

• U • C •

FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Processos híbridos *step-by-step* para produção de componentes metálicos com geometrias complexas

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

Hybrid *step-by-step* processes for the production of metallic components with complex geometries

Autor

Daniel Alexandre Cruz Gatões

Orientador

Maria Teresa Freire Vieira

Júri

Presidente	Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra
Vogais	Professor Doutor Artur Jorge dos Santos Mateus Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria Doutor André João Cavaleiro Leitão de Carvalho Investigador do INEGI
Orientador	Professora Doutora Maria Teresa Freire Vieira Professora Catedrática da Universidade de Coimbra

Coimbra, julho, 2016

“The grass was greener, the light was brighter,
the taste was sweeter, the nights of wonder.
With friends surrounded, the dawn mist glowing, the water flowing.
The endless river, forever and ever.”

Pink Floyd, “High Hopes”.

Aos meus Pais.

Agradecimentos

Porque ao longo de qualquer etapa da nossa vida, não podemos desprezar quem nos ajuda, acompanha e guia, agradeço aqui a todos os que representaram um papel, silencioso ou não, importantíssimo para esta finalização.

À Professora Doutora Teresa Vieira, por esta oportunidade de trabalhar e aprender a seu lado, onde recebi o melhor acompanhamento e conhecimento possível. Pelas imensas horas que num tão curto espaço de tempo foram partilhadas, com todo o meu agrado. Por ser uma força inabalável contra todas as adversidades presentes, o meu enorme obrigado de todo o coração.

Ao Professor Valdemar, por toda a paciência e ajuda mostrada, sem qualquer ganho em vista.

À Doutora Sofia Ramos, pela ajuda relativa à máquina de ultramicroindentação e disponibilidade constante para qualquer dúvida.

À Doutora Rita Farinha, pela partilha de conhecimentos e toda a disponibilidade mostrada ao longo de toda esta dissertação.

Aos colegas de laboratório, pelo companheirismo e boa disposição constantes.

Ao Professor José Domingos, pelos ensinamentos relativos ao equipamento de ensaios de tração.

À equipa do CDRsp por abrirem as portas do seu espaço, pelo apoio e companhia e acesso ao equipamento mais importante desta dissertação.

Ao “Projecto nº 3414 - additive.Milling – Add Milling to Additive Manufacturing” parte do Programa Operacional Competividade e Internacionalização (POCI).

Aos meus amigos de sempre, por todas as conversas tidas e por ter, serão sempre algo que guardo com carinho.

Ao Xavi, porque é sempre necessário ter alguém que nos acompanhe e nos questione, que nos ensine e nos faça duvidar, pelas horas incansáveis onde a amizade e entreaajuda reinou.

À Filipa, porque ao longo de todos estes anos foste um pilar inabalável, pelo teu sentido de aventura e companheirismo, mesmo quando a vida nos prega partidas.

À minha família, porque poucas pessoas serão tão importantes como vocês no meu crescimento psicológico, serão sempre os mais silenciosos e presentes em toda a minha vida.

Aos meus primos Paulito e Sandra, porque mesmo nesta fase mais escura da sua vida, nunca perderam o seu sorriso. Pelas longas horas que não vos pude acompanhar.

Aos meus avós, por todo o acompanhamento e apoio ao longo da vida. Por todos os lanches e conversas, por todo o enxoval e toda a salsicha com batata frita que me deram.

Aos meus pais e ao meu irmão, por me moldarem da melhor maneira, por tentarem sempre proteger das adversidades que a vida lhes deu, dando tudo o que puderam em boa medida para me tornar a pessoa que sou hoje. Porque, no papel de filho, nem sempre dou valor a tudo o que me aparece à frente, sinal que nunca passei necessidades.

Muito obrigado!

Resumo

Num mundo onde a 4ª revolução industrial está iminente, exige-se a adaptação a este novo paradigma, onde componentes exclusivos, adaptados às necessidades do consumidor com geometrias inviáveis tornam-se possíveis. O fabrico aditivo responde perfeitamente a estas exigências, onde o processo de fusão seletiva por laser (SLM) de pós assume um papel significativo para o processamento de materiais metálicos. No entanto, para além da densificação, a rugosidade da superfície é um dos problemas deste processo de fabrico. Após estudo exaustivo de diversos parâmetros de processamento de um componente esférico, em diversas localizações, esta dissertação demonstra que há sempre necessidade de recurso a processos híbridos. No entanto, os parâmetros selecionados são determinantes para a esfericidade e ocorrência de defeitos que podem afetar a sua geometria. Numa segunda instância, foram comparados as características/propriedades de dois tipos de pó de aço H13: comercial e resultante do aproveitamento de aparas de maquinagem/acabamento. Os pós de apara metálica H13 podem atingir após processamento propriedades ainda adequadas às aplicações a que se destinam, através de uma solução ambientalmente sustentada.

Palavras-chave: Fusão Seletiva por Laser (SLM), Aço inoxidável 316L pós, Aço ferramenta H13 pós, SLM/rugosidade, SLM/porosidade, SLM/Propriedades Mecânicas.

Abstract

In a world where the fourth industrial revolution seems imminent, it's required some adaptation to this new paradigm, where exclusive, consumer-friendly components with unviable geometries become possible. The additive manufacturing possibilities answer perfectly those demands, where the selective laser melting process takes a front lead in metallic materials processing. Still, the densification and surface roughness are a problem of this fabrication process. After exhaustive study of diverse process parameters of a spherical component, in diverse locations, this dissertation shows that there is always necessity of hybrid processes. However, the selected parameters are essential to the sphericity and defect occurrence that can alter the geometry. In a second instance, it was compared the characteristics/properties of two types of H13 steel powders: commercial and resulting of the harnessing machining/finishing chips. The H13 steel chip powder can achieve, after the processing, properties adequate to the desired applications, through an environmentally sustained solution.

Keywords Selective Laser Melting (SLM), Stainless Steel 316L powders, Tool Steel H13 powders, SLM/roughness, SLM/porosity, SLM/Mechanical Properties.

Índice

Índice de Figuras	vii
Índice de Tabelas	ix
Símbolos	x
Siglas	x
Introdução	1
1. Revisão bibliográfica	3
1.1. Fusão Seletiva por Laser	7
1.2. Fenómenos físicos	9
1.3. Aço e o seu processamento por SLM	11
2. Métodos e Processos	16
2.1. Pó de aço inoxidável austenítico 316L	16
2.2. Pó de aço ferramenta H13	16
2.3. Caracterização do pó	17
2.3.1. Espectrometria de difração laser	17
2.3.2. Microscopia eletrônica de varrimento	17
2.3.3. Difração de raios X	17
2.4. Fusão seletiva por laser	18
2.4.1. Características do equipamento	18
2.4.2. Condições funcionais	19
2.5. Caracterização física dos componentes	23
2.5.1. Microscopia ótica e eletrônica de varrimento	23
2.5.2. Porosímetria de mercúrio	23
2.5.3. Microscopia de foco infinito	23
2.5.4. Ultramicroindentação	24
2.5.5. Ensaaios de tração	25
3. Resultados e Discussão	26
3.1. Caracterização dos pós (4S's)	26
3.1.1. Tamanho e distribuição granulométrica	26
3.1.2. Fator de forma	28
3.1.3. Estrutura	29
3.1. Caracterização dos componentes	30
3.1.1. Caso A e B	31
3.1.2. Caso C e D	37
Conclusões	49
Caso A e B	49
Caso C e D	49
Trabalhos Futuros	51
Referências bibliográficas	52

Anexo A – Parâmetros de fabrico	55
Anexo B – Equações de relação entre módulo de young e porosidade	56
Apêndice A – Posicionamento dos provetes na base de construção e nomenclatura usada	57
Caso C	57
Caso D	57
Nomenclatura.....	57
Apêndice B – Morfologia Superficial	58
Apêndice C – Morfologia e composição de poros com inclusões.....	60
Apêndice D – Morfologia e composição de poros de abate	63
Apêndice E – Comparação entre módulo de young e as porosidades calculadas	65

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1. Custo por unidade de processos convencionais vs. fabricação aditiva [1].	3
Figura 1.2. Exemplos de novas ideias de <i>design</i> possíveis e ser realizadas por processos aditivos [10].	4
Figura 1.3. Fluxo de processo da fabricação aditiva [11].	5
Figura 1.4. Aplicações, do presente ao futuro, para a fabricação aditiva [14].	6
Figura 1.5. Processos de fabricação aditiva de metais [1].	7
Figura 1.6. Esquema representativo do processo SLM [19].	8
Figura 1.7. Exemplo da problemática provocada pelo efeito de “balling” [30].	9
Figura 1.8. Dinâmica da zona de fusão e efeito de “balling” [29].	10
Figura 1.9. Parâmetros principais influenciadores da qualidade final do processo [30].	11
Figura 2.1. Equipamento SLM 125 HL [50].	18
Figura 2.2. Esquema representativo da sequência de varrimento nos casos A e B.	22
Figura 2.3. Esquema representativo da sequência de varrimento nos casos C e D.	23
Figura 2.4. Caminho de avaliação topográfica.	24
Figura 2.5. Proвете normalizado (mm).	25
Figura 3.1. Distribuição granulométrica do pó 316L usado [52].	26
Figura 3.2. Distribuição granulométrica do pó de aço H13.	27
Figura 3.3. Distribuição granulométrica do pó de aço a partir de apara H13.	27
Figura 3.4. Morfologia do pó 316L comercial. [52].	28
Figura 3.5. Morfologia do pó H13 comercial [54].	28
Figura 3.6. Morfologia dos pós de aço H13 UC.	29
Figura 3.7. Difrátograma do pó de aço austenítico 316L comercial [52].	29
Figura 3.8. Difrátograma de pó de aço ferramenta H13 comercial [54].	30
Figura 3.9. Difrátograma de pó de aço ferramenta H13 (apara).	30
Figura 3.10. Vista de topo (A1 e B1) e transversal (A2 e B2) das esferas com cubo A e B.	32
Figura 3.11. Esferas com cubo produzidas por fusão seletiva por laser.	32
Figura 3.12. Morfologia da superfície das esferas.	32
Figura 3.13. Exemplo de alguns defeitos superficiais.	34
Figura 3.14. Tradução tridimensional da esfera I.1 e plano de corte.	36

Figura 3.15. Avaliação da esfericidade do componente I.1.....	36
Figura 3.16. Bases de construção usadas no caso C e D (à esquerda 125 x 125 mm ² , à direita 50 x 50 mm ²).....	38
Figura 3.17. Topografia da superfície lateral dos provetes.	39
Figura 3.18. Módulos de elasticidade dos provetes de pó comercial.	42
Figura 3.19. Módulos de elasticidade dos provetes (pó de apara).....	42
Figura 3.20. Porosidade aberta e teórica (Duckworth/Ryshkewitch).	43
Figura 3.21. Tensão de rutura e deformação total dos provetes H13 comercial.	43
Figura 3.22. Fraturas dos provetes 3 (A e B) e 5 (C e D) do caso C.	44
Figura 3.23. Tensão de rotura e deformação total dos provetes H13 UC.	45
Figura 3.24. Tipos de fraturas dos provetes 4 (A e B) e 6 (C e D) do caso D.....	45
Figura 3.25. Comparação entre séries.	46
Figura 3.26. Durezas no topo (T) e base (B) dos provetes a partir de pó comercia.	47
Figura 3.27. Durezas no topo (T) e base (B) dos provetes a partir de pó de apara.	47

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1.1. Resumo das rugosidades obtidas para 316L e para o aço de ferramenta H13... 14	14
Tabela 1.2. Resumo dos parâmetros usados na literatura para o aço 316L (NR - não referenciado; NA - não aplicável). 15	15
Tabela 2.1. Composição química de um aço inoxidável 316L [47]. 16	16
Tabela 2.2. Composição química típica de um aço ferramenta H13 [48]. 16	16
Tabela 2.3. Características SLM 125 HL [51]. 19	19
Tabela 2.4. Condições de produção do caso A e B. 19	19
Tabela 2.5. Parâmetros de produção do caso A. 20	20
Tabela 2.6. Grupo de teste do caso B. 20	20
Tabela 2.7. Condições e parâmetros de produção do caso C. 21	21
Tabela 2.8. Condições e parâmetros de produção do caso D. 22	22
Tabela 3.1. Rugosidades das esferas do caso A. 33	33
Tabela 3.2. Rugosidades das esferas do caso B. 35	35
Tabela 3.3. Medidas das características geométricas. 36	36
Tabela 3.4. Porosidade e densidade dos diferentes tipos de provetes. 41	41
Tabela 3.5. Porosidade calculada a partir do módulo de Young. 41	41
Tabela 3.6. Valores médios e desvio-padrão de tensão de rutura e deformação total dos provetes de H13. 46	46
Tabela 3.7. Valores médios de dureza e módulo de Young para ambas as séries. 48	48

SÍMBOLOS

P – Potência

e – Espessura de camada

h – Distância entre linhas de varrimento

v – Velocidade de varrimento

λ – Comprimento de onda

n – Número inteiro

θ – Ângulo de incidência

R_a – Rugosidade média

R_q – Rugosidade quadrática média

SIGLAS

AM – Additive Manufacturing

AISI – American Iron and Steel Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

CAD – Computer Aided Design

CEMUC – Centro de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra

EDM – Electrical Discharge Machining

DRX – Difração Raios X

IFM – 3Infinite Focus Microscope

ISO – International Institute for Standardization

SAE – Society of Automotive Engineers

SEM – Scanning Electron Microscope

SLM – Selective Laser Melting

SLS – Selective Laser Sintering

STL – Stereolithography

UC – Universidade de Coimbra

INTRODUÇÃO

A exclusividade exigida pela sociedade tecnológica atual toma contornos cada vez mais grandiosos, numa era em que todo o paradigma de produção em grande série está a ser rapidamente alterado por esta nova visão. A ligação entre a conceção de um componente/produto e o momento em que este se encontra disponível ao consumidor final necessita de ser cada vez mais rápida, fácil, económica e de contribuir para uma maior ecoeficiência dos processos de fabrico. Em resposta a esta exigência, surge o fabrico aditivo. Estes processos, caracterizados pela construção camada a camada, conseguem, por este motivo, componentes com elevadas complexidades geométricas, apenas limitadas pelo engenho e saber do engenheiro projetista. Além disto, esta tecnologia permite minimizar a quantidade de resíduos e etapas associadas aos processos subtrativos convencionais.

A técnica de produção de fusão seletiva por laser (SLM do inglês *Selective Laser Melting*), é a principal e a mais prometedora tecnologia de processamento de pós metálicos, devido à sua capacidade de produzir componentes com densidades elevadas e propriedades mecânicas iguais ou superiores às resultantes de componentes conformados por processos convencionais [1]. A SLM tem por base a fusão e posterior solidificação do material, através de sucessivas passagens de um feixe laser pré-programado, em consecutivas camadas de pó metálico presentes dentro de uma câmara com atmosfera controlada.

Apesar de todas as vantagens evidentes do processo, devido à natureza da própria tecnologia, os acabamentos superficiais dos componentes são considerados em geral grosseiros quando comparados com processos convencionais. É necessário posterior acabamento recorrendo a tecnologias subtrativas, normalmente à fresagem, que devido às configurações extremamente complexas dos componentes possíveis de conceber com esta tecnologia, torna-se obviamente um processo demorado e dispendioso.

Outra particular preocupação da indústria é o preço do pó metálico, proibitivo para muitas aplicações. Apesar do preço dos pós metálicos vir expectavelmente a baixar nos próximos anos, com o aumento da produção destes ligada ao crescimento dos processos de fabricação aditiva, o seu atual valor poderá levar alguma da indústria a hesitar na altura da aquisição de equipamento [2].

Assim, na presente dissertação pretende-se contribuir para conciliar as duas tecnologias: um processo *step-by-step*, alternativo à compra de equipamentos híbridos a preços de mercado proibitivos para a grande maioria da indústria. No entanto, há que previamente ajustar as condições de fabrico aditivo ao pó para que seja minimizada a rugosidade antes de se proceder a tratamentos de acabamento, durante ou após fabrico, função da complexidade geométrica da peça.

A contribuição principal desta dissertação será no estudo da influência do tipo de pó, dos parâmetros de processamento e localização/orientação durante o fabrico no acabamento da superfície do componente e concomitantemente nas suas propriedades finais em particular dureza e módulo de elasticidade.

Para demonstração do conceito selecionou-se um componente que consistia num cubo aberto com uma esfera no seu interior, considerando-se que esta é uma geometria que retrata de uma forma sustentada as potencialidades do processo e a rugosidade inerente, de modo a evidenciar o efeito da geometria e das condições operatórias na rugosidade, sem que intervenha qualquer efeito intrínseco relacionado com alterações químicas e físicas. Para tal selecionou-se como pó um aço inoxidável austenítico.

Com o objetivo de aproximar o caso em estudo do necessário para aplicações em insertos/postiços de moldes, onde é exigida homogeneidade química e física, e propriedades adequadas à sua utilização, ou seja dureza, selecionaram-se como pós um dos aços mais comuns na indústria de moldes - H13 (AISI). Os pós usados são de dois tipos – comerciais e resultantes de tratamento de aparas de processos subtrativos de elevada velocidade. Neste último caso, o foco é tornar o processo mais sustentável, económica e ambientalmente.

Esta dissertação encontra-se dividida em três secções: revisão bibliográfica; métodos e processos; resultados e discussão. A primeira secção introduz o material, o processo e o seu enquadramento, incluindo a preparação e física essencial relacionada a este, usando como exemplo bibliografia relevante e atual. A segunda apresenta as técnicas de caracterização e as condições e características de processamento. Por último são apresentados resultados, discutidos sucintamente e correlacionados para os diferentes casos em estudo, apontando, sempre que possível, bibliografia pertinente para o assunto em causa. São apresentadas ainda as conclusões possíveis e perspectivas de trabalhos futuros.

1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O panorama da quarta revolução industrial leva a uma nova forma de perceber o Mundo. Exige-se componentes exclusivos, personalizados e adaptados às necessidades individuais, em que a escolha do consumidor se eleva acima da aceitação da uniformização vigente ligada às grandes séries, mantendo a qualidade e os custos controlados. Este novo horizonte leva a um mercado com elevada competição interempresarial para se adaptar, modernizar e implementar as necessárias alterações, reduzindo os custos de produção e todo o desperdício, aproveitando todos os recursos disponíveis.

A fabricação aditiva (AM do inglês *Additive Manufacturing*) surge como resposta natural às novas imposições. Definida como “processo de ligação de material para produzir componentes a partir de um modelo 3D CAD, normalmente camada a camada, em oposição às tecnologias subtrativas”, permite responder às exigências colocadas através da sua capacidade generalizada de construir eficientemente componentes de pequeno tamanho com geometrias complexas, sem qualquer custo adicional por este nível de detalhe, dado que o preço por componente pode ser considerado constante (figura 1.1).

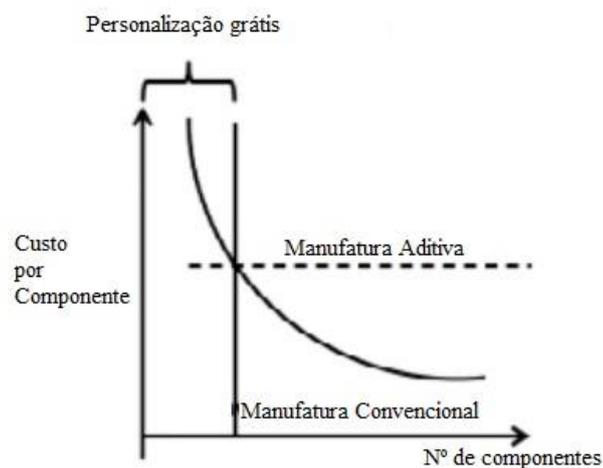


Figura 1.1. Custo por unidade de processos convencionais vs. fabricação aditiva [1].

A história da fabricação aditiva encontra-se intimamente ligada, desde o final dos anos 80, à criação rápida de modelos e protótipos [3], [4].

O processamento camada-a-camada foi, discutivelmente, primeiro introduzido em 1971 [5], surgindo anos depois, em 1977 [6], associado a SLS, ou seja, sinterização por laser. Este conceito só começou a ser aplicado, quando os computadores evoluíram e a melhoria dos equipamentos tornou economicamente viável a sua utilização para determinadas aplicações [7]. Estes processos tornaram-se e são especialmente vantajosos, quando estão em causa pequenas séries e tamanhos relativamente reduzidos, devido ainda à limitação de tamanho dos próprios equipamentos e às alternativas convencionais existentes para grandes séries. Encontram por esse mesmo motivo os desafios de miniaturização, tais como a capacidade de igualar ou superar os componentes meso e macro no que toca a esforços mecânicos com secções mais reduzidas, o que origina a necessidade de suportar tensões mais elevadas [8].

