

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO  
ESCOLA POLITÉCNICA**

**BRUNO WESTARB THEODORO CUNHA DE MELO**

**FORMAÇÃO DE *BALLING E SPATTER* NA PRODUÇÃO DE PEÇAS POR FUSÃO  
SELETIVA A LASER**

**São Paulo  
2023**

**BRUNO WESTARB THEODORO CUNHA DE MELO**

**FORMAÇÃO DE *BALLING E SPATTER* NA PRODUÇÃO DE PEÇAS POR FUSÃO  
SELETIVA A LASER**

Trabalho de conclusão de curso apresentado à  
Escola Politécnica da Universidade de São  
Paulo para obtenção do Diploma de  
Engenheiro Metalurgista.

Orientadores:  
Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf  
Prof. Dr. Moysés Leite de Lima

**São Paulo  
2023**

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Bruno, agora seu trabalho está em condições de publicação.  
Grato pelas correções.

Fernando Landgraf

#### Catálogo-na-publicação

Melo, Bruno

FORMAÇÃO DE BALLING E SPATTER NA PRODUÇÃO DE PEÇAS POR FUSÃO SELETIVA A LASER / B. Melo -- São Paulo, 2023.

51 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Fusão seletiva a laser 2.Ligas Nb 3.Ligas Ti 4.Balling 5.Spatter  
I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

## SUMÁRIO

|                                                                            |    |
|----------------------------------------------------------------------------|----|
| 1. Introdução.....                                                         | 11 |
| 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....                                             | 13 |
| 2.1. Fusão Seletiva a Laser ( <i>SLM</i> ).....                            | 13 |
| 2.2 <i>Balling</i> .....                                                   | 15 |
| 2.3. <i>Spatte</i> .....                                                   | 15 |
| 2.4. Formação de <i>Balling</i> e <i>Spatte</i> .....                      | 16 |
| 2.4.1. Mecanismo de formação de <i>balling</i> e a poça de fusão .....     | 19 |
| 2.4.2. Molhabilidade e a cinética do processo.....                         | 19 |
| 2.4.3. Temperatura, viscosidade e fluxo de matéria .....                   | 21 |
| 2.4.4. Óxidos .....                                                        | 21 |
| 2.4.5. Características específicas das ligas Ti-Nb .....                   | 21 |
| 2.4.6. Efeitos dos parâmetros do laser na formação de <i>balling</i> ..... | 23 |
| 2.4.7. Potência do laser .....                                             | 24 |
| 2.4.8. Velocidade de varredura do laser.....                               | 24 |
| 2.4.8. Distância entre as trilhas do laser.....                            | 26 |
| 2.4.9. Espessura da camada.....                                            | 27 |
| 2.4.10. Refusão .....                                                      | 29 |
| 2.5. Produção do Pó.....                                                   | 30 |
| 2.5.1. Hidrogenação e desidrogenação (HDH).....                            | 30 |
| 2.5.2. Atomização a plasma (AP).....                                       | 32 |
| 3. Materiais e Métodos .....                                               | 34 |
| 3.1. Amostras produzidas por meio de atomização a plasma .....             | 36 |
| 3.1.1. <i>Balling</i> .....                                                | 36 |
| .....                                                                      | 39 |
| .....                                                                      | 39 |
| 3.1.2. <i>Spatte</i> .....                                                 | 39 |

|                                                   |    |
|---------------------------------------------------|----|
|                                                   | 5  |
| 3.1.3. Amostras produzidas por meio de HDH .....  | 43 |
| 3.1.4. Análise da formação Balling e spatter..... | 44 |
| 4. Conclusão.....                                 | 46 |
| 5. Bibliografia.....                              | 47 |

## **RESUMO**

Este trabalho analisou o impacto das variáveis do processo, na formação de balling e spatter em amostras de Ti-Nb, produzidas por meio de Selective Laser Melting (SLM). Para isso, foram usadas amostras produzidas a partir de pó de Ti-Nb atomizado a plasma e por meio de Hidrogenação Desidrogenação (HDH). Constatou-se a relação entre a formação destes defeitos e os parâmetros de potência do laser, velocidade, método de produção do atomizado e a densidade de potência do laser.

Palavras -chave: Selective Laser Melting, Balling, Spatter, ligas de Ti, ligas de Nb.

## **ABSTRACT**

This work analyzed the impact of process variables on the formation of balling and spatter in Ti-Nb samples, produced by means of Selective Laser Melting (SLM). The samples were produced from Ti-Nb powder, atomized in plasma and through Hydrogenation Dehydrogenation (HDH). A correlation was found between the formation of defects and the parameters of the laser, as speed, atomized production method and laser power density.

## LISTA DE FIGURAS

|                                                                                                                                                                                                                                                                            |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 1: Principais métodos de metalurgia aditiva.....                                                                                                                                                                                                                    | 11 |
| Figura 2: Descrição dos principais métodos de metalurgia aditiva .....                                                                                                                                                                                                     | 12 |
| Figura 3: Representação de um equipamento de SLM.....                                                                                                                                                                                                                      | 13 |
| Figura 4:Exemplo do funcionamento do laser [48].....                                                                                                                                                                                                                       | 14 |
| Figura 5: Classificação balling e spatter.....                                                                                                                                                                                                                             | 17 |
| Figura 6:: Formação de Balling .....                                                                                                                                                                                                                                       | 18 |
| Figura 7: Formação de spatter Pw e spatter Dr, tanto pela ejeção por vaporização e por ejeção devido a instabilidade de Plateau-Rayleigh [27].....                                                                                                                         | 19 |
| Figura 8: Imagem obtida por SEM mostrando trilhas únicas produzidas por meio de SLM com potências distintas variando de 70 a 190 watts. Nota-se a grande influência da potência do laser na formação de balling e na continuidade da trilha [29].....                      | 24 |
| Figura 9:Imagem obtida por SEM mostrando camadas produzidas por SLM, exemplificando a formação de balling devido a diferentes velocidades de passagem. a) 50 mm/s b) 400 mm/s c) 600 mm/s d) 800 mm/s [29] .....                                                           | 25 |
| Figura 10: Imagem obtida por SEM, mostrando trilhas únicas produzidas por meio de SLM com diferentes velocidades de varredura. Aqui evidencia-se a influência da velocidade de passagem na formação de balling [29].....                                                   | 26 |
| Figura 11: Imagem obtida por SEM, mostrando a formação de balling sob diferentes distancias das trilhas de passagem. a) 0.15mm b) 0.30mm c) 0.4 mm e d) 0.8 mm [29] .....                                                                                                  | 27 |
| Figura 12: Imagens do experimento evidenciando impacto da espessura de camada na formação de balling e na descontinuidade da trilha a) imagem da montagem do experimento b) trilhas produzidas entre os pontos A e B c) trilhas produzidas entre os pontos B e C [29]..... | 28 |
| Figura 13: Nesta imagem está evidenciado o impacto do aumento da espessura da camada na formação de balling e nas características das trilhas do laser. A espessura de camada aumenta de a para b, de b para c e de c para d [29] .....                                    | 29 |
| Figura 14: a) camada produzida por SLM sem refusão e com presença de balling b) camada após o processo de refusão, onde nota-se a ausência total de balling [29].....                                                                                                      | 30 |
| Figura 15: Processo de produção de pó atomizado por meio do método HDH.....                                                                                                                                                                                                | 31 |
| Figura 16 (a, b) Morfologia típica dos grãos de CP-Ti atomizados pelo método HDH [14] .....                                                                                                                                                                                | 32 |
| Figura 17: Representação gráfica da estratégia de varredura adotada .....                                                                                                                                                                                                  | 34 |



|                                                                                                                                                                                                                                                                            |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 18: Imagens das 24 amostras, evidenciando as direções de varredura e a trilha central [47] .....                                                                                                                                                                    | 36 |
| Figura 19: Imagens das amostras com foco na trilha de varredura. a) Amostra 19 $V_v = 900$ mm/s e $P_l = 300$ W, b) Amostra 24 $V_v = 1400$ mm/s e $P_l = 300$ W, c) Amostra 1 $V_v = 900$ mm/s e $P_l = 150$ W e d) Amostra 6 $V_v = 1400$ mm/s e $P_l = 150$ W [47]..... | 37 |
| Figura 20: Mapeamento da formação de balling .....                                                                                                                                                                                                                         | 38 |
| Figura 21: Amostra 22 (esquerda) evidenciando a formação de balling e descontinuidade e amostra 16 (direita) sem a formação evidente de descontinuidade e balling de grande volume [47] .....                                                                              | 39 |
| Figura 22: Amostra 1 produzida por atomização a plasma [47].....                                                                                                                                                                                                           | 39 |
| Figura 23: Amostra 19 produzida por atomização a plasma [47].....                                                                                                                                                                                                          | 40 |
| Figura 24: Amostra 18, produzida por atomização a plasma obtida na lupa com aumento de 50x .....                                                                                                                                                                           | 41 |
| Figura 25: Amostras 1 a 24 produzida por atomização a plasma, obtida na lupa com aumento de 10x [47] .....                                                                                                                                                                 | 41 |
| Figura 26: Mapeamento da formação de balling e spatte nas amostras com pó produzido por atomização a plasma. * a amostra 6 foi desconsiderada pois não foi produzida a trilha extra para análise.....                                                                      | 42 |
| Figura 27: Resultados para o pó atomização HDH. Potência (watts) vs Velocidade (mm/s) .....                                                                                                                                                                                | 44 |
| Figura 28: Comparação entre a amostra 19 produzida por atomização a plasma (esquerda) e por atomização (HDH) .....                                                                                                                                                         | 47 |

## LISTA DE TABELAS

|                                                        |    |
|--------------------------------------------------------|----|
| Tabela 1: Variáveis da produção das amostras [47]..... | 35 |
| Tabela 2: Resumo das conclusões obtidas.....           | 46 |

## 1. INTRODUÇÃO

O surgimento da manufatura aditiva remete a década de 1980, com métodos de solidificação de polímeros sensíveis a luz ultravioleta, com o uso de laser. Já o desenvolvimento de tecnologias de manufatura aditiva com materiais metálicos apresentou seus primeiros resultados na década de 1990. Com o tempo diversas tecnologias de manufatura aditiva com pós-metálicos se desenvolveram sendo os principais mostrados na figura 1.

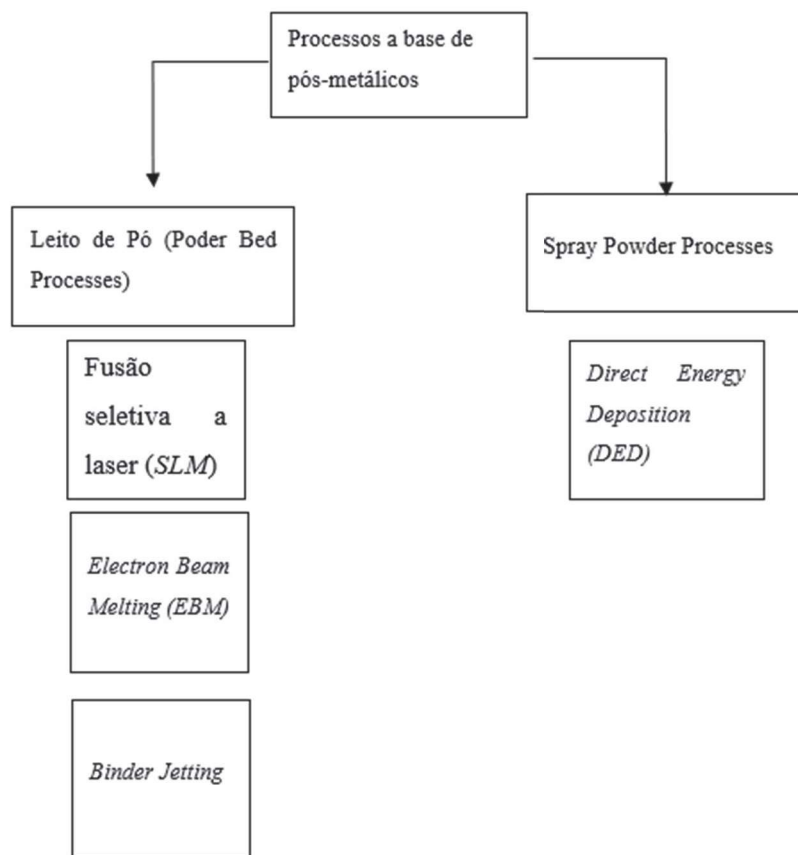


Figura 1: Principais métodos de metalurgia aditiva.

As diferentes tecnologias, diferenciam-se em diversos aspectos, como nas propriedades das peças formadas, capacidade produtiva e custo de produção. Além disso, diferenciam-se pelos princípios por trás de seu funcionamento. Na figura 1, pode-se ver uma breve descrição destes principais métodos.

| <b>Método</b>  | <b>Descrição</b>                                                                                                                                                                         |
|----------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| SLM            | Com o uso de um laser, camadas de pó, do leito, são fundidas gerando a peça tridimensional                                                                                               |
| EBM            | Funde camadas de pós-metálicos em um leito de pó com o uso de um feixe de elétrons                                                                                                       |
| Binder Jetting | Com o uso de um ligante depositado em regiões determinadas, uma peça preliminar é formada. Posteriormente o ligante é removido e a peça é sinterizada, resultando na peça tridimensional |
| DED            | Neste método, não há uso de leito de pós. O pó é depositado por um bocal e simultaneamente é fundido por um feixe de laser                                                               |

Figura 2: Descrição dos principais métodos de metalurgia aditiva.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Fusão Seletiva a Laser (SLM).

Neste trabalho, foi utilizada a tecnologia de Fusão Seletiva a Laser (*Selective Laser Melting*) inicialmente desenvolvida na década de 1980. Este método se baseia no uso de um feixe de laser, para fundir uma camada de pó metálico atomizado e assim produzir peças 3D em metal. Esse é um método, no qual em muitos casos a peça produzida passa por pós processamento, como por exemplo o polimento da superfície. O método é esquematizado na figura 3, já na figura 4 observa-se a fusão da camada de pó pelo laser, formando uma camada da peça produzida.

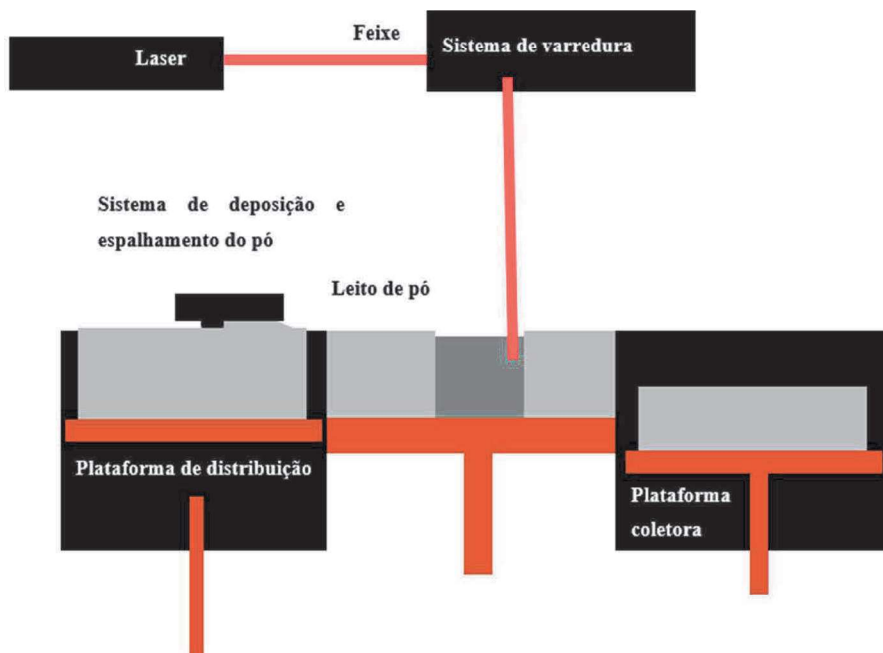


Figura 3: Representação de um equipamento de SLM.

