

Luiz Eduardo dos Santos Paes

**REFUSÃO A LASER APLICADA À MANUFATURA ADITIVA
POR SOLDAGEM DE DEPOSIÇÃO**

Tese submetida ao Programa de Pós-
Graduação em Engenharia Mecânica
da Universidade Federal de Santa
Catarina.

Orientador: Prof. Dr. Milton Pereira
Coorientador: Prof. Dr. -Ing. Walter
Lindolfo Weingaertner

Florianópolis
2019

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária
da UFSC.

Paes, Luiz Eduardo
REFUSÃO A LASER APLICADA À MANUFATURA ADITIVA POR
SOLDAGEM DE DEPOSIÇÃO / Luiz Eduardo Paes ;
orientador, Milton Pereira, coorientador, Walter
Lindolfo Weingaertner, 2019.
188 p.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós
Graduação em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2019.

Inclui referências.

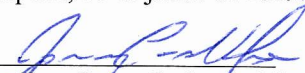
1. Engenharia Mecânica. 2. Impressão 3D. 3.
Polimento. 4. Simulação numérica. 5. Laser Metal
Deposition . I. Pereira, Milton. II. Weingaertner,
Walter Lindolfo. III. Universidade Federal de Santa
Catarina. Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica. IV. Título.

Luiz Eduardo dos Santos Paes

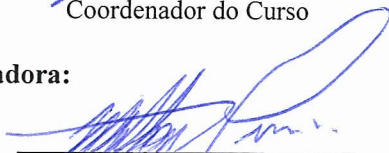
**REFUSÃO A LASER APLICADA À MANUFATURA ADITIVA POR
SOLDAGEM DE DEPOSIÇÃO**

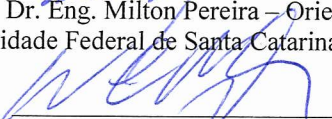
Esta Tese foi julgada adequada para obtenção do Título de Doutor em Engenharia Mecânica, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

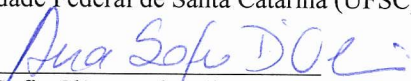
Florianópolis, 10 de junho de 2019.

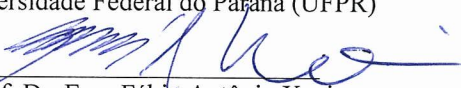

Prof. Dr. Eng. Jonny Carlos da Silva
Coordenador do Curso

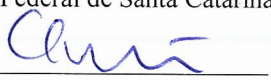
Banca Examinadora:


Prof. Dr. Eng. Milton Pereira – Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)


Prof. Dr.-Ing. Walter Lindolfo Weingaertner – Coorientador
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)


Profa. Ana Sofia Clímaco de Oliveira, PhD – Relatora
Universidade Federal do Paraná (UFPR)


Prof. Dr. Eng. Fábio Antônio Xavier
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)


Prof. Dr. Carlos Enrique Nino
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)

Dedico este trabalho à minha família. Em especial aos meus pais, José Luiz e Cristiane, e à minha irmã Ana Carolina

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos que contribuíram para a elaboração deste trabalho. Ele só foi possível em virtude da colaboração de diversas pessoas e instituições, dentre as quais:

-Meu orientador, Prof. Dr. Eng. Milton Pereira, por ter me acolhido no LMP-Laser, acreditado na minha proposta, e pelo suporte técnico e pessoal durante todo o período do doutorado.

-Meu coorientador, Prof. Dr.-Ing. Walter Lindolfo Weingaertner, supervisor do LMP, pela disponibilidade de orientação e pelas diversas discussões técnicas.

-O Prof. Dr. Eng. Fábio Xavier, por ter me auxiliado na elaboração da proposta e disponibilizado alunos para o seu desenvolvimento.

-O estudante de Engenharia Mecânica Henrique Santos, pelo grande empenho durante o seu Trabalho de Conclusão de Curso, relacionado ao desenvolvimento da etapa de modelagem matemática do presente trabalho.

-Os estudantes de Engenharia Mecânica Ivan Vieira e Alexandre Souto, por terem contribuído para a execução dos ensaios.

-Os M. Eng. Claudio Abilio da Silveira, M. Eng. Francisco Ratusznei, Eng. Gustavo Truppel e Eng. Erick Cardoso pela disponibilidade em auxiliar nas questões relacionadas aos experimentos.

-Todos os integrantes do LMP, pessoas com quem tive a oportunidade de trabalhar e muito influenciaram em minha formação acadêmica e pessoal.

-A Fundação CERTI, o Laboratório de Materiais da UFSC e o Laboratório de Conformação (LabConf), que contribuíram para a realização da etapa experimental.

-O programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), por possibilitar a realização desta tese.

-O CNPq, pelo apoio financeiro.

-Os professores Dr. Eng. Jair Dutra, Mírian Motta Melo e Sebastião Carlos da Costa pelas cartas de referência.

-Minha família, e minha namorada Stephanie Brião, pela constante motivação e incentivo.

“Não é o muito saber que sacia e satisfaz a alma, mas o sentir e saborear as coisas internamente”.

(Santo Inácio de Loyola)

RESUMO

A obtenção de peças com elevado grau de complexidade sempre foi um desafio para a manufatura. Enquanto os processos de usinagem apresentam problemas de restrição (acesso da ferramenta e rigidez da peça), os processos de fundição, no geral, não garantem a qualidade dimensional necessária e apresentam limitações das formas obtidas. Além destes, a metalurgia do pó é limitada pela dimensão máxima dos componentes. Como alternativa a estes processos, a manufatura aditiva surgiu com o objetivo de atender as demandas que não são preenchidas pelas técnicas convencionais. Ao fabricar camada por camada, o formato final pode ser alcançado com uma qualidade adequada e pouco retrabalho (*near net shape*). No entanto, este processo ainda está em fase de desenvolvimento. Atualmente, o resultado final obtido sem processamento posterior não é satisfatório para a aplicação em componentes projetados para resistir a esforços mecânicos cíclicos (fadiga). Isto se dá devido à elevada rugosidade final e à grande quantidade de defeitos como falta de fusão. A peça normalmente passa pelos processos de usinagem e de Prensagem Isostática a Quente (PIQ). Neste contexto, o objetivo do presente trabalho consiste em avaliar e entender fisicamente o processo de refusão a laser como uma alternativa para a solução dos problemas citados após o processamento por soldagem via Deposição Direta de Energia a Laser (DDE-L). Assim, a produtividade na fabricação do componente poderá ser aumentada de forma significativa pois não serão mais necessários dois pós-processamentos em equipamentos diferentes. Além disto, a tese também propõe o desenvolvimento de modelos matemáticos capazes de prever o comportamento da superfície tanto para a DDE-L quanto para a refusão, o que auxiliará na etapa de parametrização e contribuirá para a redução do número total de experimentos. A DDE-L e a refusão foram realizadas com uma fonte laser de fibra (Yb-Itérbio), com potência nominal máxima de 10 kW. Utilizou-se pós de ferro e de Inconel 625 como materiais de adição com o intuito de comparar os resultados sob as mesmas condições de processamento. Com equipamentos de medição 2D e 3D, assim como por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram quantificadas as mudanças obtidas na superfície. A verificação do nível de vazios, devido à falta de fusão de pó, foi embasada em macrografias transversais. Os resultados apontaram uma atenuação do parâmetro da rugosidade R_a na superfície após a refusão a laser de aproximadamente 30 % para o ferro e 70 % para o Inconel. Apenas as

amostras obtidas com pó de ferro apresentaram homogeneidade em sua superfície. O perfil resultante para o Inconel incluiu deformações acentuadas nas laterais. Após a refusão, nas amostras obtidas com pó de ferro, verificou-se uma redução de aproximadamente 8 % para 2 % na área de vazios por falta de fusão, enquanto para as amostras obtidas em Inconel esta redução foi de aproximadamente 6 % para 4 %. Os modelos matemáticos empíricos desenvolvidos para os processos de DDE-L e refusão foram validados e mostraram um erro máximo em torno de 10 % nas características dos perfis das camadas depositadas e refundidas para parâmetros de entrada situados na faixa de parâmetros variáveis para ao quais o modelo foi desenvolvido, tanto para as amostras obtidas com pó de ferro quanto com Inconel.

Palavras-chave: impressão 3D, Laser Metal Deposition, refusão a laser, polimento a laser, rugosidade, falta de fusão, simulação numérica.

ABSTRACT

Manufacturing of complex components have been always a challenge. While machining processes show restriction problems (tool access and stiffness), casting does not assure dimensional accuracy and present limitations regarding its shape. Besides these, powder metallurgy is limited by the maximum component size. As an alternative to the cited processes, additive manufacturing emerged with the objective to meet the requirements that were not filled with the conventional techniques. Through a layer by layer procedure, the final shape is reached with quality and a near net shape. However, this process still being developed. Nowadays, the final result obtained without post processing is not suitable for application in components subjected to cycle loadings (fatigue). This is due to the high roughness and the level of defects such as lack of fusion. The component usually goes through machining and Hot Isostatic Pressing (HIP). In this context, the objective of this work consists on the assessment and physical understanding of the laser remelting process as an alternative to overcome the mentioned issues after the Direct Energy Deposition with Laser (DED-L). Therefore, the productivity can be significantly increased, as the two post processing methods, done in different equipment, will not be necessary. In addition, the thesis also proposes the development of mathematical models able to predict the surface behavior for both DED-L and remelting, which will assist the parametrization stage and also contribute for the reduction of the total number of experiments. The DED-L and remelting were executed in a fiber laser (Yb-Itterbium), with a nominal power of 10 kW. Iron and Inconel 625 powder were used as filler materials in order to compare the results under the same processing conditions. With 2D and 3D measurement equipment, as well as with the Scanning Electron Microscope (SEM), surface variations were quantified. The verification of the level of voids due to lack of fusion was based on transversal macrographs. The results pointed an attenuation of the roughness Ra parameter after the laser remelting near 30 % for iron and 70 % for Inconel. Only the iron samples presented surface homogeneity. The Inconel profile had lateral deformations. After remelting, the iron samples showed a reduction of approximated 8 % to 2 % in the void area due to lack of fusion, while for the Inconel samples, this reduction was from approximated 6 % to 4 %. The empirical models developed for DED-L and remelting were validated and presented a maximum

error around 10 % for the input parameters located in the studied range considering iron and Inconel.

Keywords: 3D printing, Laser Metal Deposition, laser remelting, laser polishing, roughness, lack of fusion, numerical simulation.

LISTA DE SÍMBOLOS

- A – Ponto de início de cordão, coeficiente de absorção
B – Ponto de fim de cordão
C – Centro do cordão intermediário, capacidade térmica
c – Calor específico
D – Distância entre os centros de cordões consecutivos
d – Diâmetro focal
E – Energia
E1 – Sinal de entrada
f – Fator de distribuição
 f_c – Frequência de corte do filtro
 f_{cr} – Frequência crítica
Fi, fi – Função relativa ao perfil
H – Altura do cordão
H(f_c) – Função de transferência
H(ω) – Amplitude da onda
i – Índice relativo ao grupo avaliado
I – Intensidade de energia
 I_{abs} – Intensidade de energia absorvida
k – Condutividade térmica, constante de Boltzmann
m – Massa atômica, número total de cordões
n – Número de cordões do Grupo 1
OR – Nível de sobreposição
P – Potência de radiação incidente
 P_{abs} – Potência que é absorvida pela peça
r – Distância radial a partir de qualquer ponto no eixo da fonte de calor
 r_b – Raio do feixe sobre a superfície
Ra – Rugosidade média 2D
Rq – Rugosidade quadrática média 2D
Rt – Altura máxima do perfil 2D
S – Área de sobreposição
Sa – Rugosidade média 3D
S1 – Sinal de saída
t – Espaçamento entre cordões
T – Temperatura
 t_1 – Espessura da camada
 t_L – Duração da interação

t_{m-max} – Duração máxima da para a fusão
 v_p – Velocidade da peça em relação ao feixe
 V – Velocidade de escaneamento
 w – Largura do cordão
 W_a – Energia absorvida, Ondulação média 2D
 α – Fase alpha relativa ao diagrama Fe-C, Ângulo de molhamento do cordão
 β – Ângulo de molhamento entre os cordões do Grupo 1 e Grupo 2
 γ – Fase gama relativa ao diagrama Fe-C, Tensão superficial do líquido
 δ – Fase delta relativa ao diagrama Fe-C
 η_p – Fração da energia absorvida pelas partículas de pó durante o voo
 η_1 – Coeficiente de absorção do depósito
 Θ – Somatório dos ângulos α e β
 λ – Comprimento de onda
 μ - Fase frágil relativa ao diagrama Ni-Cr-Mo, viscosidade dinâmica
 ρ - Densidade
 ρ_r – Resistividade elétrica
 σ – Fase frágil relativa ao diagrama Ni-Cr-Mo, tensão
 ω – Frequência
 ω_c – Frequência de corte

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CAD – Computer Aided Design
CCC – Cúbico de Corpo Centrado
CFC – Cúbico de Face Centrada
CNC – Comando Numérico Computadorizado
DDE – Deposição Direta de Energia
DDE-EB – Deposição Direta de Energia por feixe de elétrons
DDE-GMAW (MIG/MAG) – Deposição Direta de Energia por MIG/MAG
DDE-PA – Deposição Direta de Energia por arco plasma
DDE-L – Deposição Direta de Energia com Laser
DLF – Directed Light Fabrication
DMD – Direct Metal Deposition
DM – Digital Metal
FFE – Fusão por Feixe de Elétrons
FLP – Fusão em Leito de Pó
FSL – Fusão Seletiva a Laser
LAM – Laser Additive Manufacturing
LBM – Laser Beam Melting
LENS – Laser Engineering Net Shaping
LMD – Laser Metal Deposition
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
MO – Microscópio Ótico
P – Fase frágil relativa ao diagrama Ni-Cr-Mo, Potência de radiação incidente
PD – Estratégia de refusão com passe duplo
PIQ – Prensagem Isostática a Quente
PO – Estratégia de refusão de Polimento
RM – Estratégia de refusão macia
SDML – Sinterização Direta de Metal por Laser
SOM – Regime de Surface Over Melt
SR – Estratégia sem refusão
SSM – Regime de Shallow Surface Melting
SSL – Sinterização Seletiva a Laser
ZTA – Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	23
1.1	OBJETIVOS	25
1.1.1	Objetivo geral	25
1.1.2	Objetivos específicos	26
1.2	CONTRIBUIÇÕES.....	26
1.2.1	Contribuições tecnológicas	26
1.2.2	Contribuições científicas.....	27
1.2.3	Contribuições para a sociedade	27
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	29
2.1	MANUFATURA ADITIVA	29
2.2	DEFINIÇÕES	37
2.3	RESISTÊNCIA À FADIGA	40
2.4	SUPERFÍCIE	45
2.5	VAZIOS (POROSIDADE E FALTA DE FUSÃO).....	48
2.6	O FEIXE LASER COMO FERRAMENTA DE FABRICAÇÃO	51
2.7	INFLUÊNCIA DO MATERIAL NO PROCESSAMENTO	56
2.7.1	Ferro puro.....	56
2.7.2	Inconel 625	58
2.7.3	Comparação das propriedades físicas	59
2.8	DEPOSIÇÃO DIRETA DE ENERGIA COM LASER (DDEL)	62
2.8.1	Seleção de parâmetros para a melhoria da superfície	68
2.8.2	Seleção de parâmetros para a redução do nível de vazios (porosidade e falta de fusão).....	72
2.9	PÓS-PROCESSAMENTO CONVENCIONAL	76
2.9.1	Polimento	76
2.9.2	Prensagem Isostática a Quente (PIQ).....	77
2.10	POLIMENTO POR REFUSÃO A LASER	77

2.10.1	Vantagens e limitações.....	78
2.10.2	Funcionamento.....	79
2.10.3	Seleção de parâmetros para a melhoria das características da superfície.....	82
2.10.4	Tipos de descontinuidades na superfície.....	87
2.10.5	Seleção de parâmetros para a redução do nível de vazios (porosidade e falta de fusão)	90
2.11	PREVISÃO DO COMPORTAMENTO DO PROCESSO DE DDE E REFUSÃO A LASER A PARTIR DE MODELOS MATEMÁTICOS	92
2.11.1	Modelagem do cordão individual	93
2.11.2	Modelagem do perfil resultante da sobreposição dos cordões.....	94
2.11.3	Modelagem da refusão a laser	100
3	MATERIAIS E MÉTODOS	102
3.1	AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL	102
3.1.1	Bancada de testes	102
3.1.2	Corpos de prova.....	104
3.1.3	Materiais de adição.....	104
3.1.4	Estratégia de deposição	106
3.1.5	Parâmetros	107
3.1.6	Análise da superfície.....	109
3.1.7	Análise do nível de vazios de falta de fusão	114
3.2	MODELAGEM MATEMÁTICA	115
3.2.1	Modelagem do cordão individual (DDE-L)	115
3.2.2	Modelagem do perfil resultante da sobreposição dos cordões (DDE-L)	118
3.2.3	Modelagem do perfil resultante da refusão a laser após a DDE-L	124
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	127
4.1	AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL	127

4.1.1	Análise da superfície	127
4.1.2	Análise do nível de vazios devido à falta de fusão	138
4.2	MODELAGEM MATEMÁTICA.....	144
4.2.1	Validação da modelagem do perfil resultante da sobreposição dos cordões (DDE-L).....	144
4.2.2	Resultados da modelagem do perfil resultante da refusão a laser após a DDE-L	148
5	CONCLUSÕES	151
5.1	CONCLUSÕES GERAIS	151
5.2	RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS..	153
6	REFERÊNCIAS.....	155
7	APÊNDICE.....	171
7.1	ENSAIOS RELATIVOS À ANÁLISE DA SUPERFÍCIE COM O PERFILÔMETRO.....	171
7.1.1	Medições realizadas para o ferro.....	171
7.1.2	Medições realizadas para o Inconel.....	171
7.2	ENSAIOS RELATIVOS À ANÁLISE DA SUPERFÍCIE A PARTIR DO ESCANEAMENTO EM TRÊS DIMENSÕES.....	172
7.2.1	Medições realizadas para o ferro.....	172
7.2.2	Medições realizadas para o Inconel.....	173
7.3	ENSAIOS RELATIVOS À ANÁLISE DO NÍVEL DE VAZIOS	174
7.3.1	Medições realizadas para o ferro.....	174
7.3.2	Medições realizadas para o Inconel.....	178
7.4	PROGRAMAS PARA A IMPLEMENTAÇÃO DO MODELO PROPOSTO	182
8	ANEXO – CARACTERÍSTICAS DO LASER.....	188

1 INTRODUÇÃO

A manufatura de componentes complexos projetados para resistir a esforços mecânicos constitui um desafio para área de fabricação. Nesta categoria se inserem peças ocas, com orifícios, canais e treliças. Tais componentes podem ser obtidos mediante técnicas de otimização estrutural, pelas quais torna-se possível reduzir seu peso, fato que contribui de forma significativa para a diminuição do consumo de combustíveis, por exemplo, no setor aeroespacial e no setor automotivo.

Os processos de usinagem estão limitados pelo grau de restrição imposto no equipamento (acesso da ferramenta e rigidez da peça), os processos de fundição, pela geometria obtenível e pela qualidade final, e a metalurgia do pó, também pela complexidade geométrica e pelas dimensões máximas alcançadas. Soma-se a isto o fato da usinagem poder apresentar perda de material de 15 a 95% [1]. Ao fabricar camada por camada, entretanto, o formato final pode ser alcançado em poucas etapas (*near net shape*), sem a utilização de ferramental como moldes, matrizes ou punções, nem a necessidade de compor o componente final pela montagem de diferentes partes.

Embora tenha sido inicialmente utilizada visando a aplicação de protótipos em materiais poliméricos, a denominada prototipagem rápida, hoje também é empregada na fabricação de componentes funcionais de outros materiais, inclusive os metálicos, e adquiriu o nome de manufatura aditiva [2]. Uma das formas de se realizar a deposição das camadas é baseada em processos de um substrato e de um material de adição, ou seja, por soldagem.

No entanto, há uma série de problemas potencialmente presentes que devem ser solucionados para que este processo possa ser aplicado em indústrias de alto valor agregado. Dentre eles, pode-se destacar:

- A qualidade da superfície;
- O nível de vazios, como porosidade e falta de fusão.

Com relação à superfície, sabe-se que a rugosidade final, na maioria das situações envolvendo a fabricação por camadas sucessivas é insatisfatória. Contribuem para isto o efeito da sobreposição (“*Staircase Effect*”) e a adesão de partículas não fundidas [3]. A rugosidade da superfície pode ser prejudicial, por exemplo, ao transporte de fluido, por influenciar sobre o escoamento; na fabricação de moldes, pois afeta qualidade das partes replicadas; e em sistemas em movimento relativo,

devido ao aumento do atrito, desgaste e geração de calor na interface [4]. Em aplicações médico-odontológicas, a acumulação de placas e tecidos nos implantes dentais também depende da rugosidade da superfície [5]. A influência da rugosidade sobre a resistência à fadiga também demonstra um efeito negativo. Contudo, também existem casos em que a rugosidade é desejável. Por exemplo, em alguns implantes ortopédicos, uma topografia adequada da superfície favorece a integração do tecido ósseo com o material implantado [6].

Em estruturas projetadas para suportar cargas dinâmicas (fadiga), torna-se indispensável um processo posterior de acabamento. Caso contrário, pode haver falha catastrófica iniciada pela propagação de uma trinca na superfície.

O nível de vazios também influencia na resistência mecânica, tanto estática quanto dinâmica. Bolhas podem ficar aprisionadas durante a etapa de solidificação. Além disto, a contração resultante pode dar origem à falta de fusão entre os depósitos, que reduz a densificação, e consequentemente a área transversal do componente [7]. Assim, a resistência estática é prejudicada devido à menor área transversal, e a dinâmica, em decorrência da concentração de tensões.

Atualmente existem diferentes opções para lidar com os problemas abordados. No entanto, muitas apresentam limitações. Para a melhoria da qualidade da superfície, costuma-se utilizar o polimento manual, que apesar de simples, possui baixa produtividade e prejudica a saúde do trabalhador [8][9]. Para a redução do nível de vazios, a Prensagem Isostática a Quente (PIQ) prevalece, mas é capaz de fechar apenas poros internos. Vazios abertos conectados à superfície não podem ser removidos. Um processo que fosse capaz de lidar com estes desafios de forma simultânea seria de grande utilidade [10][11].

Neste contexto está inserida a refusão a laser. Embora seus benefícios tenham sido explorados no processo de Fusão Seletiva a Laser (FSL), pouco foi investigado a respeito de seus efeitos sobre o processo de Deposição Direta de Energia (DDE). Se os benefícios forem significativos, no mesmo equipamento em que o depósito é executado, torna-se possível realizar o processo de acabamento e otimizar o nível de densificação da superfície.

Durante a etapa de parametrização do processo de Deposição Direta de Energia por Laser (DDE-L), muitos trabalhos se utilizam de exaustivos experimentos. Modelos matemáticos destinados à previsão do perfil transversal das camadas após o processo de DDE-L podem auxiliar na obtenção dos resultados [12][13][14][15][16][17][18][19][20]. Contudo, na maior parte dos casos, estes

modelos são implementados com o método dos elementos finitos, que possui grande complexidade e exigem alta capacidade computacional. Modelos baseados em funções geométricas são recentes e apresentam bons resultados aliados à simplicidade [21][22][23][24][25] [26][27][28].

Conforme abordado anteriormente, a refusão a laser constitui uma técnica com diversas vantagens para a melhoria da integridade do componente. Contudo, não há estudos relacionados à simulação da refusão após o processo de DDE-L. Além disto, cada material possui propriedades termofísicas específicas, fato que reitera a importância de se entender seu comportamento individual, tanto no caso do processo de DDE-L quanto na refusão.