Graças à fabricação aditiva, cria-se um novo modelo de entrega digital, onde pode-se já, num qualquer lugar no mundo onde exista um computador, normalmente numa empresa, enviar em nuvem (do inglês *Cloud manufacturing/Cloud production*), um ficheiro de um objeto 3D que irá ser impresso noutra qualquer localização, onde haja uma máquina de processo aditivo, minimizando drasticamente todos os custos de transporte e a necessidade de armazenamento resultando numa peça final polimérica, metálica ou cerâmica, a partir de diferentes tipos de materiais, assim como líquidos, pós, fios, etc. [9].

Todas as possibilidades presentes no AM constroem um novo paradigma da maneira como se pensam as geometrias e as possibilidades que estas oferecem. Um grupo complexo de peças pode ser construído agora apenas numa só vez, sem necessidade de soldaduras ou colagens posteriores (figura 1.2), começando a ser a imaginação a única limitação para a evolução destas novas possibilidades geométricas. Os passos desde a conceção à peça final estão explícitos na figura 1.3.

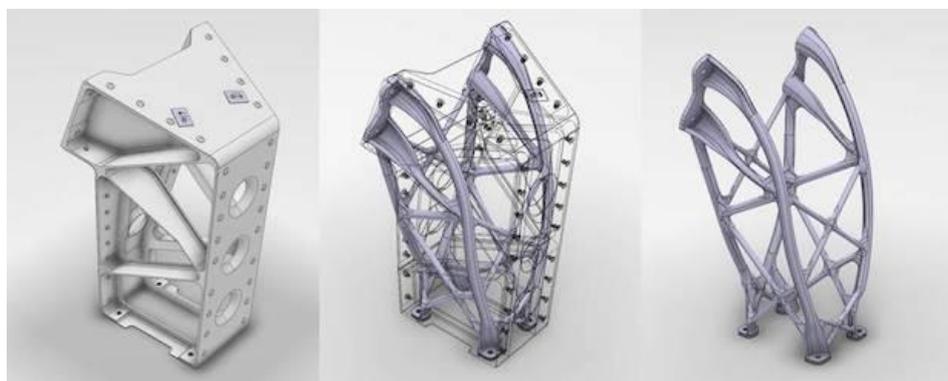


Figura 1.2. Exemplos de novas ideias de *design* possíveis e ser realizadas por processos aditivos [10].

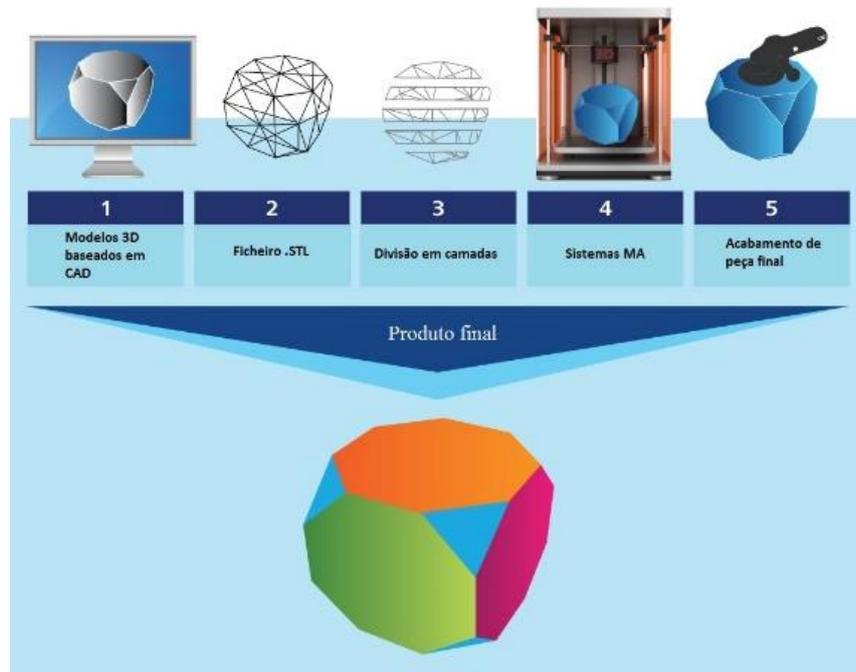


Figura 1.3. Fluxo de processo da fabricação aditiva [11].

Apesar de alguma apreensão e ceticismo ainda existente na comunidade científica e empresarial no que toca à 4ª revolução, existe um claro crescimento acelerado dos processos aditivos à escala global, com vendas e serviços a crescerem de forma exponencial, tornando este um mercado extremamente apetecível e vantajoso, sendo esta uma das tecnologias de fabricação avançada com maior crescimento global [2].

Ao longo do tempo, várias empresas vão entrando neste mercado, o que origina uma elevada concorrência, resultando geralmente em preços mais baixos, tanto de máquinas como de materiais. Este mercado é especialmente aliciante devido à perspectiva de patentes caducarem nos próximos anos [2], o que aumentou em flecha as aplicações para novas patentes possíveis, criando um mercado mais vasto e informado. Um dos mercados mais interessantes é o de fornecimento de pós, mercado em rápido crescimento, devido à sua dependência de um reduzido número de fornecedores [12].

O futuro da fabricação aditiva é seguro e com aplicações crescentes, como se pode ver na figura resumo 1.4. A aposta das grandes empresas é clara para o uso deste processo para a resolução de velhos problemas. Além disso, num mundo que procura ser cada vez mais ambientalmente responsável, os processos aditivos usam energia do laser, que na sua produção não liberta gases poluentes, com o material a ser fundido ou depositado onde é necessário, evitando desperdícios [13].

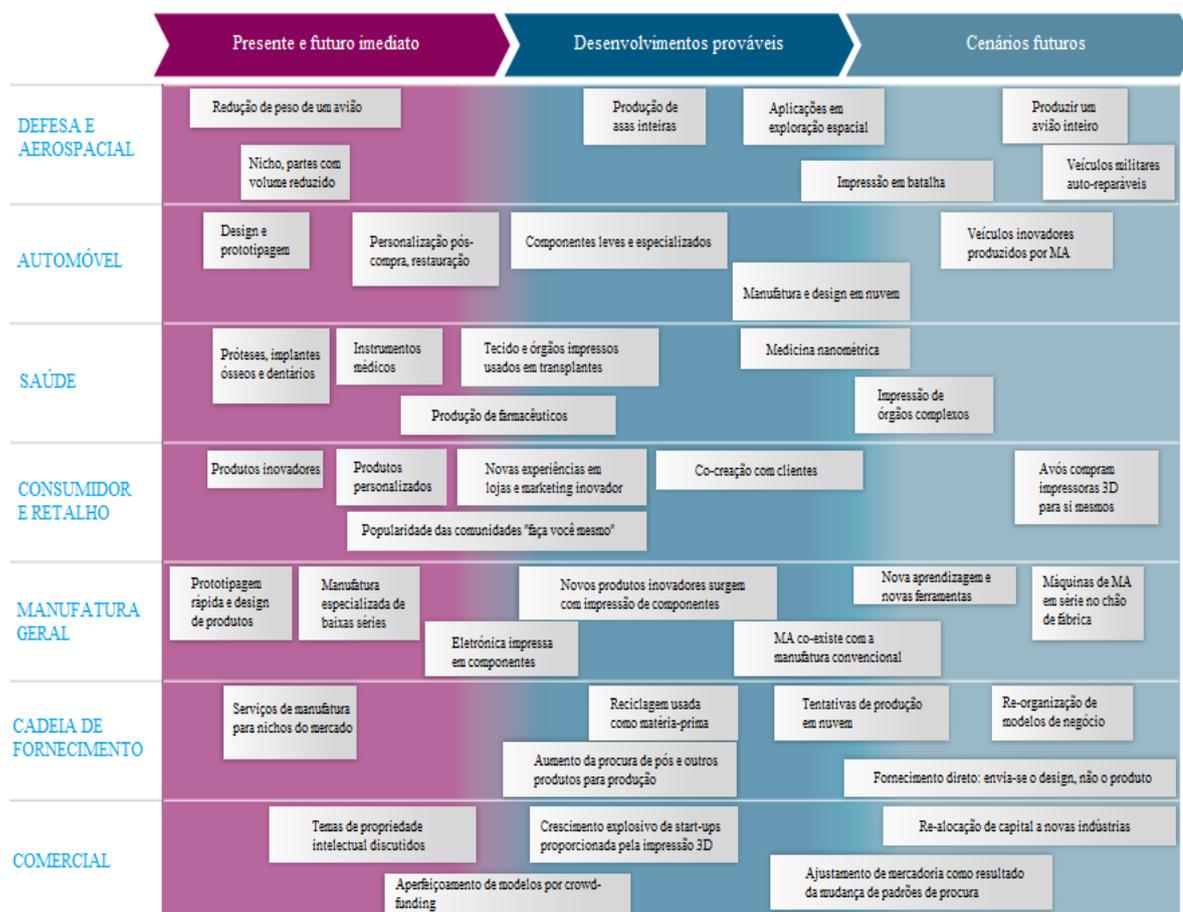


Figura 1.4. Aplicações, do presente ao futuro, para a fabricação aditiva [14].

A componente da fabricação aditiva mais prometedora e essencial é o processamento de metais usando processos aditivos, devido às funções associadas a estes componentes, respondendo às exigências de miniaturização de componentes mantendo a sua capacidade de responder satisfatoriamente às solicitações mecânicas, com vantagem de redução do pesos dos componentes, exigência generalizada no século XXI e uma das grandes linhas de pensamento da engenharia atual [15]. Estes processos encontram-se sumarizados na figura 1.5.

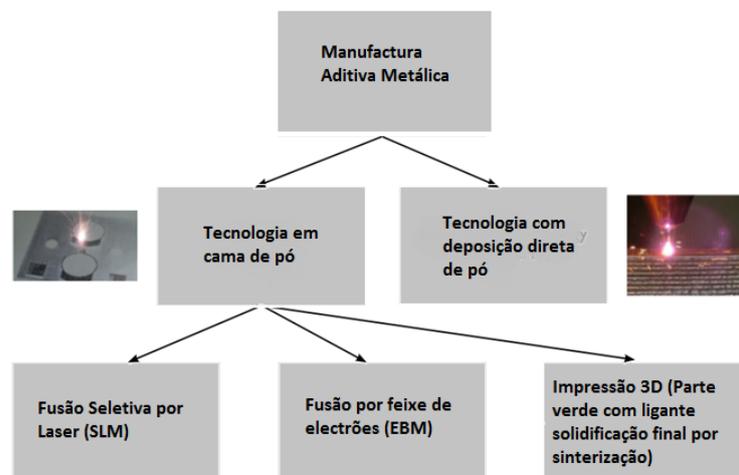


Figura 1.5. Processos de fabricação aditiva de metais [1].

1.1. Fusão Seletiva por Laser

A fusão seletiva por laser (SLM do inglês Selective Laser Melting) foi desenvolvido pela F&S Stereolithographie-technik GmbH, de maneira a produzir componentes metálicos densos a partir de pós metálicos, usando um feixe de alta densidade de energia de maneira a fundir os pós, camada a camada [16], com propriedades mecânicas comparáveis com o material maciço.

O SLM tem vindo a afirmar-se no mercado como processo maior de processamento de pós metálicos para produção de produtos finais. Este processo conhece poucos limites, quer em termos de materiais quer em termos de complexidade geométrica do produto final, revolucionando desde o projeto inicial ao produto final, a maneira como são concebidos todos os componentes que usamos quotidianamente [17].

Antes do envolvimento do processo em si, é necessária a preparação de um ficheiro CAD, que será traduzido em STL, algo possível na maioria do software CAD existentes. Após ter este ficheiro pronto, este será tratado num software como o Magics [18], da Materialise, onde será posicionada a peça e acrescentados os suportes se esse for o desejo do utilizador. Nestes passos, o programa procede à divisão do desenho por camadas e por protocolos de varrimento e densidade de energia a aplicar.

A tecnologia consiste na deposição de uma fina camada de pós, normalmente a variar entre 20 e 100 μm , num ambiente previamente purgado de oxigénio. Depois de o pó ser equitativamente distribuído na superfície base, um laser com elevado nível de energia é usado para varrer a camada de pó, segundo o caminho indicado pelo ficheiro STL, de

maneira a fundir e ligar as partículas de pó dessa base. Quando termina o varrimento, a base é baixada e uma próxima camada de pó é aplicada, repetindo todo o processo até o componente estar completamente produzido.

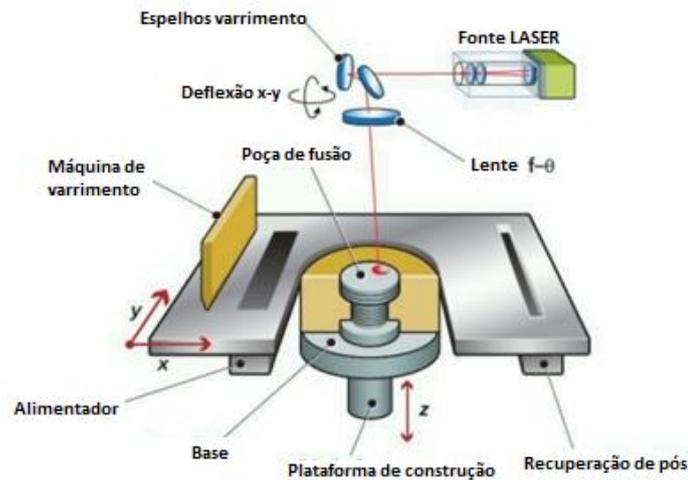


Figura 1.6. Esquema representativo do processo SLM [19].

Todo este processo ocorre sob uma atmosfera protetora de um gás inerte, bombeado para a câmara, no essencial para evitar a formação de óxidos, que são extremamente prejudiciais para todos os processos que envolvem a difusão e a fusão de materiais. Também a base é comumente pré-aquecida até uma temperatura adequada para melhorar a adesão às primeiras camadas de pó e evitar tensões residuais, conseqüentemente minorar os defeitos [20]. Uma vez terminada a produção do componente, o pó é recolhido, peneirado e posteriormente reutilizado, com um desperdício praticamente desprezável. O componente retirado é separado da base através de maquinaria por descarga elétrica (EDM) ou, considerando a presença de suportes, por um arranque simples, podendo este ser manual, mas exigindo uma limpeza posterior da base de construção.

A fusão seletiva por laser permite a fusão total da camada de pó, produzindo componentes quase totalmente densos sem a necessidade de pós-processamento. Para além de produção, o SLM tem também sido adaptado para reparação de componentes danificados [1], [9], [13], [21].

1.2. Fenómenos físicos

A radiação absorvida pela cama de pó causa a sua fusão, que devido à tensão superficial, arrasta o pó circundante para a zona de fusão. Esta tensão, aliada às baixas viscosidades de líquido e elevadas pressões de vapor, cria uma zona líquida com um comportamento dinâmico. Tal leva à acumulação de tensões, elevadas rugosidades e variações dimensionais.

A molhabilidade é um fator importante, já que a fase líquida deve molhar a camada anterior, de maneira a assegurar uma boa adesão entre camadas, mantendo na nova camada uma poça de fusão controlada [22]–[26]. Aqui o fator mais relevante é a densidade de energia, que influencia a espessura e a profundidade da poça de fusão. Outros fatores, como a presença de óxidos, afetam também toda a dinâmica da zona de fusão.

Uma densidade de energia pequena ou demasiado elevada leva à falta de controlo da zona de fusão, criando um efeito de “balling” exagerado [23], [26]–[29] (figura 1.7) devido à elevada tensão de vapor causada pelo laser, a tensão superficial devido à diferença de temperaturas entre substrato, pó e a zona fundida e o “efeito de *Marangoni*”, evidenciado pelos fluxos dentro do fluido [20].

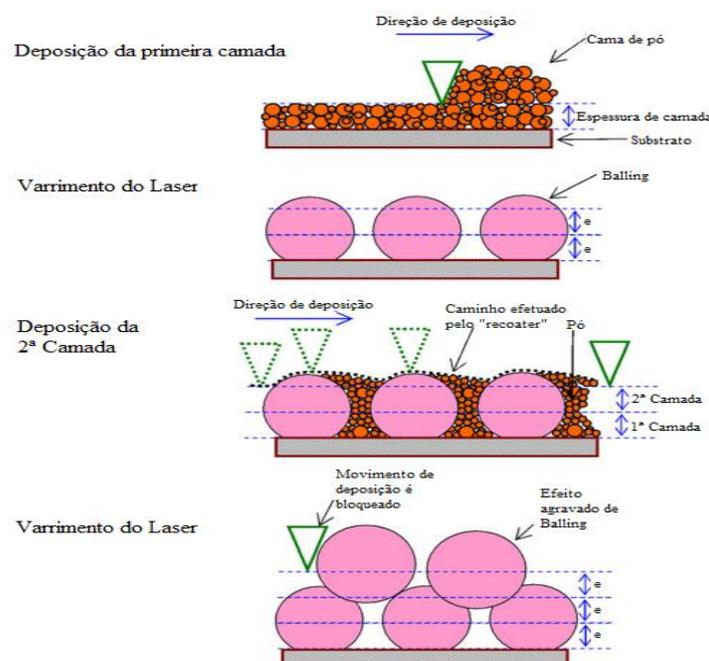


Figura 1.7. Exemplo da problemática provocada pelo efeito de “balling” [30].

A dinâmica da zona de fusão com o efeito das tensões pode ser observada na figura 1.8.

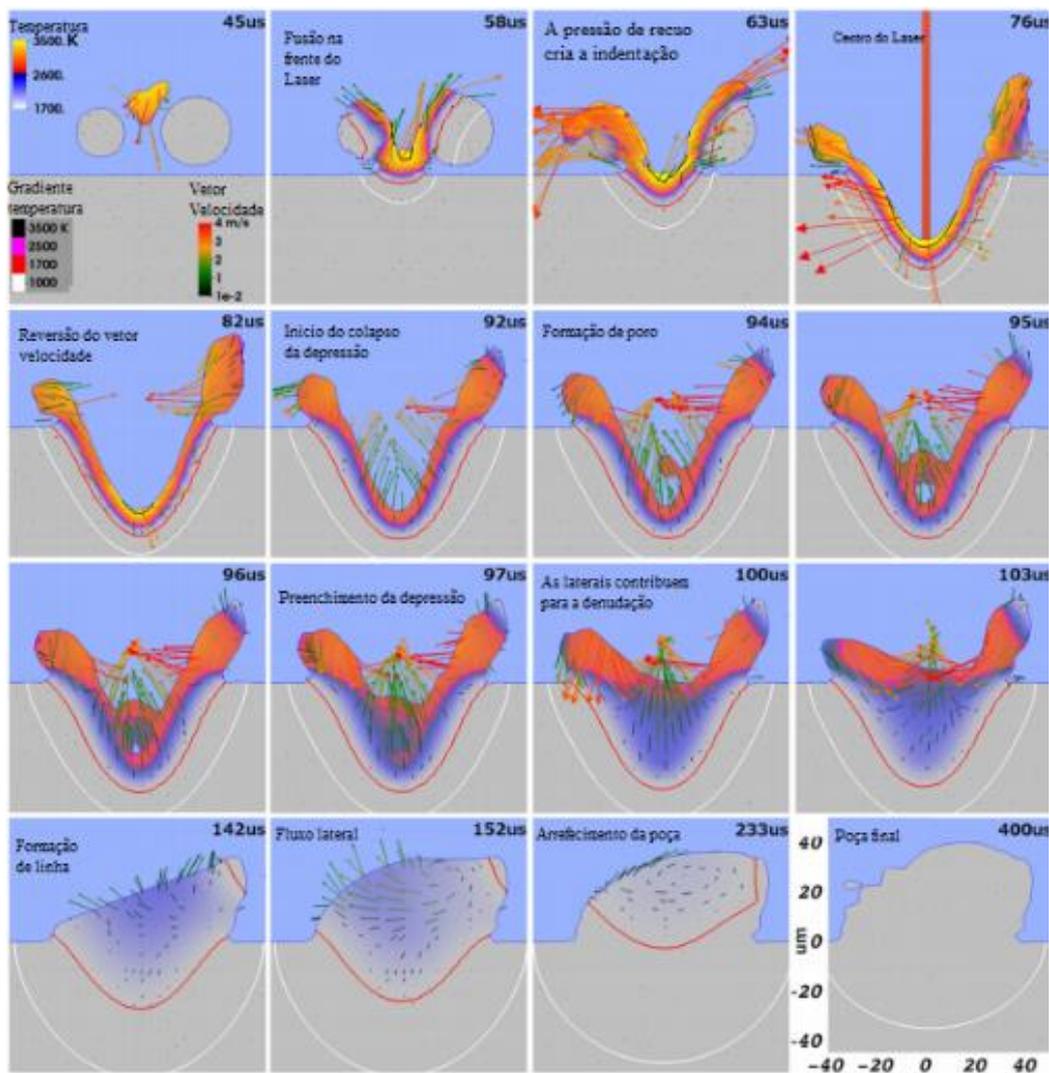


Figura 1.8. Dinâmica da zona de fusão e efeito de “balling” [29].