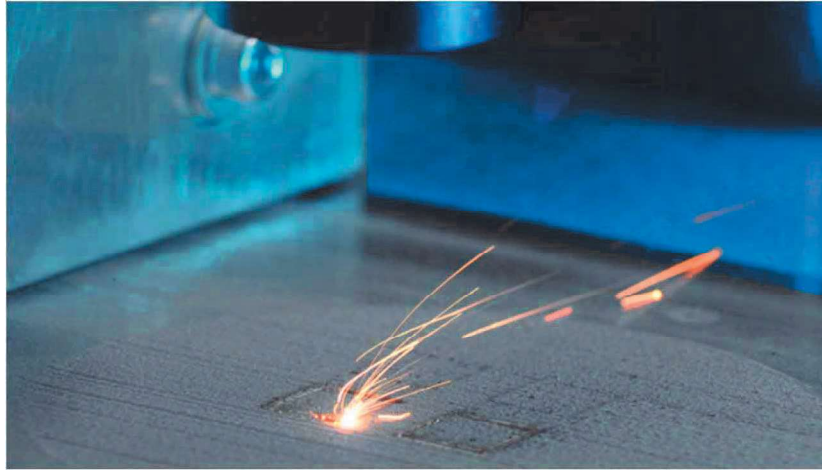


Figura 4: Exemplo do funcionamento do laser [48].

Este método possui diversos parâmetros que podem ser controlados para determinar as propriedades mecânicas da peça construída. Os parâmetros aqui analisados, foram a potência do laser (PL), a velocidade de passagem do laser (Vv), a espessura da camada de pó depositado (Ec), a distância entre as linhas de varredura do laser em uma mesma camada (Dv), o uso de métodos de refusão de camada e o sentido e direção do laser em diferentes camadas. Estes parâmetros são fundamentais na formação de defeitos, como a formação de porosidade, empenamento da peça e no caso estudado neste artigo, a formação de empelotamentos (*Balling e spatter*).

A partir destes parâmetros, pode ser definido o conceito de densidade de energia aparente (De), definido matematicamente na equação 1.

$$D_e = \frac{PL}{Vv \cdot Dv \cdot Ec}$$

Equação 1. Densidade de energia aparente

Outro conceito relevante para a o entendimento das variáveis de processo deste método, é a densidade mássica de energia (Dme) descrita na equação 2, onde  $\rho$  é a densidade aparente do pó.

$$D_{me} = \frac{D_e}{\rho}$$

Equação 2. Densidade mássica de energia

Além destes parâmetros, as diversas estratégias de varredura também afetam as propriedades mecânicas do produto final. Uma das principais estratégias de varredura encontradas na literatura e aqui utilizada, é a varredura com linhas de varredura paralelas entre si.

## 2.2 *Balling*.

*Balling* é um defeito que pode ocorrer durante a produção de peças 3D em metal, produzidas por meio do método SLM (*Selective Laser Melting*). O *balling* é uma forma de empelotamento aproximadamente esférico, que se forma durante a passagem do laser. Estas deformações podem causar irregularidades nas camadas, danificar o sistema de deposição do pó, favorecer a formação de porosidade, elevar a rugosidade superficial, além de gerar outros defeitos de superfície na peça produzida. Ou seja, essa formação pode causar danos ao equipamento, levar a necessidade de pós processamento da superfície e prejudicar as propriedades mecânicas da peça produzida. O *balling* tende a ter forma elipsoidal, com tamanho de cerca de 500 µm [43].

## 2.3. *Spatter*.

Outro defeito comumente encontrado em peças produzidas por SLM é a formação de *spatter*, que são pequenas esferas ao redor de 10 µm, que se depositam na superfície da poça de fusão ou em seu entorno. Este defeito pode ter duas variantes, uma formada devido a ejeção de pó da região da poça de fusão, que se deposita na superfície da trilha do laser, durante o processo de solidificação, esse tipo de *spatter* é aqui tratado como *spatter powder* (*Spatter Pw*). A outra forma de *spatter*, é aqui denominada *spatter droplet* (*Spatter Dr*), que se origina de gotículas de material fundido ejetado da poça de fusão, que ao ser depositado na superfície da amostra, se solidifica, aderindo permanentemente à superfície da amostra.

## 2.4. Formação de *Balling* e *Spatter*:

De acordo com a literatura existente a formação de empelotamento (*balling*), de maior volume e formato elipsoidal, se deve principalmente ao processo de solidificação da poça de fusão após a passagem do laser. Este processo é influenciado por propriedade do material, como a tensão superficial do metal fundido e a taxa de transferência de calor e temperatura de solidificação, assim como depende das variáveis do processo de fusão do pó. Ou seja, além das características do próprio material, a densidade de energia aplicada pelo laser é um fator fundamental na formação de *balling*.

Cada uma das categorias de empelotamentos (*spatter* e *balling*) descritos nas seções anteriores, possui uma origem diferente, apesar dos princípios físicos que os levam a se formar sejam os mesmos. No caso de *balling*, a formação ocorre durante a solidificação da poça de fusão formada pela passagem do laser. Neste caso, densidades maiores de energia e maiores tempos de exposição ao laser tendem a reduzir a formação deste. Já a formação de *spatter droplet*, se deve a ejeção de pequenas quantidades de metal líquido durante a formação da poça de fusão, enquanto o *spatter powder* se origina da ejeção de pó atomizado não fundido e subsequente adesão a trilha, em processo de solidificação. Na figura 4 encontram-se esquematizadas as propriedades e o processo de formação de cada uma das formas de empelotamento.



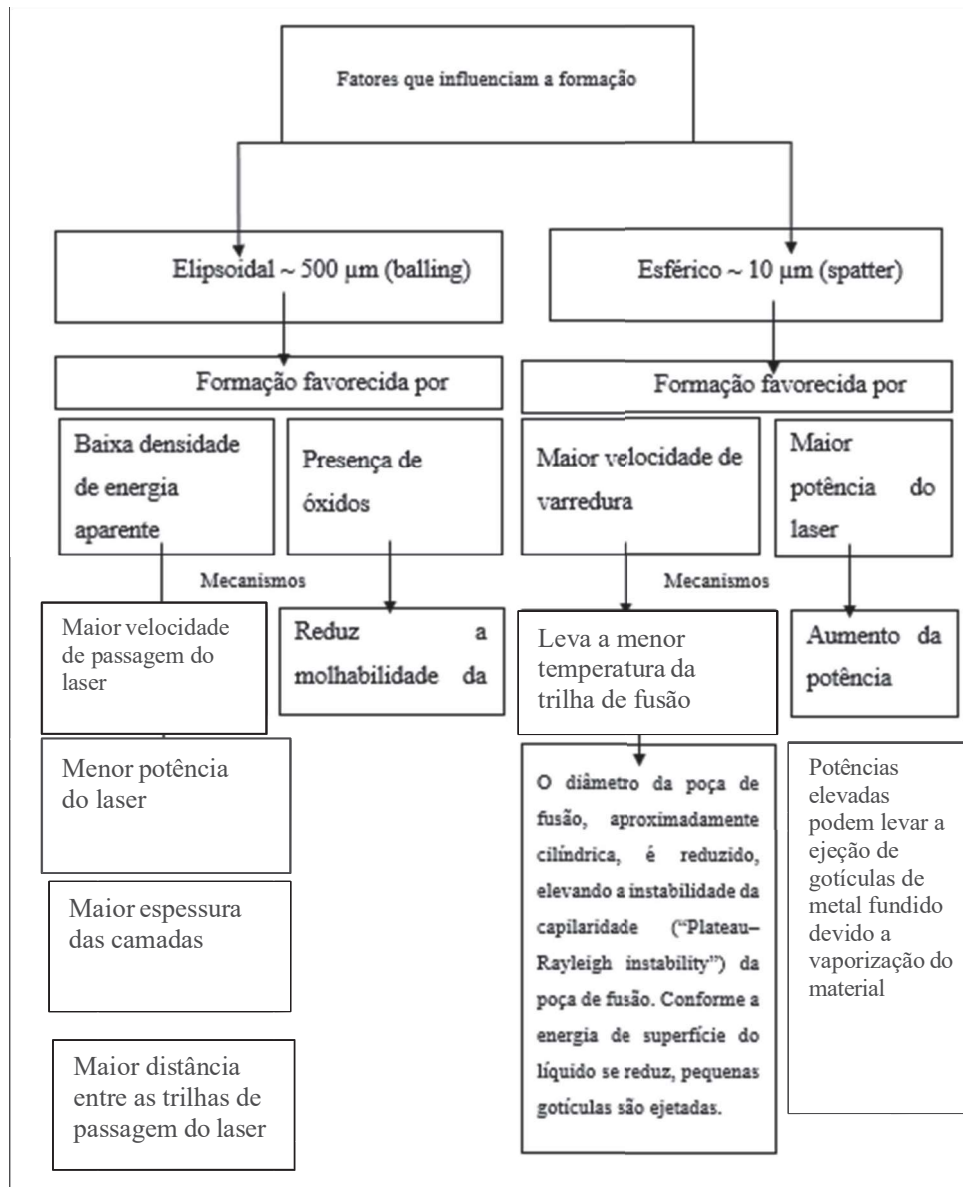


Figura 5: Classificação balling e spatter

Na figura 6 pode-se ver a esquematização da formação de *balling*, que decorre da descontinuidade da trilha de fusão, devido a baixa molhabilidade da poça de fusão. Essa baixa molhabilidade, é decorrente da elevada energia de superfície entre a poça de fusão e o substrato, que impede o metal líquido de se espalhar e criar uma superfície plana, antes de solidificar, gerando uma trilha não uniforme contendo *balling* elipsoidal, conforme a poça de fusão se solidifica [26].

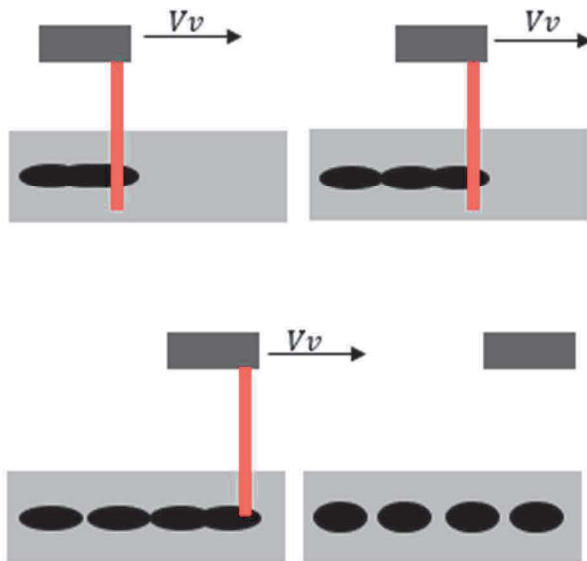


Figura 6:: Formação de *Balling*

Na figura 7, os dois mecanismos de formação dos *spatters* estão ilustrados. O primeiro mecanismo (formação de *spatter droplet*), pode ser causado por excessiva velocidade de passagem do laser, que gera uma trilha aproximadamente cilíndrica de pequeno raio. Esta formação gera instabilidade de Plateau-Rayleigh [27], e o processo de redução da energia superficial do fundido leva a formação e ejeção de gotículas, após a passagem do laser no local. Este fenômeno ocorre na região onde a poça de fusão já foi formada e está resfriando, sendo que as gotículas não são ejetadas em uma direção específica.

Ainda na figura 7, está representado o segundo mecanismo, a formação de *spatter powder*. Neste caso, pequenas gotículas são ejetadas devido a vaporização de metal durante a passagem do laser. Este mecanismo é favorecido por elevada densidade de potência e tem como características, as partículas de pó não fundidas se aglomerarem na região onde a poça de fusão está sendo formada. As partículas são ejetadas na direção oposta a direção na qual o laser está se movendo [42].

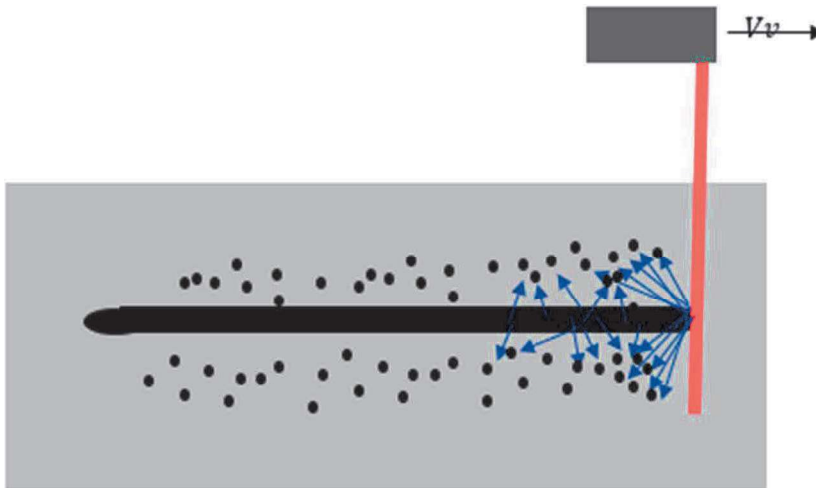


Figura 7: Formação de *spatter* Pw e *spatter* Dr, tanto pela ejeção por vaporização e por ejeção devido a instabilidade de Plateau-Rayleigh [27].

#### 2.4.1. Mecanismo de formação de balling e a poça de fusão

A formação da poça de fusão depende principalmente da molhabilidade, do fluxo de material na poça de fusão, da taxa de resfriamento do fundido, da temperatura do fundido e do processo de solidificação da liga específica. Os conceitos serão abordados e em seguida será discutido como estes se relacionam na formação de empelotamento (*balling*).

#### 2.4.2. Molhabilidade e a cinética do processo

A molhabilidade pode ser definida como a habilidade do líquido de manter contato ou se espalhar em uma superfície. A molhabilidade pode ser quantitativamente analisada a partir do ângulo de molhamento (ou ângulo de contato). Este é definido como o ângulo formado no encontro das superfícies líquido, sólido e gás, sendo o ângulo formado entre a tangente a superfície do líquido e a superfície do sólido.