Diante do exposto, o objetivo do presente trabalho consiste na avaliação do processo de refusão a laser, tanto com a deposição de pós de ferro puro como com a de pós de Inconel, como solução dos problemas relacionados ao acabamento da superfície e aos vazios de falta de fusão, com base no estudo dos fenômenos envolvidos. Pretende-se também desenvolver modelos matemáticos para o processo de DDE-L e refusão em função da geometria do cordão, de forma a facilitar a etapa de parametrização.

Para validar a hipótese de que a refusão pode contribuir para a melhoria dos resultados, optou-se propositalmente por depositar uma camada, com elevado nível de rugosidade e falta de fusão, para então aplicar o escaneamento com o laser. Contudo, a técnica também poderá ser utilizada para camadas múltiplas, necessária para a fabricação de componentes a partir de um modelo 3D.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho é avaliar o processo de refusão a laser como alternativa para a melhoria da qualidade da superfície e redução de vazios de falta de fusão no processo de DDE-L. É importante mencionar que o nível de rugosidade e vazios presente nas amostras é proposital, uma vez que se pretende validar a hipótese em questão. Embora o trabalho contemple a análise de uma única camada, os resultados poderão ser extrapolados para multicamadas, que compreende as aplicações de manufatura aditiva.

1.1.2 Objetivos específicos

Para a consecução deste objetivo geral são estabelecidos os seguintes objetivos específicos:

- determinar o grau de atenuação da rugosidade e da ondulação, assim como a homogeneidade na superfície após a imposição de diferentes níveis de energia de refusão nos depósitos obtidos por DDE-L;
- verificar se a refusão pode contribuir para a redução ou até a eliminação do nível de vazios de falta de fusão na superfície, presentes nos depósitos obtidos por DDE-L;
- desenvolver um modelo matemático capaz de prever a topografia da camada depositada no processo DDE-L, antes e depois da aplicação da refusão a laser para os pós de ferro e de Inconel.

1.2 CONTRIBUIÇÕES

Pode-se dividir as contribuições em três partes: tecnológicas, científicas e para a sociedade. Estas são abordadas nos itens abaixo.

1.2.1 Contribuições tecnológicas

A redução da rugosidade e do nível de vazios de falta de fusão alcançados a partir a técnica de refusão a laser poderá beneficiar as indústrias que fabricam componentes por manufatura aditiva.

Atualmente, após a fabricação das camadas, a peça é submetida a dois pós-processamentos, requeridos quando a resistência à fadiga é solicitada. Um deles é relacionado à melhoria da superfície, e é feito com um processo de usinagem. O outro diz respeito à redução do nível de vazios, e pode ser conduzido mediante a Prensagem Isostática a Quente (PIQ). A refusão a laser é capaz de reduzir a rugosidade e, simultaneamente, o nível de vazios de falta de fusão na mesma máquina da DDE-L. Isto poderá aumentar a produtividade da empresa de forma significativa pois não serão mais necessários dois pós-processamentos em equipamentos diferentes.

Existem trabalhos publicados relacionados à redução da rugosidade após a refusão para processos de manufatura aditiva [3][8][9][29][30][31][32][33][34]. Contudo, a maior parte deles aborda a Fusão em Leito de Pó (FLP), e não a DDE. Com relação ao nível de vazios, apenas foram encontrados trabalhos de FLP. Isto justifica a necessidade de estudos nesta área.

Os artigos encontrados se dedicaram à estratégia de deposição de cordões lado a lado. Porém, a estratégia de cordões alternados é vantajosa quando se deseja reduzir as tensões residuais. Por isto, esta foi selecionada.

Os modelos matemáticos auxiliarão na etapa de parametrização. Desta forma será possível reduzir o número total de experimentos para se encontrar uma situação ótima, o que impacta diretamente na redução de custos.

1.2.2 Contribuições científicas

O entendimento dos fenômenos presentes na DDE-L e na refusão é essencial para a obtenção de resultados satisfatórios. Por isto, explicações científicas relacionadas à influência dos parâmetros do processo sobre a superfície e o nível de vazios foram abordadas. Tornase necessário dominar o conhecimento associado a diferentes áreas para resolver as questões relacionadas à manufatura aditiva.

Na etapa de modelagem verificou-se que os modelos existentes para a DDE-L são pouco realistas pois não consideram por exemplo a variação da eficiência de deposição de pó. Além disto, foram implementados com estratégia de deposição lado a lado, e não alternada. Estas questões estão descritas nesta tese. Não se encontrou nenhum trabalho publicado a respeito de um modelo matemático baseado em funções geométricas relativo à refusão após o processo de DDE-L.

Tanto na etapa experimental quanto na modelagem, dois materiais foram analisados, o ferro e o Inconel 625. A diferença de comportamento entre eles pôde ser esclarecida com base em suas propriedades físicas.

1.2.3 Contribuições para a sociedade

Ao substituir as técnicas convencionais de polimento abrasivo manual e jateamento abrasivo com esferas de vidro, a refusão a laser também poderá contribuir para a saúde do operador, que não estará mais

exposto aos póis do ambiente insalubre de aplicação desses processos. A operação do equipamento laser se dá de forma remota e automatizada, sem a execução de tarefas repetitivas. Em relação ao polimento químico, a principal vantagem do uso do laser é a de que não há uso de substâncias químicas adicionais, que formam resíduos prejudiciais ao meio ambiente.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 MANUFATURA ADITIVA

A fabricação de peças camada por camada teve suas origens na prototipagem rápida. Embora este marco seja utilizado como referência para a maioria dos cientistas, a ideia de fabricação por camadas já era utilizada no antigo Egito, para a construção de pirâmides. Apesar disto, foi apenas em 1984 que Chuck Hull criou o processo de Estereolitografia [35]. O objetivo era de criar uma representação real do produto, de forma rápida, antes de sua comercialização. Modelos em três dimensões são melhores do que desenhos para a compreensão de um projeto durante a etapa conceitual. No entanto, com o avanço da tecnologia foi possível criar componentes funcionais metálicos, e não apenas poliméricos. Foi necessário, porém, a integração de outras tecnologias como as advindas da soldagem, do *cladding* e das fontes de energia associadas (arco, *laser* e feixe de elétrons). O processo funciona a partir da consolidação de pó ou arame a partir da sua fusão e solidificação, após entrar em contato com a fonte de energia [36]. Desta forma, o termo “Protótipo” deixou de ser utilizado e deu lugar ao termo “Manufatura Aditiva” [2]. Componentes funcionais fabricados por manufatura aditiva já são uma realidade nos setores aeroespacial, médico, de energia, automotivo e muitos outros.

A manufatura aditiva é definida pelas normas ISO 17296 e ASTM F2792 como “o processo de união de materiais para a fabricação de partes ou objetos a partir de um modelo 3D, usualmente camada por camada”, de forma oposta à tecnologia de fabricação subtrativa [37]. A união de materiais pode ser obtida a partir de processos de soldagem. Segundo a norma AWS 3.0 [38], soldagem é a coalescência de metais ou não metais produzida por aquecimento até a temperatura de soldagem, com ou sem a aplicação de pressão, ou pela aplicação de pressão apenas, com ou sem a utilização de metal de adição. Portanto, quando a soldagem é realizada com material de adição, pode ser considerada como um processo de manufatura aditiva.

Após converter o modelo CAD 3D em camadas, é necessário determinar a trajetória e os parâmetros de deposição. Os componentes básicos são: controlador CNC, sistema de movimentação, fonte de energia e um sistema de alimentação de material [2]. Cada camada possui uma espessura finita, de forma que, após fabricada, a peça será uma aproximação do modelo original, conforme mostrado na Figura 1.

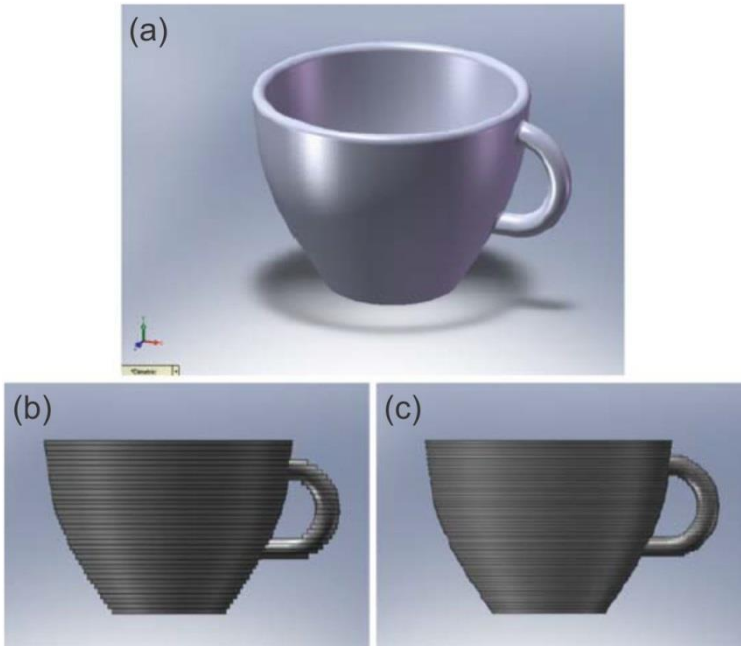


Figura 1. (a) Modelo em CAD de uma xícara. (b) Representação da sua construção a partir de camadas espessas. (c) Representação a partir de camadas finas [2]

A habilidade da manufatura aditiva de promover a liberdade de projeto, facilitar a fabricação de componentes complexos, reduzir a perda de material e diminuir o tempo de lançamento ao mercado constituem as características mais atrativas. O formato final pode ser alcançado em poucas etapas (*near net shape*), sem a utilização de ferramental como moldes, matrizes ou punções, nem a necessidade de montagem de diferentes partes. Isto resulta em economia de material. Não se inicia a fabricação a partir de um volume pré-definido, no qual as partes são removidas e descartadas, mas sim mediante a deposição de apenas a quantidade necessária para a construção do produto [2]. Desta forma, a manufatura aditiva se apresenta como uma solução ecologicamente correta, uma vez que as perdas de material são significativamente reduzidas, assim como a energia total utilizada.

Comparando-se o processo de manufatura aditiva com os processos de fabricação convencionais, com base na Figura 2, verifica-se que a fabricação em camadas é adequada para geometrias de média a

elevada complexidade, em pouca quantidade de peças produzidas [39]. Porém, com a sua crescente evolução e diminuição nos custos de fabricação, este processo tem expandido sua abrangência em regiões ocupadas pela usinagem e pela fundição [37]. Pode-se inferir também que para peças com altíssimo grau de complexidade, tanto a moldagem por injeção quanto a fundição passam a não serem possíveis. Este nicho será governado pela manufatura aditiva.

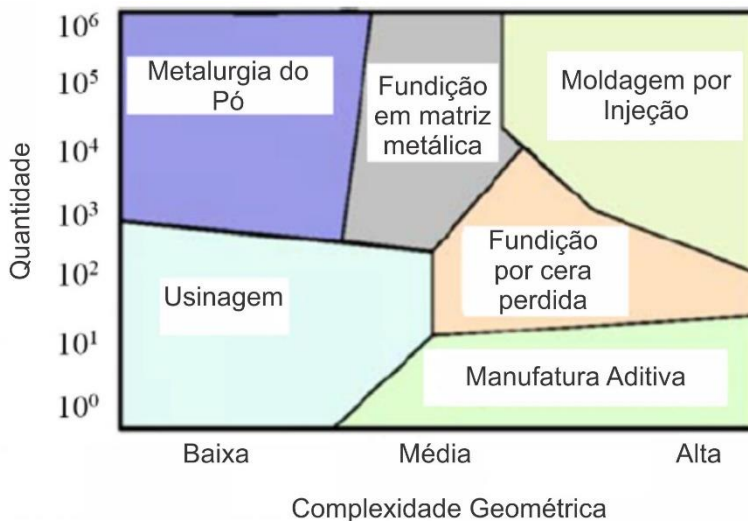


Figura 2. Manufatura aditiva de componentes metálicos diante de processos convencionais de fabricação [37]

Existem duas categorias para a fabricação por camadas, segundo a norma ASTM F2792 [40]: Fusão em Leito de Pó (FLP) e Deposição Direta de Energia (DDE).

No processo FLP (Figura 3), finas camadas de pó são depositadas sobre um leito no interior de uma câmara preenchida com gás inerte. Então, a fonte de calor (laser ou feixe de elétrons) funde, seletivamente e com o auxílio de espelhos galvanométricos, os pontos previstos no software CAD. Após a solidificação do metal, forma-se uma camada, e o eixo vertical é deslocado para baixo de modo incremental, com novas camadas sendo depositadas e processadas, até que todas as camadas sejam construídas e a peça esteja completa. Os processos de Fusão Seletiva a Laser (FSL), Fusão por Feixe de Elétrons (FFE), Sinterização

Direta de Metal por Laser (SDML), Sinterização Seletiva a Laser (SSL) e *Digital Metal* (DM) estão inseridos na categoria de FLP.

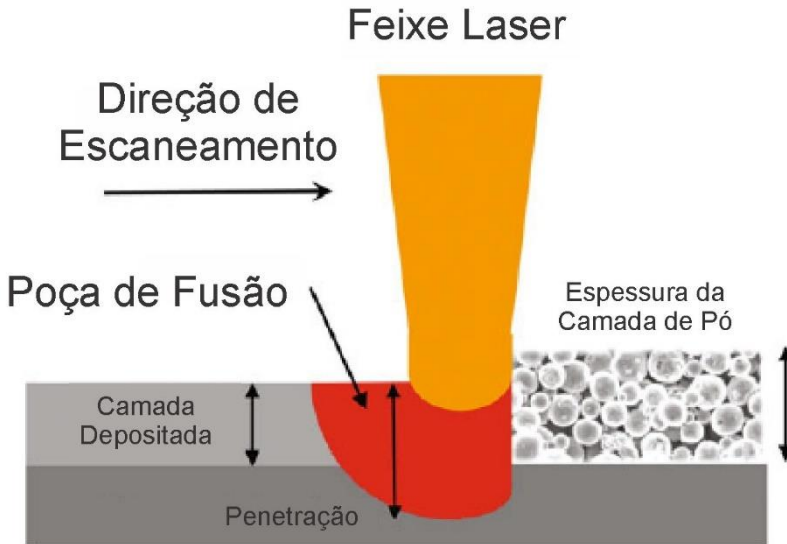


Figura 3. Desenho esquemático do processo de FLP [41]

No processo DDE (Figura 4), pó ou arame são adicionados na poça de fusão criada por uma fonte de calor (arco, laser ou feixe de elétrons). O material funde e em seguida solidifica, dando origem ao depósito. Argônio é usualmente utilizado como gás para proteger a poça contra a oxidação e para o transporte de pó. Depósitos consecutivos dão origem a uma camada que, quando sobreposta por outras camadas com seus formatos específicos, forma a peça com geometria final prevista no software CAD.

Em virtude da possibilidade de se utilizar diferentes fontes de calor, a nomenclatura pode ser alterada para DDE-L (laser), DDE-EB (feixe de elétrons), DDE-PA (arco plasma) e DDE-GMAW (MIG/MAG).

Outras denominações são encontradas na literatura como *Laser-Engineering Net Shaping* (LENS), *Directed Light Fabrication* (DLF), *Directed Metal deposition* (DMD), *Laser Additive Manufacturing* (LAM) e *Laser Metal Deposition* (LMD) [34] e *Laser Beam Melting* (LBM) [42]. Além destas, também é comum classificar o processo como uma variante do *laser cladding*. Contudo, torna-se necessário diferenciá-

lo. O objetivo do *cladding* relaciona-se à melhoria das propriedades de resistência à corrosão da superfície, mediante a adição de uma camada metálica superficial sobre um substrato. Outra denominação é a de *hardfacing*, na qual uma camada é adicionada na superfície com o intuito de aprimorar as propriedades de abrasão, impacto, erosão e cavitação. Existe também o *buttering*, que se refere à adição de camadas intermediárias entre metais dissimilares para aumentar a compatibilidade em processos posteriores de união. Por fim, tem-se o *buildup*, que é destinado ao reparo para restauração das dimensões originais ou construção de uma nova peça [43]. Independentemente da denominação específica, todos os processos partem de um princípio básico único de união de material por soldagem.

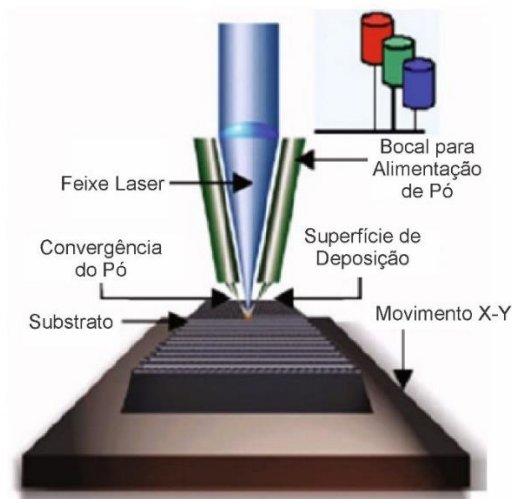


Figura 4. Desenho esquemático do processo de DDE [44]

Comparando-se as duas categorias verifica-se que com a DDE é possível construir peças grandes e componentes com gradação funcional a partir da mistura de pós de diferentes ligas. Pode-se instalar também alimentadores múltiplos de pó ou arame, o que resulta em elevada taxa de deposição, e conseqüente aumento da produtividade. Aplicações que envolvem o processamento ou reparo de regiões de difícil acesso também são contempladas. No entanto, o nível de complexidade e o acabamento da superfície obtida por DDE é inferior ao da FLP. Portanto, não se pode afirmar qual das categorias é a melhor, pois esta

conclusão está relacionada às exigências da aplicação final [41]. A Tabela 1 resume as características de cada categoria.

Tabela 1. Comparação entre as categorias DDE e FLP

Grupo	Tamanho	Gradação	Produtividade	Acesso	Complexidade
DDE	Maior	Sim	Maior	Sim	Menor
FLP	Menor	Não	Menor	Não	Maior

As aplicações das tecnologias descritas estão difundidas nos diferentes setores da indústria. Na área médica, por exemplo, a manufatura aditiva tem sido utilizada para fabricar implantes.

Antes da cirurgia, o médico deve assegurar que o implante se encaixe no local danificado, e que não venha a falhar com o passar do tempo. Atualmente, a maioria dos implantes de crânio é fabricada por métodos convencionais, e muitas vezes não preenche os requisitos específicos de cada paciente. As etapas de dobramento e corte a partir de uma chapa dificultam a obtenção da geometria final, dentro das tolerâncias, e levam ao desenvolvimento de tensões residuais [45].

Moiduddin et al. [46] utilizaram um modelo CAD resultante da tomografia computadorizada de um paciente para construir uma estrutura porosa de titânio, com as dimensões do osso fraturado, conforme mostrado na Figura 5. Utilizou-se o processo de FFE. Desta forma foi possível aproximar o módulo de elasticidade e melhorar a interação implante-tecido (adesão interfacial), o que resulta em menor risco de rejeição pelo organismo.



Figura 5. Implante de crânio com estrutura porosa fabricado por manufatura aditiva em titânio [46]

Outro caso relativo à fabricação de implantes mediante técnicas de manufatura aditiva é mostrado na Figura 6. Diante de um paciente com câncer, os médicos do Hospital Universitário de Salamanca, na Espanha, entraram em contato com a empresa australiana Anatomics para o desenvolvimento de uma estrutura a partir do modelo obtido por tomografia computadorizada. Os implantes convencionais para este tipo de situação são construídos com chapas rígidas, que além de serem desconfortáveis, podem se deslocar com o tempo.

Com o processo de FFE, obteve-se uma estrutura com diferentes propriedades, também conhecida como gradiente funcional. A parte central com perfurações foi projetada com o objetivo de garantir rigidez, enquanto que as ligações laterais apresentam a flexibilidade necessária durante a respiração [47].

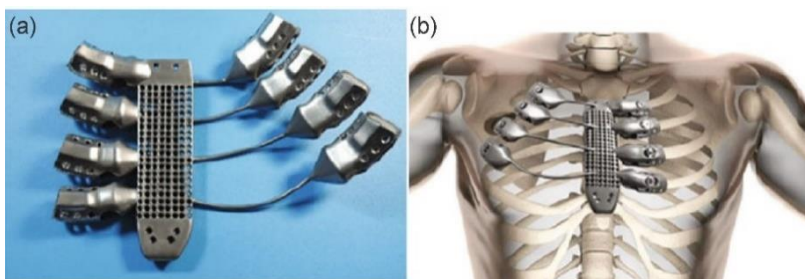


Figura 6. (a) Prótese de titânio fabricada por manufatura aditiva para o osso esterno e costelas. (b) Desenho esquemático relativo à instalação do implante [47]

No setor aeroespacial, estudos de viabilidade têm sido conduzidos para a substituição dos processos convencionais de fabricação pelo processo de manufatura aditiva.

A Figura 7a apresenta um componente de foguete construído em cobre que foi inteiramente impresso pela NASA e está sendo avaliado para a utilização na missão ao planeta Marte [48]. Este componente é utilizado no interior da câmara de combustão, cuja temperatura ultrapassa 2760 °C. Para manter a temperatura em torno de 38 °C, são necessários canais de refrigeração que permitam a circulação de gás. A parede deste componente é fina e o número de canais pode chegar a 200. Com o processo de FSL, 8255 camadas de pó de cobre foram processadas em 10 dias e 18 horas. O objetivo do projeto é de obter um processo repetitivo, 10 vezes mais rápido do que o convencional, e com 50% de redução dos custos.

A Figura 7b apresenta um bocal do sistema de alimentação de combustível, da General Electric (GE) [49]. Este bocal inicialmente era composto por 20 partes com elevado grau de complexidade e exigia diferentes processos de fabricação. Com a impressão 3D pelo processo de FSL, o número de partes foi reduzido para 1. Considerando-se que o setor aeroespacial exige procedimentos estritos para certificação de cada peça, principalmente os associados à soldagem, a manufatura aditiva foi vantajosa. Reduziu-se também a perda de material, e consequentemente o custo associado, devido à ausência de processos subtrativos. Ligas nobre de titânio e níquel geralmente são empregadas. As etapas de pós-processamento de alívio de tensões, prensagem isostática a quente (PIQ) e tratamento térmico adequam os níveis de distorção, microtrincas e propriedades mecânicas, respectivamente. Verificou-se uma redução de peso de 25% em comparação com o componente inicial.

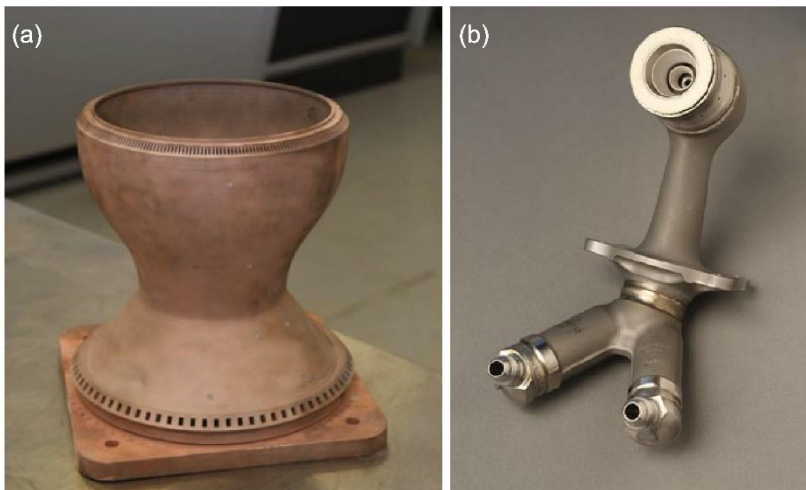


Figura 7. (a) Componente de foguete de cobre fabricado por manufatura aditiva [48]. (b) Bocal do sistema de alimentação de combustível fabricado por manufatura aditiva [49]

Os exemplos mostrados acima são relativos a processos de FLP. Na categoria de DDE também é possível construir componentes sólidos funcionais a partir de um modelo CAD camada por camada, como o mostrado na Figura 8a. No entanto, não se limita a isto. Também é possível construir estruturas complementares sobre um componente que já foi processado, de acordo com a Figura 8b. O reparo de peças de alto valor agregado é uma realidade para a indústria e é mostrado na Figura

8c. As pás de turbinas são um exemplo. Apesar do elevado nível de complexidade microestrutural envolvido, que pode abranger a necessidade de obtenção de monocristais, o controle térmico do processo DDE-L permite que as pás sejam recuperadas, sem a necessidade de substituição total.