No anexo A, estão compilados os parâmetros influenciadores da qualidade dos componentes produzidos por SLM

Os parâmetros essenciais para o cálculo da densidade de energia estão na equação 1.1 [1].

$$E_D = \frac{P[W]}{e[mm] \times h[mm] \times v[\frac{mm}{s}]}, \left[\frac{J}{mm^3} \right] \quad (1.1)$$

onde, P é a potência do laser, e a espessura de camada, h a distância entre linhas de varrimento e v a velocidade de varrimento do laser, cada um destes parâmetros pode ser observado na figura 1.9.

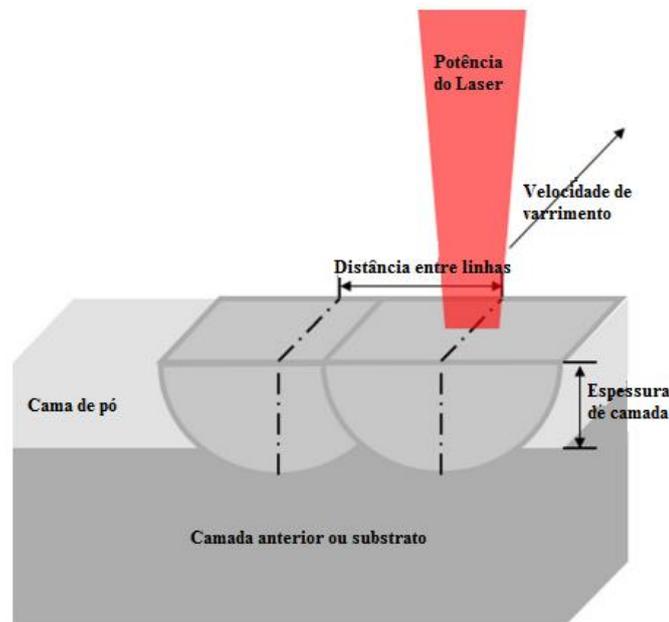


Figura 1.9. Parâmetros principais influenciadores da qualidade final do processo [30].

1.3. Aço e o seu processamento por SLM

A partir de 2003, houve um enorme crescimento do número de publicações envolvendo pó de aço e SLM, principalmente devido ao facto de permitir a redução de peso devido às configurações possíveis. Os aços inoxidáveis são um dos materiais mais omnipresentes no quotidiano do SLM devido às suas aplicações, quer na indústria biomédica, química, metalomecânica, etc..

O aço 316L apresenta uma fase austenítica à temperatura ambiente, o que, em conjunto com as suas propriedades de resistência à corrosão, oxidação e resistência mecânica, lhe confere um dos lugares de maior destaque para o uso em SLM. No entanto, em 2001 ainda não era possível o seu processamento devido a um elevado efeito de “balling” [31]. Apenas com o surgimento do laser de fibra de Itérbio o processamento do aço por SLM foi conseguido; *Tolosa et al* atingiram no processamento deste tipo de aços densidades de 99,9% [32]. Dos trabalhos realizados sobre o aço inoxidável austenítico 316L podem ser destacados os seguintes pontos:

- a rugosidade, a densidade e a resistência mecânica dependem da velocidade de varrimento; a rugosidade aumenta fortemente com a velocidade de varrimento [33];

- é possível obter densidades elevadas com propriedades mecânicas superiores à dos componentes obtidos por métodos convencionais [32];
- após refusão da superfície, há diminuição da rugosidade média de 12 para 1.5 μm , alterando também a porosidade de 0,77% para 0,036% [34];
- a eficiência de fabricação e estabilidade é conseguida com uma zona fina e regular de fundido com uma sobreposição entre linhas de varrimento de 30%; para tal há que diminuir a potência ou aumentar a velocidade de varrimento; a resistência à tração aumenta consideravelmente em relação aos componentes de moldação nos dois provetes construídos com diferentes ângulos de construção, onde o provete obtido perpendicularmente à base (90°) assume os maiores valores; o alongamento é menor do que o resultante por injeção [35] ;
- quanto menor o ângulo de construção e a velocidade de varrimento, maior o empenamento numa superfície suspensa; há uma correlação entre a densidade de energia e o ângulo de construção crítico; quanto maior o número de camadas, maiores as tensões residuais, causando empenamentos [36]
- os parâmetros de processamento “ótimos” são sugeridos como: potência de 100 W, 300 mm/s de velocidade de varrimento e espessura de camada de 50 μm ; a microestrutura é composta por pequenos grãos austeníticos devido à refusão e aos curtos tempos de arrefecimento; o pré-aquecimento tem um papel importante na densidade e na precisão dimensional de componentes obtidos por SLM; os componentes exibem resistência á tração e módulo de Young semelhantes a peças obtidas por moldação e a qualidade do material diminui à medida da evolução da construção [28];
- o “balling” é mais aparente para altas e baixas densidades de energia; a topografia superficial ótima foi conseguida para uma densidade de energia de 104,52 J/mm³; este efeito leva à presença de pequenas bolas quando a densidade de energia é baixa e a grandes bolas quando é alta; a porosidade total é fortemente dependente da densidade de energia, diminuindo com o seu aumento até a um ponto ótimo após o qual volta a

aumentar; a dureza aumenta com a diminuição da porosidade até ao máximo de 225 HV, obtendo a densidade máxima de 99,62% de densidade de energia com 104,52 J/mm³[37];

- as densidades maiores que 99%, mostram que os parâmetros mais relevantes são a velocidade de varrimento e a potência; o aumento da velocidade mantendo a potência do laser leva a uma fusão insuficiente e a densidades baixas; baixas velocidades levam ao efeito de buraco de fechadura diminuindo a densidade de potência, mas não tão gravemente como o aumento exagerado; quando a elevadas potências, mantêm-se a densidade alta para várias velocidades de varrimento [38].
- as estruturas alveolares, em que a fração volumétrica é da ordem de 6%, são bem processadas por SLM, com um aumento da resistência à rotura e módulo de Young com aumento do volume [39];
- há dois tipos de salpico de partícula de pó, resultantes da pressão do vapor metálico; a densidade de energia afeta o tamanho, a altura de salto e a dispersão dos salpicos; os testes de resistência mecânica comparativos realizados indicaram que a fratura é dúctil tanto para as espécies contaminadas como para as “puras”, tendo estas com melhores propriedades mecânicas [40].

Os parâmetros usados nos trabalhos anteriores são excepcionalmente relevantes para demonstrar a sua influência no processo (tabela 1.2.).

O aço H13 selecionado nesta dissertação é um aço para trabalho a quente, facilmente temperável, com elevada tenacidade, resistência mecânica, resistência ao desgaste e a choques térmicos. Estas propriedades fazem deste um aço ótimo para o uso na indústria dos moldes para fabrico de zonas moldantes. Este aço é raramente referido na literatura associada ao processo SLM. No entanto, há um trabalho relevante sobre o efeito do SLM na microestrutura do H13. Este estudo aponta para a ocorrência de uma fase austenítica residual, após processamento. Esta fase metastável foi reduzida após os ensaios de tração. O mesmo estudo relaciona as elevadas durezas atingidas com a transformação da

fase metastável austenítica em martensítica [41]. No entanto, é de realçar que a máxima densificação encontrada na literatura para estes aços foi de 84% [42].

As rugosidades dos aços inoxidáveis e aços ferramenta processados por SLM, que ocorrem na literatura estão compilados na tabela 1.1.

Tabela 1.1. Resumo das rugosidades obtidas para 316L e para o aço de ferramenta H13.

Material	R_a (μm)	Pós-processamento	Referência
316L	5,82	Sim	[43]
316L	2,00	Sim	[44]
316L	14,90	Não	[43]
H20	3,78	Sim	[45]
H20	3,00	Sim	[46]
H20	12,10	Não	[43]

Tabela 1.2. Resumo dos parâmetros usados na literatura para o aço 316L (NR - não referenciado; NA - não aplicável).

Referência	Potência (W)	Diâmetro de Feixe (μm)	Velocidade de Varrimento (mm/s)	Ângulo de Construção ($^{\circ}$)	Espessura de Camada (μm)	Espacamento Entre Linhas (μm)	Tamanho de Linha (mm)	Relação entre o ângulo de Varrimento e o de Construção ($^{\circ}$)	Caminho Percorrido	Tipo de Estrutura	Densidade Estrutural
[33]	100	NR	90, 120, 150, 180	NA	60	100	NR	NR	NR	NA	NA
[32]	200	NR (80-300)	NR (max:1000)	0, 30, 45, 90	50	NR	NR	NR	NR	Placa	Elevada
[34]	(105) 85, 100	(180) 180	(380) 50, 200	NR	(30) 100	(125) 20	NR	NR	NR	(Ilhas)	NA
[35]	50, 100, 150	70	30, 40, 50, 60, 80, 90, 100, 120, 150, 160, 180, 200, 210, 240, 250, 280, 300, 320, 350, 400, 600, 800, 1000	0, 90	35	60, 70, 80, 90, 100, 120, 140, 160, 180, 200, 220, 240	15	90	Cruzado	Placa	Elevada
[36]	150, 180	70	200, 400, 600, 800, 1000, 1200	25, 30, 35, 40, 45, 50	35	80	20, 80	90	Cruzado	Alhetas	Variável
[28]	80, 100	NR	100, 200, 300	0, 90	50, 75, 100	80	NR	NR	NR	NA	NA
[37]	180	70	200, 250, 333, 400, 500, 600, 667, 750, 1000	NA	50	124	NR	90 $^{\circ}$	Meandro	NA	NA
[38]	150, 200, 250, 300, 400	54	500, 800, 1200, 1500, 1600, 1700, 1800, 1900	NA	30	70	5	90 $^{\circ}$	Ilhas	NA	NA
[39]	95	100	160	NA	75	75	NR	NA	NR	NA	NA
[40]	50, 100, 150, 200	70	50, 600	0 $^{\circ}$	40	80	NR	90 $^{\circ}$	Cruzado	NA	NA

2. MÉTODOS E PROCESSOS

2.1. Pó de aço inoxidável austenítico 316L

Nesta dissertação usou-se pós de aço inoxidável comercial 316L (AISI/SAE) da SLM solutions GmbH. A composição química típica do 316L encontra-se compilada na tabela 2.1.

Tabela 2.1. Composição química de um aço inoxidável 316L [47].

Elemento	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S
%ponderal	0,030	16-18	10-14	2-3	2	0.75	0.045	0.030

2.2. Pó de aço ferramenta H13

Numa primeira instância foi usado pó de aço H13 (AISI) comercial da SLM solutions GmbH, assim como pó de aço H13 resultante do tratamento de apara de processos subtrativos de elevada velocidade de corte, posteriormente moído e crivado de maneira a obter uma distribuição granulométrica dentro de valores aceitáveis (projeto prévio CEMUC). A composição típica deste aço está patente na tabela 2.2.

Tabela 2.2. Composição química típica de um aço ferramenta H13 [48].

Elemento	C	Cr	V	Mo	Mn	Si
% ponderal	0.32-0.45	4.75-5.50	0.80-1.20	1.10-1.75	0.20-0.50	0.80-1.20

2.3. Caracterização do pó

2.3.1. Espectrometria de difração laser

Para a realização da análise granulométrica, o tamanho e distribuição das partículas de pó utilizadas, usou-se espectrometria de difração laser. Ao incidir um laser numa partícula, há difração da luz. Segundo este princípio, um recetor de feixe laser analisa o espectro de difração, usando posteriormente uma teoria adequada que possibilita a determinação da distribuição granulométrica das partículas em análise [49].

Nesta dissertação, foi usado um analisador Mastersizer 3000, da marca Malvern, e o dispersante líquido água.

2.3.2. Microscopia eletrónica de varrimento

O SEM (*Scanning Electron Microscopy*), através dos eletrões secundários resultantes da reflexão de eletrões na superfície das partículas de pó, permite avaliar a sua morfologia superficial [49].

Na presente dissertação foi utilizado um SEM marca FEI modelo Quanta 400 FEG ESEM, equipado com sistema EDS, EDAX Genesis X4M. A energia do feixe utilizado foi de 15 keV.

2.3.3. Difração de raios X

A difração de raios X, normalmente designada pela sua sigla XRD (do inglês *X-Ray Diffraction*) consiste no bombardeamento da superfície de uma amostra por um feixe de raios X com um determinado comprimento de onda, que é difratado pelos diferentes planos cristalográficos do material, de acordo a lei de Bragg (2.1), permitindo a identificação física do material em análise,

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

em que n é um número inteiro, λ o comprimento de onda incidente, d a distância entre planos cristalinos e θ o ângulo de incidência [49].

Neste estudo foi utilizado o equipamento X'Pert Pro da PANalytical, com goniómetro PW 3020/00, com uma corrente de 35 mA e uma tensão de aceleração de 40 kV.

O anticátodo era de cobalto (comprimento de onda $\lambda(K_{\alpha 1}) = 0.178896$ nm e $\lambda(K_{\alpha 2}) = 0.179285$ nm). Como condições de aquisição do difratómetro, usou-se um passo de $0.04^\circ/s$ e um tempo de aquisição de 1 segundo. A montagem era a de Bragg-Brentano ($\Theta - 2\Theta$).

2.4. Fusão seletiva por laser

2.4.1. Características do equipamento

Nesta dissertação usou-se exclusivamente o equipamento de Fusão Seletiva por Laser SLM 125 HL da empresa SLM Solutions GmbH (Figura 2.1).

Após a necessária preparação dos pós, incluindo a crivagem e a secagem, estes são colocados num recipiente próprio que está instalado no topo da máquina. Na câmara do equipamento é onde se cria a base de construção e se procede à calibração e nivelagem dos pós antes de se iniciar o processo de fabrico.

Após a preparação do ficheiro próprio para a construção do componente, a câmara é automaticamente selada. Aí é injetado argon, pressurizando a câmara, ocorrendo alguma evacuação da mistura de maneira a purgar o oxigénio até que o nível deste seja inferior a 0,1%. Ocorre também aquecimento opcional da base durante todo este processo, que demora cerca de 20 min.

As principais características da máquina podem ser consultadas na tabela 2.3.



Figura 2.1. Equipamento SLM 125 HL [50].

Tabela 2.3. Características SLM 125 HL [51].

Componente	Característica	SLM 125 HL
Laser	Tipo de laser	Laser de fibra: Yb
	Potência máxima	400 W
	Comprimento de onda	1070 nm
	Diâmetro do feixe laser	70 - 100 μm
Base 1 e 2	Tamanho	125 x 125 (mm x mm)
	Temperatura de pré-aquecimento	200°C
	Materiais de base	Aço 316L (1) /H13 (2)
Base 3	Tamanho	50 x 50 (mm x mm)
	Temperatura de pré-aquecimento	200°C
	Material de base	Aço H13
Processo	Espessura de camada	20-75 μm
	Velocidade de construção	25 cm^3/h
	Tamanho mínimo de parede	140 μm
Atmosfera	Tipo	Árgon (99,992%)
	O ₂	<0.2%
	Pressão relativa	1-1.2 kPa

2.4.2. Condições funcionais

Os vários casos foram designados nesta dissertação por A, B, C e D. As condições funcionais e parâmetros do processo estão compiladas nas tabelas 2.4 a 2.8.

Tabela 2.4. Condições de produção do caso A e B.

Condições de produção do caso A e B	
Material	316L
Base	1
Tempo entre realização de camadas	10-15 s
Espessura de camada	30 μm
Distância entre linhas de varrimento	120 μm
Ângulo de varrimento	Ilhas a 45° (inicial com incremento de 90° por camada)
Densidade Estrutural (Suportes)	Média

Na produção A foram usados os parâmetros presentes na tabela 2.5.

Tabela 2.5. Parâmetros de produção do caso A.

Parâmetros produção do caso A		
Potência	Interior	200 W
	Exterior	150 W
	Suporte	100 W
Velocidade de varrimento	Interior	800 mm/s
	Exterior	350 mm/s
	Suportes	650 mm/s
Densidade de energia	Interior	69 J/mm ³
	Exterior	79 J/mm ³
	Suportes	43 J/mm ³

De seguida são apresentados o conjunto de testes realizados para a produção B, ou seja, os parâmetros usados em cada um dos componentes, por grupos de densidade de energia.

Tabela 2.6. Grupo de teste do caso B.

	Grupo I	Grupo II	Grupo III	Grupo IV
Densidade de energia (Interior) (J/mm ³)	60	80	100	120
Densidade de energia (Exterior)	60 a 120 com incrementos de 20 J/mm ³			
Potência (Interior)	100 - 250 W com incrementos de 50 W			
Potência (Exterior) (W)	100	150	200	250

De notar que a velocidade pode ser calculada através da equação 1.1 apresentada no capítulo anterior.

Apresentam-se ainda as produções em H13 comercial e de apara nas tabelas 2.7 e 2.8.

Tabela 2.7. Condições e parâmetros de produção do caso C.

Parâmetros e condições da produção do caso C		
Material	H13 comercial (AISI)	
Base	2	
Tempo entre realização de camadas	10-15 s	
Espessura de camada	30 μm	
Distância entre linhas de varrimento	120 μm	
Ângulo de varrimento	45° inicial com incremento de 90° por camada	
Ângulo de construção	90° em relação ao alimentador	
Densidade Estrutural	Elevada	
Potência	Interior	175 W
	Exterior	100 W
	Suporte	100 W
Velocidade de varrimento	Interior	720 mm/s
	Exterior	300 mm/s
	Suportes	660 mm/s
Densidade de energia	Interior	68 J/mm ³
	Exterior	93 J/mm ³
	Suportes	42 J/mm ³

Tabela 2.8. Condições e parâmetros de produção do caso D.

Parâmetros e condições do caso D	
Material	H13 a partir de apara
Base	3
Tempo entre realização de camadas	10-15 s
Espessura de camada	30 μm
Distância entre linhas de varrimento	120 μm
Ângulo de varrimento	45° inicial com incremento de 90° por camada
Ângulo de construção	90° em relação ao alimentador
Densidade Estrutural	Elevada
Potência	Interior 175 W
	Exterior 100 W
	Suporte 100 W
Velocidade de varrimento	Interior 720 mm/s
	Exterior 300 mm/s
	Suporte 660 mm/s
Densidade de energia	Interior 68 J/mm ³
	Exterior 93 J/mm ³
	Suporte 42 J/mm ³

A sequência usada no fabrico dos componentes seguiu a seguinte ordem: exterior; compensação; interior. A diferença entre estes podem ser vista na figura 2.2 e 2.3.

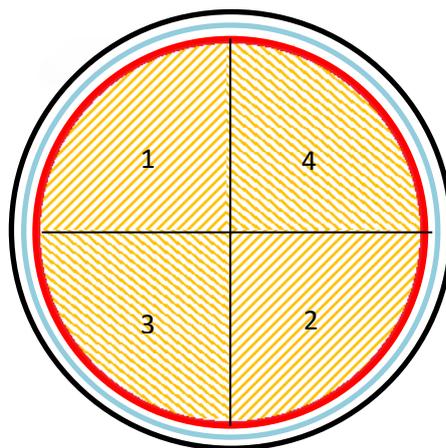


Figura 2.2. Esquema representativo da sequência de varrimento nos casos A e B.

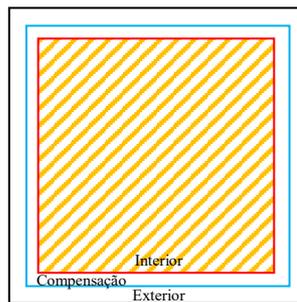


Figura 2.3. Esquema representativo da sequência de varrimento nos casos C e D.

2.5. Caracterização física dos componentes

2.5.1. Microscopia ótica e eletrônica de varrimento

Para a observação da microestrutura, após ataque químico da superfície da amostra com reagentes químicos, é usada a microscopia ótica como regra geral. Após o já referenciado ataque químico é possível distinguir as fronteiras de grão, devido à diferença tonal existente na imagem. Para o ataque químico foi usado como reagente de ataque a mistura de 95 mL de etanol para 5 mL de HNO₃, conhecido como Nital.

2.5.2. Porosímetria de mercúrio

Uma das técnicas mais aplicadas para a medição da porosidade é a porosímetria de mercúrio. Esta baseia-se no facto de o mercúrio não penetrar nos poros de reduzida dimensão a menos que atue uma pressão. Assim, devido à presença de um capilar no recipiente fechado, tornou-se possível registar a redução do nível de mercúrio no capilar, o que corresponde ao volume de poros preenchidos com mercúrio (2.2).

$$p = \frac{V_{poros}}{V_{poros} + V_{provet}} \times 100 \quad (2.2)$$

Onde p é a percentagem de poros e V o volume.

2.5.3. Microscopia de foco infinito

A microscopia de foco infinito permite adquirir informação detalhada da topografia de uma superfície, através do seu varrimento longitudinal e transversal, sendo possível no varrimento transversal dispor de gamas até 20 nm e no varrimento longitudinal

de 400 nm até à ordem dos milímetros. Este equipamento permite a obtenção de imagens 3D através de software adequado, assim como a posterior medição da rugosidade da superfície de uma amostra.

Para a obtenção da rugosidade das superfícies esféricas produzidas (cf. 3.2.1), foi usado o software do equipamento, que permite aplanar qualquer superfície e assim tornar possível a avaliação da rugosidade real do componente. Também tem de ser definido o caminho (figura 2.4) ao longo da superfície de acordo com as normas ISO para avaliação da rugosidade.