O ângulo de molhamento ( $\theta$ ) depende da energia de superfície sólido/líquido ( $\gamma_{sl}$ ), sólido/gás ( $\gamma_{sv}$ ), líquido/gás ( $\gamma_{lv}$ ) e pode ser calculado no equilíbrio pela equação de Young. Equação 3.

$$\cos\theta = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{ls}}{\gamma_{lv}}$$

### Equação 3. Equação de Young

As energias de superfície em questão, dependem de características inerentes a liga em questão nas fases em que se encontram (sólido e líquido), assim como das propriedades do gás em contato. Além disso, a temperatura possui grande influência no caso de formação de *balling*, pois a energia de superfície varia com a temperatura e porque em diferentes temperaturas, diferentes fases são formadas, sendo que cada uma possui suas próprias características.

Com isso, pode-se ver que no caso estudado, a molhabilidade desempenha um papel central. Esta propriedade depende da liga utilizada, das fases em que se encontra, da temperatura na qual o sistema se encontra, da existência de outras fases (por exemplo óxidos) que podem interferir no equilíbrio descrito e por fim a taxa de resfriamento. Esta última é relevante, pois, no caso em questão, a cinética do processo é de grande relevância. Pois a formação do *balling* ocorre, principalmente devido ao fundido solidificar antes que esse forme uma trilha contínua. Ou seja, na formação do *balling*, tanto a questão termodinâmica quanto a cinética são relevantes, e é justamente a combinação destes fatores que determinam a formação deste fenômeno aqui abordado.

Em outras palavras, os fatores termodinâmicos, determinam a tendência de espalhamento do material da poça de fusão, porém a cinética determina se o espalhamento da poça de fusão ocorrerá antes da solidificação. Caso a situação de equilíbrio seja atingida, o *balling* será formado apenas no caso em que a molhabilidade seja tão baixa que o fundido não tenda a se espalhar. Porém, caso ocorra a solidificação antes do ponto de equilíbrio ser atingido, existe a possibilidade de formação de *balling* a despeito da termodinâmica do processo. Com isso, pode-se entender que o processo de formação de *balling* é decorrente dos mecanismos que determinam a termodinâmica e a cinética do processo de espalhamento e solidificação da poça de fusão.

#### 2.4.3. Temperatura, viscosidade e fluxo de matéria

A temperatura da poça de fusão é dependente especialmente da densidade de potência e das características da liga utilizada. Desta forma a temperatura da poça de fusão têm influência sobre a cinética de solidificação, as fases formadas no processo de resfriamento e a molhabilidade do fundido. Além disso, a temperatura afeta a viscosidade do fluido em questão, fator que influencia o fluxo de material fundido no interior da poça. Sendo este fluxo um fator determinante no espalhamento da poça de fusão, já que é através deste mecanismo que ocorre o transporte de matéria, que determina a geometria do sólido formado.

#### 2.4.4. Óxidos

Óxidos podem ser formados durante a fusão do pó metálico pelo laser. Este fenômeno decorre, principalmente da oxidação de elementos de liga e de impurezas presentes no leito de pó, pelo oxigênio presente na atmosfera. A formação de óxidos pode reduzir a molhabilidade da poça de fusão, ao elevar a energia de superfície sólido/ líquido e consequentemente elevando o ângulo de contato ( $\theta$ ), como descrito na equação 3.

Dessa forma, por reduzir a molhabilidade do material fundido e atrapalhar o espalhamento deste, a formação de óxidos é um fator que colabora com a formação de *balling*. Sendo assim, a possibilidade do uso de desoxidantes pode ajudar na prevenção da formação deste.

#### 2.4.5. Características específicas das ligas Ti-Nb

Apesar dos princípios que regem os fenômenos aqui discutidos serem muito aplicáveis as diversas ligas utilizadas na metalurgia aditiva, é de fundamental importância a análise das características específicas de cada liga. Neste trabalho, a liga de titânio – nióbio (Nb-48Ti) com massa de 53% de nióbio, é abordada de forma individual e para isso é de grande importância uma breve análise de seu diagrama de fases e como isso se relaciona com a formação de *balling*.

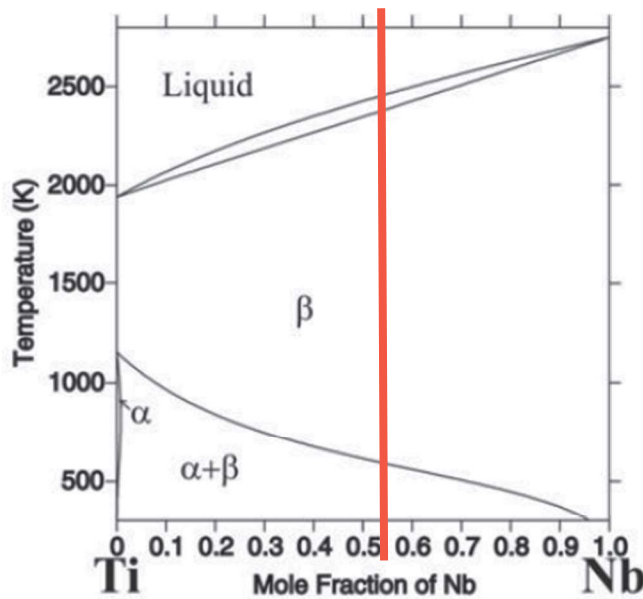


Figura 8: Diagrama de fases Ti-Nb com a composição da liga Nb48-Ti em vermelho [50].

Ao analisar o diagrama de fase da liga Nb-48Ti percebe-se que durante o processo de solidificação da poça de fusão, o caminho de equilíbrio termodinâmico se inicia com a formação de uma fase beta de titânio e uma fase de nióbio (cúbica de face centrada). O nióbio desempenha um papel betagênico, elevando a área beta da liga em questão, conforme seu teor aumenta [3].

Conforme a liga se resfria e a fase *liquidus* se reduz, sendo convertida em fase beta de titânio (cúbica de corpo centrado) e fase de nióbio cúbico de face centrada, em temperaturas pouco acima dos 1800°C. Por fim, ao atingir temperaturas pouco acima de 400°C, começa a ocorrer a formação de fase alfa de titânio (hexagonal compacta), fase estável a temperatura ambiente.

Deve-se ressaltar que o caminho descrito segue a termodinâmica, porém desconsidera a cinética envolvida, que desempenha papel fundamental na produção de peças por meio de técnicas de *SLM*. Devido ao elevado gradiente térmico do processo em questão, espera-se um significativo desvio do caminho mais favorável termodinamicamente, já que o tempo para a ocorrência do processo de solidificação é muito pequeno. Sendo assim, a formação da fase alfa de titânio pode ser afetada e teores mais reduzidos destas podem ser encontrados no material após o resfriamento.

De acordo com a literatura [25], durante rápido resfriamento de ligas de Ti-Nb, pode ocorrer a seguinte transformação de fases:  $\beta \rightarrow \alpha^r \rightarrow \alpha^{r'}$  e  $\beta \rightarrow \omega$ , sendo a fase  $\alpha^r$  hexagonal, a fase  $\alpha^{r'}$  ortorrômbica de base centrada e  $\omega$  uma fase metaestável hexagonal não compacta.

Ou seja, devido ao elevado gradiente térmico do processo, desvios do caminho mais termodinamicamente favorável podem ocorrer. Sendo assim, este é um processo em que a cinética desempenha um papel de grande relevância no processo de solidificação e nas fases formadas, que por sua vez influencia o transporte de calor e de massa no material durante este mesmo processo de solidificação. Como isso, influenciando a própria ocorrência do espalhamento da poça de fusão, fator fundamental na formação ou não de *balling*.

#### 2.4.6. Efeitos dos parâmetros do laser na formação de *balling*.

São justamente as características e propriedades descritas nas seções anteriores que definem os mecanismos que levam a formação do empelotamento. Alguns desses mecanismos podem ser influenciados por alterações nas variáveis do processo, permitindo o controle da formação destas estruturas no processo de fabricação de peças por meio de *Selective Laser Melting*.

Nesta seção serão apresentadas as conclusões obtidas pelo trabalho “*Balling behavior of stainless steel and nickel powder during Selective Laser Melting process*” de Ruidi Li, Jinhui Liu, Yusheng Shi, Li Wang e Wei Jiang [40], a respeito de como as variáveis do processo afetam a formação de *balling*.

O artigo em questão analisou a influência da velocidade da passagem do laser, da potência do laser, espessura da camada, distância entre as trilhas e o conteúdo de oxigênio na atmosfera. Para isso foram utilizadas ligas de aço inoxidável e níquel e o método SLM (*Selective Laser Melting*).

Vale ressaltar que, devido a propriedades inerentes ao material, os resultados obtidos podem variar para ligas diferentes. Apesar disso, os mecanismos que regem a formação de *balling* não devem ter grandes diferenças para diferentes ligas.

#### 2.4.7. Potência do laser

Ao realizar experimentos com potência entre 70 e 100 Watts e 150 a 190 watts, o trabalho em questão constatou que a formação de *balling* foi inibida com o aumento da potência. A explicação dada a este fato, foi a maior molhabilidade e espalhamento da poça de fusão, devido a maior energia aplicada no processo.

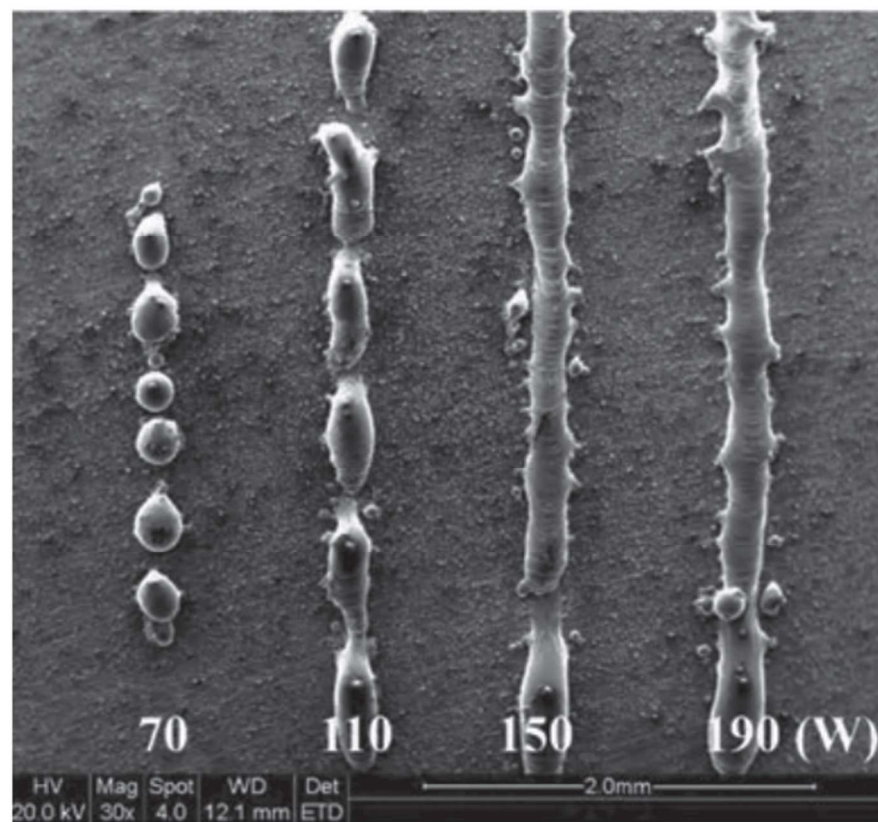


Figura 8: Imagem obtida por SEM mostrando trilhas únicas produzidas por meio de SLM com potências distintas variando de 70 a 190 watts. Nota-se a grande influência da potência do laser na formação de *balling* e na continuidade da trilha [29].

#### 2.4.8. Velocidade de varredura do laser

No caso acima, a potência do laser foi mantida constante em 190 Watts e as velocidades foram, 50 mm/s, 400 mm/s, 600 mm/s e 800 mm/s. Observou-se que, conforme a velocidade foi aumentada, a formação de *balling* foi favorecida, pois ao se elevar a velocidade, a densidade de energia é reduzida e dessa forma a poça de fusão apresenta menor molhabilidade e



espalhamento, fazendo com que esta tenha maior dificuldade de se espalhar antes de se solidificar [29].

Este mecanismo é análogo ao responsável pelo favorecimento da formação de *balling* com a redução da potência, já que em ambos os casos, a formação de *balling* é favorecida pela menor densidade de potência.

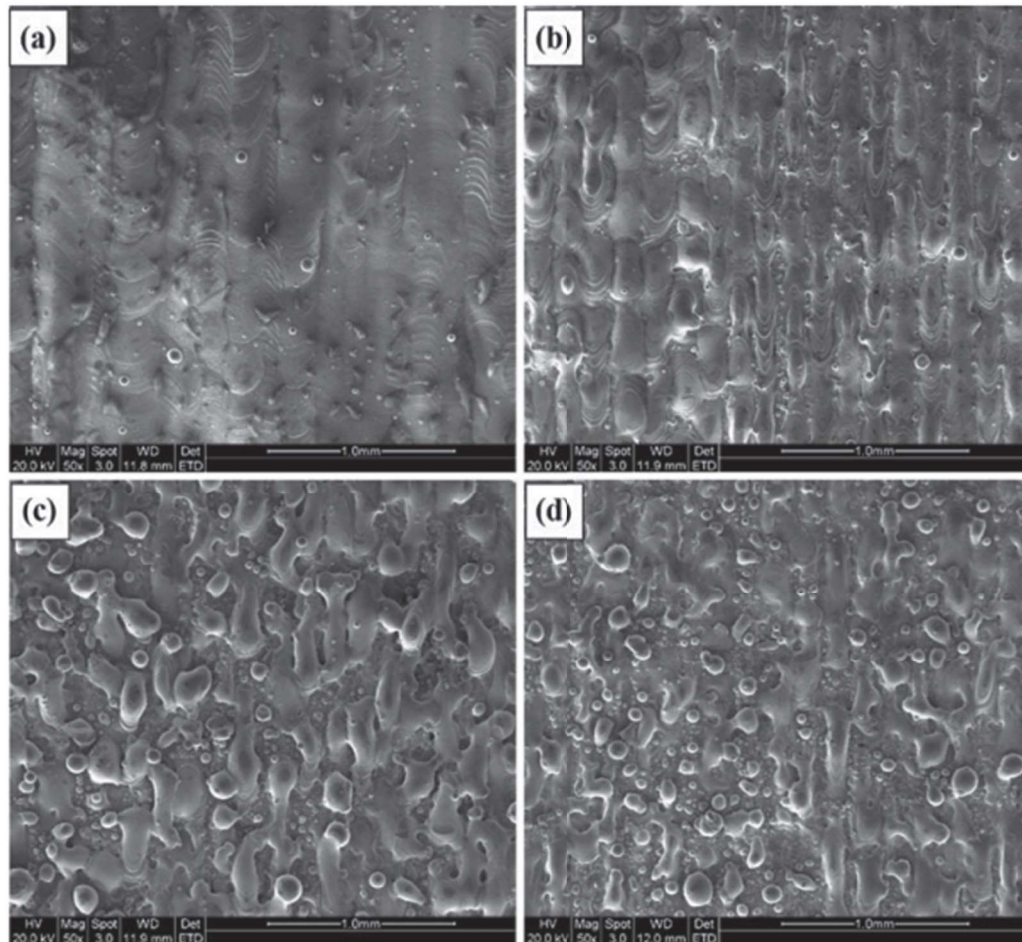


Figura 9: Imagem obtida por SEM mostrando camadas produzidas por SLM, exemplificando a formação de balling devido a diferentes velocidades de passagem. a) 50 mm/s b) 400 mm/s c) 600 mm/s d) 800 mm/s [29].