Figura 8. Aplicações do processo de DDE-L. (a) Fabricação de um componente camada por camada. (b) Construção de estruturas complementares sobre um componente já processado. (c) Reparo de peças de alto valor agregado [50][51][52]

2.2 DEFINIÇÕES

Antes de entrar em aspectos específicos da relação dos processos de manufatura aditiva como a superfície e os vazios, torna-se necessário introduzir alguns conceitos.

Depois de fabricado, é importante que o componente apresente integridade, ou seja, que esteja apto para as exigências da aplicação. Existe uma relação entre as variáveis do processo de fabricação e a integridade necessária para determinado caso. Para avaliar a capacidade

do material ser impresso por técnicas de manufatura aditiva sob certas condições de fabricação que garantam um desempenho em serviço satisfatório e adequado (integridade), o termo “*Printability*” foi adotado. Este termo é análogo à soldabilidade, porém específico para componentes fabricados camada por camada a partir de um modelo CAD [53].

Segundo Griffiths [54], a integridade pode ser dividida em duas partes:

- Aspectos externos: topografia, textura e acabamento da superfície
- Aspectos internos: microestrutura, dureza e tensões residuais

No presente trabalho será dada ênfase ao acabamento da superfície (aspecto externo) e vazios de falta de fusão (aspectos internos), no contexto da resistência à fadiga.

Para avaliar o acabamento da superfície, é necessário medir seu perfil. Este perfil apresenta rugosidade e ondulação. A rugosidade é caracterizada por pequenos comprimentos de onda com picos e vales de amplitude e espaçamento variável. A ondulação diz respeito a irregularidades com maiores comprimentos de onda. A Figura 9 ilustra de forma esquemática o perfil da superfície [55].

A distribuição da rugosidade e ondulação pode ter uma direção predominante para determinados processos, e sem direção predominante (homogênea) para outros. Interrupções não intencionais e inesperadas na superfície, denominadas falhas, também podem estar presentes [55].

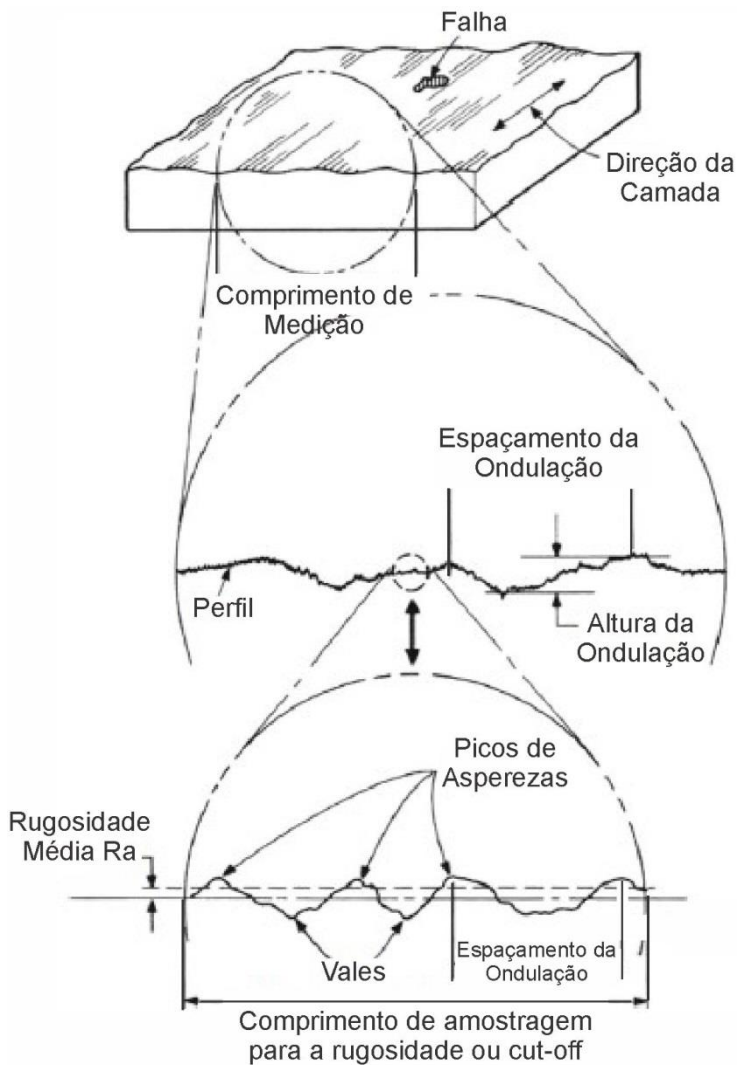


Figura 9. Desenho esquemático do perfil da superfície, evidenciando a diferença entre rugosidade e ondulação [55]

Com relação aos aspectos internos, dois tipos de vazios são possíveis (Figura 10). A falta de fusão, que possui formato irregular e geralmente está localizada entre os cordões adjacentes, e a porosidade, que possui formato aproximadamente esférico e está localizada de forma aleatória no material [7].

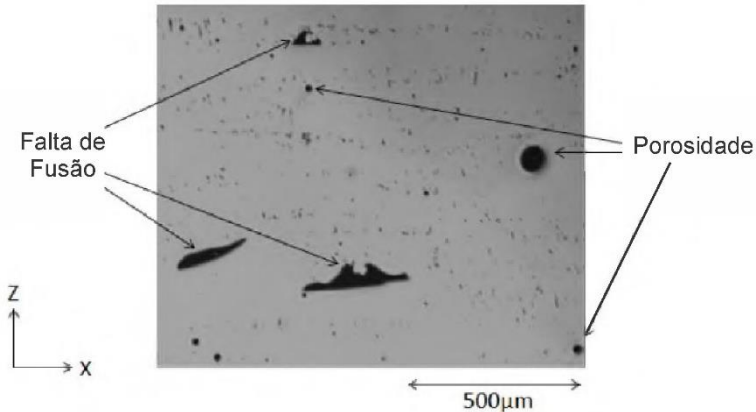


Figura 10. Tipos de vazios no processo de FFE: falta de fusão e porosidade [56]

Existe também a falta de penetração, que se assemelha à falta de fusão em muitos aspectos. Por isto, nesta tese a falta de penetração será considerada como falta de fusão.

2.3 RESISTÊNCIA À FADIGA

A resistência à fadiga diz respeito ao comportamento mecânico do material quando submetido a carregamento cíclico. A falha por fadiga é um fenômeno local, afetado diretamente pela rugosidade da superfície e descontinuidades metalúrgicas, o que é inerente das peças fabricadas por manufatura aditiva.

A rugosidade da superfície limita a resistência à fadiga, pois atua como ponto de nucleação de trincas. A Figura 11 exibe o gráfico de tensão x número de ciclos para o aço inoxidável AISI 316L processado por FSL em relação a três tipos de superfícies: conforme fabricado, usinado e polido.

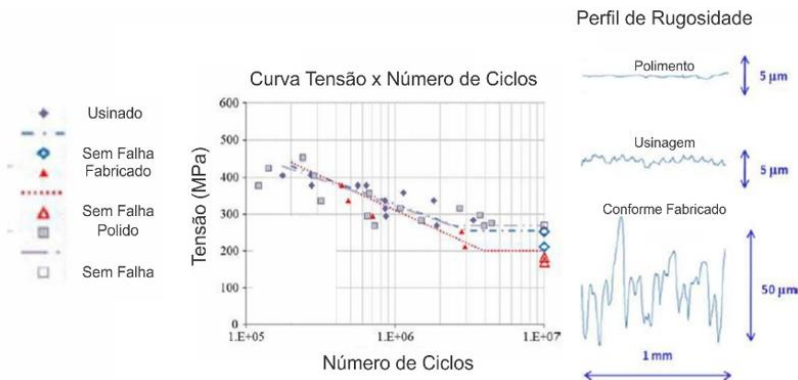


Figura 11. Gráfico de tensão x número de ciclos para o aço inoxidável AISI 316L processado por FSL referente a três condições de superfície: conforme fabricada, usinada e polida [57]

Nota-se que, abaixo de 10^6 ciclos, não há diferença estatística significativa para os três tipos de acabamento. No entanto, após este valor, o limite de resistência à fadiga aumenta à medida em que a rugosidade é reduzida. A resistência à fadiga das amostras polidas é similar à das amostras usinadas, porém superior à das amostras conforme fabricadas [57]. É importante destacar que neste caso o polimento se deu por remoção de material (processo subtrativo), assim como na usinagem, mas com menor taxa.

Bagehorn et al. [58] analisaram a resistência à fadiga de amostras de titânio produzidas por DDE-L, antes e após a usinagem, e constataram que esta é incrementada de 300 MPa para 775 MPa após 3×10^7 ciclos. Greitemeier et al. [59] chegaram a uma conclusão similar. As amostras processadas com DDE sem acabamento final apresentaram resistência de 200 MPa, enquanto que as amostras polidas obtiveram 500 MPa.

Segundo Chan et al. [42], a nucleação de trincas geralmente ocorre em superfícies rugosas devido à formação de intrusões e extrusões, durante o ciclo de deformação plástica, induzidas pela carga em fadiga. A interface entre a partícula de pó, parcialmente ou não fundido, e o substrato, constitui o ponto de inicialização da trinca, pois atua como concentrador de tensões, conforme mostrado na Figura 12.

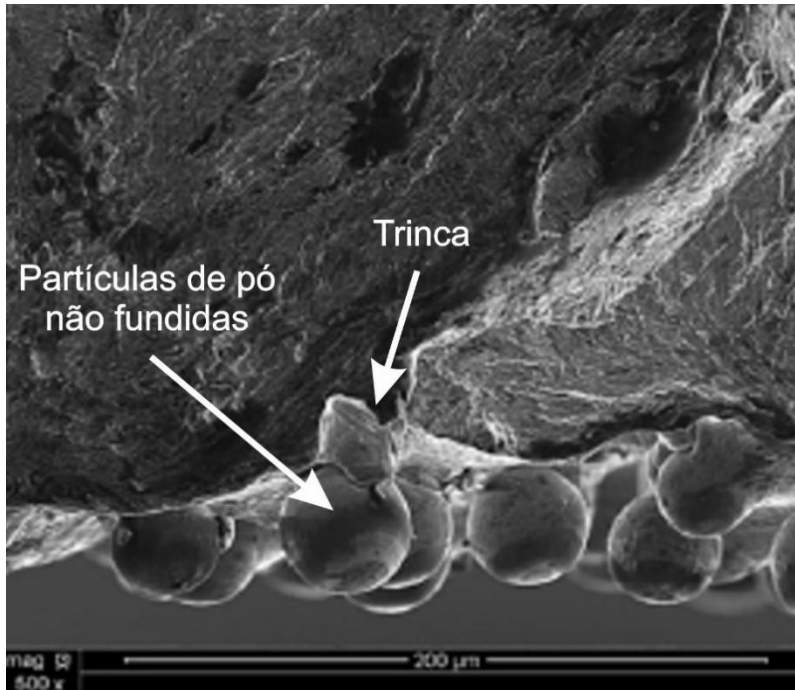


Figura 12. Análise em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) exibindo partículas de pó não fundido acopladas ao substrato após processamento por DDE-L e consequente fratura devido à propagação de uma trinca na interface pó-substrato [42]

Assim como a rugosidade, os vazios decorrentes de poros e faltas de fusão também contribuem para a diminuição da resistência à fadiga. Segundo Yadollahi e Shamsaei [60], vazios grandes e irregulares, próximos à superfície são os principais fatores limitantes da resistência à fadiga. Pós-processamentos como a Prensagem Isostática a Quente (PIQ) são capazes apenas de fechar poros internos e pequenas descontinuidades de falta de fusão. Vazios abertos (conectados à superfície) não podem ser removidos [10].

Para exemplificar esta questão, o gráfico da Figura 13 exhibe a deformação imposta versus número de ciclos para componentes fabricados por DDE-L em Ti-6Al-4V. Comparou-se o material resultante do processo de manufatura aditiva, após usinagem e polimento (pequena influência da rugosidade) com o mesmo material, porém forjado. Nota-se que o processamento por DDE-L diminuiu de forma significativa a resistência à fadiga [60]. A dispersão dos

resultados pode ser amplificada em função da variação de tamanho, quantidade e localização das descontinuidades [61].

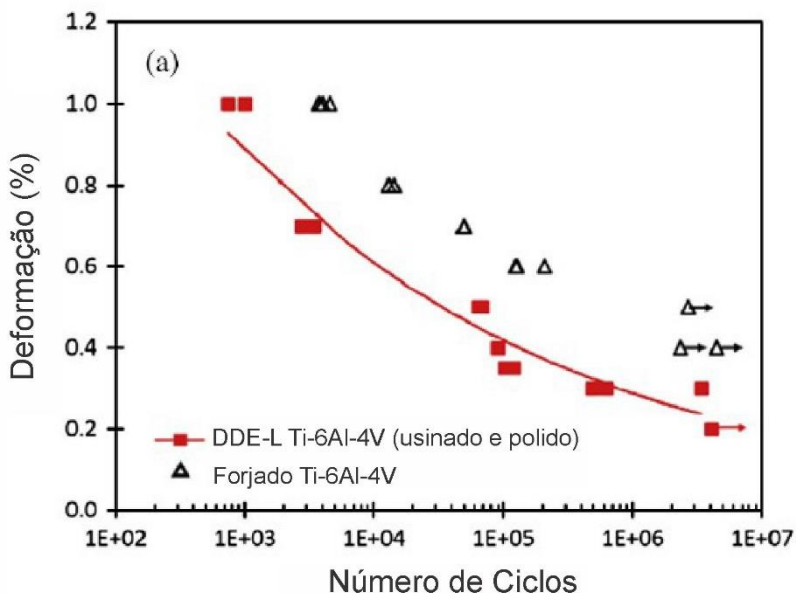


Figura 13. Gráfico de deformação imposta x número de ciclos para o Ti-6Al-4V. Comparação do comportamento do material após o processo DDE-L (posterior usinagem e polimento) com o comportamento após o processo de forjamento [60]

Os resultados de Wang et al. [62] apontam que a resistência à fadiga decresce à medida em que o tamanho do poro aumenta, conforme mostrado na Figura 14.

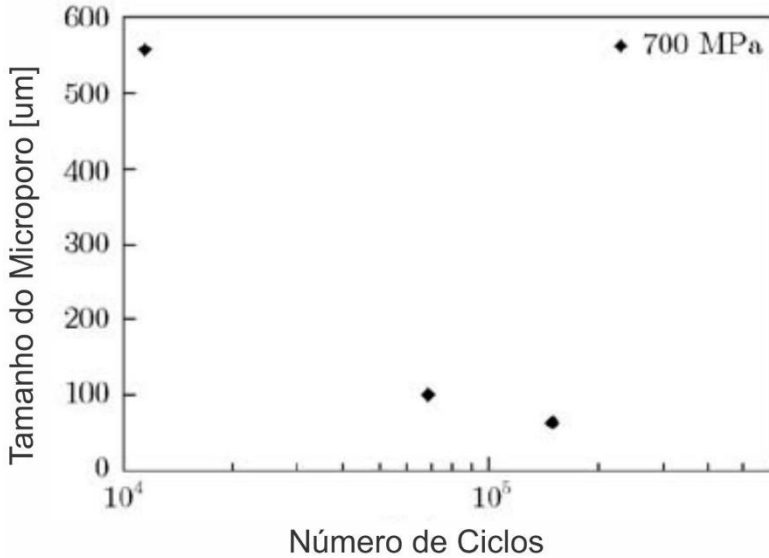


Figura 14. Efeito do tamanho do poro sobre a vida em fadiga [62]

Em seu trabalho, Rice relacionou o fator de concentração de tensões com o formato do vazio, Figura 15. Considerando a tensão σ na direção vertical, quanto mais achatado em relação às tensões atuantes for o vazio, maior é o fator de concentração de tensão decorrente do maior raio de curvatura. É o que ocorre com os vazios devido à falta de fusão. Quando comparados com os vazios de porosidade, são mais achatados e menos circulares.

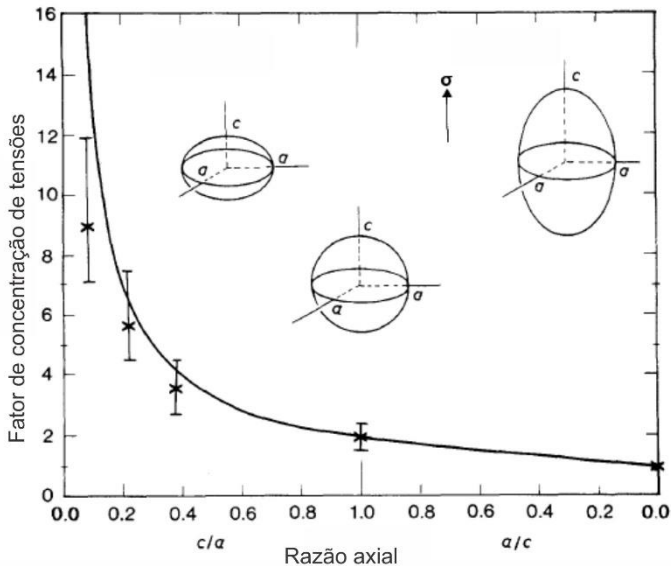


Figura 15. Relação entre o formato do vazio e o fator de concentração de tensões [63].

2.4 SUPERFÍCIE

Existem dois principais mecanismos para que a superfície se apresente com rugosidade acima da desejada: o “*Staircase Effect*” (Figura 16a) e a adesão de partículas não fundidas (Figura 16b), no caso da adição de pó [3].

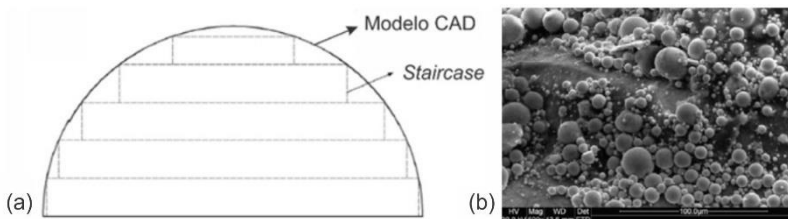


Figura 16. (a) Representação esquemática relativa ao *Staircase Effect* [64]. (b) Adesão de partículas não fundidas na superfície no processo SDML [65]

O “*Staircase Effect*” constitui uma aproximação de uma superfície curva para o formato de uma escada, com formação de

degraus resultante do fim de curso de cada camada. Segundo Qiu et al. [66], quanto maior a espessura da camada de pó, maior será a rugosidade média, Figura 17.

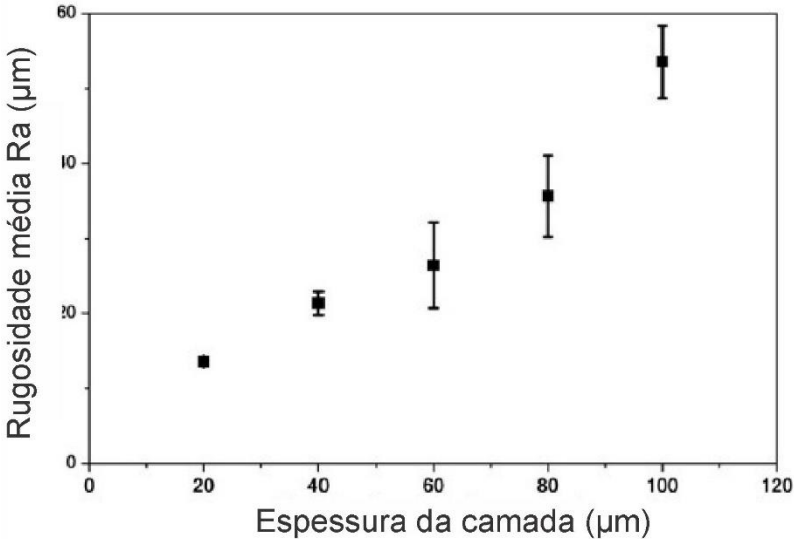


Figura 17. Rugosidade média em função da espessura de camada no processo FSL [66]

Embora utilizar menores espessuras pareça ser o mais apropriado, cabe ressaltar que o tempo para a execução da peça é consideravelmente maior. Portanto deve-se encontrar a espessura adequada para a aplicação, sem que a produtividade seja prejudicada.

A adesão de partículas não fundidas ocorre principalmente quando a energia entregue pelo sistema é insuficiente para fundir completamente o pó. Isto pode acontecer, por exemplo, quando a potência é insuficiente ou a velocidade de escaneamento é excessiva para a taxa de alimentação utilizada. A rugosidade média da superfície neste caso é da mesma ordem de magnitude do diâmetro do pó utilizado [65]. A Figura 18a apresenta o perfil de rugosidade resultante do processo de DDE-L 2D, e a Figura 18b, em 3D. A rugosidade média Ra (2D) foi de 9,85 μm , e a Sa (3D), de 23,5 μm [34]. O material empregado foi a liga de Inconel 718, e o pó adicionado possuía diâmetro de partícula entre 20 e 50 μm .

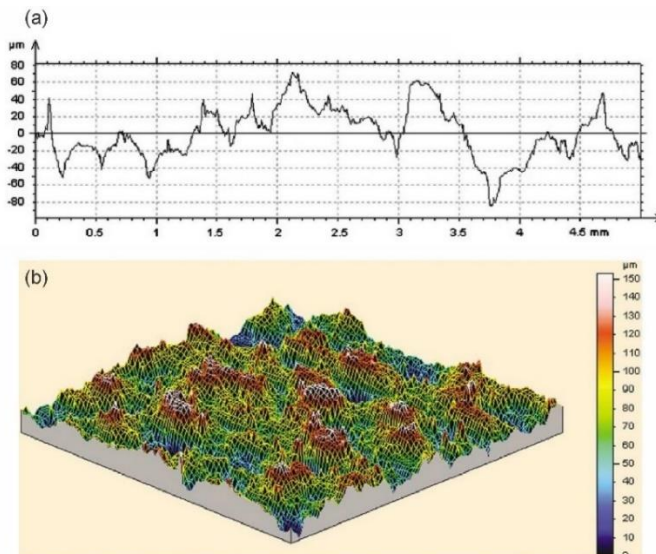
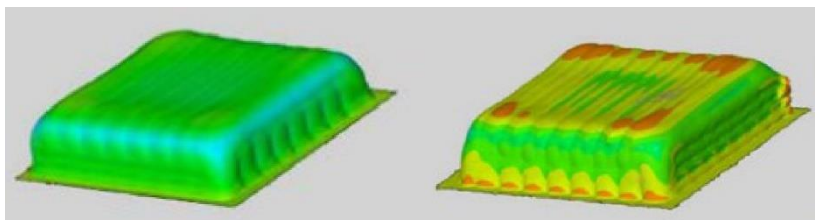


Figura 18. Perfil de rugosidade resultante do processo DDE-L. (a) 2D. (b) 3D [34]

Além da rugosidade, a homogeneidade da superfície também pode ser avaliada. Kelbassa et al. [67] utilizaram um scanner 3D para comparar a geometria resultante dos depósitos de Inconel 718 e Titânio Ti-6Al-4V com a prevista no modelo CAD (prisma), no processo DDE-L com arame. Com base na Figura 19, nota-se que os depósitos de Inconel apresentaram maior homogeneidade em relação aos de Titânio.