O equipamento utilizado foi um Alicona Infinite Focus da Alicona Imaging GmbH. Todas as medições cumpriram as normas ISO 4287 e 4288.

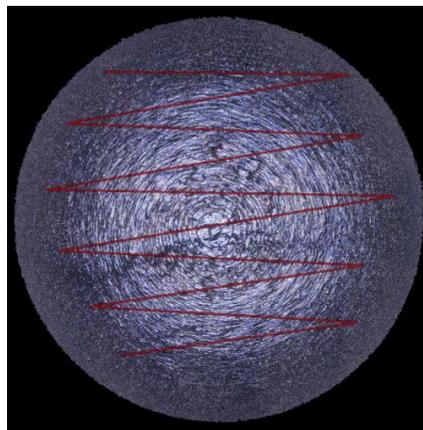


Figura 2.4. Caminho de avaliação topográfica.

2.5.4. Ultramicroindentação

A dureza das amostras foi avaliada através da sua capacidade de resistir à deformação plástica provocada por uma carga crescente, definida pelo utilizador, e aplicada através de um indentador, normalmente de diamante. A recuperação elástica também pode ser avaliada através da medição da diferença de profundidades pré e pós carga. O registo da curva de carga e descarga durante o ensaio permite não só a avaliação da dureza, como também a avaliação do módulo de elasticidade (E). Para este fim, foi utilizado o equipamento de ultramicroindentação Fisherscope H100 com um indentador Vickers de diamante. A carga e descarga foram realizados com 1000 mN, progressivamente em 60 passos por etapa, com manutenção à carga máxima e mínima durante 30 segundos.

2.5.5. Ensaio de tração

Na presente dissertação os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E 8M -11 (2012) (figura 2.5). Devido às características do próprio processo, existem variações dimensionais reduzidas que dificilmente podem pôr em causa a fiabilidade dos resultados. De notar que foi medida a secção tracionada pós-produção de maneira a que os valores introduzidos contassem com esta variação.

Apenas foram aceites os valores de tensão de rotura e deformação total, devido à impossibilidade de utilização do extensómetro, dado o reduzido tamanho dos provetes, dificultando o registo da deformação elástica do provete.

O modelo do equipamento de tração usado foi o Autograph AG-X da Shimadzu, equipado com uma célula de carga de 5 kN, à temperatura ambiente e a uma velocidade de 1 mm/min.

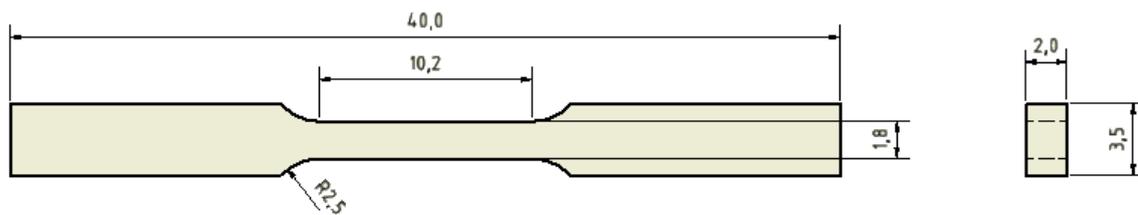


Figura 2.5. Provette normalizado (mm).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Caracterização dos pós (4S's)

Como base de qualquer estudo em fabricação aditiva em cama de pó, deve haver uma caracterização extensa do pó usado nas produções efetuadas. Para esta caracterização deve-se ter pelo menos os chamados 4 S's (particle Size, Size particle distribution, Shape, Structure), ou seja, o tamanho e distribuição granulométrica das partículas, fator de forma e a estrutura do pó.

3.1.1. Tamanho e distribuição granulométrica

Através da tecnologia de espectroscopia de difração laser determinou-se o tamanho e distribuição granulométrica dos vários pós usados.

3.1.1.1. 316L

A distribuição granulométrica do pó comercial 316L da GmbH pode ser visualizada na figura 3.1. Deve-se ter principalmente em conta que a dispersão de tamanho de partícula é reduzida e simétrica. O tamanho médio de partícula (d_{50}) é de $32.4 \mu\text{m}$, tamanho que maximiza a densidade relativa dos componentes a serem fabricados [26].

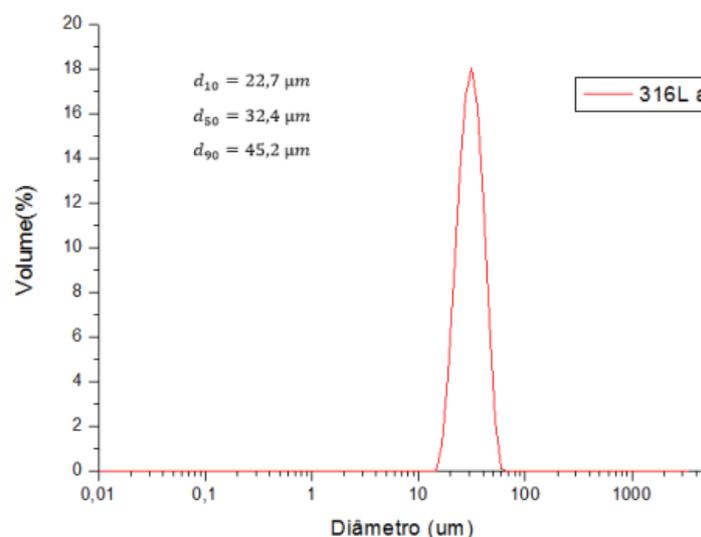


Figura 3.1. Distribuição granulométrica do pó 316L usado [52].

3.1.1.2. H13

Em relação ao pó H13 comercial (figura 3.2), o resultante do tratamento de aparas do mesmo aço têm características semelhantes às do pó 316L comercial.

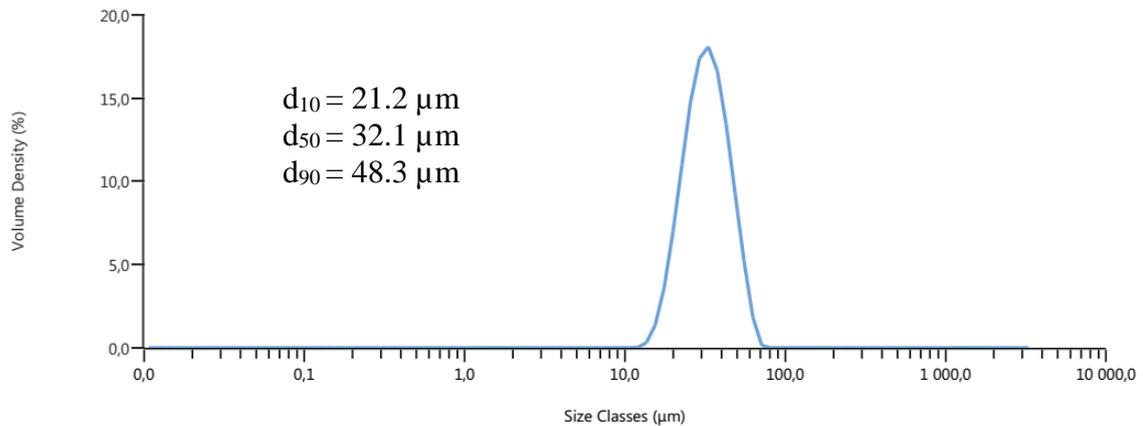


Figura 3.2. Distribuição granulométrica do pó de aço H13.

No entanto a sua distribuição de tamanho é mais alargada (figura 3.3), principalmente devido à presença de pós de dimensão reduzida. Estes podem ser especialmente benéficos, já que a sua existência permite componentes com elevada densidade serem construídos com menor densidade de energia e com melhor qualidade superficial [53].

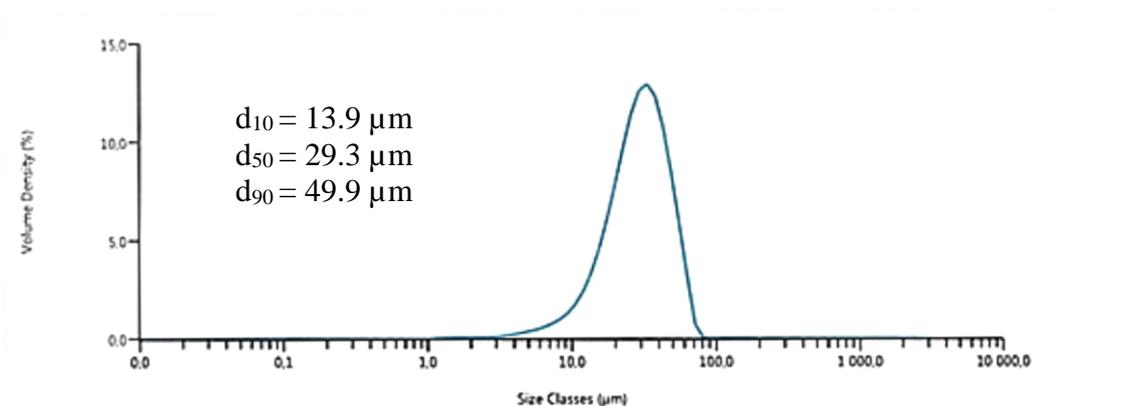


Figura 3.3. Distribuição granulométrica do pó de aço a partir de aparas H13.

Apesar da literatura acima mencionada, é de destacar a necessidade de uma investigação detalhada da influência da distribuição granulométrica na produção de componentes a partir de diferentes materiais.

3.1.2. Fator de forma

O fator de forma tem em conta a morfologia das partículas, onde se pode observar a esfericidade das partículas e a presença de partículas de tamanho reduzido no seio das restantes.

3.1.2.1. 316L

Na figura 3.4 pode-se observar na que o fator de forma da maioria das partículas é muito próximo de 1, o que indica uma esfericidade praticamente perfeita.

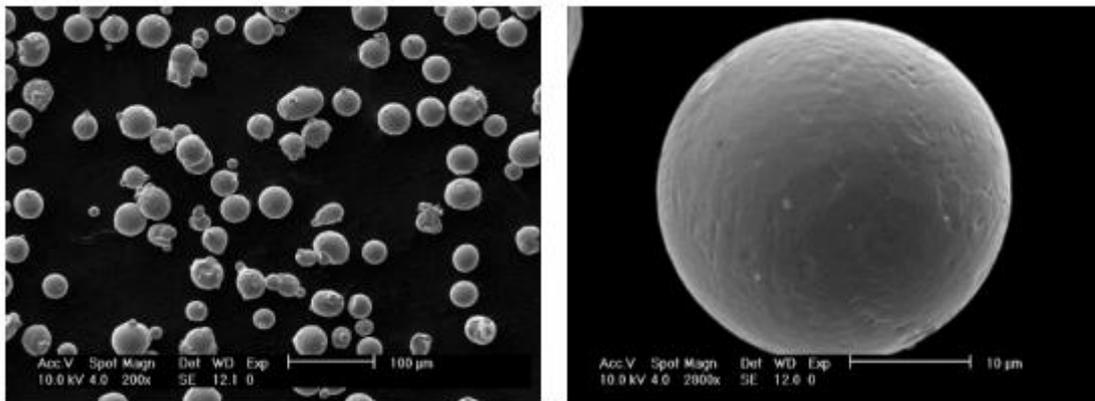


Figura 3.4. Morfologia do pó 316L comercial. [52].

3.1.2.2. H13

Os pós de H13 comercial (figura 3.5), apesar da sua esfericidade ser menor do que o pó de 316L, apresentam mesmo assim uma esfericidade elevada, com ligação de pequenas partículas à superfície de partículas maiores.



Figura 3.5. Morfologia do pó H13 comercial [54].

Os pós de aço ferramenta H13 da UC, pelo seu modo de produção, apresentam uma forma irregular (figura 3.6), o que pode implicar uma menor molhabilidade e uma maior variação dimensional aquando a sua fusão [26].

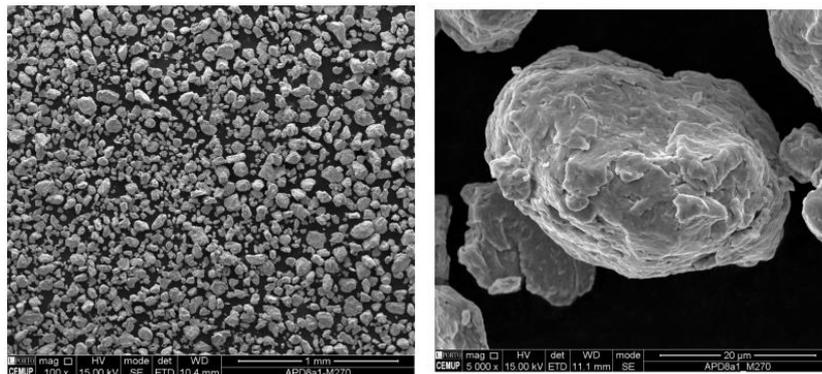


Figura 3.6. Morfologia dos pós de aço H13 UC.

3.1.3. Estrutura

A estrutura dos pós foi obtida por difração raio X, e posteriormente comparado com fichas ICDD, revelando a sua composição física.

3.1.3.1. Aço 316L

O aço 316L tem claramente uma fase austenítica dominante, com uma fase ferrítica ou martensítica residual (figura 3.7).

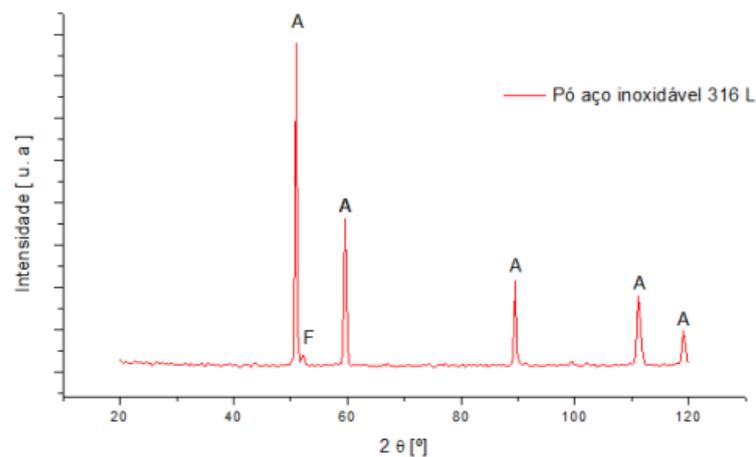


Figura 3.7. Difratoograma do pó de aço austenítico 316L comercial [52].

3.1.3.2. Aço H13

No caso dos pós de aço H13 comercial há uma fase martensítica com alguma austenite residual (figura 3.8). Este comportamento é típico de pós arrefecidos em condições de arrefecimento a velocidades superiores às da temperabilidade.

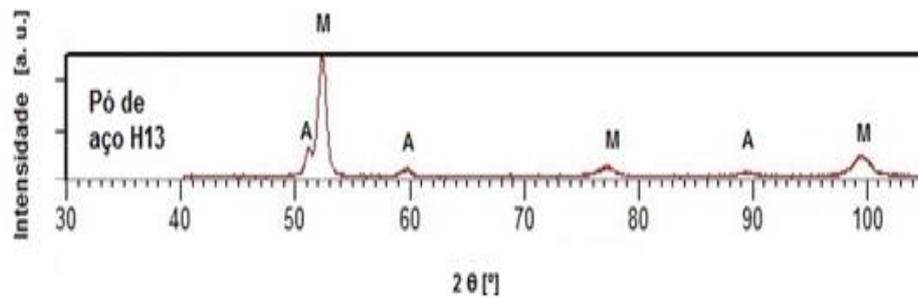


Figura 3.8. Difratograma de pó de aço ferramenta H13 comercial [54].

No caso do pó de apara, é possível observar a presença de uma fase martensítica dominante e carbonetos primários VC residuais (figura 3.9).

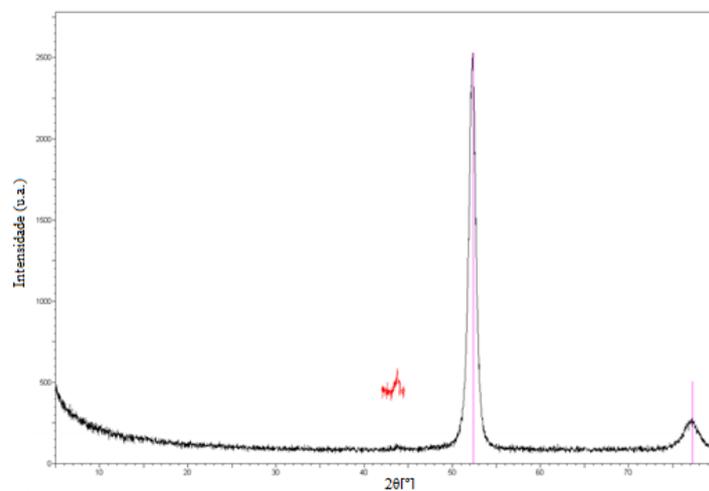


Figura 3.9. Difratograma de pó de aço ferramenta H13 (apara).

3.1. Caracterização dos componentes

Ao longo do estudo realizado foram produzidos vários tipos de componentes, de maneira a avaliar as diferentes características/propriedades essenciais para o cumprimento dos objetivos propostos. Para que a implementação de um processo híbrido *step-by-step* seja viável e eficaz, deve-se conhecer, numa primeira instância, as características base de trabalho e a influência de diferentes geometrias (esfera com (A) ou sem cubo (B)) e no primeiro caso esfera com duas dimensões (18 mm e 14 mm). Por outro, os parâmetros de fabrico por SLM são de máxima importância para a otimização do processo, donde foram analisados exaustivamente, mas tendo em consideração os parâmetros indicados na literatura para estes aços.

Para além das condições geométricas (A e B) enunciadas, os parâmetros SLM para 316L e para H13 foram testados. Neste último caso, o posicionamento do provete na

mesa de construção, foi também tido em consideração quer para o H13 comercial (C) quer para o resultante do tratamento da apara (D).

3.1.1. Caso A e B

Como se pode compreender facilmente, uma das características essenciais a ser avaliada é a rugosidade superficial. Esta depende de muitos fatores, como qualquer componente produzido em SLM, mas podem ser destacados três parâmetros principais: densidade de energia, a espessura de camada e direção de construção [43], sendo claramente a densidade de energia o parâmetro mais relevante. A correlação típica é obter com o aumento da densidade de energia uma menor rugosidade até atingir um valor mínimo, a partir do qual haverá um efeito contrário [37]. Ainda é esperado que os parâmetros que produzem componentes de mais baixas rugosidades superficiais são as que induzem as melhores propriedades mecânicas [55].

O estudo sobre a rugosidade e os parâmetros quer geométricos, quer de processo foram realizados usando pós de aço inoxidável austenítico 316L, de maneira a não introduzir outras variáveis causadas por alterações estruturais indutoras de alterações topográficas. O aço 316L é de longe o mais estudado em SLM, devido ao facto deste apresentar uma composição química e uma homogeneidade estrutural adequada às temperaturas e velocidades de arrefecimento do processo, ou seja, nos ciclos térmicos presentes em SLM.

3.1.1.1. Caso A

O sistema consiste na inserção num cubo de esferas de diferentes dimensões, de 18 e 14 milímetros de diâmetro (figura 3.10 e 3.11). O objetivo foi de avaliar a influência do tamanho da esfera na sua rugosidade superficial quando inserida no interior de um cubo. Os parâmetros seleccionados (tabela 2.4 e tabela 2.5) para a construção de duas esferas foram semelhantes, de modo a despistar qualquer outro fator que pudesse influenciar a rugosidade.

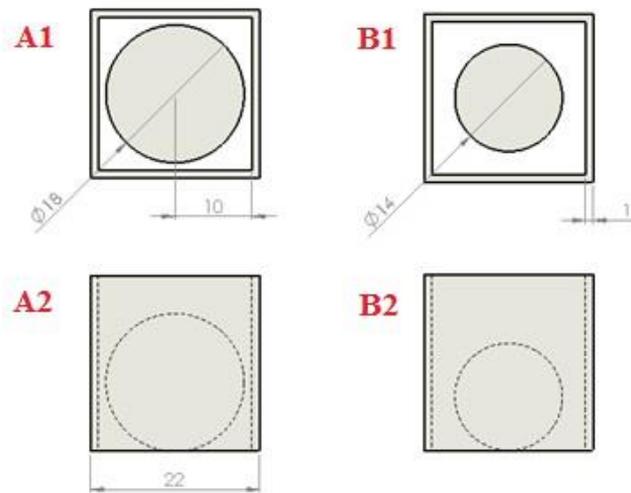


Figura 3.10. Vista de topo (A1 e B1) e transversal (A2 e B2) das esferas com cubo A e B.



Figura 3.11. Esferas com cubo produzidas por fusão seletiva por laser.

Devido à limitação de espaço causada pela presença do cubo, deve-se ter em atenção que a superfície avaliada não foi a totalidade da superfície das esferas, mas sim apenas o topo acessível ao microscópio de foco infinito (IFM). As superfícies avaliadas podem ser observadas na figura 3.12.