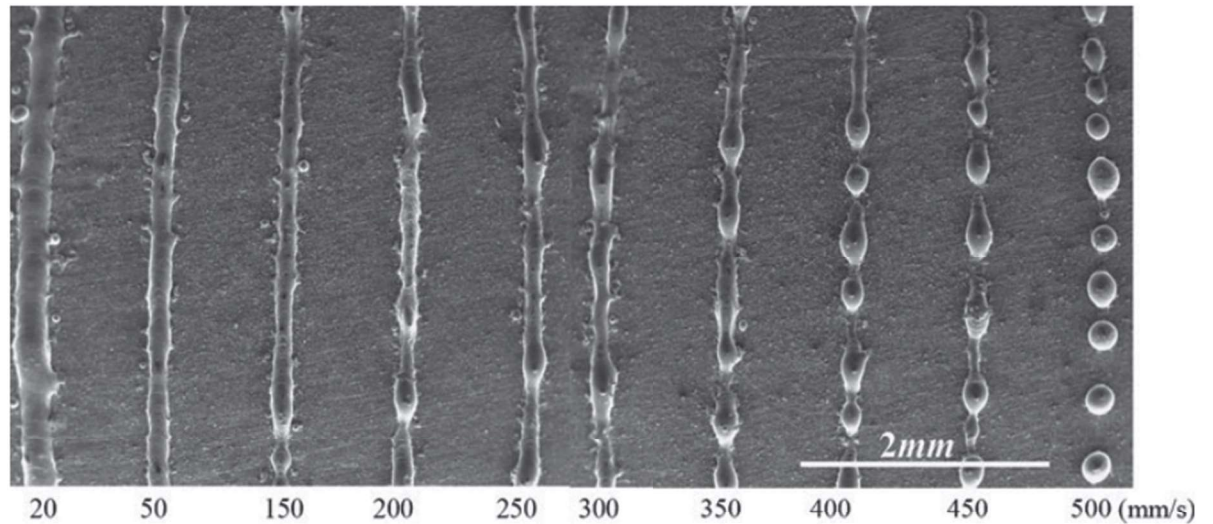


Figura 10: Imagem obtida por SEM, mostrando trilhas únicas produzidas por meio de SLM com diferentes velocidades de varredura. Aqui evidencia-se a influência da velocidade de passagem na formação de balling [29].

#### 2.4.8. Distância entre as trilhas do laser

Com uma potência constante em 190 Watts e a velocidade de 100 mm/s, este experimento variou a distância entre as trilhas de passagem do laser em, 0,15mm, 0,3 mm, 0,4 mm e 0,8 mm. A conclusão obtida sob as condições analisadas, é que não há formação de *balling*, mesmo quando as trilhas se sobrepõem, desde que as trilhas sejam contínuas. Ou seja, a sobreposição das trilhas não foi identificada como um fator determinante na formação de *balling*.

Nota-se que nos casos de passagens com intervalos de 0.15 mm e 0.3mm, ocorreu a sobreposição entre as trilhas, gerando superfícies mais regulares e suaves. Já nos demais casos, não ocorreu a sobreposição de trilhas de uma mesma camada, levando a formação de poros regulares, sendo a área transversal destes, aumentadas pelo aumento das distâncias entre as trilhas de uma mesma camada.

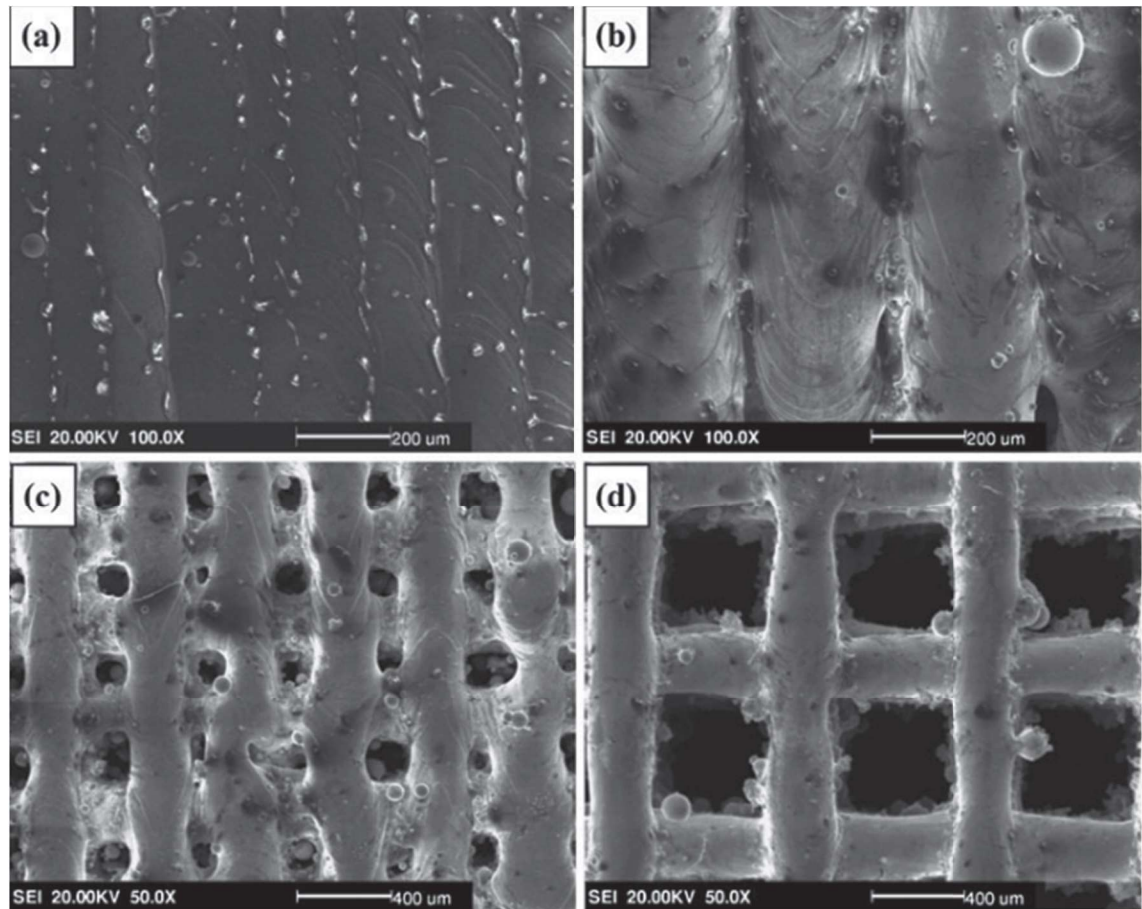


Figura 11: Imagem obtida por SEM, mostrando a formação de balling sob diferentes distancias das trilhas de passagem. a) 0.15mm b) 0.30mm c) 0.4 mm e d) 0.8 mm [29].

#### 2.4.9. Espessura da camada

Com uma potência fixa em 190 Watts e a velocidade em 50 mm/s, a espessura da camada foi variada. Para isso, foi construído um substrato representado na figura 12 a, onde nota-se que este é plano entre os pontos A e B e inclinado entre os pontos B e C. É justamente a inclinação de B a C que gera uma variação constante na espessura de camada, sendo as trilhas construídas transversalmente ao sentido dos pontos A a C e com distâncias constantes entre eles. A espessura da camada aumenta da direção B para C, ou seja, da esquerda para a direita na figura 12 C.

Com esse experimento, observou-se que o aumento da espessura da camada, favorece a formação de *balling*. A isso, foi atribuída a ocorrência de aumento da aglomeração causada por menor molhabilidade. Assim como, nos casos anteriores, pode-se atribuir essa piora na

molhabilidade e no espalhamento do fundido, a menor densidade de energia aplicada, fato que pode ser explicado pela análise da equação 1, já que o aumento da espessura da camada diminui a densidade de potência do processo.

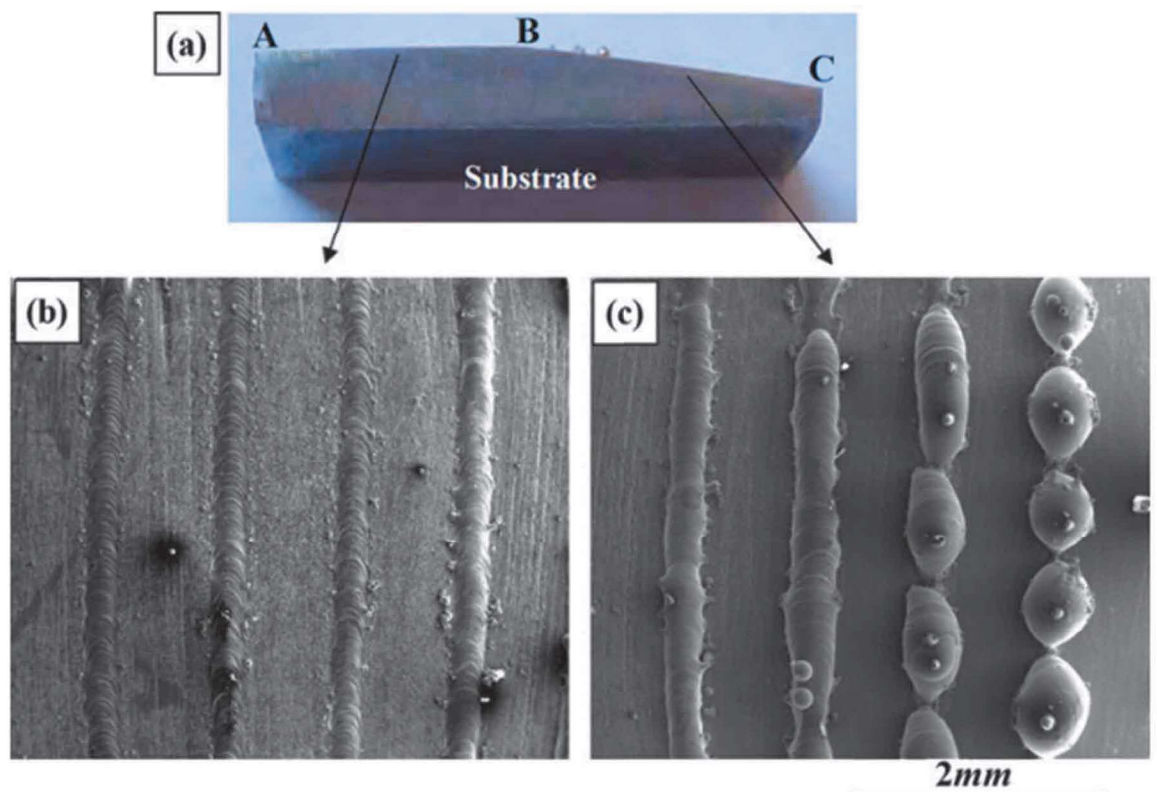


Figura 12: Imagens do experimento evidenciando impacto da espessura de camada na formação de balling e na descontinuidade da trilha a) imagem da montagem do experimento b) trilhas produzidas entre os pontos A e B c) trilhas produzidas entre os pontos B e C [29].



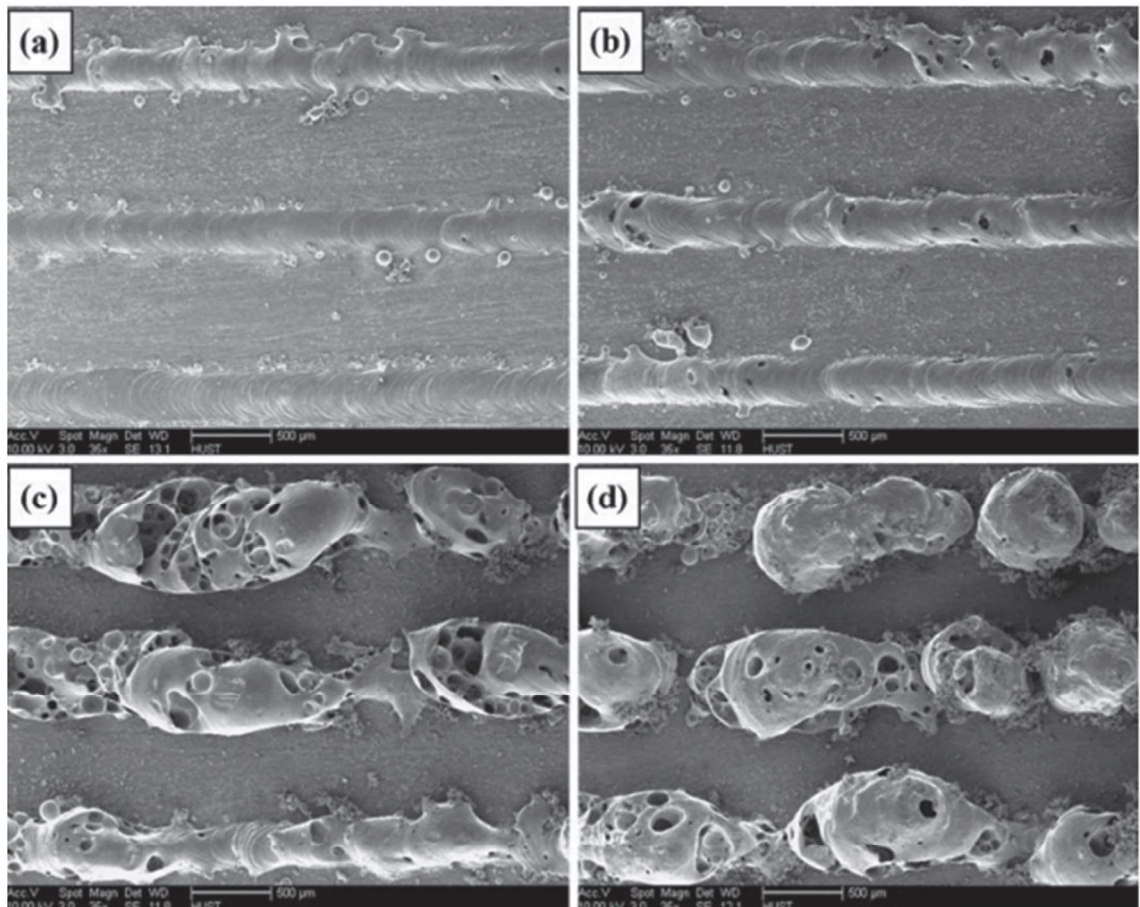


Figura 13: Nesta imagem está evidenciado o impacto do aumento da espessura da camada na formação de balling e nas características das trilhas do laser. A espessura de camada aumenta de a para b, de b para c e de c para d [29].