(a) Inconel 718

(b) Ti-6Al-4V

Figura 19. Avaliação da homogeneidade da geometria resultante após DDE-L com arame. (a) Inconel 718. (b) Titânio Ti-6Al-4V [67]

2.5 VAZIOS (POROSIDADE E FALTA DE FUSÃO)

Para entender a formação dos vazios de falta de fusão e porosidade, é importante recorrer a fenômenos oriundos da fundição de metais.

Na manufatura aditiva, o pó ou o arame adicionado atinge o ponto de fusão e em seguida solidifica. Durante a transformação de líquido para sólido, ocorre um agrupamento dos átomos, formando estruturas ordenadas. Como o arranjo atômico no aço líquido é menos compacto do que no estado sólido (CCC ou CFC), uma significativa variação de volume (contração) acontece durante a solidificação [68]. Isto é ilustrado na Figura 20.

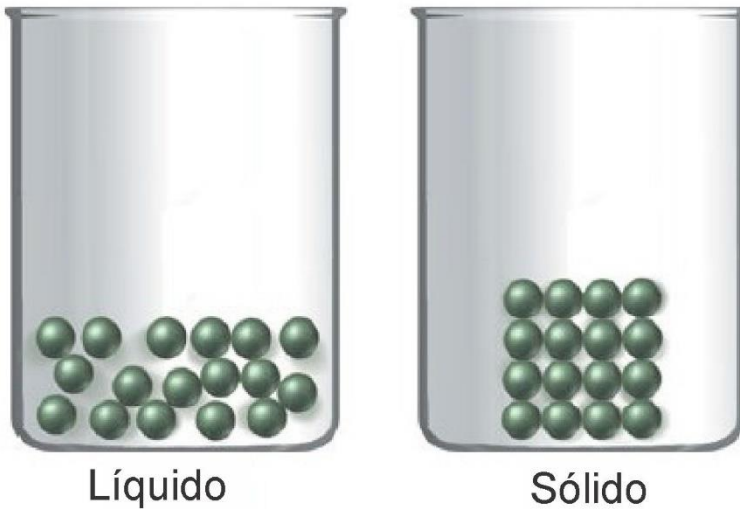


Figura 20. Esquema do arranjo atômico para as fases líquida e sólida [69]

Segundo Groover [70], três etapas podem ser diferenciadas:

- contração do líquido durante o resfriamento antes da solidificação. O total de contração deste líquido é usualmente em torno de 0,5% em volume;
- contração durante a transformação de fase do líquido para o sólido, denominada contração de solidificação. Esta contração

ocorre em praticamente todos os metais pois a fase sólida possui massa específica maior que a fase líquida;

- contração térmica do fundido solidificado durante seu resfriamento até a temperatura ambiente. Esta contração é determinada pelo coeficiente de expansão térmica do metal sólido.

Como resultado destas contrações, surgem vazios no material, classificados como falta de fusão e falta de penetração. Estes estão geralmente localizados entre os cordões adjacentes, e possuem formato irregular e alongado [7].

A geometria do cordão afeta diretamente a ocorrência de falta de fusão e de penetração, como demonstra a

Figura 21. Cordões convexos (ângulo θ maior que 90°) como o mostrado em (a) podem ser prejudiciais e, portanto, devem ser evitados [71]. Ao aumentar a energia entregue para a poça, os cordões aumentam sua molhabilidade (ângulo de molhamento θ menor que 90°), adquirem o formato mostrado em (b) reduzindo assim a incidência deste tipo de vazio. Outros métodos como por exemplo a variação do ângulo de incidência do laser também afetam a molhabilidade.

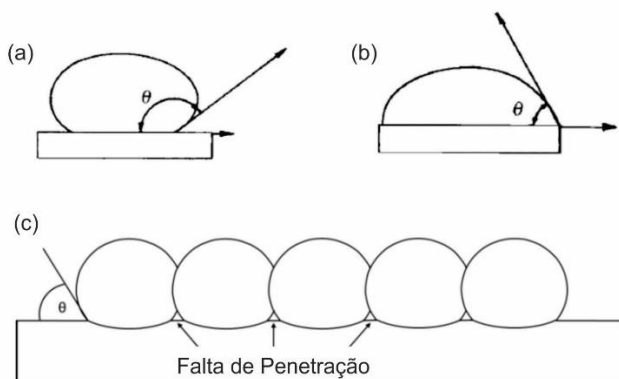


Figura 21. (a) Cordão com baixa molhabilidade. (b) Cordão com alta molhabilidade. Formação de falta de penetração entre cordões decorrente do elevado nível de convexidade [43][71]

O outro tipo de vazio diz respeito à porosidade. Muitos metais, quando no estado líquido, dissolvem grandes quantidades de gases. Na

Figura 22 tem-se o gráfico de solubilidade do hidrogênio no ferro em função da temperatura. Nota-se que a quantidade dissolvida em elevada temperatura é muito maior que em baixa temperatura. Logo, ao solidificar, a solubilidade do gás se reduz e ocorre a formação de bolhas que podem ficar aprisionadas no interior da peça. O poro possui formato arredondado e não ocorre em locais específicos [7].

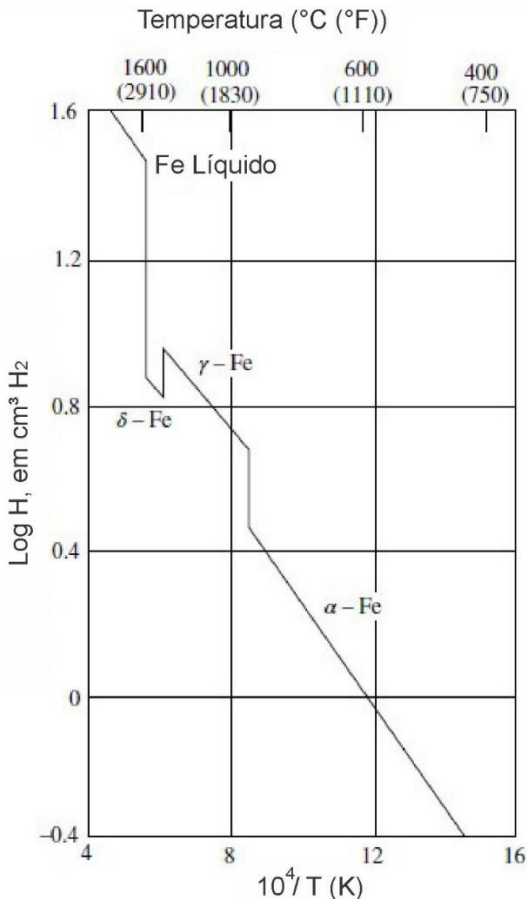


Figura 22. Solubilidade do hidrogênio no ferro em função da temperatura [72]

Gases inertes são insolúveis em metais líquidos [73]. Logo, se bolhas são formadas e impedidas de escapar para a poça de fusão, podem resultar em poros [36]. Outros fatores que colaboram para o

surgimento de poros são: a agitação excessiva da poça de fusão, a porosidade no pó utilizado devida ao armazenamento inadequado e a vaporização de elementos de liga [74]. Buza et al. [75] relatam que impurezas localizadas na superfície (material orgânico) também propiciam a incidência de poros, enquanto Milewski [41] afirma que a umidade presente na atmosfera constitui outro fator. Por isto, a limpeza da superfície, previamente ao processamento, é essencial. A Figura 23 apresenta exemplos de falta de fusão (a) e porosidade (b) decorrentes do processo DDE-L.

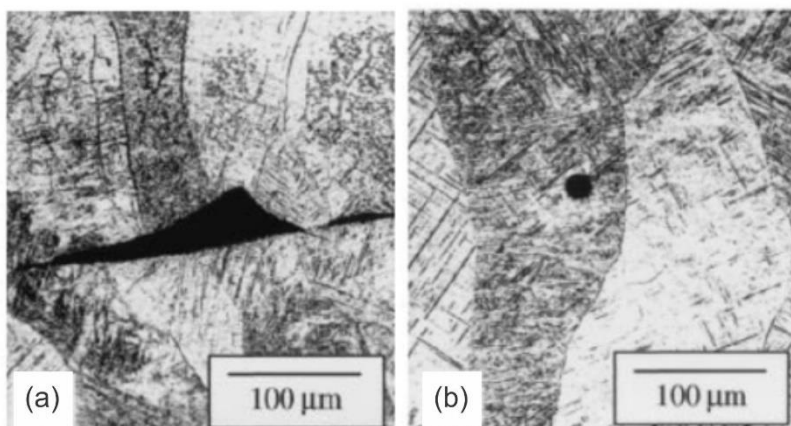


Figura 23. Tipos de vazios no processo DDE-L. (a) Falta de fusão. (b) Porosidade [7]

2.6 O FEIXE LASER COMO FERRAMENTA DE FABRICAÇÃO

Laser, acrônimo para *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, consiste em um feixe de luz focado em uma pequena área, capaz de atingir densidades de potência da ordem de 10^6 [W/cm²] [76]. O alto nível de energia contribui para a obtenção de elevada taxa de deposição e velocidade de escaneamento no processo de manufatura aditiva (grande produtividade), e o fato de ser concentrada em uma pequena área, limita a Zona Termicamente Afetada (ZTA).

Diversos materiais podem ser processados para diversos fins, como soldagem, revestimento, tratamento térmico e usinagem (corte ou remoção por ablação ou sublimação). Basicamente, o processo funciona como mostrado esquematicamente na Figura 24. As setas inferiores são ondas de choque, e as superiores, são decorrentes da expulsão de

material. O feixe laser é opticamente concentrado sobre a superfície a ser processada e altera a estrutura do material, principalmente pela geração de aquecimento localizado.

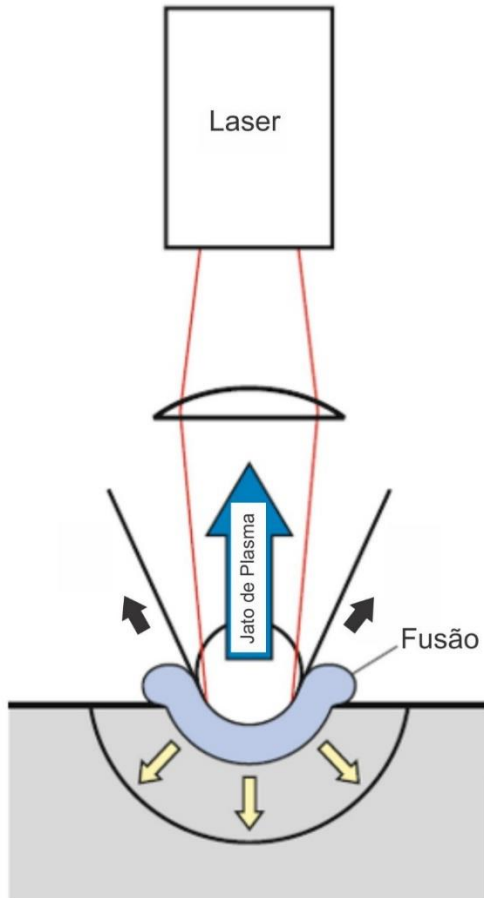


Figura 24. Desenho esquemático relativo aos efeitos causados pela incidência do feixe laser sobre o material [77]

O domínio desta ferramenta depende de uma série de variáveis, que devem ser conhecidas pelo usuário. A

Tabela 2 exhibe algumas delas relativas às características do feixe, ao formato do feixe, às propriedades dos materiais e à dinâmica do processo. Nota-se, portanto, que existe elevado grau de complexidade

quando comparado com os processos convencionais de fabricação, o que por sua vez exige um estudo aprofundado para que o resultado seja bem-sucedido.

Tabela 2. Variáveis presentes no processamento a laser [77]

Características do Feixe	Formato do Feixe	Propriedades do Material	Dinâmica do Processo
comprimento de onda	distância focal	absorção	tensão superficial
potência	estreitamento	condutividade térmica	viscosidade
duração do pulso	desvios	densidade	densidade de vapor
qualidade do feixe		capacidade térmica	densidade eletrônica
polarização		entalpia de fusão	temperatura
		entalpia de vaporização	absorção do plasma
		geometria da peça	

Ao atingir uma superfície, o laser é parcialmente absorvido. Há também reflexão e pode haver transmissão. A Figura 25 ilustra de forma esquemática o comportamento do feixe sobre o material.

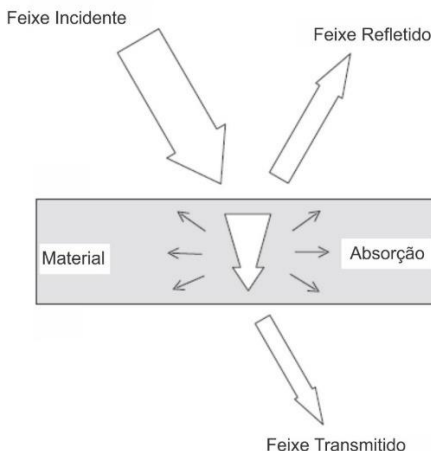


Figura 25. Desenho esquemático referente ao comportamento do feixe ao atingir o material [78]

A parcela de energia absorvida diz respeito à energia que será utilizada para processamento do material, uma vez que é, para os materiais metálicos, transformada em energia térmica. Alumínio e cobre são difíceis de processar, pois uma parcela significativa da energia é

refletida quando se trata do comprimento de onda dos lasers tipicamente utilizados em aplicações industriais.

A absorptividade (A) é calculada a partir da razão entre a potência que é absorvida pela peça (P_{abs}) e a potência de radiação incidente (P), de acordo com a Equação 1 [77].

$$A = \frac{P_{\text{abs}}}{P} \quad \text{Equação 1}$$

Segundo Poprawe [77], a energia absorvida pode ser calculada com base na Equação 2.

$$W_a = \iint A(\lambda, I) I(\lambda, r, t) dr dt \quad \text{Equação 2}$$

Os parâmetros desta equação são especificados abaixo:

W_a – Energia absorvida.

I – Intensidade.

$A(\lambda, I)$ – Coeficiente de absorção em função do comprimento de onda e da intensidade.

$I(\lambda, r, t)$ – Intensidade em função em função do espaço e do tempo em um determinado comprimento de onda λ .

É importante destacar a relação entre o comprimento de onda do laser e o material que está sendo processado. A Figura 26 traz a curva de absorptividade de diferentes materiais metálicos com relação ao comprimento de onda da energia eletromagnética incidida sobre eles [76]. Nota-se que para o laser de fibra, de comprimento 1,064 μm , o aço possui absorptividade acima de 0,30, enquanto o alumínio, em torno de 0,05.

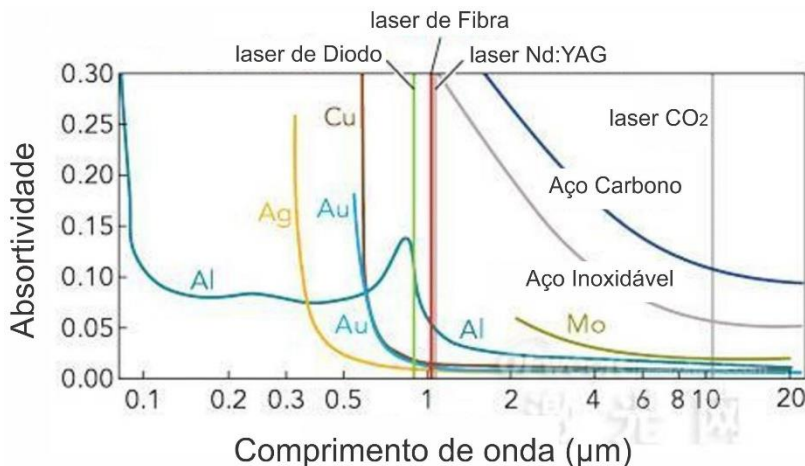


Figura 26. Curva de absorvidade de diferentes materiais metálicos em relação ao comprimento de onda da energia eletromagnética incidida sobre eles [76].

Poprawe também afirma que a temperatura da peça depende da intensidade de energia (I), da duração da interação (t_L), do raio do feixe sobre a superfície (r_b), da velocidade da peça em relação ao feixe (v_p) e das propriedades termofísicas do material, como condutividade (k) e capacidade térmica (C), conforme mostrado na Equação 3 [77].

$$T = T(I, t_L, r_b, v_p, k, C) \quad \text{Equação 3}$$

Arata e Miyamoto [79] mediram a absorvidade de superfícies polidas relativas a diferentes materiais com laser de CO_2 e concluíram que esta é proporcional à raiz quadrada da resistividade elétrica ($\rho_r(T)$), segundo a Equação 4.

$$A(\rho_r) = 112.2 \sqrt{\rho_r(T)} \quad \text{Equação 4}$$

Por consequência, a absorvidade também depende da temperatura, e pode ser expressa por $A(\rho_r(T))$. Uma vez que a intensidade do laser (I) e seu comprimento de onda influenciam sobre a temperatura ($T(\lambda, I)$), pode-se dizer que $A(\rho_r(T(\lambda, I)))$. Com base nesta análise, a Equação 2 pode ser reescrita, resultando assim na Equação 5.

$$W_a = \iint A(\rho_r(T(\lambda, I))) I(\lambda, r, t) dr dt \quad \text{Equação 5}$$

Os parâmetros desta equação são especificados abaixo:

Considerando que a capacidade térmica (C) resulta da massa (m) multiplicada pelo calor específico (c) do material, e que a resistividade elétrica (ρ_r) afeta a absorvidade, é possível reescrever a Equação 3 para se obter a Equação 6.

$$T = T(I, t_L, r_b, v_p, k, c, \rho_r) \quad \text{Equação 6}$$

As equações abordadas acima reiteram a influência do material durante o processamento. As propriedades termofísicas de condutividade térmica (k), calor específico (c) e resistividade elétrica (ρ_r) são importantes para a determinação da energia absorvida (W_a) e da temperatura resultante (T).

Em termos operacionais, após selecionar o material e o comprimento de onda do laser utilizado (tipo de laser), a temperatura poderá ser indiretamente determinada a partir dos parâmetros de processo. A potência do laser (P) influencia sobre a intensidade absorvida (I_{abs}), a velocidade relativa do feixe (v) determina o tempo de interação (t_L) e a velocidade relativa (v_p), enquanto a distância focal regula o raio do feixe sobre a peça (r_b).

2.7 INFLUÊNCIA DO MATERIAL NO PROCESSAMENTO

No presente trabalho serão comparados os comportamentos do ferro puro e do Inconel 625 diante do processo DDE-L e posterior refusão. Por isto, é importante descrever as características de cada um, de forma a compreender melhor os resultados.

2.7.1 Ferro puro

O ferro é o principal constituinte do aço, que por sua vez é a liga mais utilizada para a construção de componentes mecânicos. Por definição, um aço é uma liga ferro-carbono, com até 2% de carbono. A adição de carbono aumenta a resistência mecânica do material, pois propicia a formação de fases duras, como a cementita (solução sólida de carbono no ferro Fe_3C) e a martensita.

Ferro puro geralmente não é utilizado em aplicações industriais em virtude de sua baixa resistência mecânica. Dentre as características deste material destacam-se a fácil obtenção, o baixo custo e o fato de não ser tóxico. Pós de ferro puro são usualmente misturados com pós de outros elementos para a fabricação de novas ligas por técnicas de metalurgia do pó. Contudo, visando o entendimento das variáveis do processo, constitui o material mais adequado, pois não apresenta fases frágeis, nem transformações no estado sólido. Desta forma, as conclusões podem ser baseadas na influência dos parâmetros de energia sobre as propriedades físicas do material como condutividade térmica, calor específico e coeficiente de expansão térmica.

O diagrama ferro-carbono (Fe-C) mostrado na Figura 27 exhibe as diversas fases relativas ao ferro. A temperatura de fusão é de 1538 °C. Abaixo dessa temperatura, o ferro cristaliza de acordo com um reticulado cúbico de corpo centrado, cuja denominação é “delta” (δ). Essa forma persiste estável até a temperatura de 1394 °C. Então, há uma redistribuição dos átomos que dá origem a um novo reticulado, o cúbico de face centrada, que corresponde à forma alotrópica “gama” (γ). Quando atinge 912 °C, ocorre outra transformação alotrópica, e o reticulado volta a adquirir a forma cúbica de corpo centrado, porém com denominação “alpha” (α) [80].

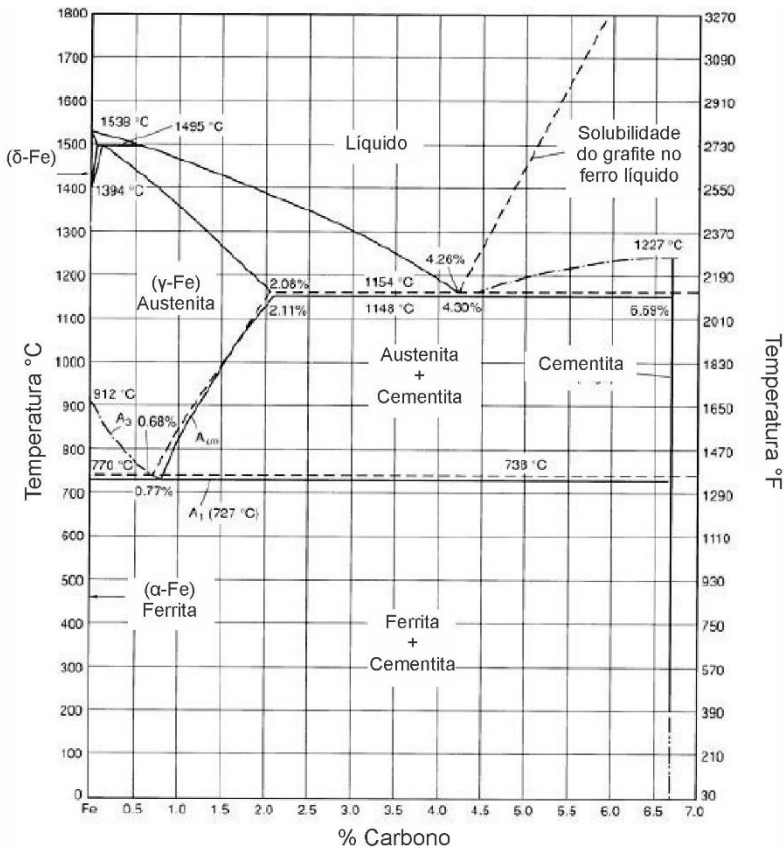


Figura 27. Diagrama de fases binário Fe-C [81]

2.7.2 Inconel 625

A liga Inconel 625 está inserida no sistema Ni-Cr-Mo e é amplamente utilizada em aplicações que requerem elevado nível de resistência à corrosão, como ambientes marinhos. Dentre as vantagens deste material destacam-se a resistência à corrosão local por pite, por fadiga e por tensão, além de elevada resistência à tração.

A adição de cromo ao níquel resulta na formação de uma camada protetora superficial de óxido de cromo (Cr_2O_3). A resistência à fluência também pode ser melhorada mediante a adição de titânio e alumínio.

No entanto, a ampla gama de elementos em elevada concentração torna o controle microestrutural um desafio. Este material, se exposto a elevadas temperaturas, pode formar diversos compostos frágeis, como as fases “ σ ”, “P”, “ μ ” e “Laves”. A Figura 28 diz respeito à seção do diagrama ternário do sistema Ni-Cr-Mo em 650 °C. Nele é possível perceber a formação das fase σ , um composto frágil.

Diferente do ferro, neste caso, as propriedades do depósito são resultantes das diferentes fases presentes e das propriedades físicas. Sua temperatura de fusão é de 1290 °C.