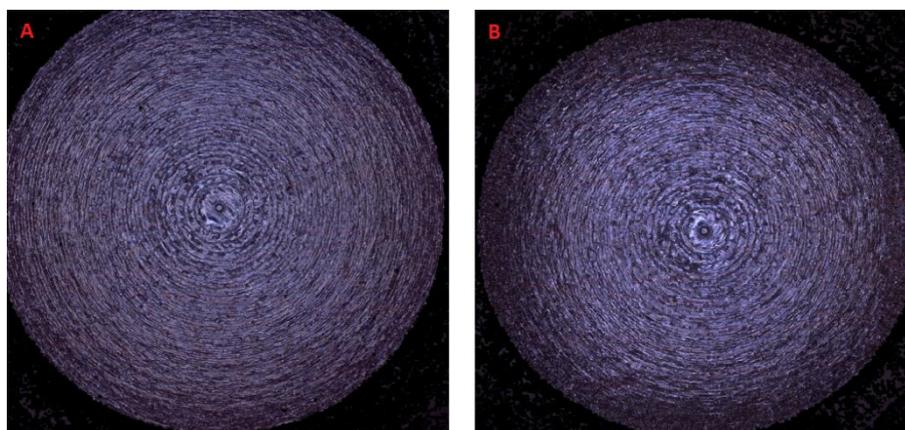


Figura 3.12. Morfologia da superfície das esferas.

Na tabela 3.1. estão compilados os resultados de rugosidade para cada um dos casos em análise.

Tabela 3.1. Rugosidades das esferas do caso A.

Esfera	Esfera com cubo A	Esfera com cubo B
Diâmetro Esfera	18 mm	14 mm
R_a	14,176 μm	15,909 μm
R_m	18,708 μm	21,014 μm
Média pico-vale	118,150 μm	129,130 μm

Os valores são indicativos da ordem de grandeza da rugosidade, e semelhantes aos mais baixos valores indicados literatura, para quando não se procede a um tratamento superficial posterior [43], [44], [56].

Comparando os valores medidos entre si, parece haver uma ligação entre o tamanho do componente e a sua rugosidade superficial, conclusão em acordo com o caminho do laser. Os menores valores podem ser assumidos como os possíveis, tendo em consideração a precisão do laser, já que quanto menor for a esfera, menor a diferença entre a zona interior e exterior e maior a influência da densidade de energia exterior em detrimento da interior. Além disso, as linhas de varrimento ao serem menores tornam-se mais próximas de um ponto, o que prejudica a dinâmica de zona de fusão [57]. Estas hipóteses só poderão ser validadas após novos testes a realizar em trabalho futuro.

3.1.1.2. Caso B

De maneira a avaliar o efeito da densidade de energia em esferas de per si ou seja sem influência da presença do cubo, foram produzidos 16 esferas de 14 mm numa só produção, cada uma associada a parâmetros de construção ligeiramente diferentes (Tabela 2.6 e Tabela 2.7). Todas as esferas tinham o mesmo diâmetro e os incrementos de densidade de energia foram constantes. A importância desta produção é evidente já que há uma clara lacuna na bibliografia no que concerne a influência de diferentes densidades de energia, interiores e exteriores, na qualidade superficial de componentes produzidos por SLM. Esta é uma prática habitual em produção SLM, mas não destacada na literatura, já que se tenta não aumentar as variáveis em estudo.

Logo após a produção das esferas puderam já ser retiradas algumas conclusões importantes. A adesão entre o substrato e os suportes era elevada, o que se pode afirmar também para o suporte-esfera. Tal conduz a uma dissipação térmica elevada, reduzindo o estado de tensões. Também se pode afirmar que a densidade dos suportes utilizados no fabrico da esfera era adequada, devido à qualidade das superfícies suspensas [58].

Ainda foi evidente a presença de dois tipos de defeitos superficiais resultantes da não coesão e consequentemente do aumento de tensões residuais, de que são exemplo as esferas designadas por III.1 e III.3, respetivamente (figura 3.13).

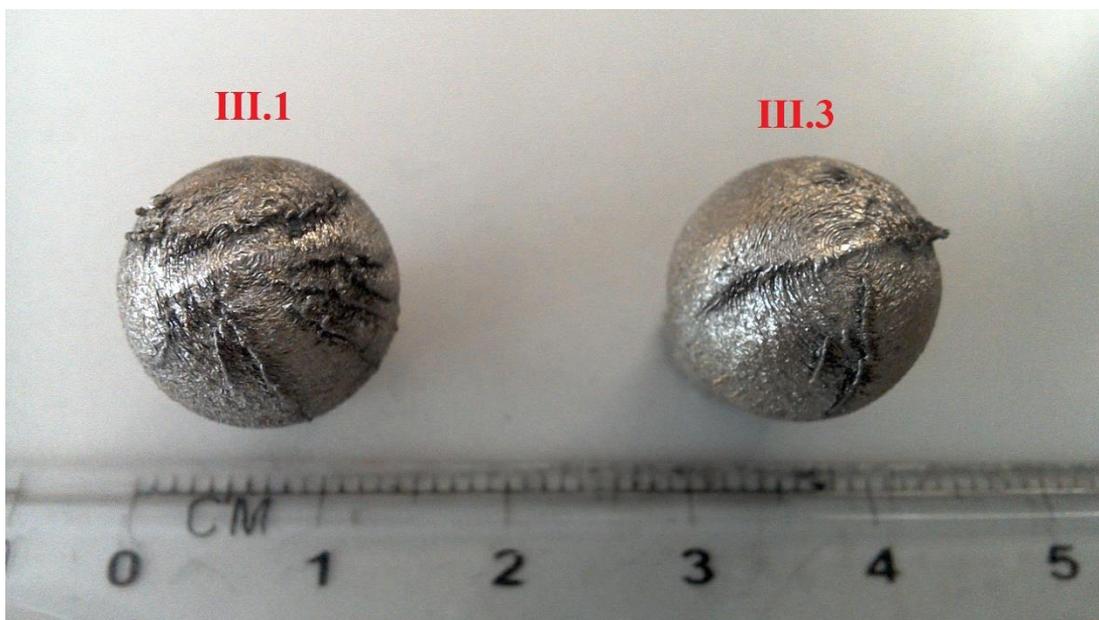


Figura 3.13. Exemplo de alguns defeitos superficiais.

O defeito coesivo é evidenciado pela presença de uma zona de crescimento não esférico, o que indica alguma incompatibilidade entre as diferentes zonas de varrimento da esfera, o que leva à não coesão entre estas [21], [59]. Estes defeitos coesivos ocorrem quando a densidade de energia exterior é menor do que a interior.

O segundo defeito observado (III.3) evidencia-se nas fronteiras do padrão de varrimento, resultando num crescimento na direção da construção que pode ser relacionado com a tensão residual acumulada nestas zonas. Uma possível solução para este problema pode ser as seguintes: o aumento do tempo de espera entre camadas; uma maior separação entre ilhas (de maneira a evitar sobreposição elevada); ou uma estratégia de varrimento adequada, solução adotada no presente estudo para produções futuras foi esta última.

Após seleção das esferas com os menos defeitos, a microscopia de foco infinito permitiu avaliar as diversas rugosidades (tabela 3.2).

Tabela 3.2. Rugosidades das esferas do caso B.

Esfera (B)	I.1	I.2	I.3	II.1	II.2	II.3	III.4
R_a (μm)	20,25	39,93	48,43	31,47	24,11	34,04	35,87
R_m (μm)	26,33	47,60	62,09	41,69	30,77	43,18	46,96
Média Pico-Vale (μm)	145,56	215,64	312,08	273,37	172,94	214,84	256,00
Densidade de Energia (Interior) (J/ mm³)	60	60	60	80	80	80	100
Densidade de Energia (Exterior) (J/ mm³)	60	80	100	60	80	100	120

A rugosidade superficial é beneficiada quando os parâmetros de densidade de energia interior e exterior são similares, existindo uma situação ótima, já referenciada, e que parece coincidir com os valores mais reduzidos da densidade de energia devido ao efeito de “balling” ser minimizado, como sugeriu *Cherry et al* [37].

Apesar disto, a diferença entre densidades de energia parece ser a principal força motriz para a qualidade superficial dos componentes, já que se nota uma nova redução na rugosidade superficial aquando, de novo, são iguais as densidades de energia. Pode ser observado claramente no grupo II que a situação ótima estará perto das condições intermédias, existindo deterioração da qualidade superficial com a diminuição ou aumento da densidade de energia exterior.

O grupo III apresenta claramente uma densidade de energia elevada e grande número defeitos superficiais, que atinge o seu apogeu no grupo IV, com o maior teor de defeitos superficiais, com uma qualidade superficial extremamente pobre.

O grupo IV, de acordo com o enunciado na tabela 2.6, tem o dobro da densidade de energia interior do grupo I, o que conduziu à exclusão da esfera designada por IV.4, que mostrou um crescimento anormal na direção de construção. Apesar da pobre qualidade superficial deste grupo, isto mostra a enorme gama de parâmetros que o SLM permite alcançar, mesmo com geometrias complexas.

Para o caso da esfera I.1, que obteve a menor rugosidade superficial, foi ainda realizada uma avaliação da esfericidade, no plano de corte transversal, que pode ser visto na figura 3.14.

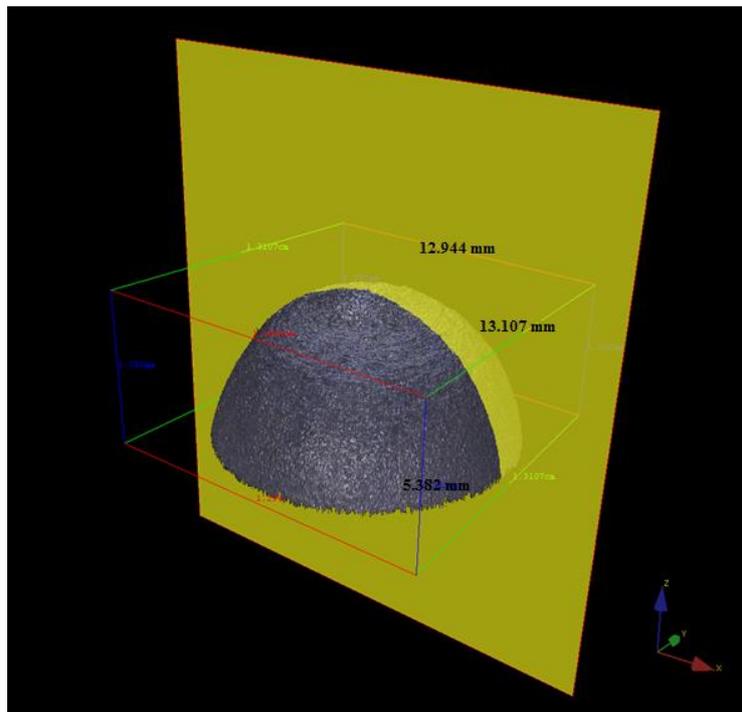


Figura 3.14. Tradução tridimensional da esfera I.1 e plano de corte.

No plano de corte foi sobreposto o círculo para avaliar da esfericidade do componente produzido por SLM, figura 3.15 e tabela 3.3.

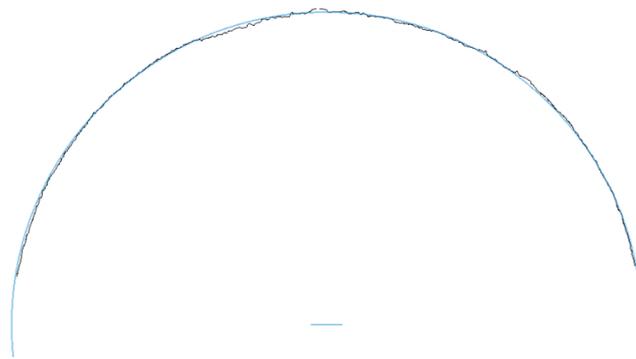


Figura 3.15. Avaliação da esfericidade do componente I.1.

Tabela 3.3. Medidas das características geométricas.

	Raio	Área	Desvio médio	Desvio mínimo	Desvio Máximo
Círculo	6,28 mm	123,74 mm ²	25,85 μm	-96,13 μm	80,38 μm

O primeiro dado a ter em conta na avaliação realizada é a redução de diâmetro em relação ao desenho CAD de 1,115%. Esta diminuição poderá ser proibitiva para certas aplicações, mas é passível de ser evitada, através de uma compensação introduzida no

próprio ficheiro CAD, correspondente à redução esperada. Softwares como o Magics da Materialise permitem realizar este tipo de ajuste na ferramenta base.

Ainda foi possível concluir que os maiores desvios em relação ao círculo localizam-se na parte da esfera mais próxima do topo do componente. Isto pode indicar a necessidade de ajustamento de parâmetros ao longo da sua construção, entrando em conta com a menor necessidade de elevadas densidades de energia para a obtenção de uma zona de fusão de tamanho adequado. É de realçar que a dinâmica desta zona de fusão é fortemente dependente da temperatura, que como já referido, influencia a rugosidade superficial [29].

Em último lugar, é de destacar, que os valores da rugosidade superficial dos produtos resultantes do processamento designado por caso A não podem ser comparados com os do caso B, devido ao facto da superfície analisada no caso A ser extremamente reduzida quando comparada com a B. Num trabalho futuro dever-se-á adotar uma variação mais pequena dos parâmetros próximos dos melhores valores encontrados no presente trabalho.

3.1.2. Caso C e D

Os produtos resultantes do sistema C e D podem ser avaliados em conjunto, pois as condições são similares, sendo a diferença principal o pó utilizado. O caso C usa pó comercial e o D recorre a pó reciclado, a partir de apara do mesmo aço. Como já referido na caracterização dos pós, este simples facto pode alterar as propriedades finais. No estudo realizado os parâmetros foram mantidos constantes, de maneira a ser possível comparar os dois casos. No entanto, devido à limitação do volume de pó de apara disponível, a base de construção foi alterada para um sistema alternativo 50 x 50 mm² disponível como padrão da máquina SLM 125 HL (figura 3.16.). Esta alteração não deveria introduzir nenhuma condição indesejável, devido ao facto de a única limitação é a diminuição da área de construção.

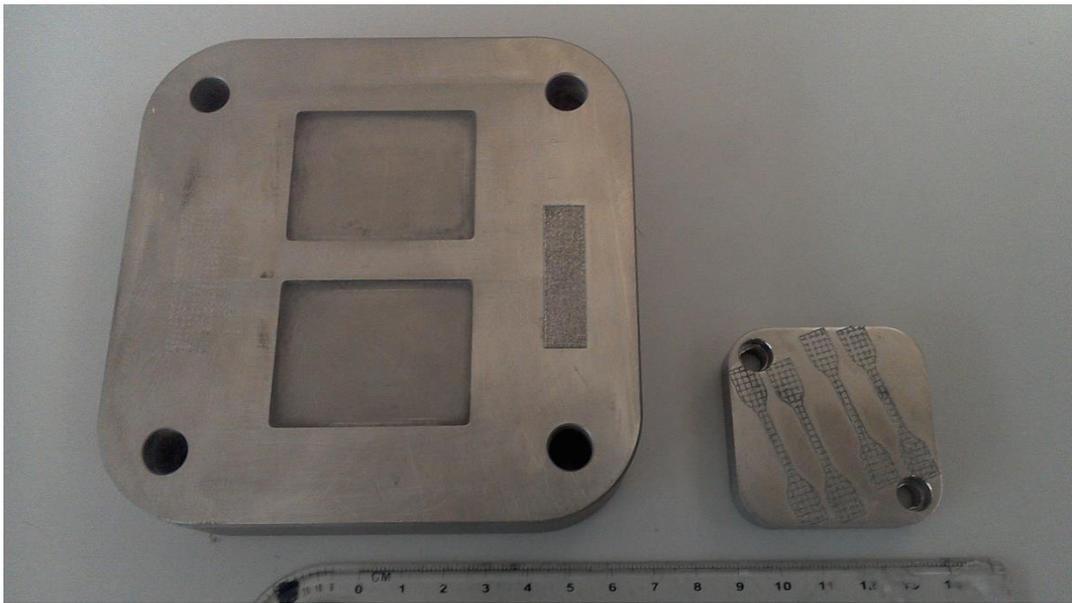


Figura 3.16. Bases de construção usadas no caso C e D (à esquerda 125 x 125 mm², à direita 50 x 50 mm²).

Devido à óbvia limitação espacial existente, foram produzidos 10 provetes de pó de aço H13 comercial e 6 de aço H13 reciclado (esquematizado no apêndice A).

Para além da morfologia e topografia e porosidade/densidade, foram avaliadas as seguintes propriedades: a tensão e a deformação total à rutura, módulo de Young e a dureza.

3.1.2.1. Topografia e Microestrutura

A superfície lateral foi observada recorrendo à microscopia ótica (figura 3.17.). Esta superfície apresentava uma rugosidade elevada. A imagem B (figura 3.17) mostra um exemplo do posicionamento dos poros, em geral na fronteira entre camadas. Em contraste com a imagem C, onde prevalece a regularidade das camadas, a D revela irregularidades em zonas localizadas, com aparentes inclusões, provavelmente de pó parcialmente fundido [29], e também a existência de poros, podendo indicar uma sobreposição de linhas de varrimento deficiente e mostrar a necessidade de se proceder a um ajuste paramétrico mais fino[60].

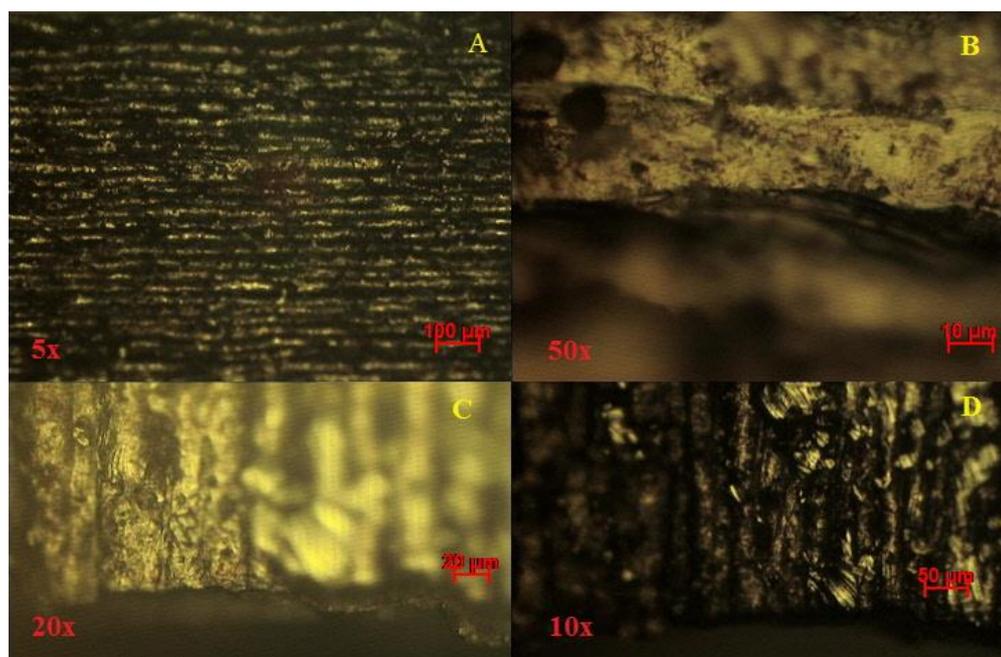


Figura 3.17. Topografia da superfície lateral dos provetes.

A microscopia eletrônica de varrimento (SEM) (apêndice B a D) permitiu detetar, em provetes dos dois tipos de pós do mesmo material (H13), construídos em diferentes posições, (a ordem dos provetes é a mesma da sua construção, ou seja, o provete 1 corresponde ao primeiro a ser varrido pelo laser e assim consecutivamente como esquematicamente representado no apêndice A), o tipo e o tamanho dos poros e identificar a composição química dos materiais visíveis no seu interior.

Na imagem MS-C1a (apêndice B, nomenclatura no apêndice A) pode ser observada a superfície do provete 1 (pó comercial), que apresenta poros, circulares, onde se destaca a presença de inclusões de níquel-alumínio (imagens PI-C1a e PI-C1b do apêndice C), de cobre (imagem PI-C1c do apêndice C) e de sílica (imagem PI-C1d do apêndice C). Também pode ser observado na zona de ensaio do provete sem deformação (imagem MS-C1b do apêndice B) e na zona deformada pela tração (imagem MS-C1c do apêndice B), microporos provavelmente causados por iniciação de fissuras.

No provete 2 (pó comercial) havia também inclusões nos poros, quer de níquel-alumínio, quer de titânio e tântalo (imagens PI-C2a a PI-C2d do apêndice C). Também ficou demonstrado que toda a superfície dos provetes apresentava uma composição típica de um aço H13 (Zona Z1 da imagem PI-C2b do apêndice C).