#### 2.4.10. Refusão

O uso de refusão da camada levou a eliminação do empelotamento (balling). Este método converte as aglomerações em poças de fusão, que molha a superfície, se espalhando e assim, eliminando as aglomerações. Isso ocorre, pois o fundido molha mais favoravelmente a superfície anteriormente fundida.

Na figura 14 nota-se a grande eficiência deste método na eliminação de balling. Na figura 14 a) é mostrada a camada antes da refusão, sendo visível a presença de *spatter droplet*. Já na figura 14 b) o resultado da utilização do processo de refusão é evidenciado. Aqui pode-se perceber, a total ausência da formação de *balling*, o que cria uma camada superficial mais uniforme.

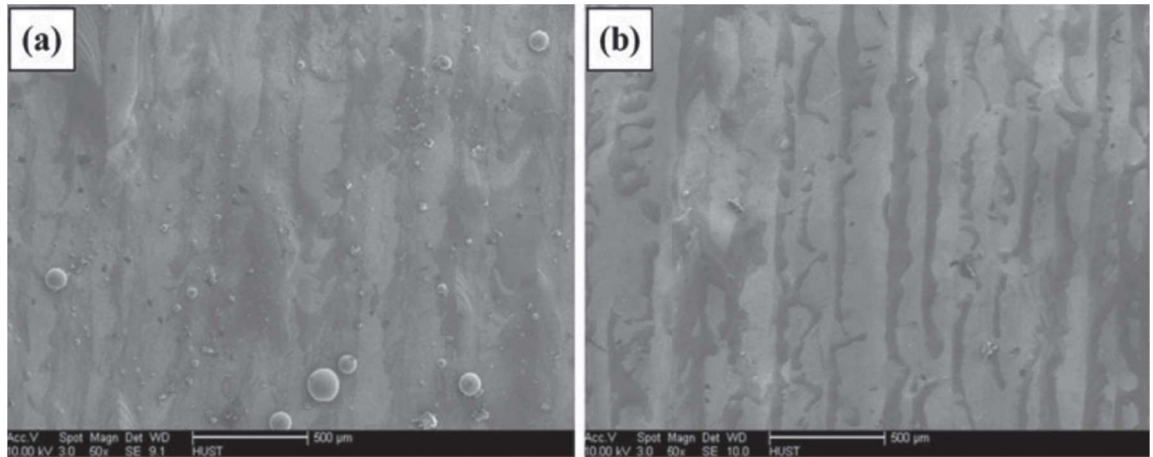


Figura 14: a) camada produzida por SLM sem refusão e com presença de balling b) camada após o processo de refusão, onde nota-se a ausência total de balling [29].

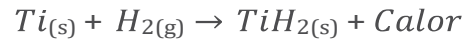
## 2.5. Produção do Pó

A produção do pó da liga de Nb-Ti, pode ser realizada com o emprego de diferentes métodos. Na metalurgia do pó, os principais métodos de produção de pós-metálicos são, a atomização a água, a gás ou a plasma, a atomização rotativa e atomização por hidrogenação e desidrogenação, conhecida como HDH. Os métodos utilizados para a produção do pó da liga Nb-48Ti das amostras deste trabalho, foram o método da hidrogenação e desidrogenação (HDH) e a atomização a plasma (AP), desta forma, estes serão aqui abordados com mais profundidade.

### 2.5.1. Hidrogenação e desidrogenação (HDH)

Este é um método de produção de pós muito utilizado para ligas de titânio e nióbio devido à alta capacidade, de ligas destes elementos, absorverem hidrogênio quando submetidas a temperaturas elevadas. Já a capacidade de absorção de hidrogênio a temperatura ambiente se torna muito baixa, de forma a precipitar hidretos. O material obtido passa por moinhos, tornando-se pequenas partículas [41].

Para exemplificar a formação de hidretos, a formação de hidretos de titânio está representada pela reação química da equação 4.



Equação 4: Formação de hidreto de titânio durante o processo de hidrogenação.

Os hidretos presentes no pó produzido, são removidos pelo processo de degasificação através de aquecimento. Novamente o hidreto de hidrogênio foi selecionado para exemplificar este processo e sua reação de desidrogenação está representada na equação 5.



Equação 5: Decomposição do hidreto de titânio.

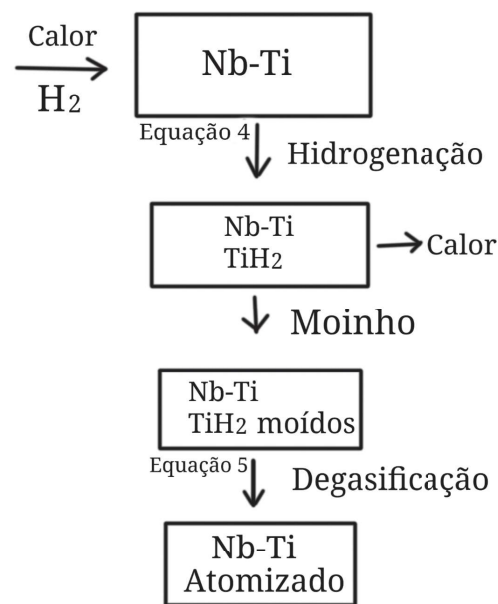


Figura 15: Processo de produção de pó atomizado por meio do método HDH.

As principais características do pó formado através do método da hidrogenação e desidrogenação (HDH), é a irregularidade e angularidade dos grãos. Na figura 17, pode-se ver a geometria dos grãos de titânio comercialmente puro (CP-Ti), produzidos por meio do método (HDH).

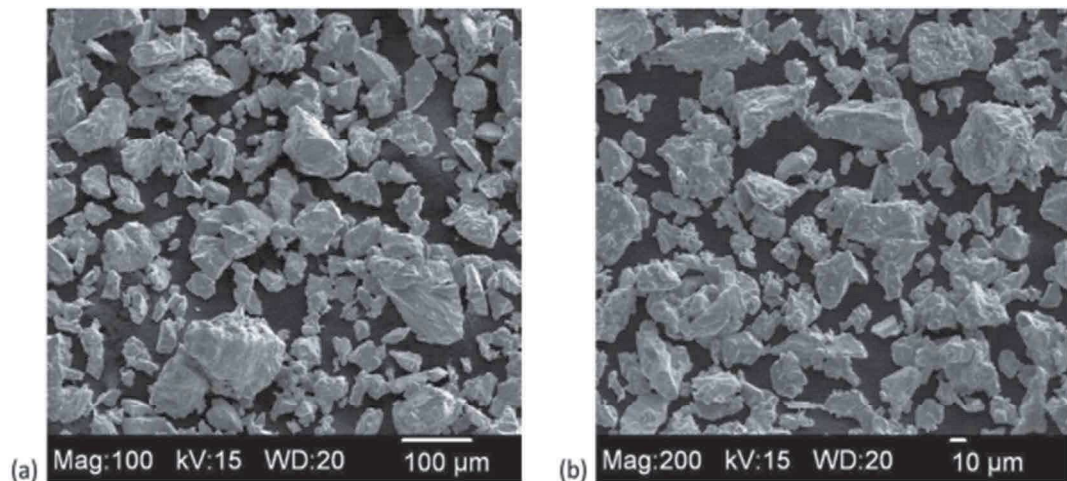


Figura 16 (a, b) Morfologia típica dos grãos de CP-Ti atomizados pelo método HDH [14].

A atomização por HDH tem como uma de suas vantagens seu menor custo por kg de pó quando comparado com outros métodos, porém a irregularidade da morfologia do pó gerado e a maior possibilidade de formação de poros no interior dos grãos, são potencialmente prejudiciais para as propriedades mecânicas da peça produzida por meio de SLM. Além disso, a irregularidade da morfologia, pode levar a uma deposição não uniforme da camada de pó, com isso gerando pequenas diferenças da espessura da camada, que é um fator com influência na densidade de energia aparente aplicada e, portanto, na formação de *balling*.

Dessa forma, o próprio método de produção do atomizado, pode ser considerado como uma variável de processo. Com isso, o método de produção do pó, é um fator com potencial influência na formação de *balling* e nas propriedades mecânicas da peça produzida por *Selective Laser Melting*.

#### 2.5.2. Atomização a plasma (AP):

Outro método de produção de pó de liga Nb-48Ti usado na produção das amostras deste trabalho, a atomização a plasma, gera grãos de morfologia aproximadamente esféricas, porém costuma ser um método de produção com maior custo por kg produzido.

Neste método, um fio composto pela liga atomizada, entra no equipamento de atomização, onde é atingido pelo plasma em alta velocidade gerado por um arco elétrico. A liga



se funde e pequenas partículas desta se espalham e solidificam ainda em voo. Como resultado, o pó gerado é composto por partículas aproximadamente esféricas e sem a presença de satélites.

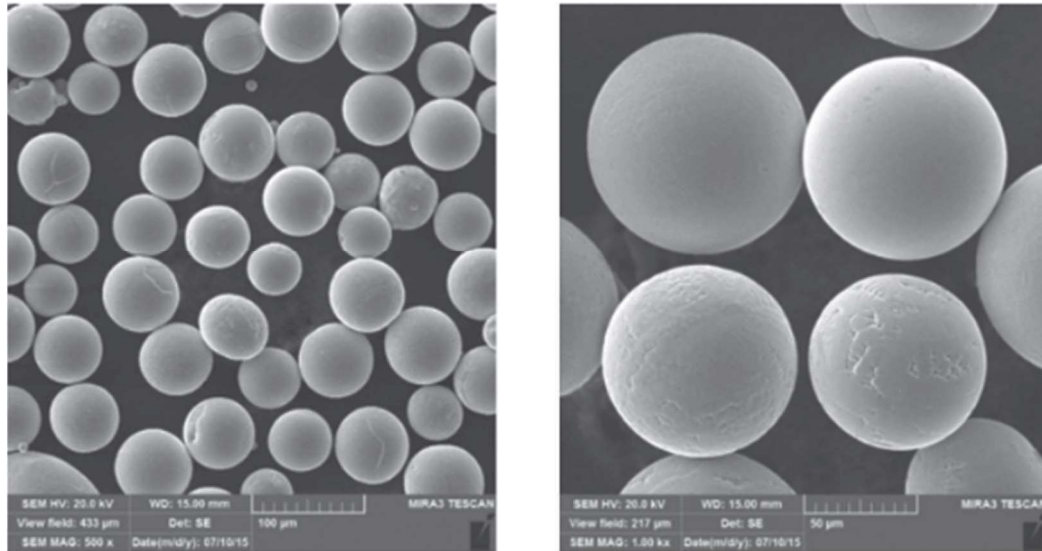


Figura 16: Imagens obtidas por SEM de pó de liga Ti-6Al-4V, produzida por atomização a plasma [1].

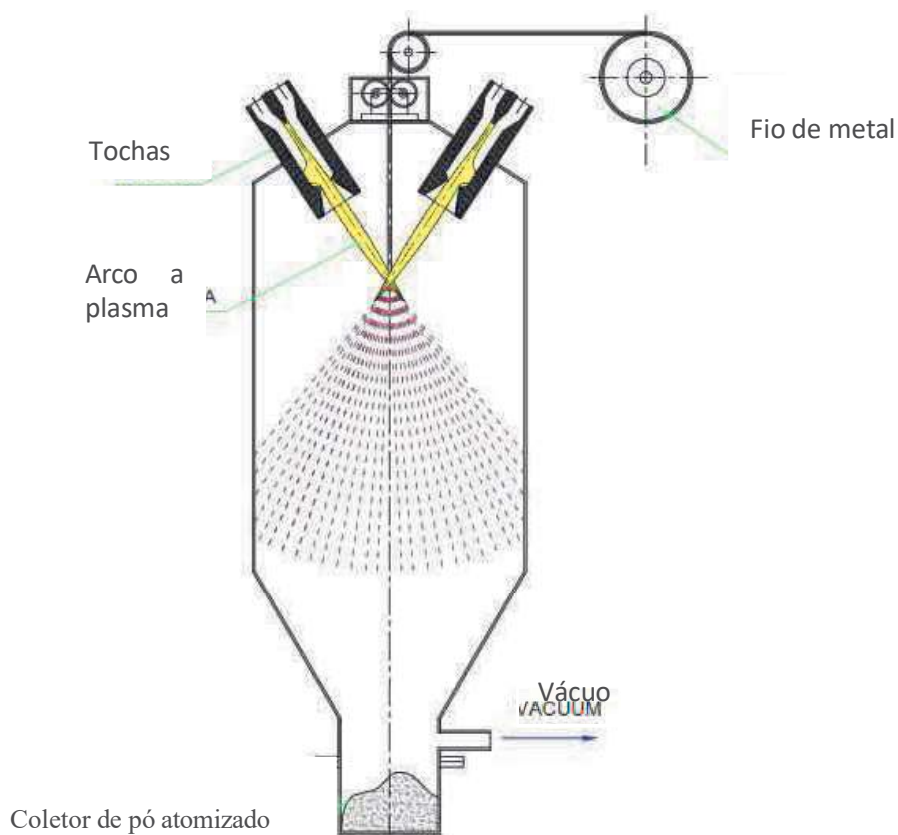


Figura 17: Esquematização do processo de atomização a plasma de pó de liga de Ti [49].

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram produzidas 24 amostras a partir de pó de Nb-48Ti, produzido por meio de atomização a plasma pela empresa Advanced Powders and Coatings. As peças foram fabricadas no formato cúbico com dimensões 10 mm x 10mm x 10 mm por meio de *Selective Laser Melting* (Fusão Seletiva a Laser) em um equipamento GE Additive modelo 2M do SENAI de Inovação em Processamento a Laser. As peças foram produzidas com a estratégia de varredura representada na figura 17.

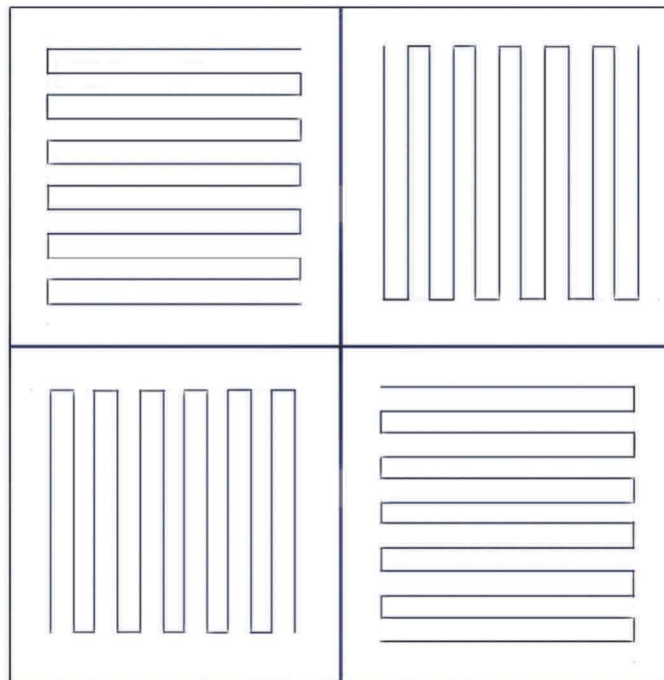


Figura 17: Representação gráfica da estratégia de varredura adotada.