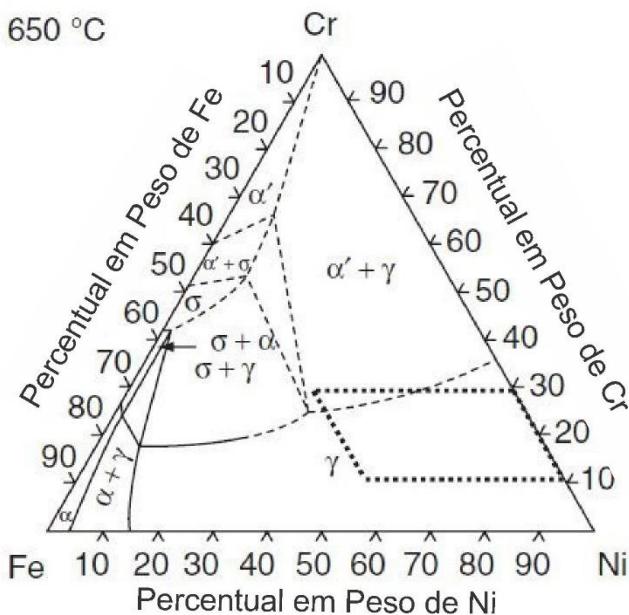


Figura 28. Diagrama de fases ternário Ni-Cr-Mo [82]

2.7.3 Comparação das propriedades físicas

Conforme comentado no tópico 2.6, a temperatura resultante durante o processamento é consequência da energia depositada e das propriedades físicas do material como condutividade térmica (k), calor específico (c , relacionado com a capacidade térmica C) e resistividade elétrica (ρ_r). O coeficiente de expansão térmica também é relevante pois influencia sobre o nível de tensões residuais.

As Figura 29 a Figura 32 representam comparativamente a variação das propriedades citadas em função da temperatura, para os dois materiais em estudo.

Para a condutividade térmica verifica-se que há maior divergência entre os materiais na faixa entre 0 e 800 °C. Acima desta temperatura, os valores convergem. No caso do calor específico, este intervalo corresponde aos valores de 550 °C a 900 °C. O coeficiente de expansão térmica não apresenta variação significativa. Por fim, a maior divergência é verificada para a resistividade elétrica.

Com base nesta análise é possível inferir que ao conduzir mais calor, o ferro dissipa mais energia para o substrato em relação ao Inconel. Logo, para uma mesma potência aplicada, o Inconel estará sujeito a temperaturas elevadas durante maior tempo em relação ao ferro.

A resistividade elétrica possui uma correlação direta com a absorvidade, segundo a Equação 4. Assim, como a resistividade do Inconel é significativamente superior à do ferro, o Inconel absorverá maior quantidade de energia do que o ferro, o que levará ao aumento de sua temperatura, considerando a mesma potência aplicada.

Desta forma é possível provar que para um mesmo parâmetro selecionado durante o processamento, os resultados serão diferentes entre os materiais. Para o caso em questão, o Inconel irá apresentar maior aquecimento pois estará exposto a temperaturas mais altas durante mais tempo.

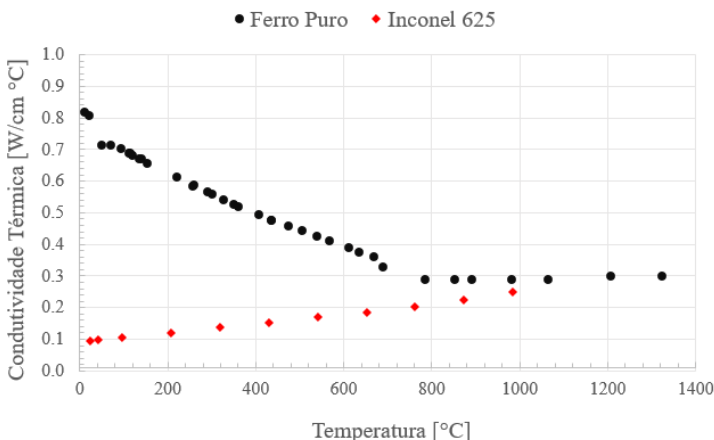


Figura 29. Condutividade térmica para o Ferro Puro e o Inconel 625 [83][84]

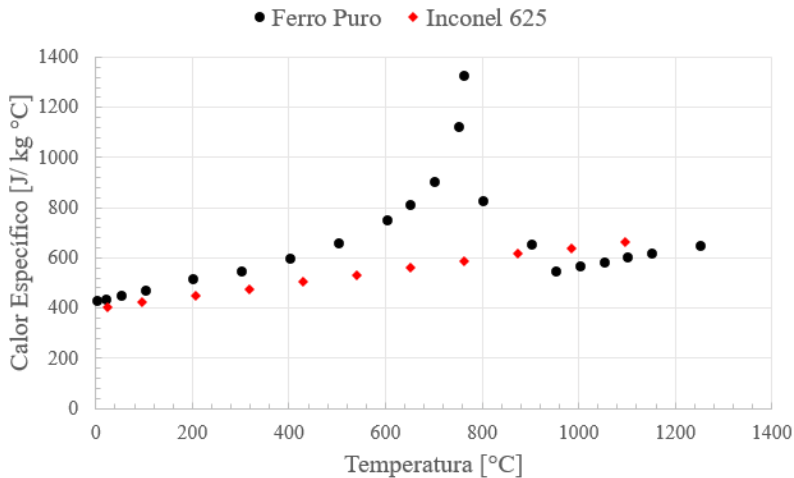


Figura 30. Calor específico para o Ferro Puro e o Inconel 625 [83][84]

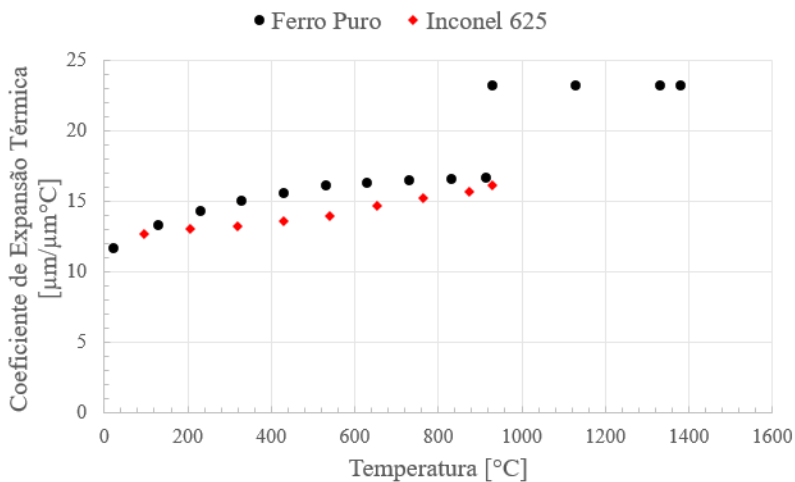


Figura 31. Coeficiente de expansão térmica para o Ferro Puro e o Inconel 625 [83][84]

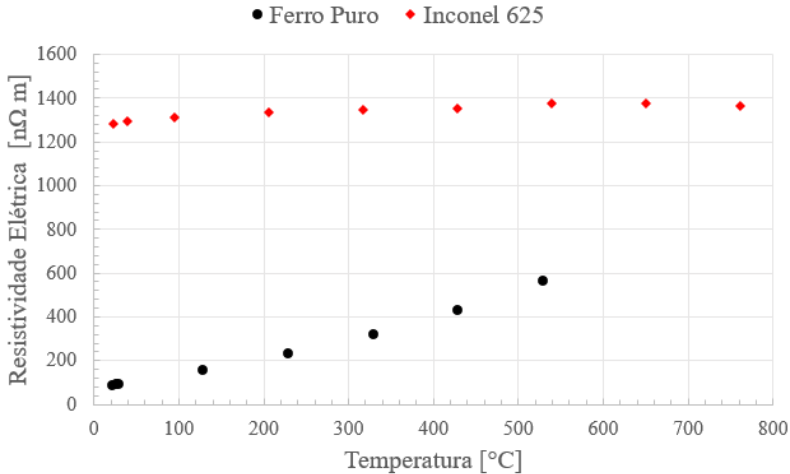


Figura 32. Resistividade elétrica para o Ferro Puro e o Inconel 625 [83][84]

2.8 DEPOSIÇÃO DIRETA DE ENERGIA COM LASER (DDE-L)

Conforme mencionado no item 2.1, no processo de DDE, diferentes fontes de calor podem ser utilizadas para fundir o material de adição, como arco, laser e feixe de elétrons. A principal vantagem de se utilizar o laser em relação aos processos a arco reside no fato de que a concentração de energia minimiza a Zona Termicamente Afetada (ZTA), reduz o nível de distorções e diminui as tolerâncias geométricas finais devido à maior resolução alcançada [43]. Comparando-se com o feixe de elétrons, não há a necessidade de haver vácuo durante o processamento.

O sistema é versátil em termos de alimentação de material, de modo que pó ou arame podem ser adicionados. A Figura 33 apresenta os dois tipos de alimentação.

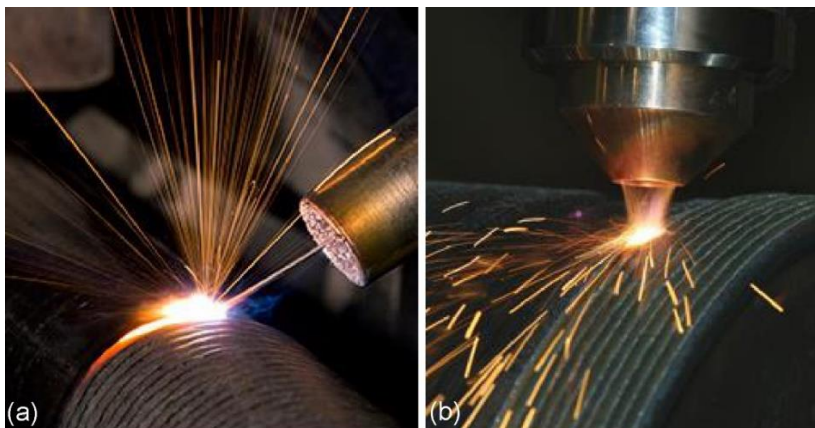


Figura 33. (a) Alimentação com arame. (b) Alimentação com pó [85]

As vantagens associadas à alimentação com arame dizem respeito à facilidade de estocagem e à maior eficiência (relação entre a quantidade de material adicionado regulada no equipamento alimentador e a que foi efetivamente depositada para formar o cordão), uma vez que as perdas de material durante o processo são minimizadas. Permite também alcançar maiores taxas de alimentação, já que não há limitação de fluxo como as verificadas nos cabeçotes de alimentação de pó [86]. O acabamento da superfície processada por arame é geralmente superior [87], e o custo é baixo em relação ao do pó [88]. No entanto, o arame apresenta uma deformação residual originada no processo de enrolamento no carretel. Isto dificulta seu posicionamento na poça de fusão, tornando o processo pouco robusto. É possível contornar este problema a partir da aquisição de lentes capazes de aumentar o diâmetro focal. Para exemplificar esta questão, segundo Syed et al. [88], enquanto a alimentação com pó permite uma variação de ângulo do cabeçote entre 0 e 180°, a alimentação com arame é limitada à faixa entre 10° e 75°.

A alimentação de pó é interessante quando se busca otimizar as propriedades de um componente. Praticamente qualquer composição pode ser alcançada com a utilização de pós. Os desafios estão associados às perdas durante o processo [89]. Outras questões importantes são relacionadas à estocagem, que deve estar livre de umidade, o que pode gerar maior tendência de formação de poros [88].

A Figura 34 exibe esquematicamente o funcionamento do processo com alimentação coaxial de pó [90], que será explorado no presente trabalho.

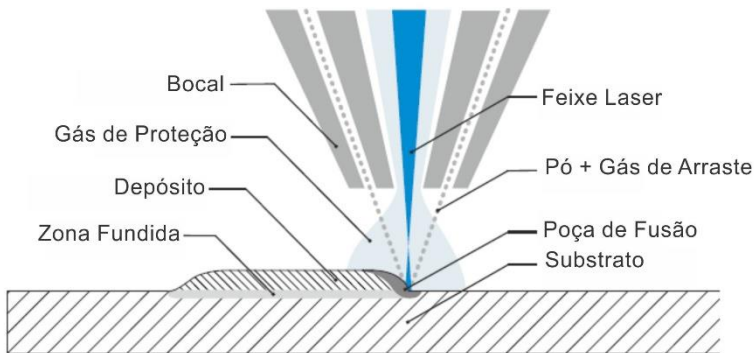


Figura 34. Processo de Deposição Direta de Energia com Laser (DDE-L) [90]

Existem muitos parâmetros que podem ser regulados, e cada um deles possui um determinado grau de influência sobre a característica avaliada. Os principais são potência do laser (P), velocidade de escaneamento (V), diâmetro focal (d) e espaçamento entre cordões (t). Com estas variáveis é possível calcular a energia utilizada por unidade de comprimento (Equação 7a) ou de superfície (Equação 7b e 7c).

$$E = \frac{P}{V} \quad \text{Equação 7a}$$

$$E = \frac{P}{(V \times d)} \quad \text{Equação 7b}$$

$$E = \frac{P}{(V \times t)} \quad \text{Equação 7c}$$

A taxa de alimentação de pó também constitui um parâmetro fundamental do processo. Para determiná-la e compreender os fenômenos envolvidos, porém, é necessário, porém, conhecer antes a distribuição de partículas, sua morfologia, composição e escoamento [91]. A morfologia de pós obtidos pelos processos de Eletrodo com Plasma Rotacional (EPR), Atomização Rotativa (AR) e Atomização a Gás (AG) é exibida na Figura 35 [56].

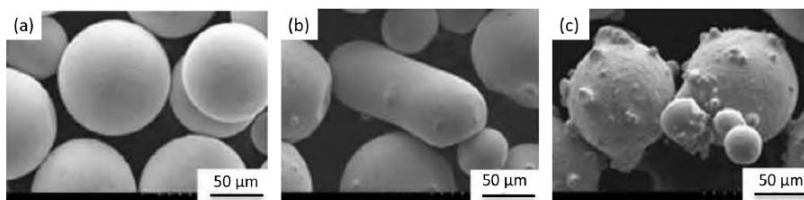


Figura 35. Morfologia de pós obtidos por diferentes processos. (a) EPR. (b) AR. (c) AG [56]

A distribuição da energia descreve a natureza da fonte de calor, e também é relevante. Segundo Debroy et al. [36], a distribuição de densidade de potência sobre uma superfície, de uma fonte laser, geralmente se comporta conforme mostrado na Equação 8.

$$P_d = \frac{fP}{\pi(r_b)^2} \exp\left(-f \frac{r^2}{(r_b)^2}\right) \quad \text{Equação 8}$$

Onde:

f – Fator de distribuição

P – Potência total da fonte de calor

r_b – Raio da fonte de calor

r – Distância radial a partir de qualquer ponto no eixo da fonte de calor

A densidade de potência pode ser representada em função da posição horizontal relativa à fonte de calor, de acordo com a Figura 36, na qual diferentes fatores de distribuição (f) são comparados, considerando a mesma potência, de 1000 W, e mesmo raio, de 1 mm [36]. Quanto maior o fator de distribuição, a fonte de calor torna-se mais concentrada, o que resulta em maior densidade de potência.

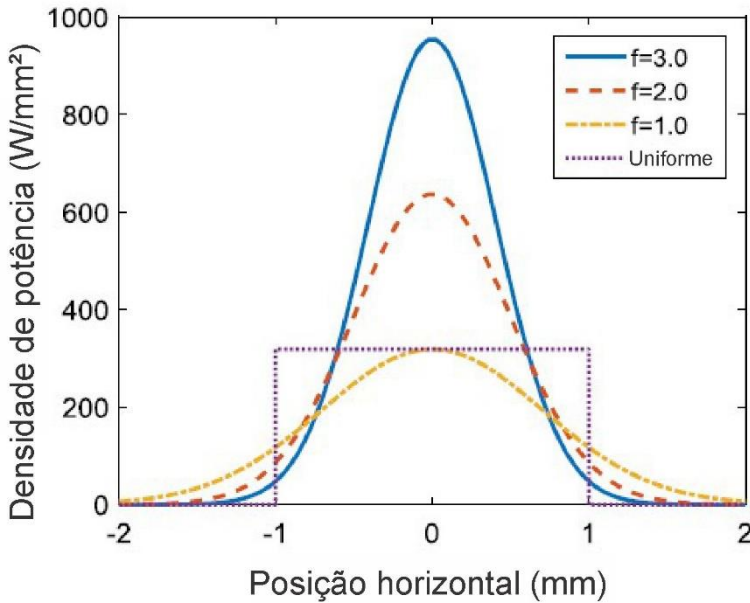


Figura 36. Distribuição de densidade de potência em função da posição horizontal para diferentes fatores de distribuição, mesma potência (1000 W) e mesmo raio (1 mm) [36]

Como se trata de um processo com alimentação de material, uma fração do calor é utilizada para a fusão das partículas de pó, que saem do bocal até encontro do feixe laser, são fundidas e direcionadas para a superfície em processamento, conforme mostrado na Figura 37.

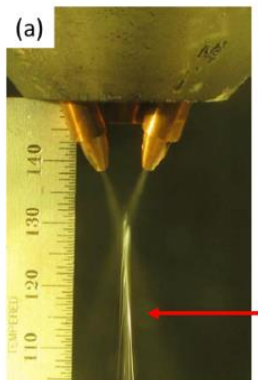


Figura 37. Interação do feixe laser com as partículas de pó durante o voo desde o bocal até o substrato [36]

O calor absorvido pelas partículas em voo depende de sua densidade, propriedades termofísicas, morfologia, distribuição, duração da interação com o feixe e da velocidade do gás de arraste. A energia restante atinge o substrato, e a parte absorvida dá origem à poça de fusão. Ao modificar a Equação 8, referente à densidade de potência que incide sobre uma superfície, com o objetivo de considerar o efeito da interação das partículas de pó com o feixe laser e o efeito da absorvibilidade do material, obtêm-se a Equação 9 [92]

$$P_d = \frac{fP}{\pi(r_b)^2 t_1} [\eta_p + (1 - \eta)\eta_1] \exp\left(-f \frac{r^2}{(r_b)^2}\right) \quad \text{Equação 9}$$

Onde:

η_p – Fração da energia absorvida pelas partículas de pó durante o voo

η_1 – Coeficiente de absorção do depósito

t_1 – Espessura da camada

Esta equação pode ser utilizada na modelagem computacional em Elementos Finitos para prever as características dos depósitos, com redução do número de experimentos. Porém, há grande dificuldade em se determinar os coeficientes da equação que se adequem à realidade.

A escolha dos parâmetros apropriados para cada aplicação é de grande importância. O tópico 2.3 abordou como a rugosidade da superfície e o nível de vazios como falta de fusão e poros afetam a resistência à fadiga. O principal interesse do presente trabalho diz respeito à obtenção de componentes aptos para a solicitação de esforços cíclicos. Logo, deve-se garantir baixo nível de rugosidade e de vazios durante o processamento. A seguir são apresentadas metodologias de parametrização que foram adotadas por diferentes autores com o intuito de atingir o mesmo objetivo.

2.8.1 Seleção de parâmetros para a melhoria da superfície

Gharbi et al. [93] se aprofundaram nos mecanismos físicos responsáveis pela degradação da superfície. Cada parâmetro impõe um mecanismo físico diferente. O artigo enfatiza a importância da taxa de alimentação de pó. Quando as partículas atingem a poça de fusão, elas podem seguir dois caminhos. Podem ser ricocheteadas da superfície, permanecendo no estado sólido, ou podem adentrar na poça de fusão. No último caso, elas são transportadas pelo fluido e são completamente fundidas, contribuindo assim para o crescimento da camada. Partículas sólidas se aglomeram na superfície e aumentam o nível de rugosidade do componente, enquanto que partículas fundidas ocasionam o efeito contrário. A Figura 38 apresenta uma imagem feita com um microscópio eletrônico de varredura, na qual constam as camadas de deposição, e sobre elas partículas que não foram fundidas. A Figura 36 mostra também o respectivo perfil de rugosidade. Nitidamente, a presença de partículas não fundidas contribui para a formação do perfil de rugosidade. Logo, é fundamental regular a taxa de alimentação do pó de modo a promover, com a potência e velocidade selecionada, a completa fusão das partículas quando se deseja obter uma superfície pouco rugosa.

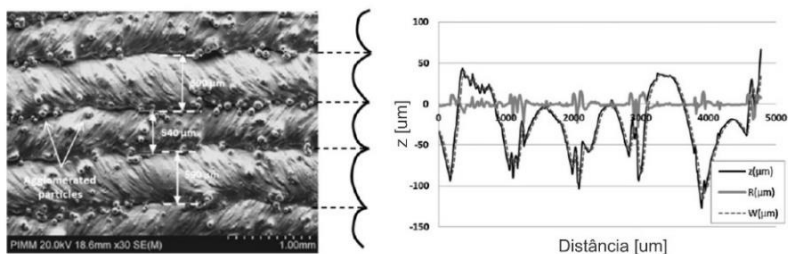


Figura 38. Imagens feitas com um microscópio eletrônico de varredura das camadas resultantes do processo de DDE-L e seu respectivo perfil geométrico [93]

Mahamood e Akinlabi [94] estudaram o efeito da velocidade e do fluxo de pó sobre a rugosidade. A Figura 39 resume que a rugosidade aumenta com a elevação da velocidade de escaneamento de forma não linear. Em baixas velocidades de escaneamento houve fusão apropriada do pó devido ao maior tempo de interação e à menor taxa de resfriamento. Por outro lado, em altas velocidades de escaneamento, o resfriamento rápido promoveu a formação de degraus na superfície, que foram os responsáveis pelo aumento da rugosidade. Após 0,1 m/s, a variação da rugosidade não foi significativa e o seu valor se estabilizou em 23 μm , o que é consequência da tendência da curva ser parabólica. É importante ressaltar que, neste trabalho, a taxa de alimentação de pó foi fixada em 2,88 g/min, e a potência em 3 kW.

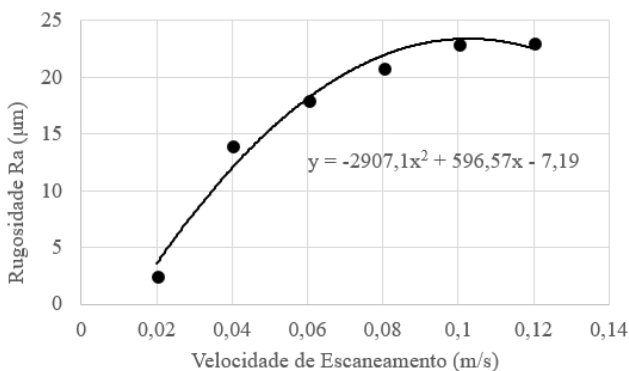


Figura 39. Influência da velocidade de escaneamento sobre a rugosidade, fixando-se a taxa de alimentação em 2,88 g/min e a potência em 3 kW [94]

Uma análise similar pode ser feita para a taxa de alimentação (fluxo de pó). Se a potência utilizada não for suficiente para fundir a taxa de pó depositado, pode haver um aumento da rugosidade em decorrência da maior incidência de partículas aderidas na superfície. Com base na Figura 40, percebe-se que a rugosidade aumenta com a elevação da taxa de alimentação, seguindo uma tendência parabólica. Após 5,76 g/min, a rugosidade se estabiliza em torno de 22 μm . Assim como no caso da velocidade de escaneamento, a baixa rugosidade depende da fusão adequada das partículas de pó e de um resfriamento lento. Neste caso, a velocidade de escaneamento foi fixada em 0,06 m/s, e potência em 3 kW.

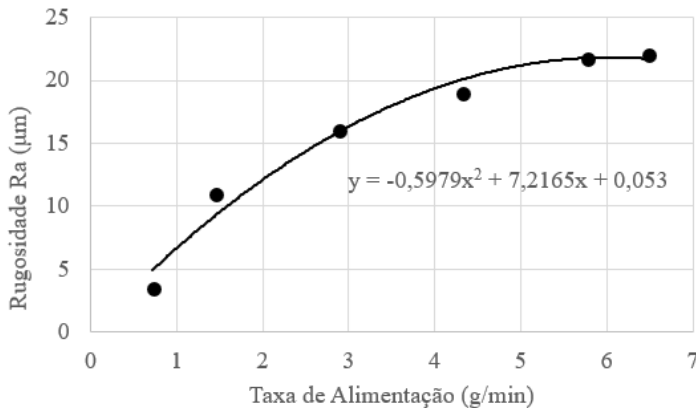


Figura 40. Influência da taxa de alimentação sobre a rugosidade, fixando-se a velocidade de escaneamento em 0,06 m/s e a potência em 3 kW [94]

O grupo de Mahamood et al. [95] analisou posteriormente a influência da potência sobre a rugosidade. Fixou-se a taxa de alimentação em 2,88 g/min e a velocidade de escaneamento em 0,05 m/s. Nota-se na Figura 41, que maiores potências resultam em menores níveis de rugosidade. A curva também obedece a um perfil parabólico. Assim como nos casos anteriores, ao aumentar a energia do processo, evita-se que partículas de pó deixem de fundir.