Ainda na série resultante do pó comercial, o provete 5 apresentava poros com inclusões e poros de abate, onde a(s) camada(s) imediatamente superiores ao poro

afundaram, como está patente nas imagens PA-C5a do apêndice D. Apesar de ter uma superfície com uma baixa densidade de poros, também o provete 8 apresentava poros do mesmo tipo, sugerindo que a posição e ordem de construção deve estar ligada a este tipo de ocorrência (imagens MS-C8a e PA-C8a).

Em futuros estudos é premente identificar a origem das inclusões e avaliar a sua influência na qualidade da superfície final.

Na série de provetes resultantes de aparas de maquinagem e acabamento do aço H13, as superfícies dos provetes mais extremos (1, 2 e 6) apresentavam elevada densidade de poros na sua superfície (imagens MS-A1a, MS-A1b, MS-A2a, MS-A6a e MS-A6b do apêndice B), com poros circulares e irregulares de elevado tamanho (imagens PA-A1a, PA-A2a e PA-A6a do apêndice D). Ainda é de destacar que apenas se observaram poros de abate para o posicionamento mais externo, e apenas foi observada a presença de níquel em poros, num dos provetes analisados.

Em contrapartida, os provetes mais centrais (3, 5) apresentavam uma muito baixa densidade de poros (imagem MS-A3a do apêndice B); os existentes eram maioritariamente circulares (imagens PA-A3a e PA-A3b do apêndice D), sem qualquer tipo de inclusões. Mais uma vez, foi observado que a zona tracionada apresenta microporos (imagem MS-A3b do apêndice B).

3.1.2.2. Porosidade

As porosidades e os diâmetros médios dos poros foram avaliados experimentalmente e compilados na tabela 3.4. Da análise destes valores é de imediato patente que os valores encontrados, em particular para os provetes (apara) 3 e 5 tem valores muito díspares se se tiver em consideração a análise micrográfica anterior, onde estes provetes tinham aparentemente valores de porosidade, nas zonas analisadas, inferiores aos dos outros provetes analisados. Também ficou claro que a porosidade medida e a densidade não estavam correlacionadas, ou seja, a porosidade medida não era representativa do provete, mas sim de algumas superfícies expostas ao mercúrio, ou seja que a medição realizada traduzia mais a porosidade aberta do que a porosidade total (aberta e fechada).

Tabela 3.4. Porosidade e densidade dos diferentes tipos de provetes.

Nº do Provede	Porosidade Medida (%)	Densidade (g/cm ³)	Diâmetro Mediano de Poro (µm)
2 (pó comercial)	7,7364	4,8216	40,0563
5 (pó comercial)	4,8373	6,6818	109,9614
8 (pó comercial)	3,9744	6,4194	162,8860
10 (pó comercial)	5,3064	6,1125	136,9700
2 (pó de apara)	3,0576	5,5312	116,0378
3 (pó de apara)	2,4550	5,824	59,1086
5 (pó de apara)	8,2605	6,0237	165,1760

Dada a importância do conhecimento da porosidade, recorreu-se a diferentes aproximações propostas ao longo do tempo por diversos autores a partir do conhecimento do módulo de Young (comparação com as densidades calculadas no apêndice E e fórmulas de cálculo no anexo B).

Tabela 3.5. Porosidade calculada a partir do módulo de Young.

Porosidade calculada a partir do módulo (%)						
Pó	Provede	Duckworth/ Ryshkewitch/ Knudsen (1962)	Mackenzie/ Spinner (1963)	Dewey/ Rossi (1968)	Bal'Shin/ Maitra/ Phani (1994)	Eudier/ Herakovitch/ Baxter (1999)
H13 Comer.	1	6,01	7,09	10,15	7,51	14,35
	2	1,85	2,28	3,32	2,36	4,81
	3	0,87	1,13	1,69	1,14	0,37
	4	2,06	2,58	3,78	2,64	4,23
	5	5,72	6,95	10,05	7,24	7,40
	6	7,06	8,40	12,05	8,85	6,54
	7	1,47	1,90	2,81	1,92	0,85
	8	1,56	1,97	2,90	2,02	1,60
	9	0,99	1,28	1,90	1,29	1,12
	10	3,63	4,52	6,60	4,65	4,07
H13 Apara	1	2,46	3,14	4,63	3,19	2,25
	2	2,05	2,60	3,82	2,65	1,98
	3	13,17	14,50	20,24	15,92	20,95
	4	5,19	6,26	9,03	6,55	2,49
	5	11,12	12,55	17,66	13,60	17,18
	6	7,58	8,79	12,51	9,39	17,55

3.1.2.3. Avaliação do Módulo de Young

Os resultados do módulo de Young estão compilados nas figuras 3.18 e 3.19. Os valores medidos mostram em alguns casos uma diferença significativa entre a(s) primeira(s) camada(s) (base) e a(s) última(s) (topo), que pode estar associada a diferenças de porosidade. Por outro lado, é de realçar que para algumas condições os valores são próximos dos resultantes de provetes vazados, onde a porosidade é em geral muito reduzida senão inexistente.

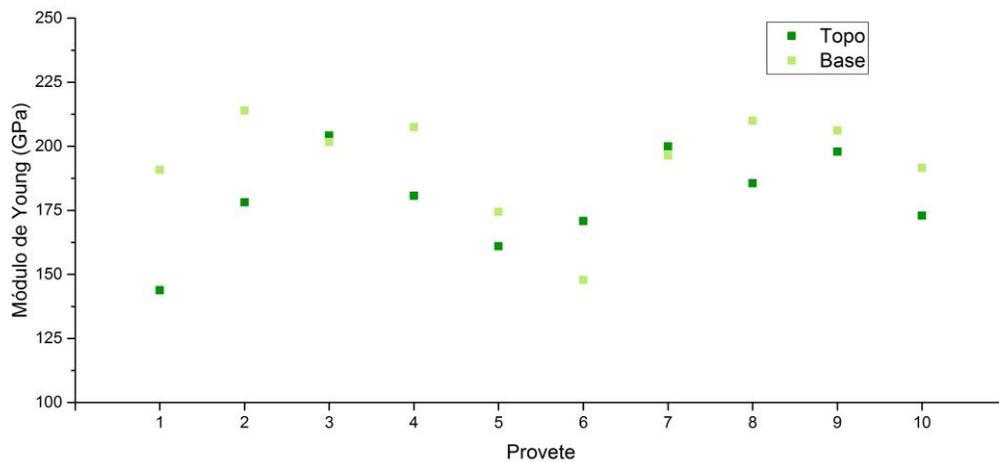


Figura 3.18. Módulos de elasticidade dos provetes de pó comercial.

No que diz respeito aos provetes resultantes de pós provenientes da aparta, o módulo de Young apresenta em geral valores de módulo inferiores aos resultantes de pós comerciais. Por outro lado, há para algumas condições (2,4 e 6) um claro aumento desta propriedade da base para o topo.

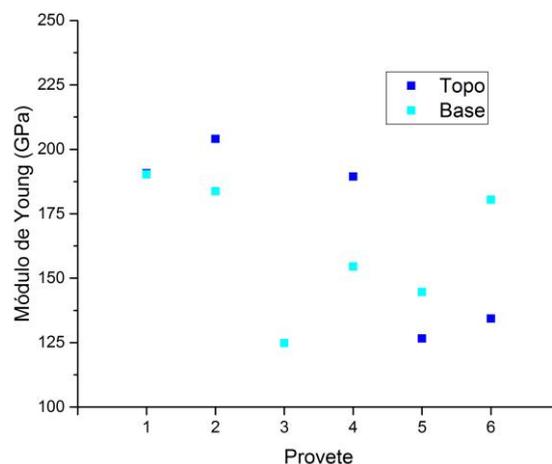


Figura 3.19. Módulos de elasticidade dos provetes (pó de aparta).

Várias têm sido ao longo do tempo as equações propostas para a partir do módulo de elasticidade avaliar a porosidade presente e vice-versa. Estas aproximações contemplam para além da porosidade propriamente dita diferentes tipos de poros e intervalos de porosidade. Na tabela 3.5. estão compilados os valores de porosidade encontrados para cada provete função das diversas equações propostas para a relação entre módulo de Young e a porosidade. A título de exemplo usou-se para o gráfico apresentado na figura 3.20 a aproximação de Duckworth/Ryshkewitch [61]. Nesta figura está claramente patente a disfunção entre a porosidade calculada a partir do módulo de Young e os valores medidos por porosimetria de mercúrio, em particular para os provetes que apresentavam valores de densidade incompatíveis com a porosidade medida (3 e 5) (GmbH: caso C; UC: caso D).

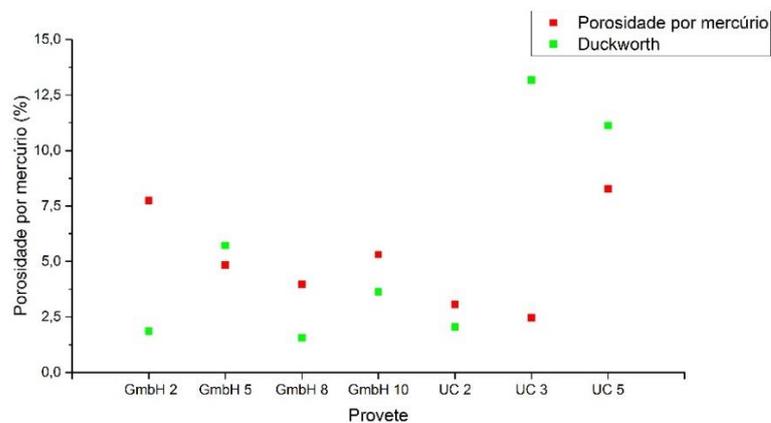


Figura 3.20. Porosidade aberta e teórica (Duckworth/Ryshkewitch).

3.1.2.4. Ensaio mecânicos

Os ensaios de tração foram realizados a todos os provetes dos casos C e D. Os resultados podem ser observados nas figuras 3.21 a 3.25 e na tabela 3.6.

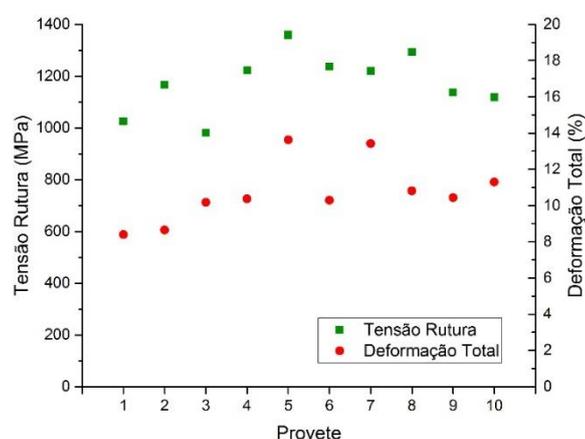


Figura 3.21. Tensão de rutura e deformação total dos provetes H13 comercial.

Os valores de tensão de rutura estão compreendidos entre 981 e 1360 MPa e os de deformação total entre 8,4 e 13,4 %. Estes valores estão de acordo com a porosidade/defeitos [62]. As superfícies de fratura dos provetes correspondentes à menor (3) e à maior tensão (5) de rutura podem ser observadas na figura 3.22.

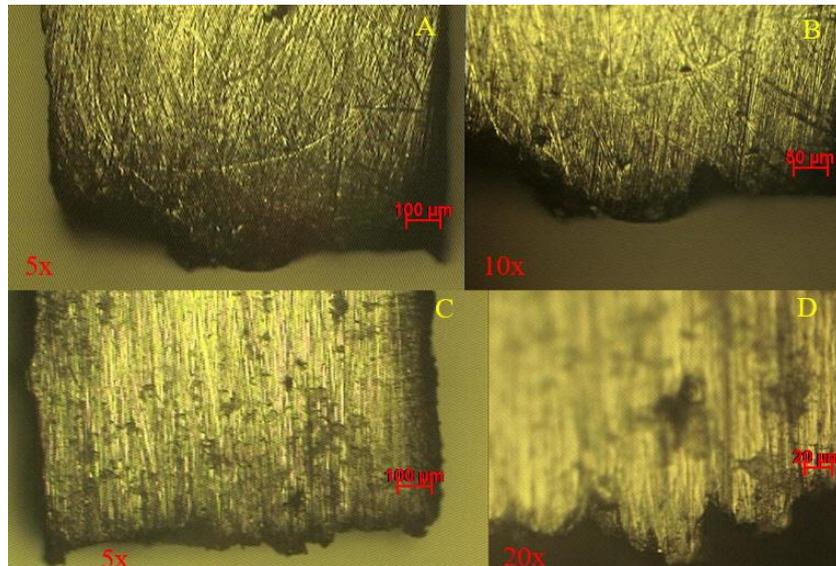


Figura 3.22. Fraturas dos provetes 3 (A e B) e 5 (C e D) do caso C.

O provete com menor tensão de rutura (proвете 3) apresenta uma morfologia da zona de fratura inclinada em relação à direção de tração, indicando que a fratura foi primariamente iniciada e propagada devido aos poros de maior dimensão. Pelo contrário, o provete 5 tem um “caminho” de propagação de fendas com um desvio mais pequeno em relação anormal à direção de tração. Destaca-se que os provetes apresentavam uma fratura em zona aleatória ao longo da zona de menor área do provete, indicando que a fratura é altamente influenciada pelos poros.

As fraturas de ambas as séries são frágeis, caracterizadas pela propagação rápida de fissuras, sem deformação plástica aparente na superfície de fratura, apresentado esta um aspeto regular.

As mesmas propriedades foram avaliadas para os provetes de apara (caso D).

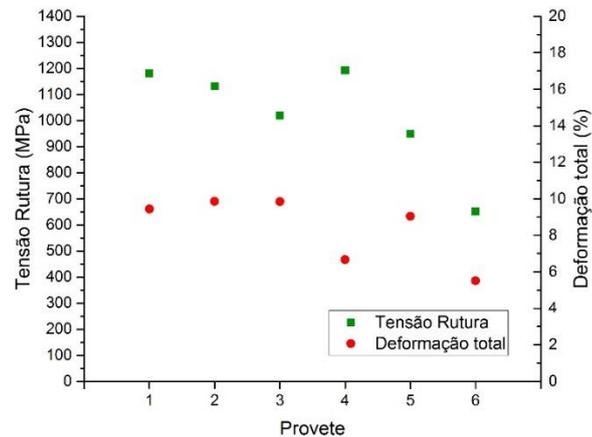


Figura 3.23. Tensão de rutura e deformação total dos provetes H13 UC.

Os valores de tensão de rutura compreendem-se entre 650 e 1192 MPa e os de deformação total entre 5,51 e 9,9 %, inferiores aos atingidos nos provetes resultantes de pós comerciais.

A figura 3.24. mostra o tipo de fratura que ocorre nos diversos casos de provetes processados a partir de pós de reciclagem.

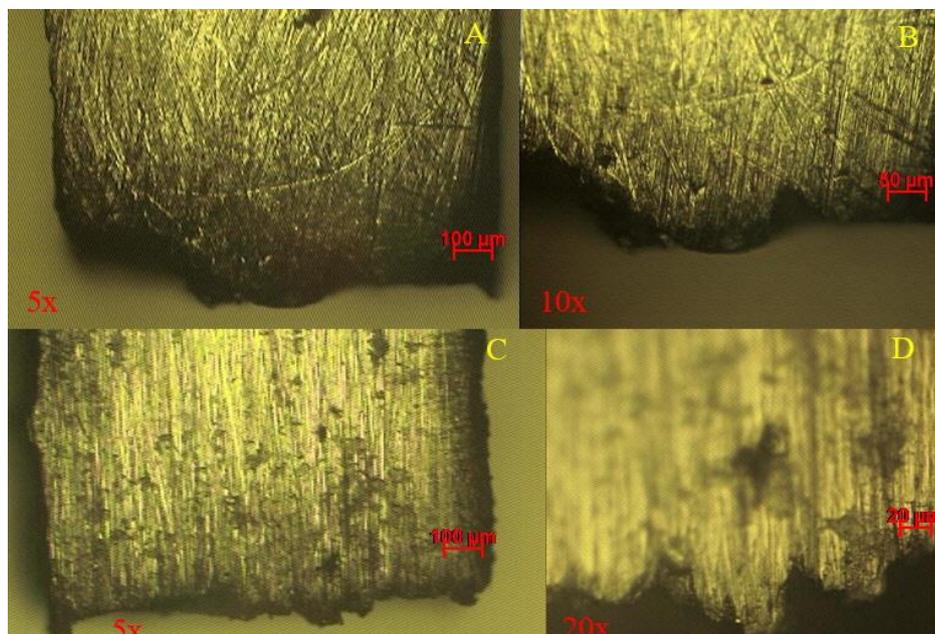


Figura 3.24. Tipos de fraturas dos provetes 4 (A e B) e 6 (C e D) do caso D.

As mesmas conclusões das fraturas dos provetes comerciais podem ser retiradas para os provetes resultantes de reciclagem. É de reforçar a ideia que o provete que apresenta maior tensão de rutura desta série (provetes 4) é novamente o que apresenta uma topografia da zona de fratura relativamente uniforme e perpendicular à direção de tração. Também as

hipóteses enunciadas acima para o de menor tensão de rutura repetem-se nesta série (provete 6). A imagem D mostra a influência de um poro relativamente profundo na topografia da zona de fratura.

Na figura 3.25 pode-se observar a comparação entre os valores médios de tensão de rutura e deformação total, com desvio padrão.

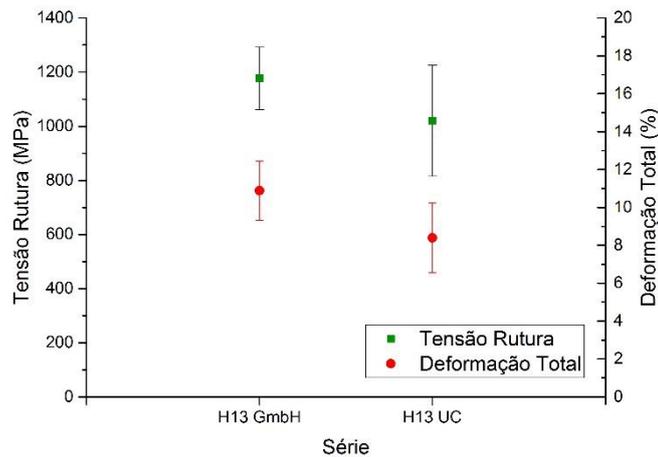


Figura 3.25. Comparação entre séries.

Da análise dos valores compilados na tabela 3.6 pode ser concluído que para os parâmetros estudados do SLM, os valores médios da tensão de rutura e o seu desvio padrão, quaisquer que seja a origem dos pós, são sempre inferiores aos do mesmo aço vazado. No entanto, estes valores são ainda mais afastados para o caso dos provetes que resultantes de pós de apara [17].

Tabela 3.6. Valores médios e desvio-padrão de tensão de rutura e deformação total dos provetes de H13.

Série	Tensão de Rutura (N/mm ²)	Deformação Total
H13 (pó comercial)	1176 ± 116	11% ± 2
H13 (pó de apara)	1020 ± 205	8% ± 2
H13 maciço [63]	1503 ± 45	13% ± 2

Ambos os valores tanto de tensão de rutura como de deformação total são inferiores ao H13 em maciço. Tendo isto, temos de ter em conta o número de ciclos térmicos a que cada camada é sujeita, com elevado aumento de temperatura e arrefecimento rápido, sofrendo assim têmperas sucessivas [13], [41], [64], [65], o que irá afetar também a dureza,

como se pode observar na subsecção seguinte. Este facto afeta a comparação que devemos fazer com o maciço, devido à variação enorme de valores consoante o tratamento térmico a que sejam sujeitos os componentes.

3.1.2.5. Dureza

As durezas foram avaliadas tanto na(s) primeira(s) (base) como na(s) última camada(s) (topo) dos provetes das duas séries, para tentar avaliar a influência dos sucessivos ciclos térmicos sujeitos no caso da camadas mais e menos afetada.

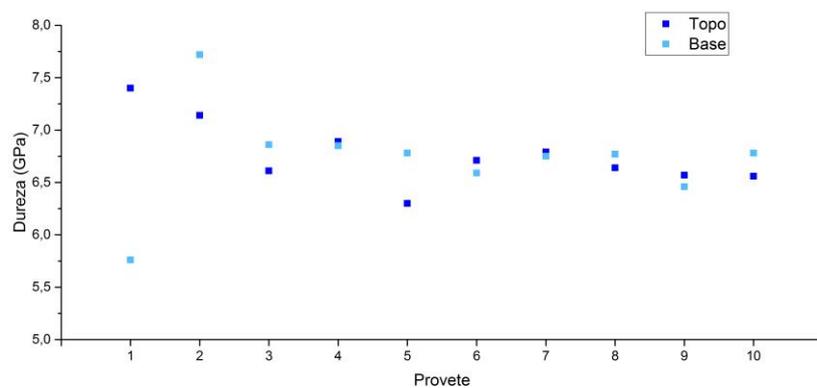


Figura 3.26. Durezas no topo (T) e base (B) dos provetes a partir de pó comercial.