Cada amostra foi submetida a diferentes parâmetros de processo durante a produção por meio de *SLM*, sendo este a potência do laser (Pl), a velocidade de varredura (Vv), a densidade de energia (De). Na tabela 2, pode ser visto o conjunto de parâmetros que cada amostra em questão foi submetida.

Tabela 1: Variáveis da produção das amostras [47].

| Amostra | Pl (Watts) | Vv (mm/s) | De (J/mm <sup>3</sup> ) |
|---------|------------|-----------|-------------------------|
| 1       | 150        | 900       | 53                      |
| 2       | 150        | 1100      | 48                      |
| 3       | 150        | 1300      | 43                      |
| 4       | 150        | 1000      | 40                      |
| 5       | 150        | 1200      | 37                      |
| 6       | 150        | 1400      | 34                      |
| 7       | 200        | 900       | 71                      |
| 8       | 200        | 1100      | 63                      |
| 9       | 200        | 1300      | 58                      |
| 10      | 200        | 1000      | 53                      |
| 11      | 200        | 1200      | 49                      |
| 12      | 200        | 1400      | 45                      |
| 13      | 250        | 900       | 88                      |
| 14      | 250        | 1100      | 79                      |
| 15      | 250        | 1300      | 72                      |
| 16      | 250        | 1000      | 66                      |
| 17      | 250        | 1200      | 61                      |
| 18      | 250        | 1400      | 57                      |
| 19      | 300        | 900       | 106                     |
| 20      | 300        | 1100      | 95                      |
| 21      | 300        | 1300      | 87                      |
| 22      | 300        | 1000      | 79                      |
| 23      | 300        | 1200      | 73                      |
| 24      | 300        | 1400      | 68                      |

Sobre a superfície superior das amostras, foi criada uma trilha cruzando o encontro das linhas de varredura, ou seja, cortando um dos eixos centrais da superfície superior das amostras na região de encontro das direções de varredura.

### 3.1. Amostras produzidas por meio de atomização a plasma

#### 3.1.1. *Balling*

Foram obtidas imagens com magnificação de 10x e 50x das amostras em questão. A partir desta, se observou a macroestrutura formada com a técnica de varredura e os parâmetros de processo. Com a maior magnificação foi possível obter imagens das trilhas do laser e da formação de *balling e spatter*. As imagens com magnificação 2 podem ser vistas na figura 19, onde estão ordenadas pela velocidade de varredura e pela potência do laser.

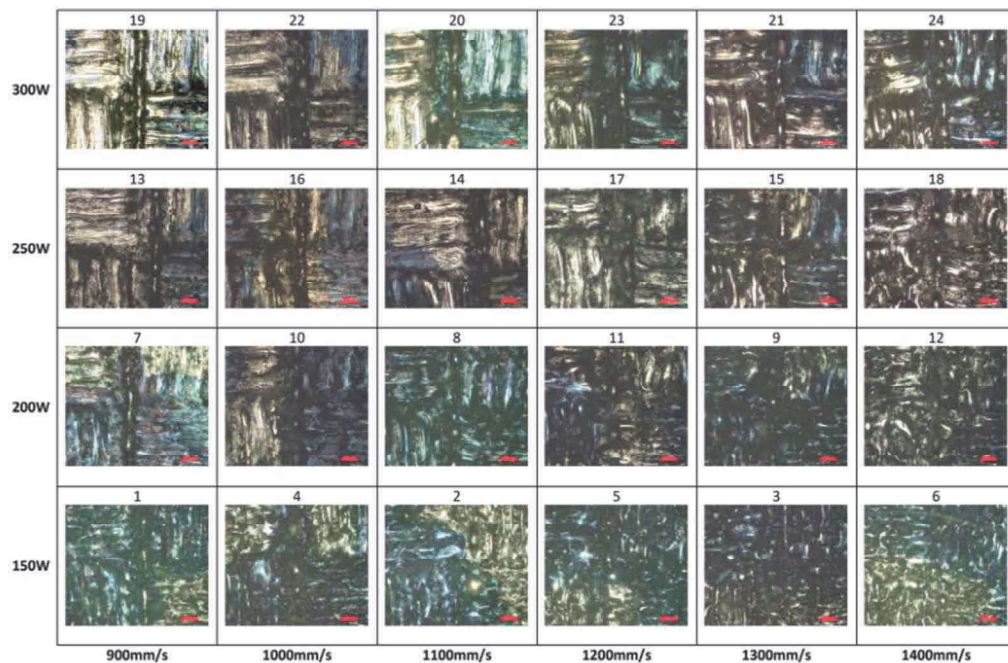


Figura 18: Imagens das 24 amostras, evidenciando as direções de varredura e a trilha central [4]

Para melhor visualização e análise, na figura 20, os casos extremos foram selecionados focando-se na trilha construída na superfície.

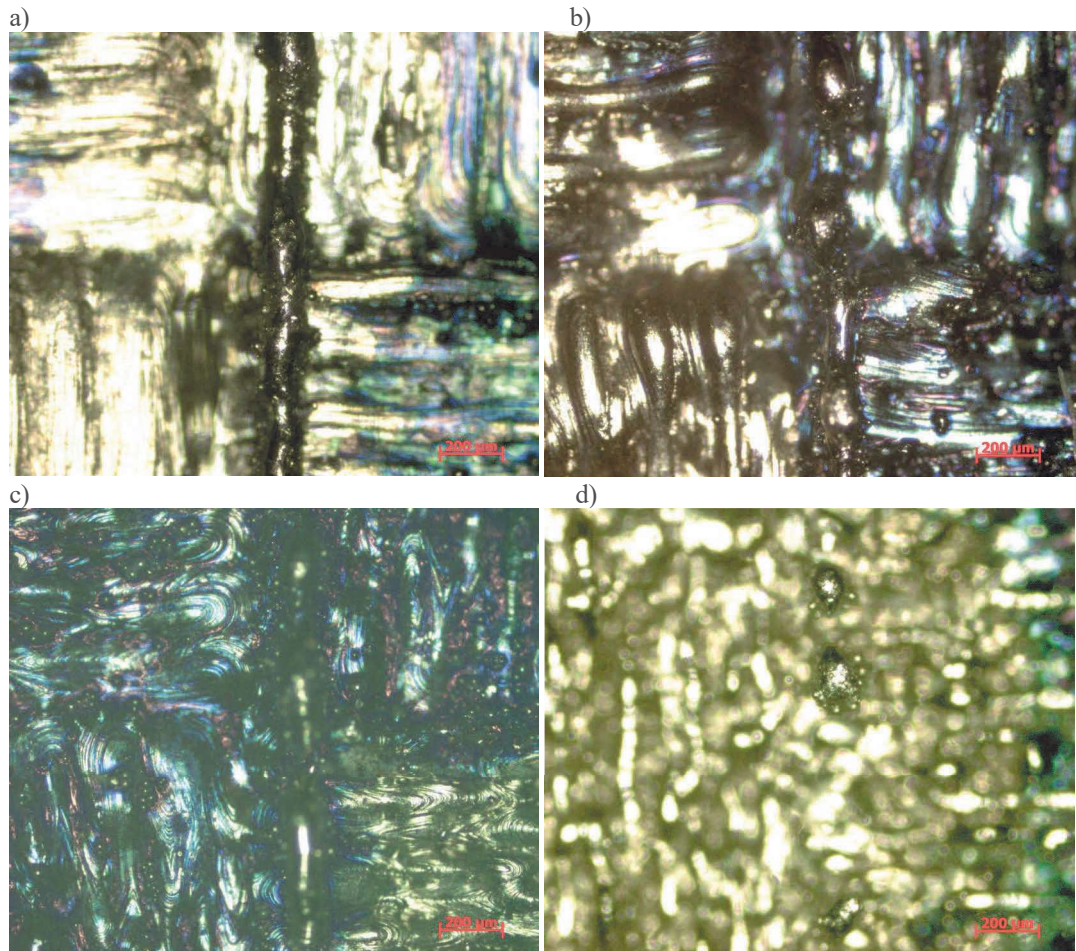


Figura 19: Imagens das amostras com foco na trilha de varredura. a) Amostra 19  $V_v = 900$  mm/s e  $P_l = 300$  W, b) Amostra 24  $V_v = 1400$  mm/s e  $P_l = 300$  W, c) Amostra 1  $V_v = 900$  mm/s e  $P_l = 150$  W e d) Amostra 6  $V_v = 1400$  mm/s e  $P_l = 150$  W [47].

Ao analisar as imagens das figuras 19 e 20, nota-se que com o aumento da velocidade e diminuição da potência do laser, a trilha formada perde continuidade. Este fato observado é possível de explicar pela redução na densidade de energia e consequentemente menor molhabilidade, menor fluxo de matéria e menor tempo até a solidificação da poça de fusão, fatores estes que prejudicam o espalhamento da poça de fusão. Dessa forma, para casos de maior velocidade e menor potência, é nítida a perda de continuidade e a formação de *balling*. Na figura 21 estão mapeados os casos de evidente formação de *balling* nas amostras.



| Potência (w) /<br>Velocidade<br>(mm/s) | 900<br>mm/s | 1000mm/s | 1100mm/s | 1200mm/s | 1300mm/s | 1400mm/s |
|----------------------------------------|-------------|----------|----------|----------|----------|----------|
| 300 w                                  | 19          | 22       | 20       | 23       | 21       | 24       |
| 250 w                                  | 13          | 16       | 14       | 17       | 15       | 18       |
| 200 w                                  | 7           | 10       | 8        | 11       | 9        | 12       |
| 150 w                                  | 1           | 4        | 2        | 5        | 3        | 6        |

- Não há formação de balling  
■ Há formação de balling

Figura 20: Mapeamento da formação de balling.

Nota-se que apenas nas amostras 19, 13 e 16 não ocorreu descontinuidade nem a formação de *balling*. Isso demonstra o papel da potência do laser e da velocidade de varredura na formação destes defeitos.

As amostras 22 e 16 mostraram um desvio do esperado, pois apesar do aumento na potência e a manutenção da velocidade de varredura e que levam ao aumento da densidade de potência da amostra 16 para a amostra 22, a formação de *balling* e descontinuidade é evidente na amostra 22, porém não na amostra 16. Na amostra 16, nota-se descontinuidade na formação da trilha, porém não há formação de *balling*. Este fato deve ser analisado com mais atenção, pois pode indicar um desvio experimental ou a existência de outros fatores influenciando a formação destas estruturas. Imagens ampliadas destas amostras são mostradas na figura 22.

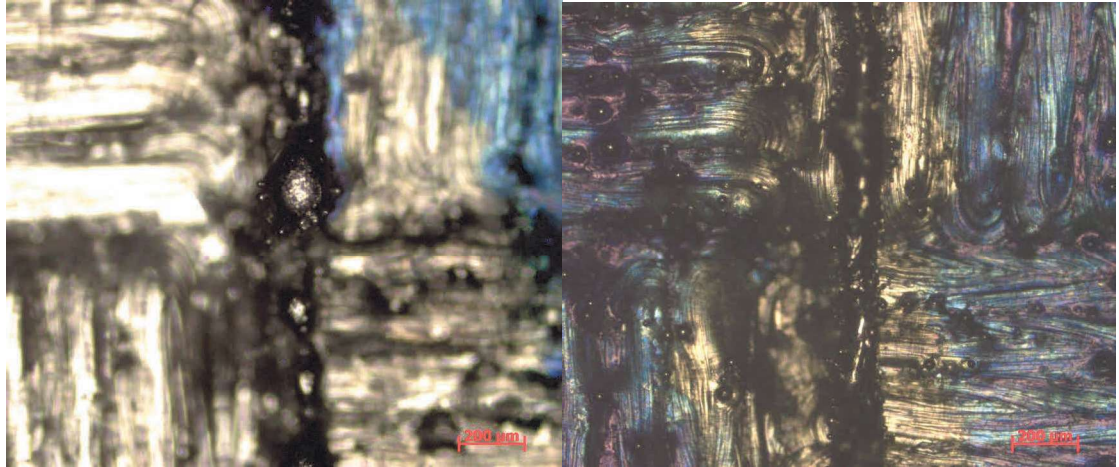


Figura 21: Amostra 22 (esquerda) evidenciando a formação de balling e descontinuidade e amostra 16 (direita) sem a formação evidente de descontinuidade e balling de grande volume [47].

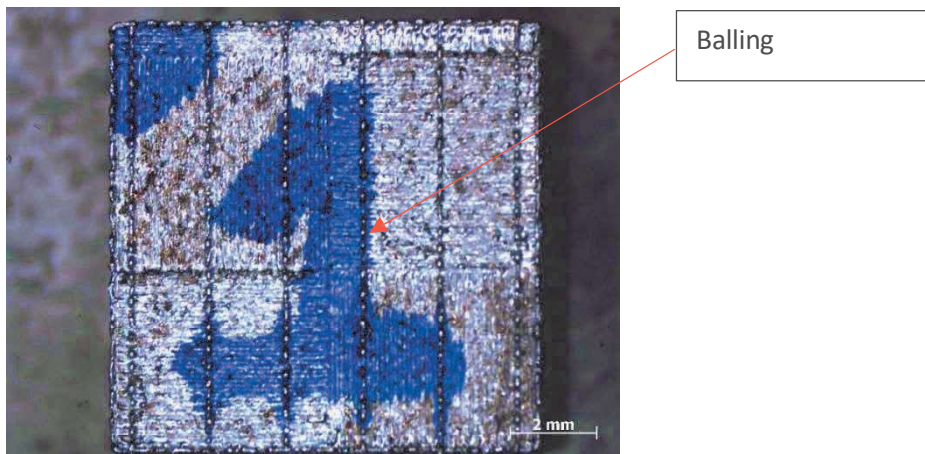


Figura 22: Amostra 1 produzida por atomização a plasma [47].

### 3.1.2. Spatter

Por fim, observa-se a formação de *spatter*, com morfologia esférica e com diâmetro em torno de 10  $\mu\text{m}$ . A formação deste, está presente em todas as amostras, porém nos casos limites, destacados na figura 20, pode-se notar uma maior abundância destes, nas amostras produzidas com maior velocidade de varredura. De acordo com a literatura, esta formação de elevada instabilidade na poça de fusão, leva a ejeção de gotículas durante o resfriamento do material fundido.

Método de classificação:

As amostras foram divididas em duas categorias com base na formação de *spatter*, da seguinte forma:

1. Formação de poucos ou nenhum *spatter* ao entorno da trilha extra, representada por pela ausência de Pw ou Dr.
2. Formação evidente de spatters ao longo de cada trilha, sendo predominante uma ou duas categorias de spatter, “*spatter powder*” (Pw) e/ou “*spatter/Droplet*” (Dr).



Figura 23: Amostra 19 produzida por atomização a plasma [47].