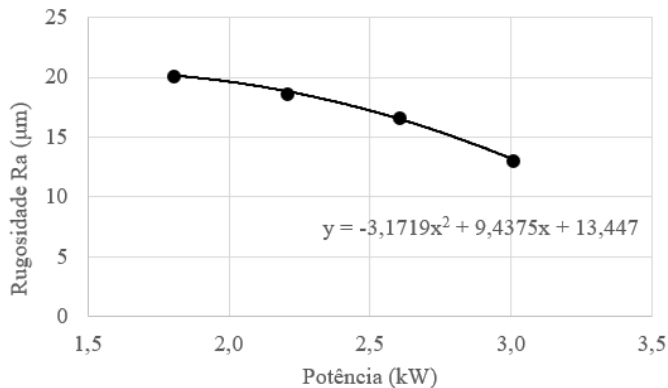


Figura 41. Influência da potência sobre a rugosidade, fixando-se a taxa de alimentação em 2,88 g/min e a velocidade de escaneamento em 0,05 m/s [95]

Os gráficos das Figura 39 e Figura 41 podem ser reescritos utilizando-se a variável energia por unidade de comprimento, conforme a Figura 42. Em ambos os casos, quanto maior a energia entregue ao substrato durante o processo de deposição, menor é o nível de rugosidade final. Apesar das curvas apresentarem tendência parabólica, as equações resultantes são diferentes, o que está associado a um comportamento distinto do processo, provavelmente causado pela diferença dos valores de eficiência térmica (razão entre a energia que efetivamente se transferiu para o metal de base, descontando-se a parcela que se perde para o meio ambiente, e a energia regulada na fonte).

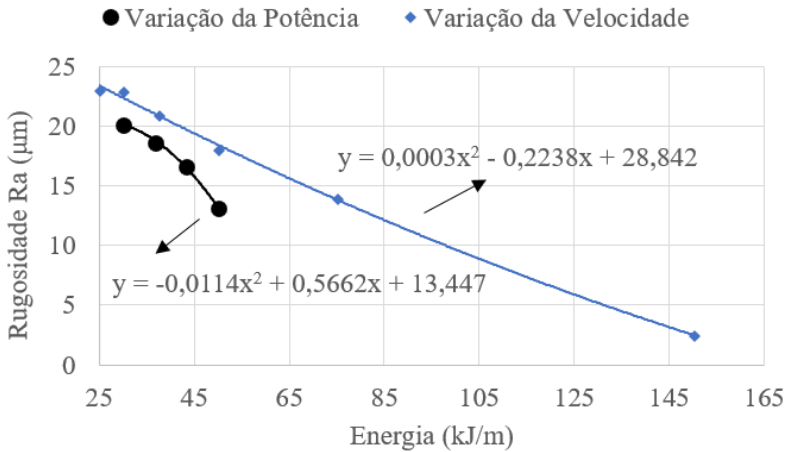


Figura 42. Influência da energia sobre a rugosidade variando-se a potência ou a velocidade de escaneamento [94][95]

2.8.2 Seleção de parâmetros para a redução do nível de vazios (porosidade e falta de fusão)

Com relação à seleção de parâmetros que visam a prevenção de vazios como poros e falta de fusão, Zhong et al. [96] investigaram o efeito da potência do laser, fixando-se a taxa de deposição em 2kg/h. Embora esta taxa seja considerada elevada, tendências similares seriam observadas para outros valores. Verificou-se a incidência de menores percentuais de porosidade em maiores intensidades de potência, conforme mostrado na Figura 43.

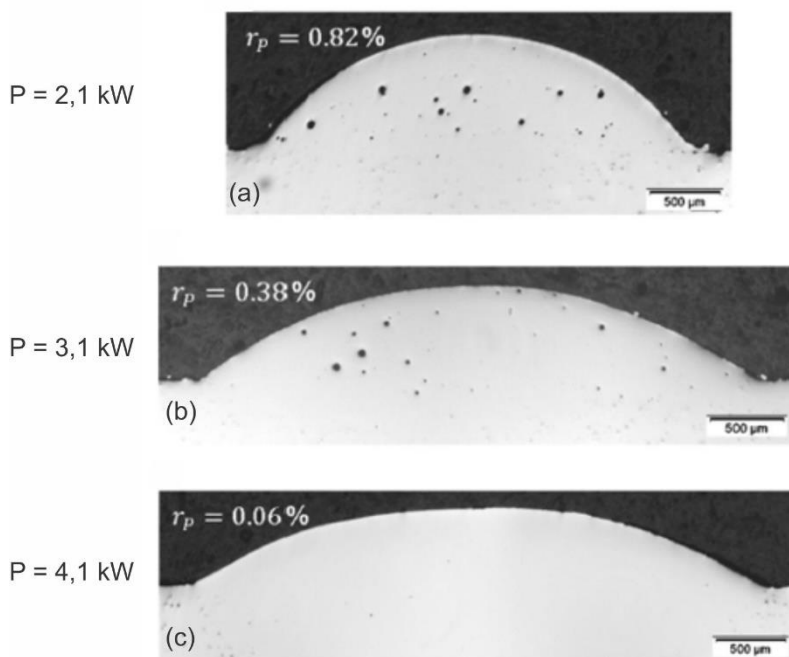


Figura 43. Seção transversal dos depósitos com diferentes potências do laser. (a) $P = 2,1$ kW, (b) $P = 3,1$ kW e (c) $P = 4,1$ kW [96]

Em outro trabalho, Zhong et al. [97] quantificaram esta tendência, como mostrado na Figura 44a. No entanto, não ficou evidente uma relação clara entre o nível de porosidade e a velocidade de escaneamento em elevadas taxas de alimentação de pó, conforme a Figura 44b.

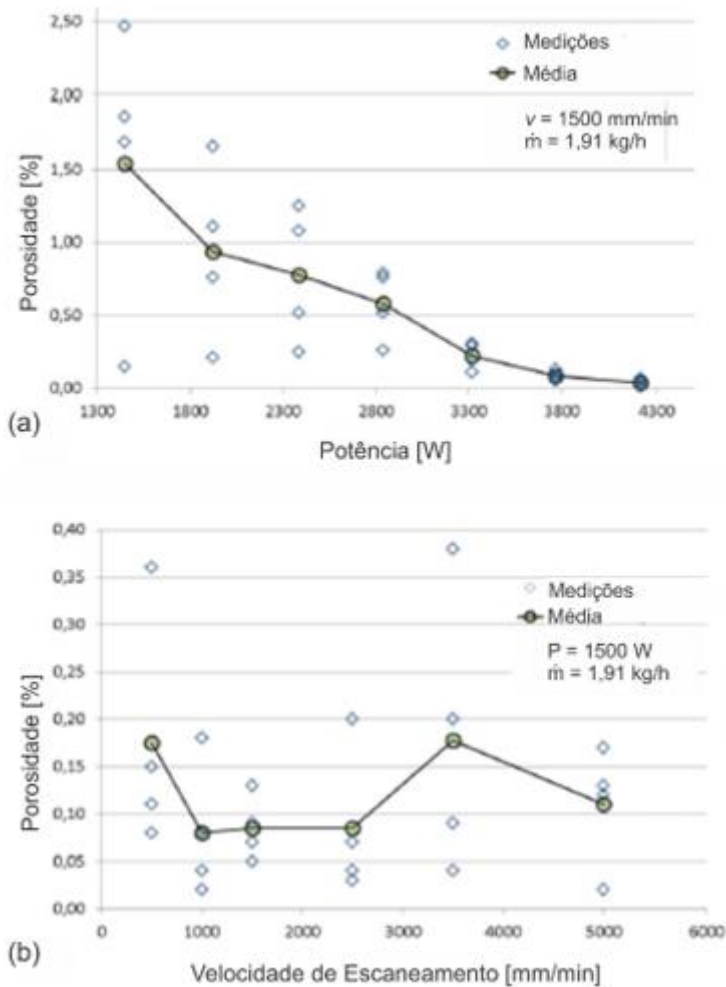


Figura 44. (a) Influência da potência do laser sobre o percentual de porosidade. (b) Influência da velocidade de escaneamento sobre o percentual de porosidade [97]

Cao e Gu [98] utilizaram a energia do processo, definida nas Equações 7a a 7c, para compreender os fenômenos que dão origem a poros e falta de fusão. Eles observaram que quanto menor a energia, maior é a área total de vazios na amostra, de modo similar ao observado por Zhong et al. [97]. A Equação 10 [99] exibe a viscosidade dinâmica

(μ) em função da temperatura (T), massa atômica (m), constante de Boltzmann (k) e tensão superficial do líquido (γ).

$$\mu = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{kT}} \gamma \quad \text{Equação 10}$$

Baixas energias (30 kJ/m) promovem baixa temperatura na poça de fusão, e conseqüentemente induzem alta viscosidade no líquido. O material solidifica rapidamente à medida em que o feixe laser se afasta, restringindo assim seu espalhamento. Desta forma, observou-se uma elevada quantidade de vazios, distribuídos de forma aleatória e com formato irregular, que resultou em baixo nível de densificação (93,8%). Ao aumentar a energia (60 kJ/m), a temperatura de operação é suficientemente alta para diminuir a viscosidade e melhorar a molhabilidade. A continuidade das estruturas solidificadas foi melhorada, com densificação superior (96,5%). Ao incrementar mais a energia, a tendência permaneceu (70 kJ/m – 97,7%), até que se atingiu o valor máximo de densificação (100 kJ/m – 98,8%). A curva observada, assim como na relação entre rugosidade e energia, é parabólica. Logo, quanto maior o nível de energia, menor é a variação da densidade relativa, o que sugere que existe um nível após o qual a densidade relativa se estabiliza. A Figura 45 exibe de forma gráfica a relação entre densidade relativa e energia do laser por unidade de comprimento.

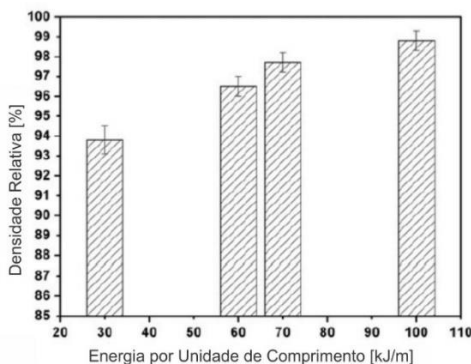


Figura 45. Relação entre densidade relativa e energia do laser por unidade de comprimento [98]

Assim como para a seleção de parâmetros que confirmam níveis adequados de rugosidade, no caso da incidência de vazios de poros e

falta de fusão, recomenda-se utilizar elevados níveis de energia no processo. Contudo, torna-se difícil atender os dois requisitos de forma simultânea. Energia em excesso pode prejudicar o acabamento da superfície, além de proporcionar tensões e taxas de solidificação não uniformes [100].

2.9 PÓS-PROCESSAMENTO CONVENCIONAL

Embora a otimização dos parâmetros do processo de DDE-L seja um meio de se reduzir a rugosidade e o nível de vazios, muitas vezes não é suficiente para uma determinada aplicação. Requisitos de funcionalidade como a resistência à fadiga, atrito e propriedades óticas de reflexibilidade, assim como a tolerância dimensional e as propriedades estéticas requerem um processamento posterior. Serão abordados a seguir os pós-processamentos de polimento por técnicas convencionais e a Prensagem Isostática a Quente (PIQ).

2.9.1 Polimento

Por definição, polimento é uma operação de suavização da superfície, que remove ou suaviza riscos, linhas e outros defeitos com o objetivo de melhorar o acabamento da superfície [101].

Para conseguir o nível de rugosidade necessário, diversos métodos estão disponíveis. Existem três classes principais: manual, mecânica e química. Em todos os casos, o processo se dá em etapas consecutivas, com pausas para limpeza [102].

O polimento abrasivo manual é amplamente empregado devido à complexidade das peças, mas não garante a uniformidade, aumenta o custo de mão de obra, apresenta baixa produtividade, e requer habilidade por parte do operador [8]. Além disto, a saúde do operador é prejudicada em decorrência da presença de pó metálico, além de ser um trabalho repetitivo [9]. Segundo Nee [103], o polimento manual de moldes é responsável por 37% do tempo de produção, e 30% do custo final.

Uma opção mais sofisticada envolve a mecanização do polimento mediante o uso de robôs. Apesar de aumentar a produtividade, o fato de requerer o contato com a superfície do componente dificulta o processamento em regiões de difícil acesso. Também demanda longas séries de programação e setup [8]. Cabe ressaltar que tanto o polimento manual quanto o mecânico induzem tensões residuais, que podem ocasionar trincas quando o componente é submetido à fadiga [30].

O jateamento abrasivo com esferas de vidro de diâmetro entre 100 e 200 μm foi utilizado por Wen et al. [104] para melhorar a superfície de peças fabricadas por manufatura aditiva com zinco. Embora tenha-se obtido uma redução de rugosidade média da superfície de 10,79 μm para 4,83 μm , cabe ressaltar que esta técnica também é prejudicial ao operador, em virtude do resíduo de pó resultante.

O polimento químico eletrolítico não permite que o usuário selecione as áreas de interesse, exige consumíveis e forma resíduos tóxicos. No entanto, é adequado para aplicações específicas, como o polimento de estruturas do tipo “*scaffolds*”, utilizada na medicina para a regeneração do tecido lesionado. Łyczkowska et al. [105] utilizaram esta técnica para remover partículas de pó não fundidas presentes neste tipo de componente.

2.9.2 Prensagem Isostática a Quente (PIQ)

O processo de Prensagem Isostática a Quente (PIQ) envolve a aplicação simultânea de pressão e alta temperatura, dentro de um ambiente com atmosfera inerte. À medida em que se aumenta a temperatura, a tensão de escoamento diminui e a taxa de difusão aumenta. A pressão aplicada leva ao colapso dos poros por deformação plástica e transporte de material. Tem-se, portanto, um aumento significativo na densificação do componente [11].

A redução de vazios contribui para a melhoria das propriedades mecânicas e diminui sua dispersão, o que é típico de peças fabricadas a partir de pós [10]. Wu e Lai [106] destacam a melhoria da resistência ao impacto e da anisotropia após a PIQ. Molaei et al. [107] e Wu et al. [108] enfatizam o aumento da resistência à fadiga. Han et al. [109] associam este resultado à redução da concentração de tensão e tensão residual após o processamento por PIQ.

Apesar dos benefícios, verifica-se que a PIQ é capaz de fechar apenas poros internos. Vazios abertos conectados à superfície não podem ser removidos [10][11].

2.10 POLIMENTO POR REFUSÃO A LASER

Uma metodologia alternativa aos métodos convencionais de polimento é baseada na refusão, ou *Laser Surface Remelting* (LSR). Esta técnica tem sido aplicada nos diferentes processos de manufatura aditiva para a melhoria das características da superfície e redução do

nível de vazios. Embora a refusão também aconteça durante os depósitos de cordões sobrepostos por DDE-L, neste caso o termo refusão se refere ao escaneamento com laser sobre os cordões previamente depositados.

É importante diferenciar este tipo de polimento em relação ao polimento por usinagem. O princípio que governa o processo neste caso é a redistribuição do metal fundido, e não sua remoção.

Comparando-se com outras fontes de energia como por exemplo o arco voltaico, a refusão a laser apresenta menor Zona Termicamente Afetada (ZTA) em virtude do pequeno diâmetro focal, o que resulta também em maior taxa de resfriamento.

2.10.1 Vantagens e limitações

Vantagens:

- é possível processar o material de forma remota, o que permite o polimento em regiões de difícil acesso;
- não há ferramentas de corte envolvidas, o que elimina a presença de esforços mecânicos na superfície que possam alterar a microestrutura do material, assim como deformá-lo [110]. Devido a isto, a automação é facilitada [34], [8];
- o polimento a laser pode ser até 20 vezes mais rápido em relação aos processos convencionais [111]. Nee [103] afirma que em alguns casos o tempo de polimento pode ser reduzido de 3,5 horas para 10 minutos quando o laser é utilizado;
- o polimento é realizado no mesmo equipamento que o DDE-L, fato relevante para a redução do tempo total de processamento [9];
- não há formação de resíduos como no caso de processos remoção de material químicos e de usinagem [112], [8];
- há possibilidade de implementação do polimento seletivo com o objetivo decorativo ou para a obtenção de texturas funcionais [111];

- não há necessidade de consumíveis;
- os resultados são mais repetitivos [8].

Limitações:

- formação de uma Zona Termicamente Afetada (ZTA), à medida que o feixe laser é deslocado. Esta região possui propriedades diferentes do material do substrato, e deve ser minimizada com base nos parâmetros do processo [110][30];
- formação de discontinuidades como *ripples*, mordeduras, protuberâncias, degraus e agulhas de martensita [113];
- obtenção de microestruturas não desejáveis para determinadas aplicações, como a martensita [113].

2.10.2 Funcionamento

O processo se inicia a partir do estabelecimento de uma poça de fusão na superfície do metal após absorção da radiação laser, contínua ou pulsada [10]. A energia do processo afeta de forma significativa a convecção da poça [32]. A tensão superficial e a viscosidade são alteradas em função da temperatura atingida, e há uma redistribuição do material fundido dos picos iniciais por pressão capilar, cujo escoamento preenche os vales, conforme mostrado na Figura 46 [102][114]. Portanto, não é classificado como um processo subtrativo, como os polimentos manual, mecânico e eletrolítico [8]. Com este processo, torna-se possível eliminar o “*Stair Effect*” em superfícies inclinadas [115], além de promover a redução da rugosidade após a solidificação [110].



Figura 46. Desenho esquemático relativo ao princípio de funcionamento do processo de refusão a laser [102]

A Figura 47 exibe o perfil 3D da topografia antes e após a refusão [9].

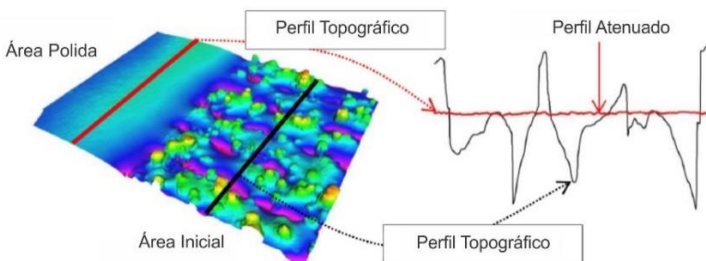


Figura 47. Perfil 3D da topografia antes e após a refusão [9]

Segundo Dadbakhsh et al. [34], para atingir uma superfície suave, o material fundido deve ser suficiente para preencher os vales. Se for excessivo, pode levar à degradação da superfície. Dois regimes são possíveis: *Shallow Surface Melting* (SSM) e *Surface Over Melt* (SOM).

No regime SSM, a espessura da camada refundida é inferior à distância pico-vale. Logo, os vales são preenchidos com material fundido oriundo dos picos, o que resulta em uma rugosidade inferior à inicial. Isto ocorre quando se utiliza altas velocidades de escaneamento [116]. As principais forças envolvidas são a devida à tensão superficial e a gravitacional. A Figura 48 exibe o modelo físico do comportamento. As esferas correspondem às partículas de pó. À medida em que as esferas alcançam a fusão, o raio de curvatura entre elas é minimizado.

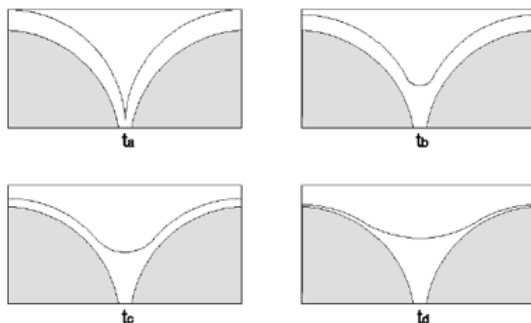


Figura 48. Desenho esquemático representando a distribuição de material durante a refusão para diferentes tempos de processamento $t_d > t_c > t_b > t_a$, durante o regime SSM [116]

Se a espessura da camada refundida for superior à distância pico-vale, correntes convectivas de metal fundido causam o deslocamento de material e consequente produção de uma superfície ondulada. Esta possui frequência inferior à da topografia inicial, porém pode alcançar amplitudes superiores. O regime é conhecido como SOM e é mais propenso em menores velocidades de escaneamento [116]. O esquema da Figura 49 representa o comportamento do processo no regime SOM. Nota-se a formação de uma protuberância que influencia na rugosidade final.

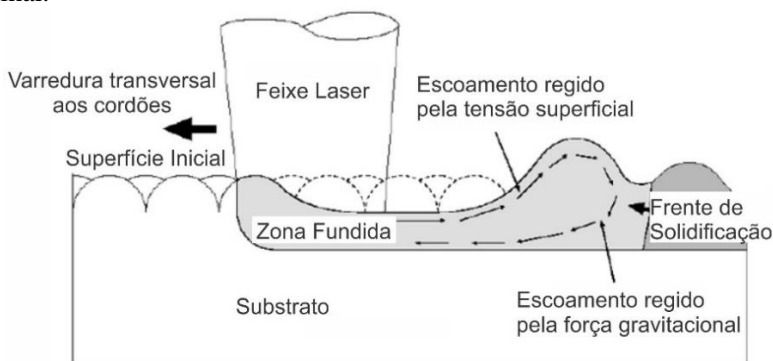


Figura 49. Desenho esquemático do comportamento da superfície durante o regime SOM [116]

Como a distância pico-vale não é constante ao longo do componente, pode-se dizer que há uma sobreposição dos regimes SSM e SOM, mas o resultado final depende de qual deles é o dominante [114].

Lamikiz et al. [30] afirmam que o valor crítico de energia é dado pelo limite entre os regimes SSM e SOM.

2.10.3 Seleção de parâmetros para a melhoria das características da superfície

Os principais parâmetros do processo são potência do laser (P), velocidade de escaneamento (V), diâmetro focal (d) e espaçamento entre cordões (t). Assim como nos processos de manufatura aditiva, com estas variáveis é possível calcular a energia utilizada por unidade de comprimento e de superfície com base nas Equações 7a, 7b e 7c [29].

A dependência das equações de energia absorvida (Equação 5) e temperatura (Equação 6) em relação às propriedades dos materiais, reitera o fato de que os parâmetros selecionados poderão apresentar resultados distintos em função do material empregado. Para o caso da refusão a laser, segundo Bordatchev et al. [102], em algumas classes de materiais é possível reduzir a rugosidade Ra da superfície em mais de 80%, de acordo com a Figura 50.

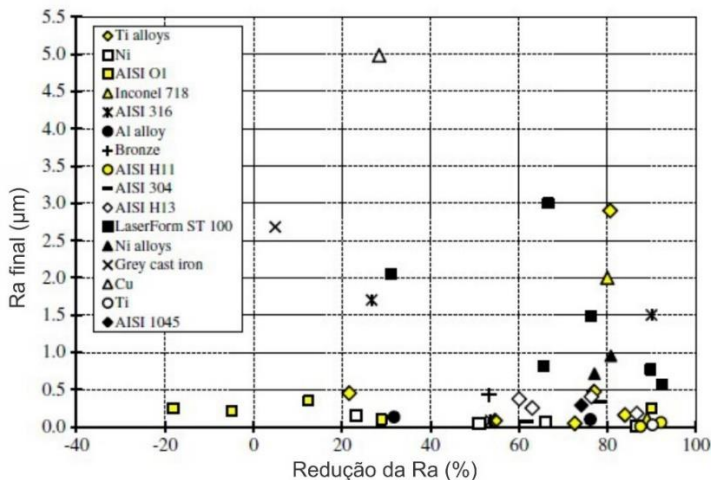


Figura 50. Rugosidade média final e seu percentual de redução em função do material processado por refusão a laser [102]

A refusão tem sido estudada por diversos autores, sendo realizada após os processos de usinagem, conformação e manufatura aditiva por FLP e DDE.