Os valores de dureza dos diversos provetes em análise podem ser comparados na tabela 3.7. Na maior parte dos casos os valores de dureza em ambas as faces são similares evidenciando microestruturas homogêneas. Assim, à exceção dos provetes 1 e 2, a dureza mostra apenas um ligeiro aumento da base para o topo [66].

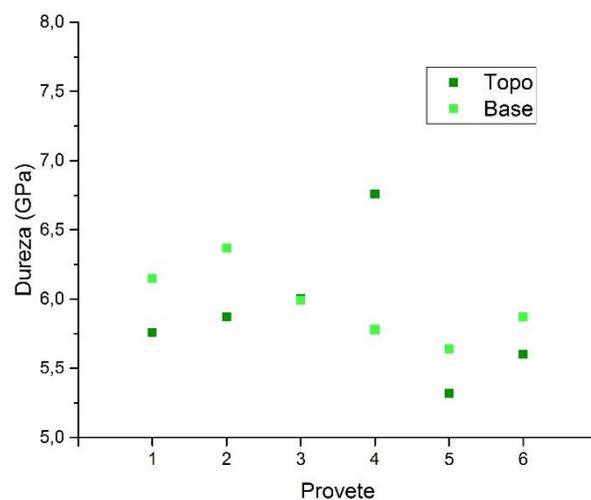


Figura 3.27. Durezas no topo (T) e base (B) dos provetes a partir de pó de aparta.

Na tabela 3.7. é possível observar, em primeiro lugar, as elevadas durezas de ambas as séries em estudo, apenas comparadas com as durezas máximas do maciço, que ocorrem quando sujeitos a têmpera em óleo após austenitização a 1040°C (54,5 HRc) (dissolução de todo o carboneto de cromo) e a 1150°C (59,0 HRc) (dissolução do carboneto de molibdênio e de algum carboneto de vanádio) [67]. A tendência é da primeira camada (base), sujeita a têmperas e revenidos sucessivos, seja mais dura do que o topo.

Tabela 3.7. Valores médios de dureza e módulo de Young para ambas as séries.

Série	Dureza (GPa)	Módulo de Young (GPa)
H13 (comercial)	6,75± 0.39 (≈58,0 HRc)	186 ± 20
H13 (apara)	5,93± 0.38 (≈54,5 HRc)	162 ± 30
Δ Média (Base - Topo)	0,01	9

Os valores da dureza revelam uma repetibilidade elevada, mostrando que nas zonas de medição há uma elevada homogeneidade. Os elevados níveis de dureza atingidos são inerentes ao processo de medida (cargas baixas) e ao tipo de processamento dos pós, onde é visível em microscopia ótica a presença de grãos de tamanho muito reduzido, que também contribuem para os valores de dureza medidos [68], [69].

CONCLUSÕES

As principais conclusões retiradas nesta dissertação são sumariadas por pontos essenciais, divididos pelos casos estudados, a saber:

Caso A e B

- As rugosidades dos componentes produzidos por fusão seletiva por laser são elevadas, necessitando sempre recurso a tecnologias subtrativas para obtenção de rugosidade para a maioria das aplicações quotidianas, no entanto há condições para as quais é possível diminuí-la significativamente.
- Os valores de menor rugosidade ocorrem quando o valor de densidade de energia interior e exterior são iguais ou próximas.
- Dois tipos de defeitos foram detetados - defeitos coesivos; e defeitos resultantes da acumulação de tensões residuais devido à diferença de densidade de energia interior e exterior muito elevada.
- Por SLM é possível a obtenção de formas esféricas com um fator de forma extremamente próximo de 1 em quase todo o seu volume. No entanto, a esfericidade pode não ser global, particularmente na fase final de construção, ou seja, nas últimas camadas, induzindo variações geométricas relevantes (cerca de 1%) para os parâmetros selecionados no presente trabalho e devem ser corrigidas de raiz, adaptando o desenho CAD, contando com esta redução, à geometria final da peça.

Caso C e D

- Os valores de tensão de rutura e de deformação total de ambas as séries de pó H13 (comercial) e de pó apara apresentaram valores não muito diferentes. As séries apresentaram valores com desvio elevado, indicando alguma deficiência na repetibilidade dos resultados.

- As durezas de ambas as séries são extremamente elevadas para um aço H13, com a série de provetes a partir de pó comercial a apresentarem os maiores níveis de dureza. A base tem em geral um valor tendencialmente mais elevado de dureza do que o topo.
- Os provetes resultantes de pó comercial apresentam inclusões nos poros, apesar de a sua superfície ser relativamente livre de poros. Nestes poros foram encontrados vestígios de materiais como Níquel-Alumínio, Níquel, Titânio e Sílica, cuja proveniência se desconhece, uma vez que quer as lixas quer os panos utilizados no polimento das amostras eram novos.
- O caso D apresentou apenas poros de abate, com o provete 3 a apresentar uma superfície limpa, contrariando a tendência geral desta série.
- As porosidades experimentais não traduzem as densidades resultantes, nem os valores de propriedades mecânicas avaliadas.
- Existe a possibilidade do uso dos pós resultantes da apara comercialmente. No entanto, ainda há que otimizar as suas condições de fabrico a partir da apara. Isto levaria a um pó mais barato, com qualidade garantida e ambientalmente amigável. Pelo contrário, as inclusões observadas nos provetes de pó comercial que ocorrem apenas nos poros, podem estar na sua origem, e ser indicativo de um pó de baixa qualidade, seja por mero acaso ou por próprio erro de processo.

TRABALHOS FUTUROS

Ao longo do texto foram sugeridos focos para trabalhos futuros, a saber:

- Analisar de forma sistemática a influência do tamanho dos componentes na rugosidade.
- Produzir um novo conjunto de testes semelhante ao apresentado no caso B em condições que conduzam à minimização da diferença entre a densidade de energia interna versus externa.
- Aumentar o número de camadas produzidas e verificar o seu efeito na dureza e módulo de elasticidade dos componentes resultantes.
- Estudar e otimizar os parâmetros de produção para os pós H13 (apara) e melhorar as características do pó.
- Estudar a influência do tempo de processamento entre camadas no tipo de poros.
- Analisar em detalhe a composição química dos pós comerciais.

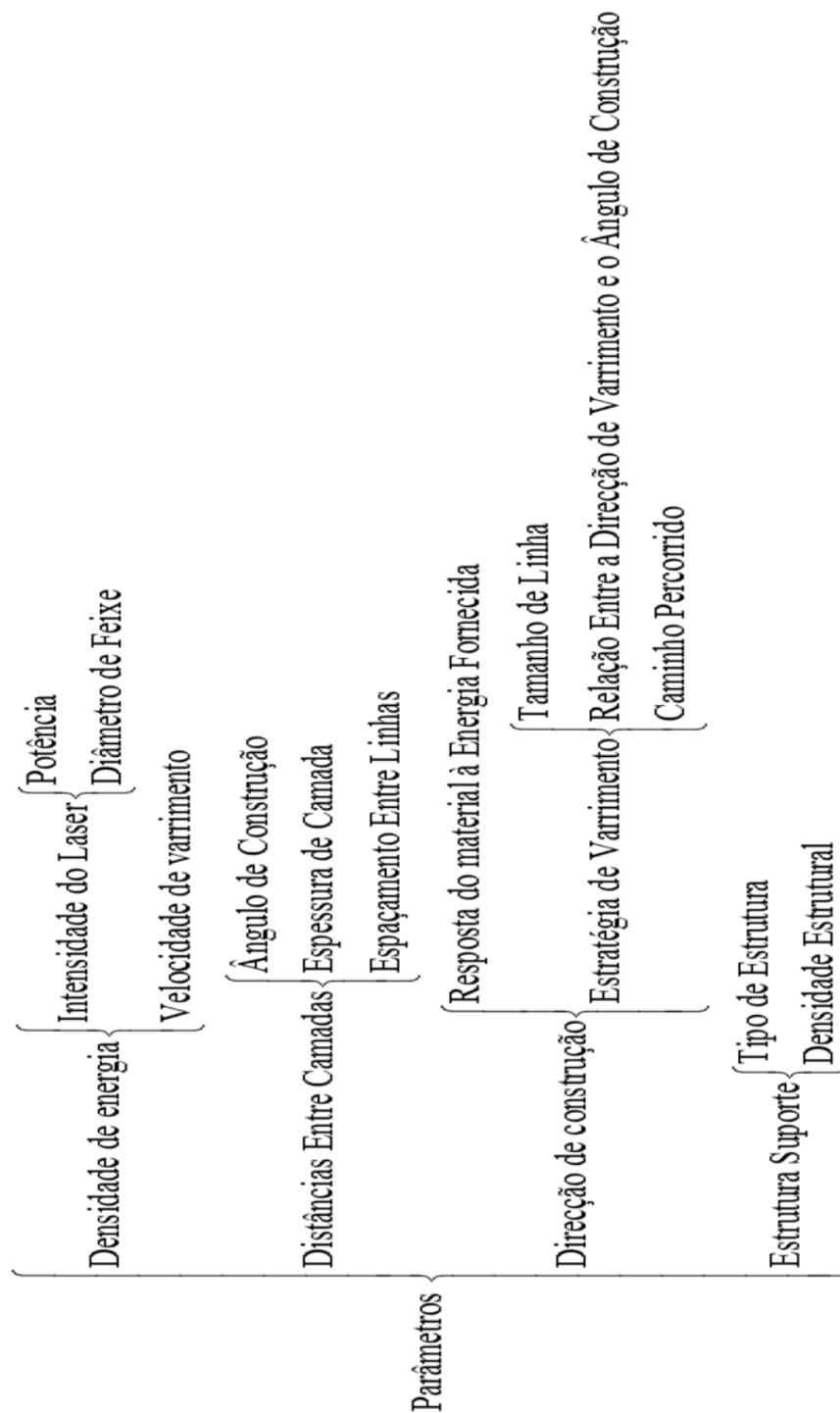
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] “Introduction to Additive Manufacturing Technology,” *Polymer (Guildf)*, no. 1, pp. 1–45, 2008.
- [2] Wholers Associates, “Wholers Report 2016,” 2016.
- [3] J. Beaman, “Selective Laser Sintering with assisted powder handling,” 1990.
- [4] D. L. Bourell, H. L. Marcus, J. W. Barlow, J. J. Beaman, and C. R. Deckard, “Multiple material systems for selective beam sintering,” 1995.
- [5] P. A. L. Ciraud, “Verfahren und Vorrichtung zur herstellung beliebiger Gegenstaende aus beliebigem schmelzbarem Material,” p. 11.
- [6] R. Housholder, “Molding process,” US Patent 4247508, 1981.
- [7] E. C. Santos, M. Shiomi, K. Osakada, and T. Laoui, “Rapid manufacturing of metal components by laser forming,” *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 46, no. 12–13, pp. 1459–1468, 2006.
- [8] R. Farinha, “Consolidação dinâmica com explosivo como pulverotecnologia para Microfabricação,” 2012.
- [9] I. Gibson, D. W. Rosen, and B. Stucker, *Additive manufacturing technologies: Rapid prototyping to direct digital manufacturing*. 2010.
- [10] “Antenae.” [Online]. Available: www.tctmagazine.com. [Accessed: 02-Feb-2016].
- [11] Deloitte University Press, “Additive manufacturing process flow.” [Online]. Available: DUPress.com. [Accessed: 02-Feb-2016].
- [12] “Manufacturers and Developers of Additive Systems and Materials.” [Online]. Available: <https://wholersassociates.com/manufacturers-and-developers.html>. [Accessed: 15-Feb-2016].
- [13] D. Gu, *Laser additive manufacturing of high-performance materials*. 2015.
- [14] CSC, “Future of Manufacturing report,” 2012.
- [15] E. Comission, “Superlight Cars.” [Online]. Available: http://ec.europa.eu/research/transport/projects/items/reducing_car_weight_and_cutting_down_greenhouse_gas_emissions_en.htm. [Accessed: 15-Feb-2016].
- [16] W. Meiners, K. Wissenbach, and A. Gasser, “Shaped Body Especially Prototype or Replacement Part Production,” 1998.
- [17] D. Bourell and C. Seepersad, “Additive Manufacturing Summer School,” 2016.
- [18] Concept Laser, “Magics Software,” 2010. [Online]. Available: <http://software.materialise.com/magics>.
- [19] “SLM Process.” [Online]. Available: www.popular3dprinters.com.
- [20] B. Zhang, L. Dembinski, and C. Coddet, “The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 584, pp. 21–31, 2013.
- [21] G. Sun, R. Zhou, J. Lu, and J. Mazumder, “Evaluation of defect density, microstructure, residual stress, elastic modulus, hardness and strength of laser-deposited AISI 4340 steel,” *Acta Mater.*, vol. 84, pp. 172–189, 2015.
- [22] P. Yuan, D. Gu, and D. Dai, “Particulate migration behavior and its mechanism during selective laser melting of TiC reinforced Al matrix nanocomposites,” *Mater. Des.*, vol. 82, pp. 46–55, 2015.
- [23] E. O. Olakanmi, R. F. Cochrane, and K. W. Dalgarno, “A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 74, pp. 401–477, 2015.
- [24] C. Song, Y. Yang, Y. Liu, Z. Luo, and J. K. Yu, “Study on manufacturing of W-Cu alloy thin wall parts by selective laser melting,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, pp. 885–893, 2014.
- [25] A. K. S. K. R. S. P. and J. D. M., “Corrosion Behaviour and Bioactivity of a Laser Surface Melted AISI 316L Stainless Steel,” vol. 30, pp. 31–49, 2015.
- [26] S. Zhang, Q. Wei, G. Lin, X. Zhao, and Y. Shi, “Effects of Powder Characteristics on Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel Powder,” *Adv. Mater. Res.*, vol. 189–193, pp. 3664–3667, 2011.

- [27] R. Li, Y. Shi, and J. Liu, "Effects of Processing Parameters on the Temperature Field of Selective Laser Melting Metal Powder," *Powder Metall.*, vol. 48, no. 3, pp. 186–195, 2009.
- [28] K. Antony, N. Arivazhagan, and K. Senthilkumaran, "Numerical and experimental investigations on laser melting of stainless steel 316L metal powders," *J. Manuf. Process.*, vol. 16, no. 3, pp. 345–355, 2014.
- [29] A. R. Saad A. Khairallah, Andrew T. Anderson, "Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter and denudation zone Saad," *Acta Mater.*, no. 1, pp. 1–5, 2016.
- [30] C. Y. Yap, C. K. Chua, Z. L. Dong, Z. H. Liu, D. Q. Zhang, L. E. Loh, and S. L. Sing, "Review of selective laser melting: Materials and applications," *Appl. Phys. Rev.*, vol. 2, no. 4, 2015.
- [31] F. Abe, K. Osakada, M. Shiomi, K. Uematsu, and M. Matsumoto, "The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 111, no. 1–3, pp. 210–213, Apr. 2001.
- [32] I. Tolosa, F. Garcandía, F. Zubiri, F. Zapirain, and A. Esnaola, "Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by 'selective laser melting', following different manufacturing strategies," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 51, no. 5–8, pp. 639–647, 2010.
- [33] R. Li, J. Liu, Y. Shi, M. Du, and Z. Xie, "316L stainless steel with gradient porosity fabricated by selective laser melting," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 19, no. 5, pp. 666–671, 2010.
- [34] E. Yasa and J. P. Kruth, "Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting," *Procedia Eng.*, vol. 19, pp. 389–395, 2011.
- [35] D. Wang, Y. Yang, X. Su, and Y. Chen, "Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 58, no. 9–12, pp. 1189–1199, 2012.
- [36] D. Wang, Y. Yang, Z. Yi, and X. Su, "Research on the fabricating quality optimization of the overhanging surface in SLM process," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 65, no. 9–12, pp. 1471–1484, 2013.
- [37] J. A. Cherry, H. M. Davies, S. Mehmood, N. P. Lavery, S. G. R. Brown, and J. Sienz, "Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 76, no. 5–8, pp. 869–879, 2014.
- [38] C. Kamath, B. El-Dasher, G. F. Gallegos, W. E. King, and A. Sisto, "Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 74, no. 1–4, pp. 65–78, 2014.
- [39] C. Yan, L. Hao, A. Hussein, P. Young, and D. Raymont, "Advanced lightweight 316L stainless steel cellular lattice structures fabricated via selective laser melting," *Mater. Des.*, vol. 55, pp. 533–541, 2014.
- [40] Y. Liu, Y. Yang, S. Mai, D. Wang, and C. Song, "Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder," *Materials & Design*, vol. 87, pp. 797–806, 2015.
- [41] M. J. Holzweissig, A. Taube, F. Brenne, M. Schaper, and T. Niendorf, "Microstructural Characterization and Mechanical Performance of Hot Work Tool Steel Processed by Selective Laser Melting," *Metall. Mater. Trans. B*, vol. 46, no. 2, pp. 545–549, 2015.
- [42] J. W. Xie, P. Fox, W. O'Neill, and C. J. Sutcliffe, "Effect of direct laser re-melting processing parameters and scanning strategies on the densification of tool steels," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 170, no. 3, pp. 516–523, 2005.
- [43] J. Delgado, J. Ciurana, and C. A. Rodríguez, "Influence of process parameters on part quality and mechanical properties for DMLS and SLM with iron-based materials," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 60, no. 5–8, pp. 601–610, 2012.
- [44] E. Yasa, J. Deckers, and J. Kruth, "The investigation of the influence of laser re-melting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 17, no. 5, pp. 312–327, Aug. 2011.
- [45] Jelena Milovanovic, Milos Stojkovic, and Miroslav Trajanovic, *Metal Laser Sintering for Rapid Tooling in Application to Tyre Tread Pattern Mould*. INTECH Open Access Publisher, 2012.
- [46] K. A. Ghany and S. F. Moustafa, "Comparison between the products of four RPM systems for metals," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 12, no. 2, pp. 86–94, 2006.
- [47] ASTM International, *ASTM and SAE-AMS Standards and Specifications for Stainless Steel*. 2003.
- [48] A. International, *Metallographer's guide practices and procedures for irons and steels*, vol. 95, no. 2. 2003.
- [49] C. Sá, "Digital analyses of SEM images for materials characterization and interface/surface studies of biological materials," pp. 3–4, 2006.
- [50] "SLM." [Online]. Available: <http://www.wadim.com.pl/>. [Accessed: 28-Jun-2016].

-
- [51] GmbH, “Especificações Técnicas.” [Online]. Available: <http://slm-solutions.com/products/machines/slmr125hl>. [Accessed: 15-Jun-2016].
- [52] A. C. Machado and T. Vieira, “Influência das condições de processamento da fusão seletiva por laser (SLM) nas propriedades mecânicas do aço 316 L .,” 2014.
- [53] B. Liu, R. D. Wildman, C. Tuck, I. Ashcroft, and R. Hague, “International Solid Freeform Fabrication Symposium An Additive Manufacturing Conference,” 2011, pp. 227–238.
- [54] L. F. Dias, A. R. Farinha, and T. Vieira, “Para o fabrico de estruturas alveolares por processos aditivos,” 2015.
- [55] G. Casalino, S. L. Campanelli, N. Contuzzi, and A. D. Ludovico, “Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 65, pp. 151–158, 2015.
- [56] A. B. Spierings, N. Herres, and G. Levy, “Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts,” <http://dx.doi.org/10.1108/13552541111124770>, 2013.
- [57] C. Panwisawas, C. L. Qiu, Y. Sovani, J. W. Brooks, M. M. Attallah, and H. C. Basoalto, “On the role of thermal fluid dynamics into the evolution of porosity during selective laser melting,” *Scr. Mater.*, vol. 105, pp. 14–17, 2015.
- [58] D. Wang, S. Mai, D. Xiao, and Y. Yang, “Surface quality of the curved overhanging structure manufactured from 316-L stainless steel by SLM,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2015.
- [59] A. Riemer, S. Leuders, M. Thöne, H. A. Richard, T. Tröster, and T. Niendorf, “On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 120, pp. 15–25, 2014.
- [60] Y. S. Lee and W. Zhang, “Mesoscopic Simulation of Heat Transfer and Fluid Flow in Laser Powder Bed Additive Manufacturing,” pp. 1154–1165, 2015.
- [61] J. A. Choren, S. M. Heinrich, and M. B. Silver-Thorn, “Young’s modulus and volume porosity relationships for additive manufacturing applications,” *J. Mater. Sci.*, vol. 48, no. 15, pp. 5103–5112, Aug. 2013.
- [62] F. P. Beer, E. R. J. Johnston, and J. T. DeWolf, *Mechanics of Materials*. 2001.
- [63] Latrobe VDC H-13 Tool Steel, “Data Sheet.” 2003.
- [64] P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, G. Fredriksson, and I. Yadroitsev, “In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels,” *Mater. Des.*, vol. 87, pp. 380–385, 2015.
- [65] H. K. Rafi, D. Pal, N. Patil, T. L. Starr, and B. E. Stucker, “Microstructure and Mechanical Behavior of 17-4 Precipitation Hardenable Steel Processed by Selective Laser Melting,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, no. 12, pp. 4421–4428, 2014.
- [66] M. Ma, Z. Wang, M. Gao, and X. Zeng, “Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 215, no. 1, pp. 142–150, 2014.
- [67] Alloy Tool Steel Spec Facts A.I.S.I. H-13, “Data Sheet.”
- [68] K. Abd-Elghany and D. L. Bourell, “Property evaluation of 304L stainless steel fabricated by selective laser melting,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 18, no. 5, pp. 420–428, 2012.
- [69] Q. Wei, S. Li, C. Han, W. Li, L. Cheng, L. Hao, and Y. Shi, “Selective laser melting of stainless-steel/nano-hydroxyapatite composites for medical applications: Microstructure, element distribution, crack and mechanical properties,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 222, pp. 444–453, 2015.