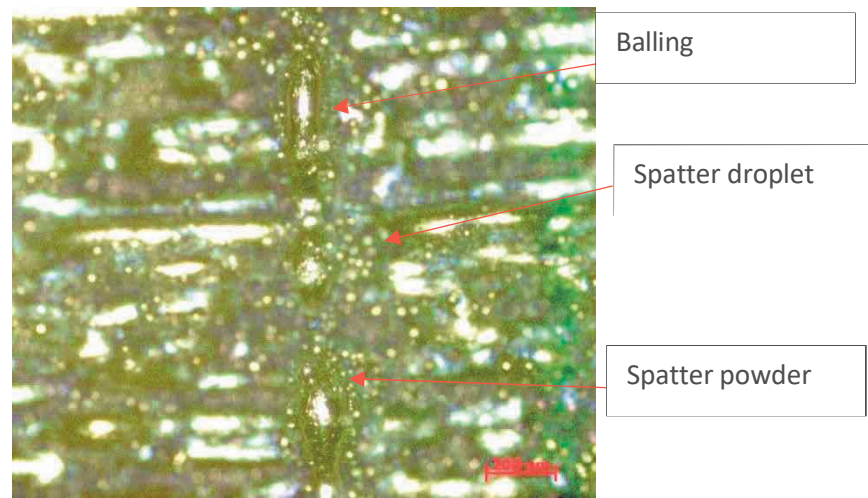


Figura 24: Amostra 18, produzida por atomização a plasma obtida na lupa com aumento de 50x

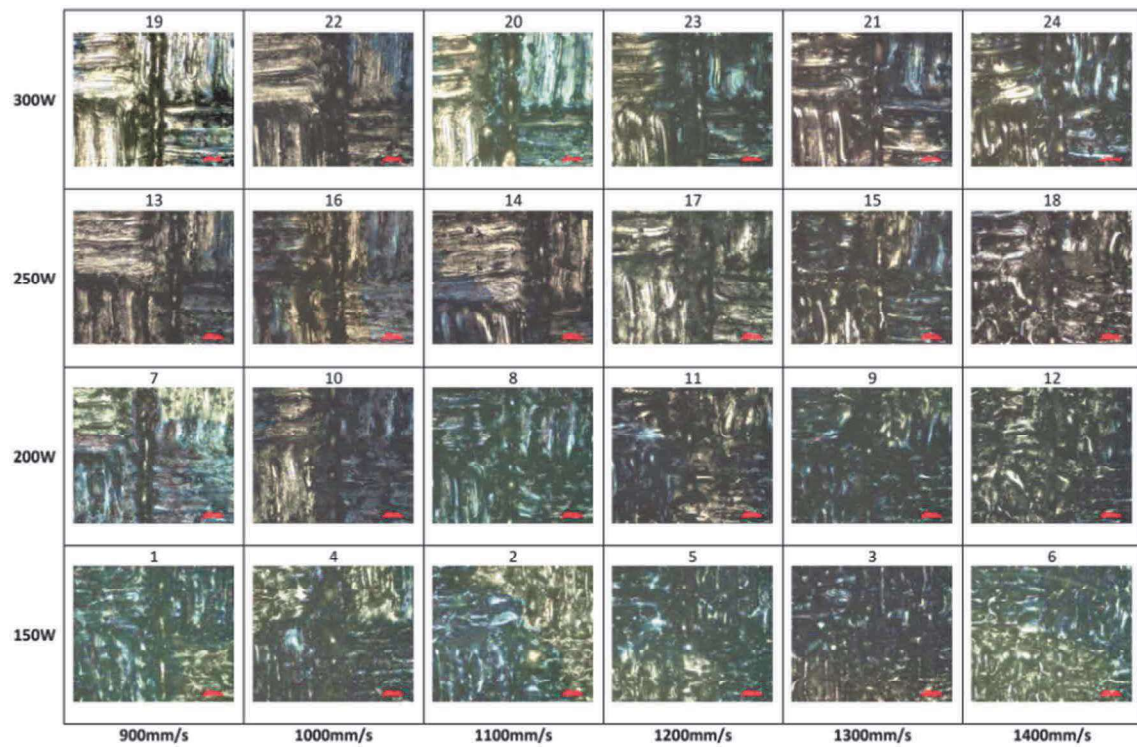


Figura 25: Amostras 1 a 24 produzida por atomização a plasma, obtida na lupa com aumento de 10x [47].

| Potência (w) /<br>Velocidade<br>(mm/s) | 900<br>mm/s | 1000<br>mm/s | 1100<br>mm/s | 1200<br>mm/s | 1300<br>mm/s | 1400<br>mm/s |
|----------------------------------------|-------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| 300 w                                  | 19          | 20           | 21<br>Pw/Dr  | 22<br>Pw/Dr  | 23<br>Pw/Dr  | 24<br>Pw/Dr  |
| 250w                                   | 13          | 14<br>Pw/Dr  | 15<br>Pw/Dr  | 16<br>Pw/Dr  | 17<br>Pw/Dr  | 18<br>Pw/Dr  |
| 200w                                   | 7           | 8<br>Pw/Dr   | 9<br>Pw/Dr   | 10<br>Pw/Dr  | 11<br>Pw/Dr  | 12<br>Pw/Dr  |
| 150w                                   | 1           | 2<br>Pw/Dr   | 3<br>Pw/Dr   | 4<br>Pw/Dr   | 5<br>Pw/Dr   | 6            |

Legenda:

-  Não há formação de *balling*
-  Há formação de *balling*.

Pw: há formação de *spatter powder*.

Dr: há formação de *spatter droplet*.

Figura 26: Mapeamento da formação de *balling* e *spatte* nas amostras com pó produzido por atomização a plasma.  
\* a amostra 6 foi desconsiderada pois não foi produzida a trilha extra para análise.

Nota-se, assim como descrito pela literatura, que o aumento da velocidade e da potência do laser, favorece a formação de *spatter*. Além desse fato, foi possível observar que com a elevação da velocidade de passagem do laser e da potência, favoreceu a formação destes defeitos a distâncias mais elevadas da trilha do laser. Uma hipótese que pode ser levantada para explicar esse fenômeno é que a elevação da potência e da velocidade do laser, levam a uma maior pressão do vapor (*recoil pressure*), que conseqüentemente eleva a ejeção tanto de pó (*powder spatter*), como de material fundido (*droplet spatter*). Além disso, maiores potências do laser, levam a maior quantidade de fundido ejetado, além de possibilitar que maiores quantidades de *droplets* tenham tempo de se fundir a superfície da amostra antes destes se solidificarem completamente. Já o *spatter powder*, tende a se prender a superfície da trilha do laser, isso ocorre pois apesar da partícula de pó ser ejetada sem estar fundida, ao “aterriçar” na superfície da trilha do laser, que se encontra em processo de solidificação, esta adere e se funde à trilha do laser.

Com isso, pode-se observar que, cada variável do processo, afeta a formação destes 3 tipos de defeitos de formas distintas. Dessa forma, para que haja a minimização de defeitos a potência do laser, deve ser suficiente para que possibilite a formação de trilhas contínuas, porém

de forma a minimizar a ejeção de material. Já no que se trata da velocidade, a elevação desta favorece a formação tanto de *balling*, quanto a formação de *spatter droplet*. Ou seja, uma estratégia plausível de minimização de defeitos é buscar a redução da velocidade de passagem do laser, mantendo a potência no mínimo que possibilite a formação de trilhas contínuas, porém sem favorecer a formação de *balling*.

No caso das amostras estudadas, só foi possível obter trilhas sem *balling* nos casos 13, 16, 19 e 22. Dentre estes, as amostras 13, 19 e 22, foram as que resultaram em menor formação de *spatter*. Isso indica, que mantidas as demais condições inalteradas, resultados melhores podem ser obtidos como a escolha de velocidades e potências mais adequadas em cada caso.

A amostra 1 (figura 28), foi a única que não apresentou quantidades elevadas de *spatter*. Isso é coerente com o previsto na literatura, pois a redução da velocidade de passagem do laser e da potência, tende a diminuir a formação de *spatter* [29]. Nesta figura, nota-se a formação de *balling*, devido, em grande parte, a baixa potência que leva a baixas densidades de potência.

### 3.1.3. Amostras produzidas por meio de HDH.

Foram produzidas 24 amostras a partir de pó atomizado de Nb-48Ti, por meio do método HDH. As peças foram fabricadas no formato cúbico com dimensões 10 mm x 10mm x 10 mm por meio de *Selective Laser Melting* (Fusão Seletiva a Laser) em um equipamento GE Additive modelo 2M do SENAI de Inovação em Processamento a Laser. As peças foram produzidas com a estratégia de varredura representada na figura 17.

### 3.1.4. Análise da formação Balling e spatter.

| Potência (w) /<br>Velocidade<br>(mm/s) | 900<br>mm/s | 1000<br>mm/s | 1100<br>mm/s | 1200<br>mm/s | 1300<br>mm/s | 1400<br>mm/s |
|----------------------------------------|-------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| 300 w                                  | 19<br>Pw/Dr | 20<br>Pw/Dr  | 21<br>Pw/Dr  | 22<br>Pw/Dr  | 23<br>Pw/Dr  | 24<br>Pw/Dr  |
| 250w                                   | 13<br>Pw/Dr | 14<br>Pw/Dr  | 15<br>Pw/Dr  | 16<br>Pw/Dr  | 17<br>Pw/Dr  | 18<br>Pw/Dr  |
| 200w                                   | 7<br>Dr     | 8<br>Dr      | 9<br>Dr      | 10<br>Dr     | 11<br>Dr     | 12<br>Dr     |
| 150w                                   | 1<br>Dr     | 2<br>Dr      | 3<br>Dr      | 4<br>Dr      | 5<br>Dr      | 6            |

Legenda:

 Não há formação de *balling*

 Há formação de *balling*.

Pw: há formação de *spatter powder*.

Dr: há formação de *spatter droplet*.

Figura 27: Resultados para o pó atomização HDH. Potência (watts) vs Velocidade (mm/s).

A formação de *balling* ocorreu em todos os casos analisados, este fato pode ser explicado pela densidade de potência insuficiente para formação de trilhas contínuas. Como a formação de *balling* ocorreu em todas as situações analisadas, nas quais o pó atomizado pelo método HDH foi utilizado, a influência da potência e da velocidade foi inconclusiva. Por outro lado, só houve amostras sem formação de *balling* nas amostras obtidas por atomização a plasma.

No caso em que o pó utilizado foi obtido através do método HDH, ocorreu a formação *balling* em todas as amostras. Também é possível notar que a formação de *spatter powder*, ocorreu apenas nas amostras onde a potência do laser era igual ou superior a 250 watts. Uma hipótese para esse fato, é que nos casos de menor potência a trilha de material fundido se solidifica antes que o pó deslocado possa aderir a superfície fundida. Dessa forma potência menores favorecem a formação de *balling* e desfavorecem a formação de *spatter poder*.

No caso do *spatter droplet*, o qual ocorreu a formação em todas as amostras produzidas por HDH, o resultado se mostrou, assim como no caso do balling, inconclusivo. Para uma melhor análise da formação de spatter, a repetição destes mesmos experimentos, porém em faixas de velocidades e potências menores, seria de grande valia. Já no caso do balling, a combinação de faixas de velocidades menores e potências mais elevadas, poderia trazer mais informações para esta análise.

#### 4. CONCLUSÃO

Analisando os resultados, foi possível constatar a influência dos parâmetros potência do laser, densidade de energia, velocidade de passagem do laser e o efeito da utilização de pós produzidos por métodos de atomização distintos. Para facilitar a visualização dos resultados, as conclusões foram resumidas na tabela 28.

|            | <i>Balling</i> | <i>Spatter powder</i> | <i>Spatter droplet</i> |
|------------|----------------|-----------------------|------------------------|
| Potência   | ↓              | ↑                     | ↑                      |
| Velocidade | ↑              |                       | ↑                      |
| Atomização | ↓              | ↑                     | ↓                      |
| HDH        | ↑              | ↓                     | ↑                      |

Tabela 2: Resumo das conclusões obtidas

1. Maiores potências do laser colaboram para a redução da formação de *balling* e aumento da formação de ambas as formas de *spatter*.
2. Maiores velocidades de passagem do laser, favorecem a formação de *spatter droplet* e *balling*. A maior formação de *spatter droplet* com aumento da velocidade de passagem do laser, como previsto na literatura. Por outro lado, devido a formação de *spatter powder* em todas as velocidades testadas, o resultado para esta variável, pode ser considerado inconclusivo para este tipo de defeito.
3. A atomização pelo método HDH em contraste com a atomização a plasma, favoreceu a formação de *balling* e *spatter droplet* enquanto desfavoreceu a formação de *spatter powder*. Uma hipótese para o caso, é que a maior formação de *balling*, reduz a área superficial da trilha fundida pelo laser, de forma que uma menor quantidade de pó adere a trilha do laser. Além disso, outra hipótese é que o formato irregular das partículas, reduz a aderência a superfície da trilha de fusão em processo de solidificação.

Na figura 30 observa-se duas amostras submetidas a mesma velocidade de passagem do laser e a mesma potência, diferindo apenas no método de produção do pó atomizado. É possível observar que no caso a esquerda (atomizado a plasma) não ocorreu a formação de *balling*, enquanto na amostra a direita (HDH) é evidente a formação deste tipo de empelotamento.



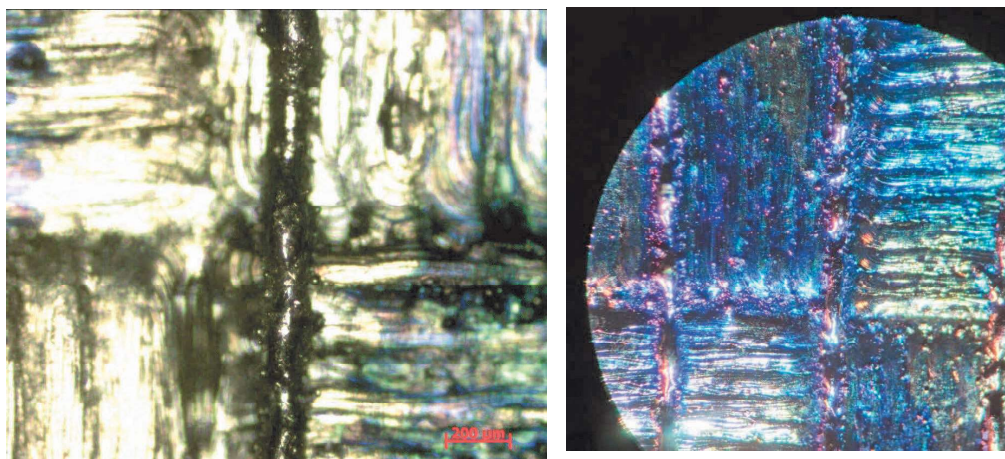


Figura 28: Comparação entre a amostra 19 produzida por atomização a plasma (esquerda) e por atomização (HDH )

4. A principal variável na formação de *balling* foi a densidade de energia, enquanto na formação de spatter droplet foi a velocidade de passagem do laser. Já para spatter powder, foi a potência mínima do laser de 250 watts que mais influenciou a formação deste empelotamento.