Kumstel e Kirsch [117] aplicaram o polimento a laser e conseguiram uma redução da rugosidade média Ra de 1 μm para 0,16 μm no Ti-6Al-4V, e 0,11 μm no Inconel, com chapas processadas por torneamento e fresamento. Rosa et al. [118] conseguiram atenuar a superfície de chapas fresadas, e obtiveram 93% de melhoria na rugosidade média da superfície Sa. Ukar et al. [119], alcançaram redução de 88% na rugosidade Ra de chapas de ferro fundido GGG70L processadas por fresamento. Em todos estes casos, variaram-se os principais parâmetros, como potência e velocidade. Outros parâmetros secundários também foram estudados, como o percentual de sobreposição dos cordões refundidos.

Hafiz et al. [120] se aprofundaram na influência da sobreposição dos cordões refundidos sobre a rugosidade, mantendo-se o mesmo nível de energia, em chapas de aço ferramenta AISIH13 após retificação. A curva de Abbot, que representa a distribuição de material entre picos e vales foi traçada, e é mostrada na Figura 51. Quanto mais plana for esta curva, menor é o nível de irregularidades. Nota-se, portanto, que houve uma significativa redução da rugosidade para todos os percentuais de sobreposição, quando os perfis resultantes são comparados com o perfil inicial.

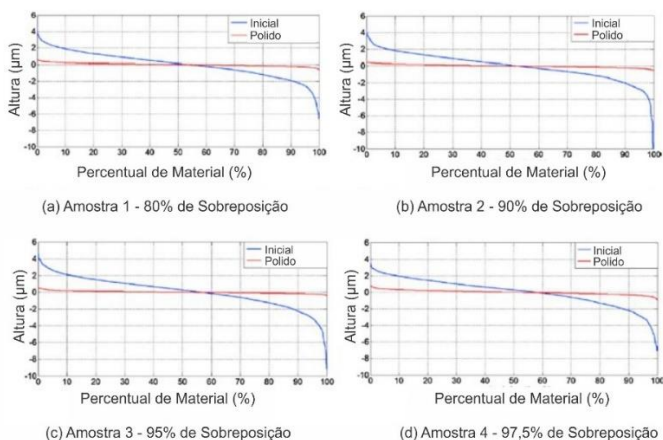


Figura 51. Influência do nível de sobreposição sobre a distribuição de material entre picos e vales (curva de Abbot), em relação ao perfil inicial. [120]

Contudo, ao comparar os resultados (Figura 52), é possível perceber que maior nível de sobreposição não necessariamente leva a

um melhor resultado. Neste caso, apesar da variação de sobreposição de 80% a 97,5%, o melhor resultado foi obtido pelo nível de 90%.

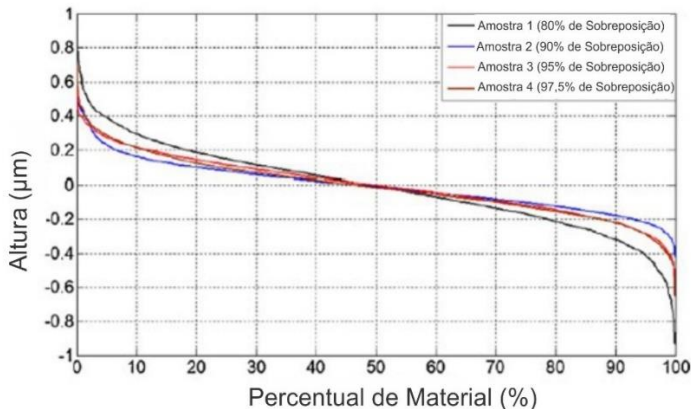


Figura 52. Influência do nível de sobreposição sobre a distribuição de material entre picos e vales (curva de Abbot) [120].

A refusão também pode ser aplicada após um processo de conformação plástica a frio. Isto foi abordado por Giorgi et al. [110], que conseguiram uma redução de 58% na rugosidade R_a , e 38% na ondulação W_a .

Em virtude da qualidade final da superfície obtida por manufatura aditiva, a refusão tem sido aplicada para a melhoria do acabamento de componentes funcionais, tanto em processos de FLP quanto por DDE.

Alrbaey et al. [29] conseguiram reduzir a rugosidade R_a em mais de 80% em superfícies de aço AISI 316L fabricadas por FSL. Lamikiz et al. [30] registraram uma redução de 68,2% na rugosidade R_a em superfícies formadas pelo depósito da liga *LaserForm* ST-100r (aço inoxidável sinterizado com infiltração de bronze) após o processamento por SSL [30]. Bhaduri et al. [31] reduziram em 94% a rugosidade S_a após o processamento de aço AISI 316L por Digital Metal (DM). De forma análoga ao verificado na refusão das superfícies usinadas, os parâmetros de refusão utilizados foram potência e velocidade do laser.

A influência da densidade de energia sobre rugosidade média S_a foi abordada por Gora et al. [8] para os materiais CoCr e Ti-6Al-4V. Em ambos os casos houve uma melhoria superior a 90%, com uma redução de 32 vezes ($23 \mu\text{m}$ para $0,71 \mu\text{m}$) para o CoCr e 22 vezes ($19 \mu\text{m}$ para $0,86 \mu\text{m}$) para o Ti-6Al-4V. A Figura 53 demonstra que a rugosidade S_a

reduz inicialmente de forma significativa com a densidade de energia imposta, porém atinge um patamar estável para níveis mais elevados.

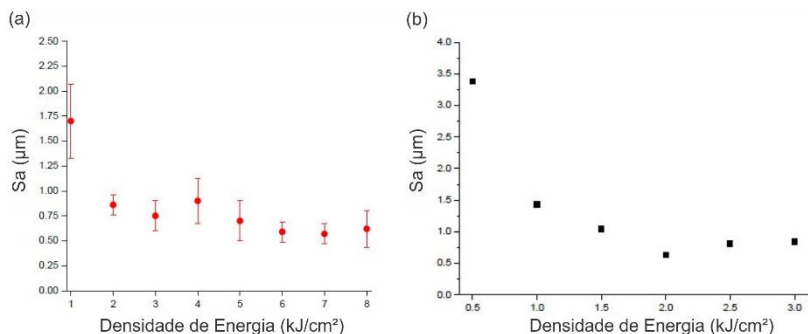


Figura 53. Influência da densidade de energia sobre a rugosidade media Sa. (a) CoCr. (b) Ti-6Al-4V [8]

O efeito do nível de sobreposição e da potência do laser foram estudados de modo mais aprofundado por Marimuthu et al. [32], que conseguiram reduzir a rugosidade média Ra de 10,2 µm para 2,4 µm, após a FSL de Ti-6Al-4V. Com base na Figura 54, nota-se que ao se aplicar uma distância entre cordões superior a 0,4 mm, houve fusão insuficiente da interface entre os cordões. Por outro lado, quando esta distância foi regulada em 0,3 mm, gerou-se um calor excessivo, que resultou em dano na superfície. Logo, o melhor resultado diz respeito às distâncias entre cordões de 0,35 mm e 0,40 mm.

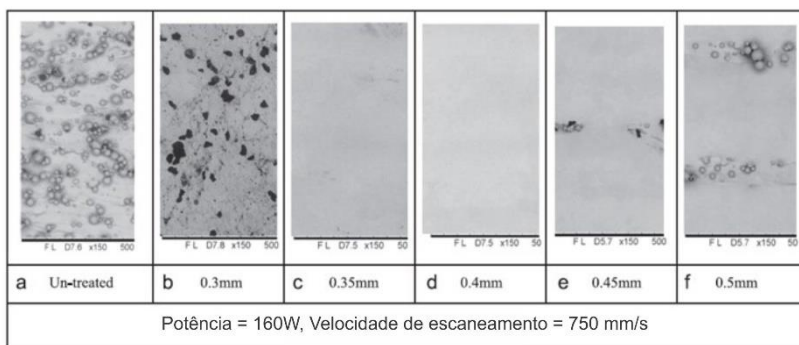


Figura 54. Efeito da distância entre cordões refundidos sobre a superfície [32]

No mesmo trabalho, variou-se a potência de 100W para 200 W. Com o aumento da energia, verificou-se a presença de padrões de estrias periódicas, conforme mostrado na Figura 55.

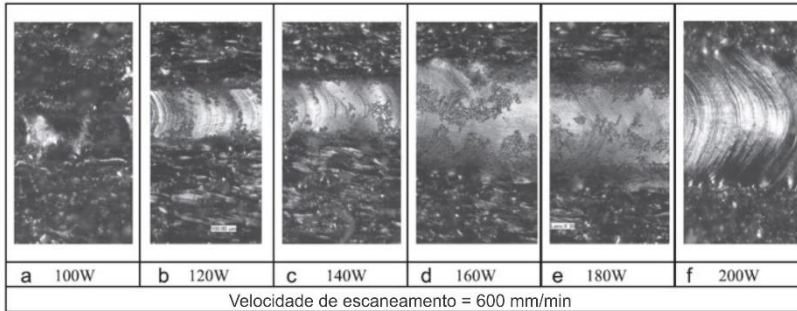


Figura 55. Efeito da potência sobre o aspecto do cordão obtido por refusão [32]

Poucos artigos de refusão a laser de componentes fabricados por DDE foram encontrados na literatura. Rombouts et al. [3] alcançaram uma redução da rugosidade da ordem de 5 vezes em relação à original em aço AISI 316L e Zhao et al. [33], uma diminuição de 2,498 μm para 0,443 μm no Inconel 718. Dadbakhsh et al. [34] investigaram a influência da energia. Para isto, plotou-se o gráfico da Figura 56, que diz respeito à rugosidade em função da energia. Até 5000 J/cm^2 , a rugosidade R_a decresce, e o regime SSM é dominante. De 5000 J/cm^2 a 7500 J/cm^2 , não houve mudança significativa, ou seja, ambos regimes SSM e SOM estão presentes. Após 7500 J/cm^2 , a rugosidade volta a crescer, e o regime SOM é favorecido.

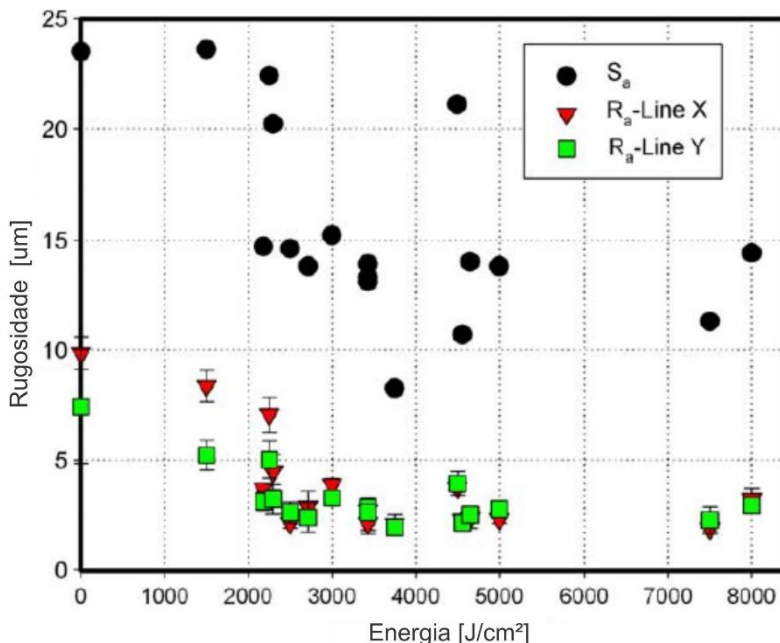


Figura 56. Gráfico de rugosidade em função da energia [34]

Analisando-se os trabalhos mencionados anteriormente percebe-se que a rugosidade foi resumida aos parâmetros de rugosidade média R_a e S_a , o que é insuficiente para caracterizar a superfície. Tampouco foi relacionada a aplicação aos parâmetros de interesse. Por fim, não foi discutido a respeito do comportamento de diferentes materiais diante dos mesmos parâmetros de refusão. A presente tese visa preencher estas lacunas para o processo de DDE.

2.10.4 Tipos de descontinuidades na superfície

Diferentes descontinuidades podem ser formadas na superfície após o processo de refusão a laser. Segundo Nüsser et al. [113], existem duas classes principais:

- Descontinuidades formadas em decorrência da dinâmica de fusão e solidificação. Exemplos: *ripples* e mordeduras.

- Descontinuidades produzidas por deformação plástica e mudanças microestruturais. Exemplos: protuberâncias, degraus e agulhas de martensita.

Os exemplos citados são exibidos na Figura 57, para um aço com adição de cromo e molibdênio.

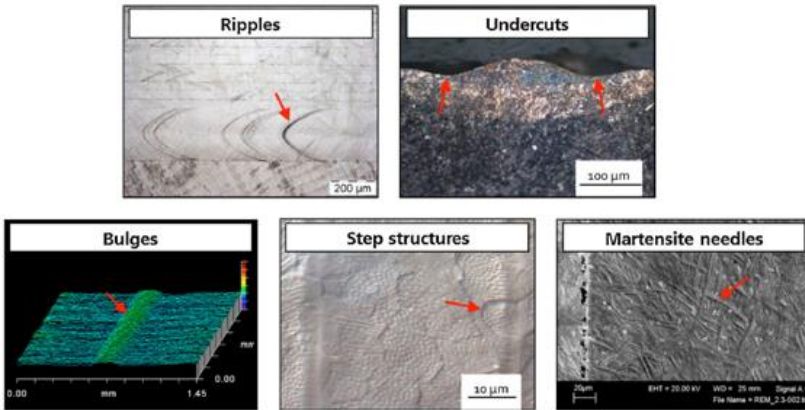


Figura 57. Tipos de descontinuidades na superfície [113]

No primeiro grupo, os *ripples* e as mordeduras são função da geometria da poça de fusão e do desenvolvimento temporal e espacial das frentes de fusão e solidificação. Ambos são influenciados pelas propriedades dos materiais como condutividade térmica, calor específico e tensão superficial, e por parâmetros do processo como potência e velocidade de escaneamento.

Os *ripples* são formados quando a poça de fusão oscila. Estas oscilações podem ser causadas por variação de potência (pulsação) ou heterogeneidades no material.

As mordeduras ocorrem se a inclinação do ângulo da poça de fusão for inferior a um ângulo crítico, que depende do material e de sua tensão superficial. Ao atingir este ângulo, a parte fundida localizada na área de transição entre as frentes de fusão e solidificação começa a deslizar devido às forças capilares, conforme mostrado na Figura 58. A velocidade de escaneamento possui grande influência sobre a formação de mordeduras. De forma geral, quanto maior a condutividade do material, menor é o nível de mordeduras, uma vez que o ângulo de inclinação tende a aumentar.

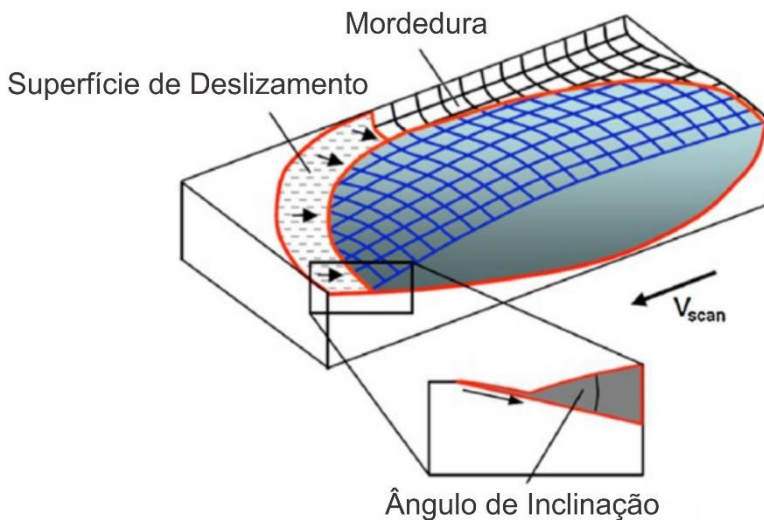


Figura 58. Representação esquemática do deslizamento da poça de fusão em decorrência do ângulo de inclinação [113]

O segundo grupo, composto pelas protuberâncias, degraus e agulhas de martensita, é influenciado pela deformação plástica e mudanças microestruturais.

As protuberâncias resultam da deformação plástica quando o material aquecido expande e em seguida contrai. Inicialmente o material aquecido se expande, porém, o material frio nas adjacências dificulta esta expansão, o que resulta em tensões compressivas. Se a tensão de escoamento for ultrapassada, o material se deforma plasticamente. Os fatores de maior relevância para a formação de protuberâncias são a plasticidade durante a transição de fases, o módulo de elasticidade e o coeficiente de expansão. A amplitude das protuberâncias aumenta à medida em que a potência do laser aumenta, e a velocidade de escaneamento diminui.

Os degraus se formam a partir da deformação plástica de grãos individuais, quando a tensão de cisalhamento crítica do plano de deslizamento é ultrapassada. As propriedades dos materiais de plasticidade durante a mudança de fase, o módulo de elasticidade e seu coeficiente de expansão constituem os fatores de maior importância.

A estrutura martensítica é formada quando aços de alto teor de carbono e elementos de liga são processados. Estes aços possuem

elevada temperabilidade. Após a formação da fase austenítica, se o material for sujeito a uma elevada taxa de resfriamento, não há tempo para que o carbono que está em solução sólida seja expulso. Com isto, forma-se uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro, cujo reticulado se distorce e contribui para o aumento significativo da dureza, formando assim a estrutura martensítica. As agulhas de martensita influenciam sobre a rugosidade.

2.10.5 Seleção de parâmetros para a redução do nível de vazios (porosidade e falta de fusão)

A refusão a laser, além de proporcionar a suavização da superfície, é capaz de reduzir o nível de vazios de poros e falta de fusão. Isto também se dá a partir da regulação dos parâmetros de potência do laser, velocidade de escaneamento (V), diâmetro focal (d) e espaçamento entre cordões (t). Como mencionado anteriormente, estes parâmetros podem ser utilizados para o cálculo da energia do processo, com base nas Equações 7a a 7c, que por sua vez é relacionada com o nível de densificação. Como se trata de um componente em três dimensões, a refusão é normalmente aplicada entre as camadas.

É comum utilizar a refusão para reduzir o nível de porosidade em processos de FLP, como o processo FSL. Demir e Previtali [121] avaliaram o efeito de diferentes estratégias de refusão em relação ao nível de vazios (porosidade e falta de fusão) no processo de FSL. As estratégias foram: Sem Refusão (SR), Passe Duplo (PD), Refusão Macia (RM) e Polimento (PO), e são mostradas de forma esquemática na Figura 59.

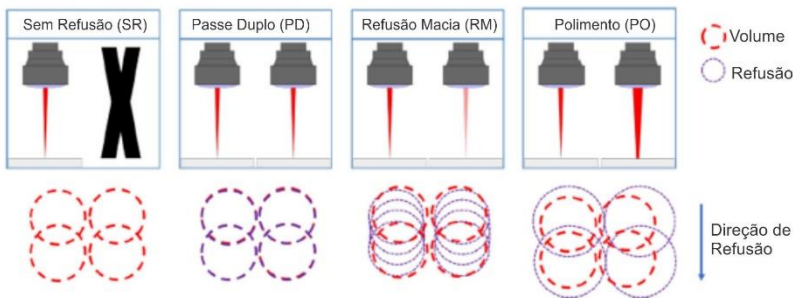


Figura 59. Desenho esquemático das estratégias de refusão [121].

Na estratégia PD, o mesmo padrão de feixe é aplicado duas vezes, sem a alteração dos parâmetros do laser. A estratégia RM tem por objetivo corrigir zonas que apresentam fusão insuficiente ao proporcionar uma fusão constante com menor nível de energia e menor espaçamento entre os cordões. A estratégia PO visa obter uma poça de fusão maior e pouco profunda.

Com base no gráfico da Figura 60, nota-se que houve melhoria da densificação com a implementação das estratégias de refusão, que seguiu a seguinte ordem: PD, RM e PO.

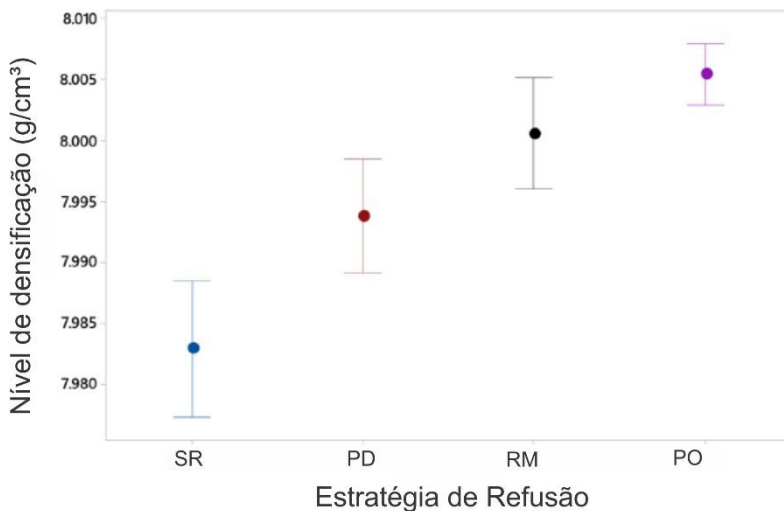


Figura 60. Nível de densificação em função da estratégia de refusão adotada [121]

Zhou et al. [122] também aplicaram a estratégia de refusão entre camadas para reduzir o nível de vazios (porosidade e falta de fusão) durante o processamento de tungstênio por FSL. A Figura 61 exibe as imagens obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) de amostras sem refusão (a), com refusão de 1 passe (b) e com refusão de 2 passes (c), que demonstram a eficiência desta metodologia.

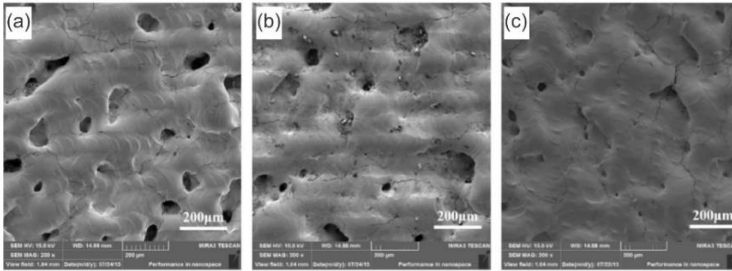


Figura 61. Imagens obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) de amostras sem refusão (a), com refusão de 1 passe (b) e com refusão de 2 passes (c) [122]

Não foram encontrados trabalhos que relacionem a redução do nível de vazios em componentes fabricados por DDE. Este tópico será explorado na presente tese.

2.11 PREVISÃO DO COMPORTAMENTO DO PROCESSO DE DDE E REFUSÃO A LASER A PARTIR DE MODELOS MATEMÁTICOS

O elevado número de experimentos necessários para entender a influência de cada parâmetro sobre as características do depósito durante a etapa de parametrização apresenta altos custos e demanda tempo significativo até que um resultado satisfatório seja alcançado. A simulação numérica constitui uma alternativa para a previsão das tendências e pode contribuir para a redução do número de experimentos. O domínio destes métodos é essencial para a otimização da superfície e geometria final do componente.