ANEXO A – PARÂMETROS DE FABRICO



Wang, D., Yang, Y., Yi, Z., & Su, X. (2013). Research on the fabricating quality optimization of the overhanging surface in SLM process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 65(9-12), 1471–1484. <http://doi.org/10.1007/s00170-012-4271-4>

ANEXO B – EQUAÇÕES DE RELAÇÃO ENTRE MÓDULO DE YOUNG E POROSIDADE

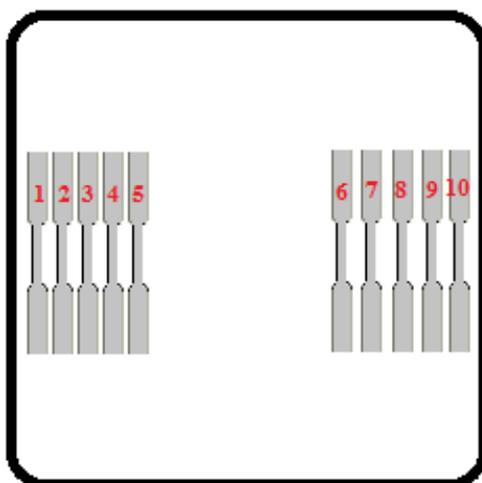
Tipo de Equação	Equação	Investigadores	Ano	Gama de porosidade (%)	Notas
Linear	$\frac{E_p}{E_0} = 1 - aP$	Dewey/ Rossi (Hashin)	1968	≤ 10	$a = \frac{(1 - v_0)(27 + 15v_0)}{2(7 - 5v_0)}$
	$\frac{E_p}{E_0} = (1 - dP + gP^2)$	Mackenzie/ Spinner et al.	1963	0-40	$2.7 \leq d \leq 3.3$ e $1.3 \leq g \leq 1.5$
Polinomial	$\frac{E_p}{E_0} = (1 - jP)^i$	Bal'Shin/ Maitra e Phani	1994	0-65	$j = 1$ e $i = [2-4]$
	$\frac{E_p}{E_0} = 1 - uP^{2/3}$	Eudier/ Herakovich e Baxter	1999	0-50	$u = 1.15$
Exponencial	$\frac{E_p}{E_0} = e^{-mP}$	Duckworth/ Ryskhewitch/ Knudsen	1962	0-40	$m = 3.95$

Nota: E_p – Módulo de Young do componente poroso
 E_0 – Módulo de Young do aço maciço
 P – porosidade em percentagem
 v_0 – coeficiente de Poisson

Choren, J. A., Heinrich, S. M., & Silver-Thorn, M. B. (2013). Young's modulus and volume porosity relationships for additive manufacturing applications. *Journal of Materials Science*, 48(15), 5103–5112. <http://doi.org/10.1007/s10853-013-7237-5>

APÊNDICE A – POSICIONAMENTO DOS PROVETES NA BASE DE CONSTRUÇÃO E NOMENCLATURA USADA

Caso C



Caso D



Nomenclatura

(a)-(b)(n)(c)

(a) – MS: Morfologia superficial; PI – Poros com inclusão; PA – Poros de abate

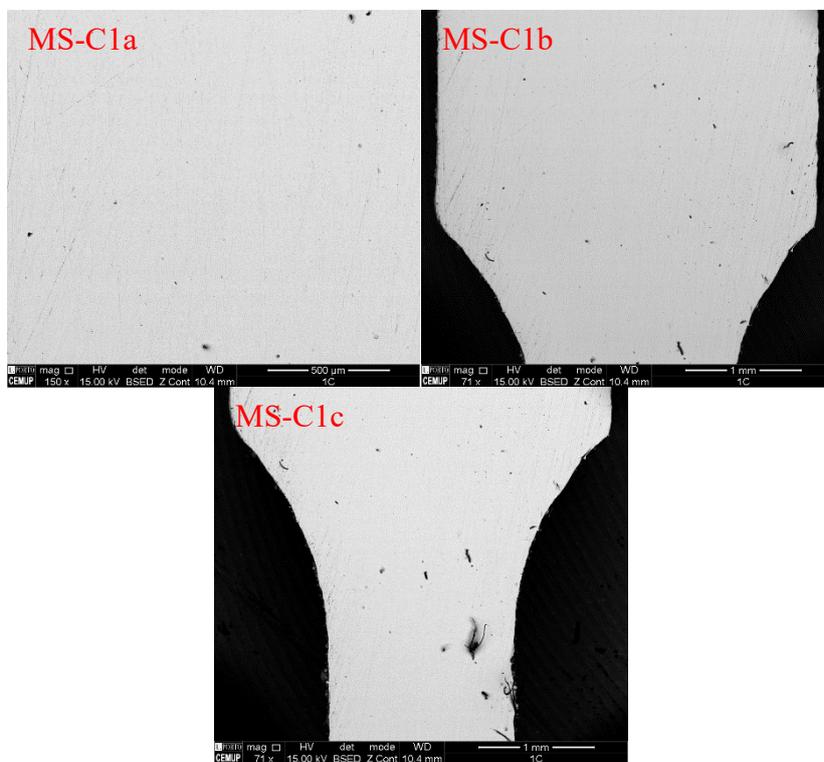
(b) – C: Provette comercial; A: Provette aparta

(n) – Número de provete segundo a sua posição na base de construção

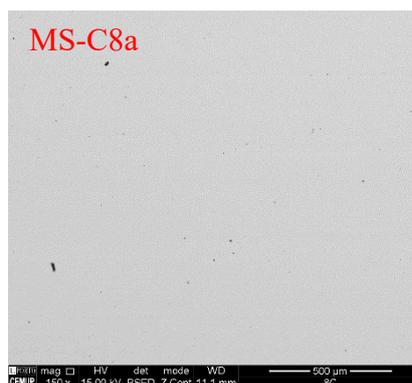
(c) – Imagem

APÊNDICE B – MORFOLOGIA SUPERFICIAL

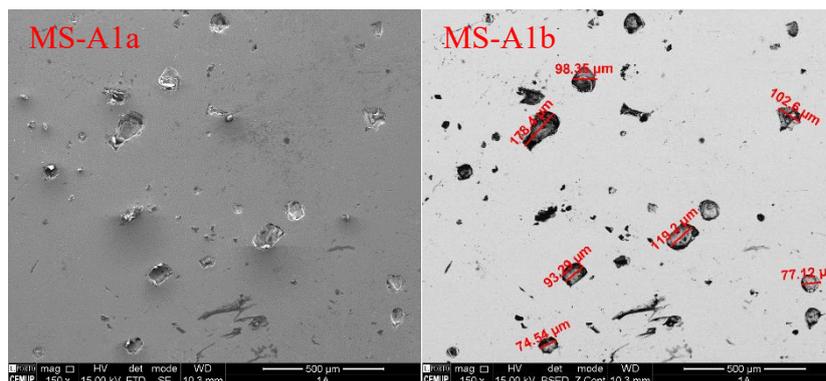
i. Provete comercial 1



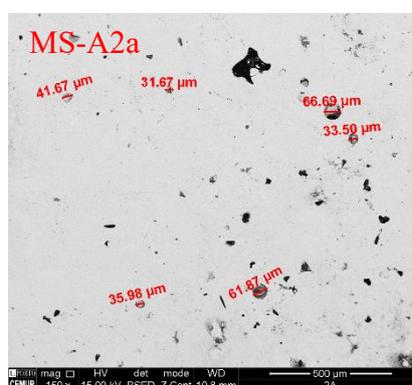
ii. Provete comercial 8



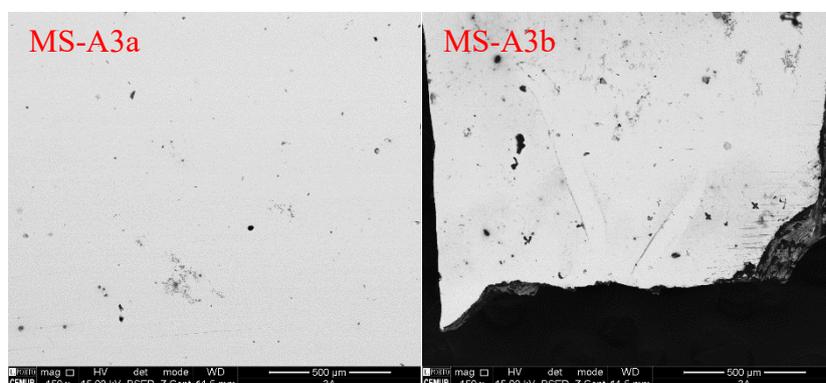
iii. Provete apara 1



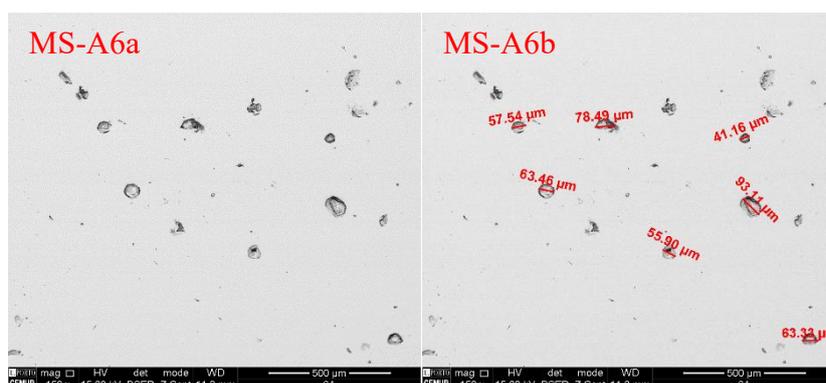
iv. Provete apara 2



v. Provete apara 3

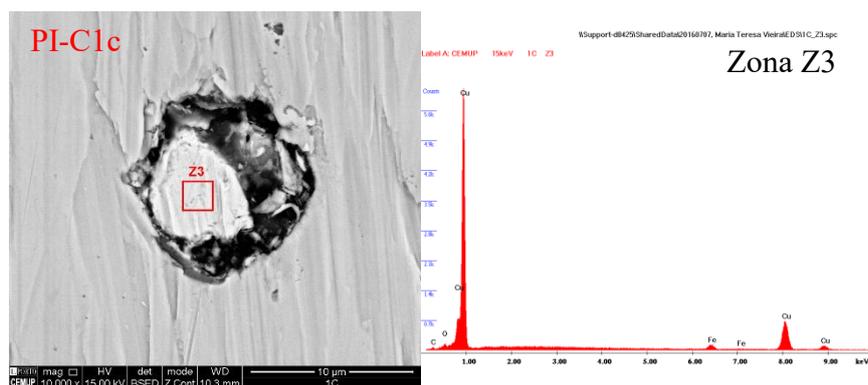
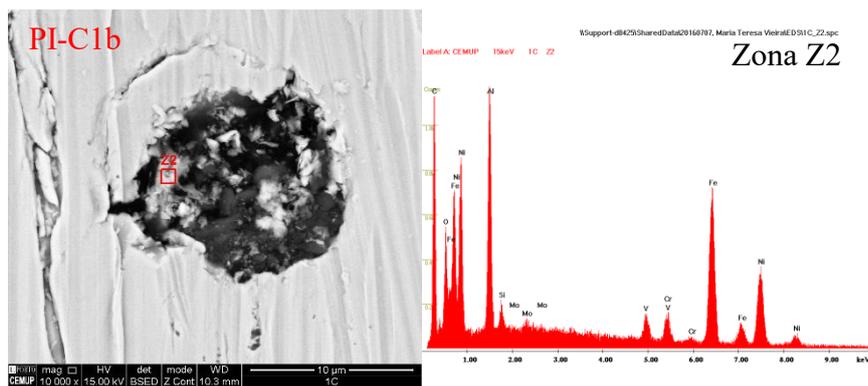
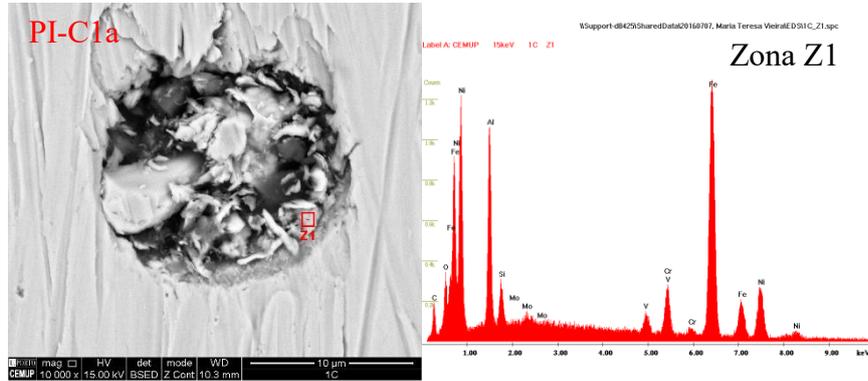


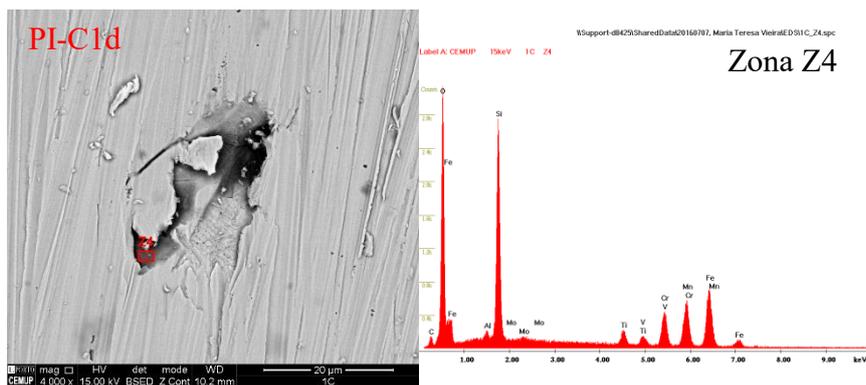
vi. Provete apara 6



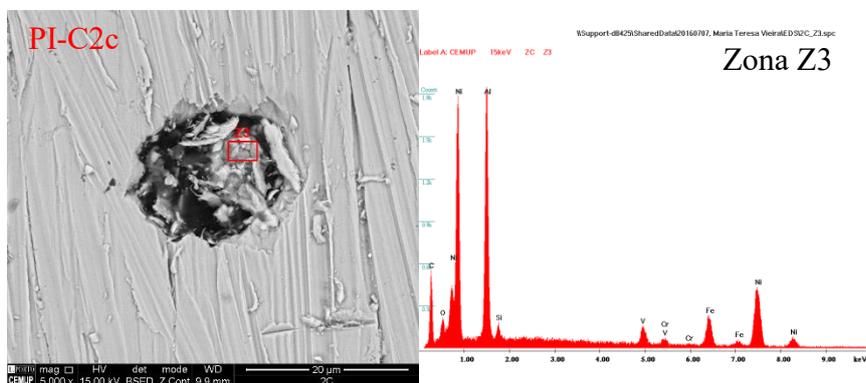
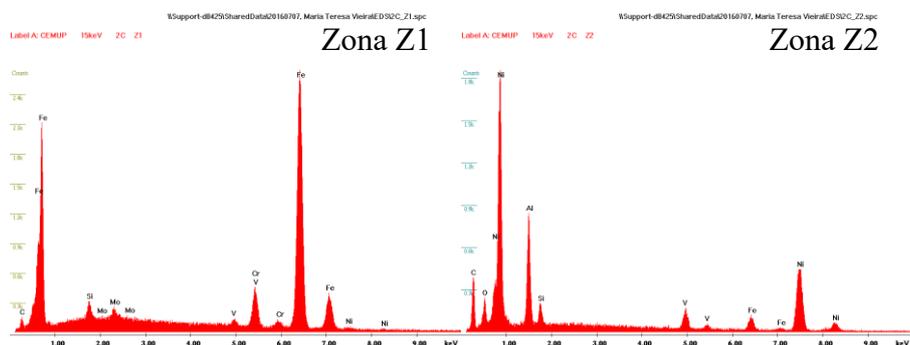
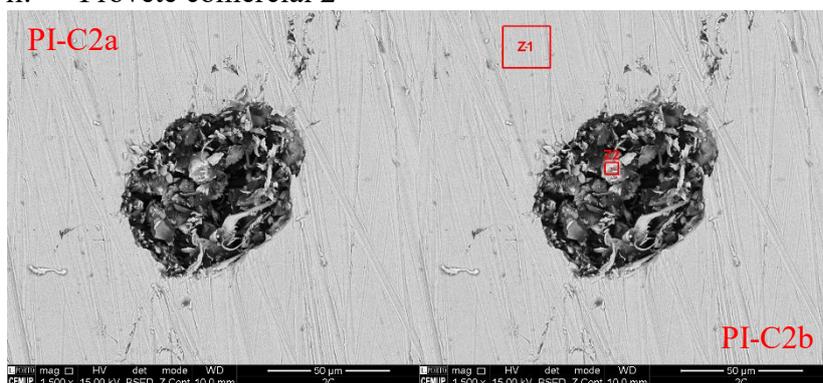
APÊNDICE C – MORFOLOGIA E COMPOSIÇÃO DE POROS COM INCLUSÕES

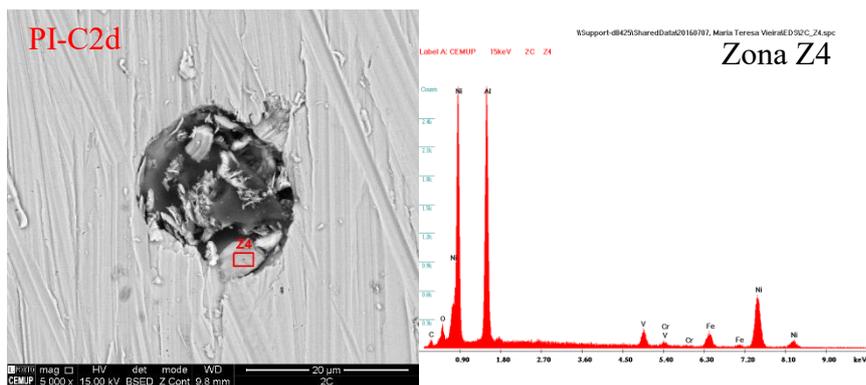
i. Provete comercial 1



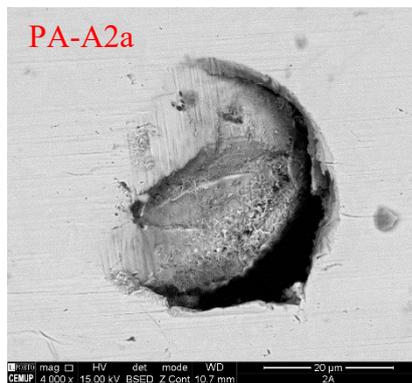


ii. Provette comercial 2

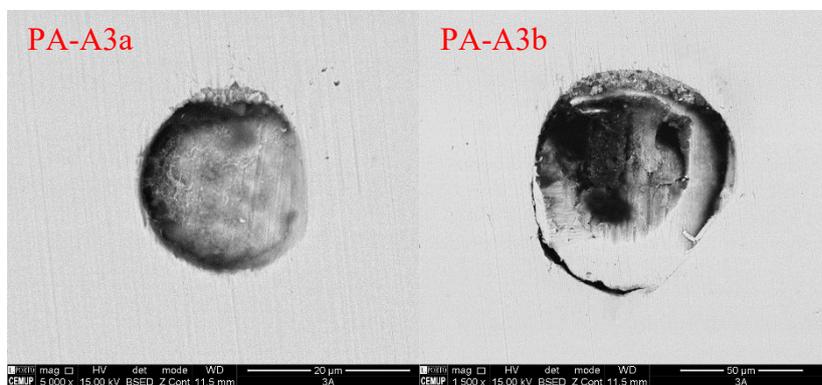




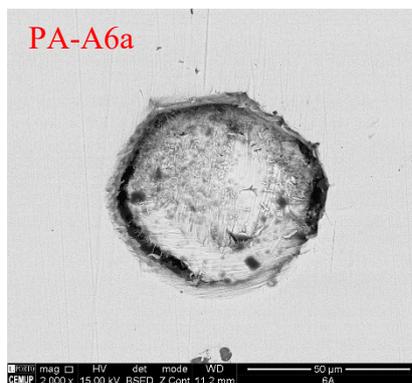
iv. Provete apara 2



v. Provete apara 3



vi. Provete apara 6



APÊNDICE E – COMPARAÇÃO ENTRE MÓDULO DE YOUNG E AS POROSIDADES CALCULADAS