5. Por fim, deve-se notar que a pura análise da densidade de energia não é suficiente por si só, para se entender o panorama de formação de balling e spatter. Variáveis contidas na densidade de potência, como a velocidade e a potência do laser, podem ter efeitos opostos na formação destes defeitos. Por exemplo, a formação de balling, que é favorecida pela redução da potência, contrasta com a formação de spatter droplet, que é favorecida pelo aumento da potência.

6. Devido às diferentes formas e efeitos das variáveis na formação dos defeitos em questão, apenas a amostra 1, produzida por atomização a plasma, não apresentou nenhum dos três defeitos aqui discutidos. Isso se deve em grande parte, à maneira oposta, como algumas variáveis afetam a formação de defeitos.

Para futuros avanços no assunto aqui abordado, a repetição dos experimentos em intervalos de velocidades e potências maiores, poderiam trazer mais informações quanto a formação de balling e spatter. Também em futuras análises, o uso de microscopia eletrônica de varredura, poderia permitir maior precisão na distinção das diferentes formas de spatter, assim como poderia levar a uma maior precisão na quantificação de cada forma de spatter gerado.

## 5. BIBLIOGRAFIA

- [1] POPOVICH, ANATOLIY; SUFIAROV, VADIM; POLOZOV, IGOR; BORISOV, EVGENII; MASAYLO, DMITRIY. Additive manufacturing of individual implants from titanium alloy. Conference: METAL 2016 - 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, 2016.
- [2] WAINBERG RODRIGO. Molhabilidade e rugosidade de superfícies: Caracterização Interferométrica e sua correlação com a rugosidade. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Instituto de Física, 2014.
- [3] YEN-HUEI HON, JIAN-YIH WANG, YUNG-NING PAN. Composition/Phase Structure and Properties of Titanium-Niobium Alloys. The Japan Institute of Metals. Materials Transactions, Vol. 44, No. 11, páginas 2384-2390, 2003.
- [4] H. R. OGDEN e R. I. JAFFEE. The Effects of Carbon, Oxygen, and Nitrogen on the Mechanical Properties of Titanium and Titanium Alloys. Titanium Metallurgical Laboratory, Battelle Memorial Institute Columbus 1, Ohio, 1955.
- [5] MOSTAFA YAKOUTA, M. A. ELBESTAWIB e STEPHEN C. VELDHUIS. A Review of Metal Additive Manufacturing Technologies. Department of Mechanical Engineering, McMaster University 1280 Main Street West, Hamilton, ON L8S 4L7, Canada, 2018.
- [6] T. DEBROY, H. L. WEI, J. S. ZUBACK, T. MUKHERJEE, J. W. ELMER, J. O. MILEWSKI, A. M. BEESE, A. WILSON-HEID, A. DE, W. ZHANG. Additive Manufacturing of Metallic Components – Process, Structure and Properties. Progress in Materials Science, 2018, Vol. 92, páginas 122-224.
- [7] M.J. TORKAMANY, F. MALEK GHAININ, R. POURSALEHI. An Insight to The Mechanism of Weld Penetration in Dissimilar Pulsed Laser Welding of Niobium and Ti–6Al–4V. Department of Materials Science and Engineering, Tarbiat Modares University, Vol. 79, Maio 2016, Páginas 100-107.
- [8] VALÉRIE GUNENTHIRAM, PATRICE PEYRE, MATTHIEU SCHNEIDER, MORGAN DAL, FRÉDÉRIC COSTE, RÉMY FABBRO. Analysis of Laser–Melt Pool–Powder Bed Interaction During The Selective Laser Melting of a Stainless Steel, Journal of Laser Applications, Vol.29, 2017.
- [9] OLIVIER ANDREAU, IMADE KOUTIRIB, PATRICE PEYRE, JEAN-DANIEL PENOTA, NICOLAS SAINTIERC, ETIENNE PESSARDD, THIBAUT DE TERRISB, CORINNE DUPUYB, THIERRY BAUDIN. Texture Control of 316L Parts by Modulation of the Melt Pool Morphology in Selective Laser Melting, Reino Unido, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 264, 2022.
- [10] T.H.C. CHILDS, C. HAUSER, M. BADROSSAMAY. Mapping and Modelling Single Scan Track Formation in Direct Metal Selective Laser Melting, CIRP Annals, Vol. 53, páginas 191-194, 2004.
- [11] Yakout, Mostafa & Elbestawi, Mohamed & Veldhuis, S.C.. (2018). A Review of Metal Additive Manufacturing Technologies. Solid State Phenomena. Vol. 278. 1-14. Site:



- [12] RUIDI LI, YUSHENG SHI, JINHUI LIU, HUASHAN YAO & WENXIAN ZHANG. Effects of Processing Parameters on The Temperature Field of Selective Laser Melting Metal Powder. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 48, páginas 186-195, 2009.
- [13] Atomic Structure of Niobium. Site: <https://metals.compnature.com/en/atomic-structure-of-niobium/model-62-5>. Acessado em 07/07/2020.
- [14] MA QIAN, FRANCIS H. FROES. Titanium Powder Metallurgy. Science, Technology and Application, páginas 163-182, 2015.
- [15] KUN CHANG, ENQUAN LIANG, WENJING HUANG, XI ZHANG, YING CHEN, JINFANG DONG, REN ZHANG. Microstructural Feature and Mechanical Property in Different Building Directions of Additive Manufactured Ti6Al4V Alloy, Materials Letters, Vol. 267, 2020.
- [16] Z.W. CHEN, T. GURAYA, K. DARVISH, M.A.L. PHAN, and T. PASANG. Solidification During Selective Laser Melting of Co-29Cr-6Mo Alloy, Vol. 71, 2018.
- [17] PHILIP J. DEPOND, GABE GUSS, SONNY LY, NICHOLAS P. CALTA, DAVE DEANE, SAAD KHAIRALLAH, MANYALIBO J. MATTHEW. In Situ Measurements of Layer Roughness During Laser Powder Bed Fusion. Additive Manufacturing Using Low Coherence Scanning Interferometry, Materials and Design, Vol. 154, páginas 347-359, Reino Unido, 2018.
- [18] S.L. SING, WAI YEE YEONG. 3D printing of metals in rapid prototyping of biomaterials: Techniques in additive manufacturing. Rapid Prototyping of Biomaterials, páginas 17-40, 2020.
- [19] HAIJUN GONG, KHALID RAFIA, HENGFENG GU, THOMAS STARR, BRENT STUCKER. Analysis of Defect Generation in Ti-6Al-4V Parts Made Using Powder Bed Fusion Additive Manufacturing Processes, Vol. 1-4, páginas 87-98, 2014.
- [20] SAAD A. KHAIRALLAH, ANDREW T. ANDERSON, ALEXANDER RUBENCHIK, WAYNE E. KING. Laser Powder-Bed Fusion Additive Manufacturing: Physics of Complex Melt Flow and Formation Mechanisms of Pores, Spatter, and Denudation Zones, Acta Materialia, Vol. 108, páginas 36-45, 2016.
- [21] T Y. ZHANG AND H. LIU AND Z. JIN. Thermodynamic Assessment of the Nb-Ti System. Calphad, Vol. 25, páginas 305-317, 2001.
- [22] KUNZE, KARSTEN & ETTER, THOMAS & GRASSLIN, JURGEN & SHKLOVER, VALEY. Texture, Anisotropy in Microstructure and Mechanical Properties of IN738LC Alloy Processed by Selective Laser Melting (SLM), Materials Science and Engineering, Vol. 620, 2014.
- [23] RUIDI LI, YUSHENG SHI, LI WANG, JINHUI LIU, AND ZHIGANG WANG. Theory and Technology of Sintering, Thermal and Chemicothermal Treatment. The Key Metallurgical Features of Selective Laser Melting of Stainless Steel Powder for Building Metallic Part. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 50, artigo 141, 2011.
- [24] CHANG LIU, MIN ZHANG, CHANGJUN CHEN. Effect of Laser Processing Parameters on Porosity, Microstructure and Mechanical Properties of Porous Mg-Ca alloys Produced by Laser Additive Manufacturing, Materials Science and Engineering, Vol. 703, páginas 359-371, 2017.

[25] MATTHIAS BÖNISCH, MARIANA CALIN, THOMAS WAITZ, AJIT PANIGRAHI, MICHAEL ZEHETBAUER, ANNETT GEBERT, WERNER SKROTZKI & JÜRGEN ECKERT. Thermal Stability and Phase Transformations of Martensitic Ti–Nb Alloys. Science and Technology of Advanced Materials, Vol.14, 2013.

[26] DONGDONG GU, YIFU SHEN. Balling Phenomena in Direct Laser Sintering of Stainless Steel Powder: Metallurgical Mechanisms and Control Methods. Materials & Design, Vol.30, 2009.

[27] MILIND HEGDE. Fluid Dynamics and The Plateau-Rayleigh Instability. Site: <https://math.berkeley.edu/~mhegde/pdfs/Project%20Report%20%20Fluid%20Mechanics%20and%20the%20Plateau-Rayleigh%20Instability.pdf>, 2013. Acessado em 05/07/2020.

[28] SIMCHI AND H. ASGHARZADEH. Densification and Microstructural Evaluation During Laser Sintering of M2 High Speed Steel Powder. Materials Science and Technology, Vol 20, páginas 1462-1468, 2004.

[29] RUIDI LI & JINHUI LIU & YUSHENG SHI & LI WANG & WEI JIANG. Balling Behavior of Stainless Steel and Nickel Powder During Selective Laser Melting Process. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol. 59, 2012.

[30] DOS SANTOS R. DALCY. Obtenção Da Liga Ti-35Nb Por Metalurgia Do Pó Para Utilização Em Próteses Ortopédicas. Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista, 2006.

[31] HERNÁNDEZ. JHOAN S. G. Análise Microestruturais e Mecânica da Liga Ti-53%Nb Produzida por Fusão Seletiva a Laser usando Pós Esféricos e Irregulares. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2019.

[32] MORAES, C. EDUARDO E BONATELLI, MARIA LETÍCIA. Manufatura Aditiva: Primeiras Impressões 3d e o Futuro da Produção Camada por Camada. Com Ciência, Revista Eletrônica de Jornalismo Científico. Site: <http://www.comciencia.br/manufatura-aditiva-primeiras-impressoes-3d-e-o-futuro-da-producao-camada-por-camada/>. Acessado em 06/07/2020.

[33] WOHLERS. TERRY, GORNET. Tim. History of additive manufacturing. 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry. Wohlers Report, 2014.

[34] The Nb-Ti (Niobium-Titanium) System. Bulletin of Alloy Phase Diagrams. Bulletin of Alloy Phase Diagrams, Vol. 2, páginas 55- 61, 1981.

[35] CHUNLEI QIU1, MOHAMMED AL KINDI, AIMAN SALIM ALADAWI & ISSA AL HATMI. A Comprehensive Study on Microstructure and Tensile Behaviour of a Selectively Laser Melted Stainless Steel. Scientific Reports, Nature, Sci Rep 8, artigo 7785, 2018.

[36] The third industrial revolution. Site: <https://www.economist.com/leaders/2012/04/21/the-third-industrial-revolution>. The Economist, 2012. Acesso 30/05/2020.

[37] SHENG HUANG, SWEE LEONG SING, WAI YEE YEONG. Selective Laser Melting of Ti42Nb Composite Powder and the Effect of Laser Re-Melting. Conference: International Conference on Composite Materials and Materials Engineering, 2019.

[38] W. J. SAMES, F. A. LIST, S. PANNALA, R. R. DEHOFF & S. S. BABU. The Metallurgy and Processing Science of Metal Additive Manufacturing. International Materials Reviews, Vol. 61, páginas 1-46, 2016.

- [39] S. TAMMAS-WILLIAMS, P. J. WITHERS, I. TODD & P. B. PRANGNELL. The Influence of Porosity on Fatigue Crack Initiation in Additively Manufactured Titanium Components. Scientific Reports, Nature, artigo 7308, 2017.
- [40] YILMAZ, EREN; FINDIK, FEHIM; GULSOY OZKAN; GOKÇE, AZIM. Electrochemical Corrosion Behavior of Ti and Ti-16Nb Alloy for Implant Applications. Conference: 8th International Advanced Technologies Symposium (IATS'17), At Elazığ / Turkey, 2017.
- [41] WEI XUA, SHIQI XIAO, XIN LUA, GANG CHENA, CHENGCHENG LIU, XUANHUI QU. Fabrication of Commercial Pure Ti by Selective Laser Melting Using hydride-Dehydride Titanium Powders Treated by Ball Milling, Vol. 35, 2018.
- [42] MOHSEN TAHERI ANDANI, REZA DEHGHANI, MOHAMMAD REZA KARAMOOZ-RAVARI, REZA MIRZAEIFAR, JUN NI. Spatter formation in selective laser melting process using multi-laser technology. Materilas and Design, Vol.131, páginas 460-469, 2017.
- [43] ZACHARY A. YOUNG, QILIN GUO, NIRANJAN D. PARAB, CANG ZHAO, MINGLEI QU, LUIS I. ESCANO, KAMEL FEZZAA, WES EVERHART, TAO SUN, LIANYI CHEN. Types of spatter and their features and formation mechanisms in laser powder bed fusion additive manufacturing process. Vol. 36, 2020.
- [44] WENJIA WANG, JINQIANG NING AND STEVEN Y. LIANG. Analytical Prediction of Balling, Lack-of-Fusion and Keyholing Thresholds in Powder Bed Fusion. Applied Sciences, Vol. 11, 2021.
- [45] DONGDONG GU; YIFU SHEN. Balling phenomena in direct sintering of stainless power: Metallurgical mechanisms and control methods. Materials & Design, Vol.30, páginas 2903-2910, 2009.
- [46] MUSHTAQ KHAN; PHILL DICKENS. Selective Laser Melting (SL) of pure gold. Gold Bulletin Vol. 43, 2010.
- [47] LANDGRAF, J. GOMES, NETO, J. BATISTA, JÚNIOR, M. BOCCALINI. Obtenção de próteses ortopédicas de ligas Nb-Ti e Ti-Nb-Zr por fusão seletiva a laser; Instituto de pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo – Centro de Tecnologia em Metalurgia e Materiais, Laboratório de Processos Metalúrgicos, 2019.
- [48] P. Alexandria. The Complete Guide to Laser Powder Bed Fusion in 3D Printing. 3D Natives, 2019. Site: <<https://www.3dnatives.com/en/direct-metal-laser-sintering100420174-2/#!>>. Acesso dia 10/07/2023.
- [49] SUNAR BASKORO. ARIO; SUPRIADI SUGENG; DHARMANTO. DHARMANTO. Review on Plasma Atomizer Technology for Metal Powder. MATEC Web of Conferences, Vol. 269, 2019.
- [50] FONSECA, Y. Caracterização Das Ligas Ti-43nb E Ti-30nb-8zr. Ministério da Defesa, Exército Brasileiro, Departamento de ciência e tecnologia, Instituto Militar de Engenharia, 2016.