Diversos autores [12][13][92][15][123][17][124][125][126] têm proposto a utilização do método dos elementos finitos para a previsão do comportamento do processo de DDE. Estes modelos são muito eficientes em determinar o gradiente térmico, a microestrutura resultante, as tensões residuais e as distorções. Eles levam em consideração os fatores físicos como força da gravidade, efeito Marangoni, viscosidade e tensão superficial da poça. Contudo, sua implementação é complexa, pois requer condições de contorno para resolver diversas equações diferenciais de forma simultânea. Também exige dados de entrada referentes às propriedades dos materiais, que variam com a temperatura, e que nem sempre estão disponíveis na literatura.

Funções matemáticas baseadas em fundamentos geométricos têm sido amplamente adotadas como alternativa para a modelagem. A principal vantagem diz respeito à simplicidade de implementação, que pode ser feita sem softwares sofisticados, como no caso dos elementos finitos. A seguir são apresentados os métodos desenvolvidos por diferentes autores. É importante dividir a análise em duas etapas: modelagem do cordão individual e modelagem do perfil resultante da sobreposição dos cordões.

2.11.1 Modelagem do cordão individual

A primeira fase da modelagem consiste em determinar a função que mais se aproxima da seção transversal do cordão. Após cortar a amostra, deve-se comparar seu perfil com o obtido por funções baseadas em parábola, arco circular, seno e elipse, por exemplo.

Nenadl et al. [26] e Ocelík et al. [25] concluíram que a função parábola era a mais adequada para modelar os cordões resultantes do processo de DDE-L. Por outro lado, Aiyiti et al. [21] empregaram a função arco circular para o processo microplasma, Cao et al. [22], a função seno para o processo MIG/MAG, e Suryakumar et al. [23] a função parábola, também para o processo MIG/MAG. Isto mostra que a forma do cordão depende não só do processo utilizado, mas também dos parâmetros empregados, pois em um mesmo processo, diferentes funções podem ser adequadas em função da faixa de parâmetros. A Figura 62 exhibe a comparação feita por Ocelík et al. [25] para diferentes funções.

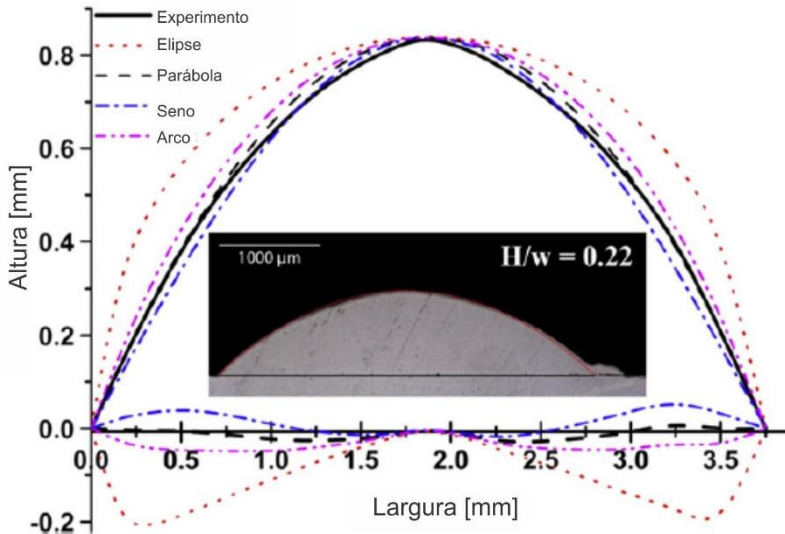


Figura 62. Comparação do perfil obtido pelas diferentes funções de interpolação [25]

O procedimento acima exige que o usuário corte a amostra e analise sua seção transversal toda vez que realizar o experimento para a determinação da altura e da largura do cordão. É possível simplificar esta etapa ao se correlacionar os parâmetros do processo com as dimensões. Por exemplo, Oliveira et al. [127] definiram os principais parâmetros do processo de DDE-L como potência, velocidade de escaneamento e taxa de alimentação. Então, estabeleceram relações estatísticas entre estes parâmetros e as dimensões do cordão. De forma similar, Saqib et al. [128] relacionaram os parâmetros do processo com as dimensões dos cordões comparando os métodos de regressão com o de redes neurais. Neste caso, com as redes neurais obtiveram-se os melhores resultados. Outros autores também exploraram as técnicas mencionadas, como Mondal et al. [129], Xiong et al. [130] e Ocelík et al. [131]. Métodos analíticos também podem ser utilizados, como o proposto por Cheikh et al. [132].

2.11.2 Modelagem do perfil resultante da sobreposição dos cordões

Depois de definir o perfil do cordão individual, tem-se início a etapa de modelagem da sobreposição dos cordões. A forma mais

difundida de se prever a camada consiste na simples adição dos perfis individuais, espaçados conforme o nível de sobreposição especificado. Esta técnica foi aplicada por Aiyiti et al. [21] no processo microplasma e Xiong et al. [130], Cao et al. [22] e Suryakumar et al. [23] no processo MIG/MAG.

A Figura 63 exhibe esquematicamente o perfil resultante de dois cordões sobrepostos. Nota-se que existe um vale definido pela união dos pontos ACB, além de uma região de sobreposição definida pela união dos pontos EDC.

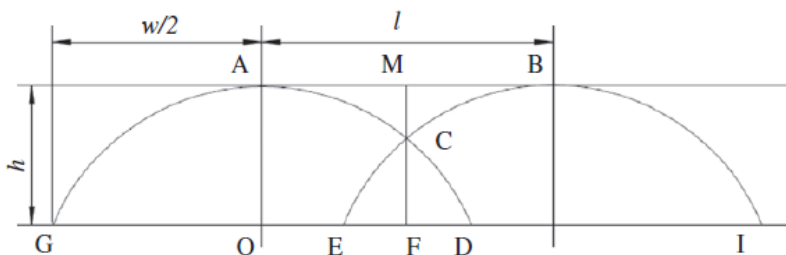


Figura 63. Desenho esquemático relativo ao método de simples adição dos perfis individuais [22]

Ao comparar os resultados com o perfil real, Suryakumar et al. [23] constataram uma divergência no ponto de sobreposição “C”. Isto se deu em virtude do modelo não considerar a duplicação de material nesta região, causada principalmente pela diluição entre os dois cordões. Existe uma tendência do material escoar para cima e formar um filete côncavo, que foi implementado posteriormente (Figura 64 e Figura 65).

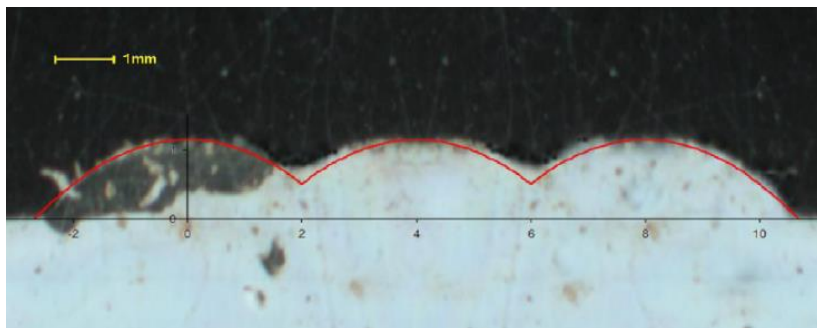


Figura 64. Comparação do modelo de simples adição dos perfis individuais com o perfil real [23]

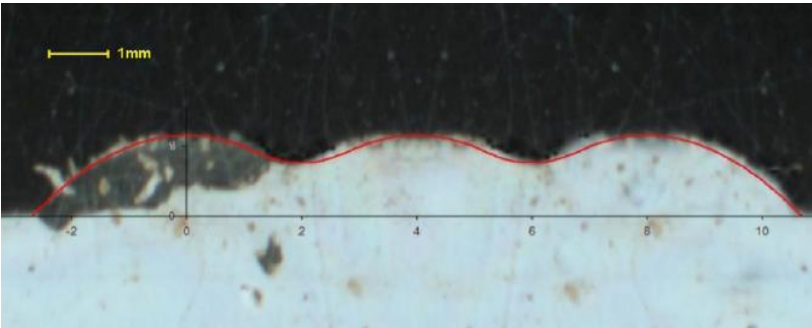


Figura 65. Comparação do modelo de simples adição dos perfis individuais e introdução de um filete côncavo com o perfil real [23]

Com base nesta observação, três modelos foram propostos, indicados na Figura 66. No primeiro caso (Figura 66a), o nível de sobreposição é baixo, de modo que o volume EDC é inferior ao volume do vale ACB. Logo, um filete pode ser incorporado ao modelo inicial para melhorar o resultado. No segundo caso (Figura 66b), à medida em que o nível de sobreposição aumenta, existe um momento em que o volume EDC se torna igual ao volume ACB. Desta forma, o filete pode ser substituído por uma linha reta. Por fim, no último caso (Figura 66c), um maior aumento no nível de sobreposição fará com que o volume EDC seja superior ao do vale ACB. Neste caso, um filete convexo representa a melhor aproximação.

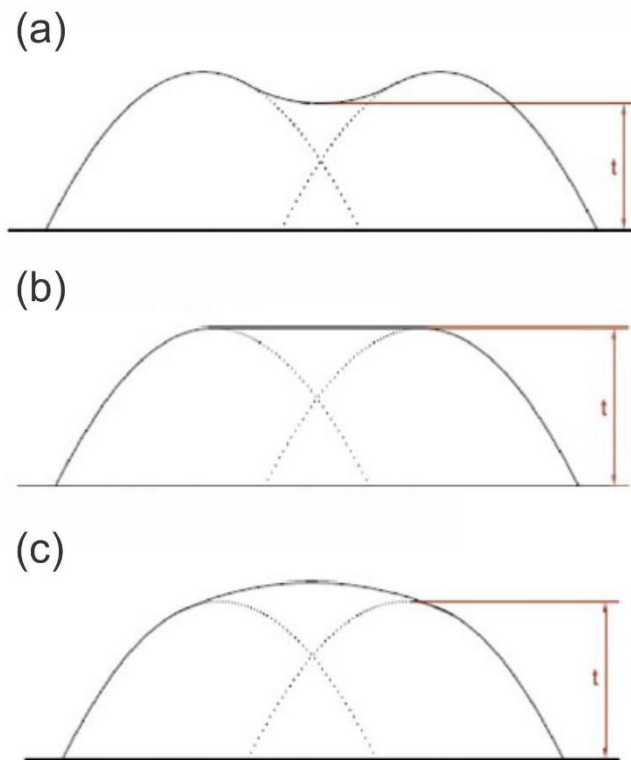


Figura 66. Modelos propostos por Suryakumar et al. [23] para a sobreposição dos cordões. Baixo (a), médio (b) e alto (c) níveis de sobreposição

Ding et al. [24], a partir de observações experimentais do processo MIG/MAG, propuseram um modelo no qual a sobreposição pode ser aproximada de uma reta tangente, conforme mostrado na Figura 67. Contudo, os princípios do algoritmo são os mesmos mencionados nos parágrafos anteriores. A aproximação por uma reta funciona apenas para casos específicos de sobreposição. Na maioria das situações, tem-se uma curva, que é melhor representada pelos modelos de Suryakumar et al. [23].

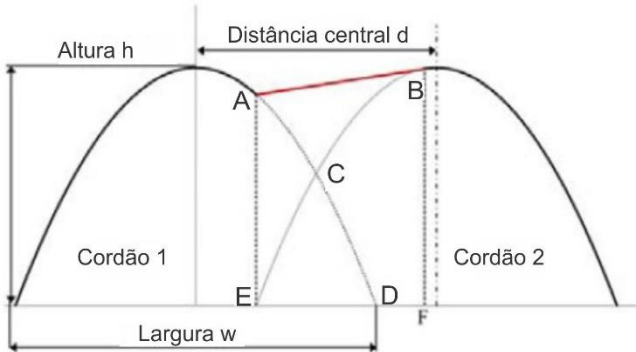


Figura 67. Modelo proposto por Ding et al. [24] para a sobreposição dos cordões

Os modelos anteriores foram desenvolvidos para os processos a arco voltaico. Neste caso, a diluição é significativa. Em aplicações de manufatura aditiva, o mais adequado é obter um cordão com baixa diluição, pois esta influencia na geometria, a microestrutura e o nível de tensões residuais resultante. Para isto, recomenda-se o processo de DDE-L.

Quando a diluição é baixa, os modelos descritos até o momento não se adequam, pois não há sobreposição de material na região EDC. Ocelík et al. [25] desenvolveram um modelo recursivo para representar esta situação. A Figura 68 exhibe esquematicamente o perfil resultante da sobreposição dos cordões.

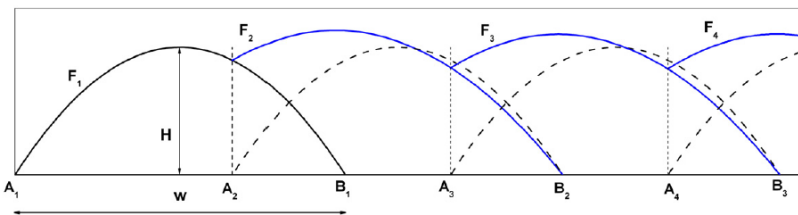


Figura 68. Modelo proposto por Ocelík et al. [25] para a sobreposição dos cordões

As principais hipóteses adotadas são:

- A largura do cordão é controlada pelo tamanho da fonte de calor (largura do feixe laser) e permanece constante durante a sobreposição dos cordões

- A função que representa o perfil do cordão individual é controlada por fatores físicos como viscosidade e força gravitacional, e não é alterado durante a sobreposição.
- A quantidade de material depositado é a mesma durante o processamento (mesma seção transversal em todos os cordões).

O algoritmo funciona com base nas Equações 11, 12 e 13. As duas primeiras dizem respeito às condições de contorno e a última refere-se à igualdade entre as áreas do cordão adicionado em relação ao primeiro cordão.

$$F_i(B_i) = 0 \quad \text{Equação 11}$$

$$F_i(A_i) = F_{i-1}(A_i) \quad \text{Equação 12}$$

$$\int_{A_i}^{B_i} F_i(x) dx = \int_{A_1}^{B_1} F_1(x) dx + \int_{A_i}^{B_{i-1}} F_{i-1}(x) dx \quad \text{Equação 13}$$

Logo, a função F_i corresponde a uma parábola, e pode ser escrita conforme a Equação 14, com seus respectivos coeficientes indicados na Equação 15, na Equação 16 e na Equação 17. H corresponde à altura do cordão, e w , à largura.

$$F_i = a_i x^2 + b_i x + c_i \quad \text{Equação 14}$$

$$a_i = \frac{-4H}{w^2} \quad \text{Equação 15}$$

$$b_i = \frac{4H}{w} \quad \text{Equação 16}$$

$$c_i = 0 \quad \text{Equação 17}$$

Este método foi validado a partir da comparação do modelo com os resultados experimentais, e apresentou boa convergência, conforme mostrado na Figura 69. Posteriormente, Nenadl et al. [26] aplicaram a mesma metodologia para a previsão do perfil resultante de múltiplas camadas.

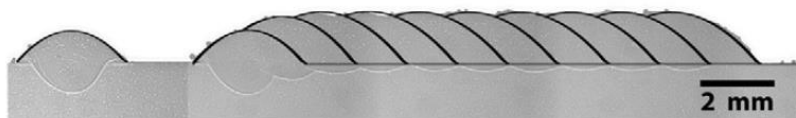


Figura 69. Comparação do modelo recursivo com o perfil real [25]

Embora o algoritmo de Ocelík et al. [25] seja o que mais se aproxime da realidade para o processo de DDE-L, ainda apresenta algumas limitações. A principal delas diz respeito ao fato de se considerar que a quantidade de material depositada permanece a mesma. Tal fato não ocorre, pois os processos com deposição de pó possuem elevadas perdas durante o processamento. Com isto, a área transversal do primeiro cordão não será igual à dos demais. Adicionalmente, o método não foi validado para diferentes materiais, e outras estratégias de deposição, como a de se alternar a deposição dos cordões não foram analisadas. Estes tópicos serão desenvolvidos no presente trabalho, com o objetivo de aperfeiçoar o método, tornando-o mais realista.

2.11.3 Modelagem da refusão a laser

A maior parte dos trabalhos relacionados à modelagem da refusão a laser não tem a superfície como objeto de estudo, mas se concentram na previsão das dimensões da zona fundida e da penetração. Hoadley et al. [133] implementaram um modelo de transferência de calor em três dimensões, utilizando o método das diferenças finitas, para estudar o efeito dos parâmetros de processo sobre a poça de fusão em uma liga de alumínio-cobre. Bertelli et al. [134] utilizaram o método dos elementos finitos para simular não apenas as dimensões, mas também o perfil de temperatura da poça. Em ambos os casos é exigida uma compreensão física aprofundada do problema.

O trabalho de Vadali et al. [135] se diferencia dos citados anteriormente, pois se concentra em prever a rugosidade da superfície após a refusão, com base no perfil de rugosidade medido antes da refusão. Para isto, foi necessário levantar dois parâmetros: a duração máxima para a fusão (t_{m-max}) e a frequência crítica (f_{cr}).

A duração máxima para fusão foi estimada com base em um modelo de transferência de calor. Então foi aplicada na Equação 18 para se obter a frequência crítica. A frequência crítica é a frequência de corte

espaçial acima da qual é esperada uma redução significativa na amplitude.

$$f_{cr} = \frac{\rho}{8\pi^2\mu t_{m-max}} \quad \text{Equação 18}$$

Onde ρ é a densidade, e μ é a viscosidade dinâmica.

Então, um filtro passa-baixa foi implementado com base na frequência crítica. Os dados de entrada eram relativos ao perfil não refundido, e os de saída, à previsão do perfil refundido.

A Figura 70 exibe os perfis (a) não refundido, (b) refundido medido e (c) previsto para a refusão na liga de Ti-6Al-4V. A rugosidade média inicial era de 181,2 μm , e foi reduzida para 82,2 μm . A simulação previu uma rugosidade média de 89,9 μm . No entanto, o perfil obtido é diferente do real em virtude do local de medição das amostras não refundida e refundida, que eram diferentes.

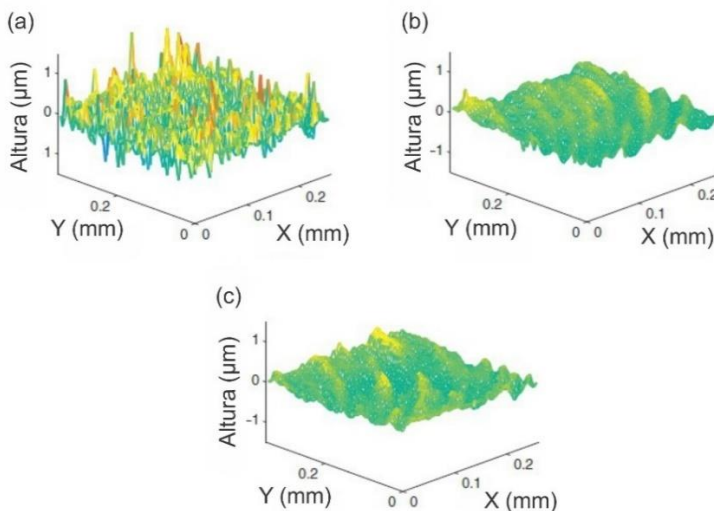


Figura 70. Perfis de rugosidade. (a) Não refundido. (b) Refundido. (c) Previsão do perfil refundido [135]

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho foi dividido em duas partes. A primeira diz respeito à avaliação experimental, na qual serão abordados os aspectos relativos à influência da refusão a laser sobre a rugosidade da superfície e o nível de vazios para os materiais ferro puro e Inconel. A segunda parte é dedicada à modelagem matemática do processo de DDE-L e refusão a laser.

3.1 AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL

3.1.1 Bancada de testes

Todos os ensaios de deposição e refusão foram realizados no Laboratório de Mecânica de Precisão, divisão LASER (LMP-LASER), da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC). Os equipamentos que foram utilizados para a execução dos experimentos foram uma fonte laser de fibra (Yb-Itérbio) do fabricante IPG Photonics®, um cabeçote óptico Precitec modelo YW52, um bocal coaxial fabricado pelo Instituto Fraunhofer de Tecnologias laser (Fraunhofer ILT), um alimentador de pó GTV, e um sistema de comando numérico Siemens SINUMERIK 840D SL com três módulos de movimentação, indicados na Figura 71. O procedimento de instalação da bancada experimental é abordado em detalhes no trabalho desenvolvido por Gutjahr [136].

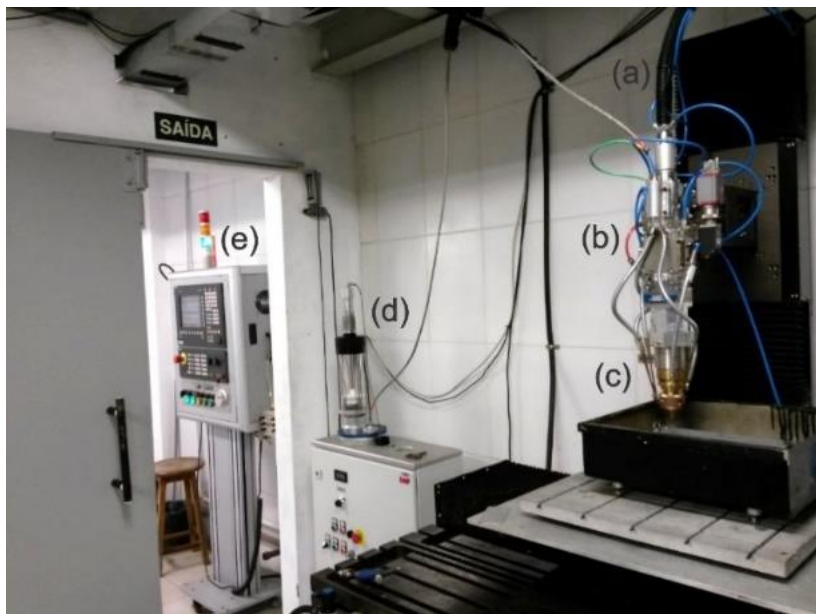


Figura 71. Bancada experimental. (a) Entrada da fibra. (b) Cabeçote óptico. (c) Bocal coaxial. (d) Alimentador de pó. (e) Sistema de comando numérico

A fonte laser possui potência com geração do feixe de saída por 18 módulos, habilitados para operação em regime contínuo (*Continuous Wave – CW*). Sua potência nominal máxima é de 10 kW. As características do equipamento constam no item 8, correspondente ao Anexo.

O cabeçote óptico é constituído por uma lente colimadora, uma câmera de monitoração Kappa Optronics modelo CF 8/5 MX, uma lente de focagem, um vidro de proteção e um *crossjet*, que é substituído pelo bocal coaxial quando o sistema é usado em processos que envolvem a adição de material com pó. A lente colimadora possui distância focal de 150 mm e a lente de foco de 300 mm. A fibra de processo disponibilizada pela fonte laser possui 400 μm de diâmetro. Logo, o menor spot size possível de ser obtido com a configuração óptica disponível é de 800 μm .

O bocal é adaptável ao cabeçote Precitec. Nele, o feixe laser e o fluxo de pó são coaxiais, de forma que o fluxo do laser e o fluxo de pó coincidem. Argônio é utilizado como gás de arraste e de proteção.

O alimentador de pó funciona a partir do controle da rotação de um disco de alimentação. Quanto maior a rotação, maior a quantidade,

em g/min, liberada para o processo. O sistema possui um dispositivo misturador, que busca garantir a manutenção da homogeneidade do pó.

Os três módulos de movimentação do sistema de comando numérico estão montados em configuração cartesiana (X, Y e Z). Os eixos X e Y foram colocados de forma ortogonal, sobre uma mesa de ferro fundido acoplada a uma base de concreto. O eixo Z foi fixado na vertical, em suportes presos à parede do laboratório.

Considerando os riscos envolvidos durante a operação do laser, a sala de processos é isolada da sala de comando por paredes de concreto de estrutura oca, preenchidas com areia seca, e por duas portas de aço com chapa dupla de 1,2 mm de espessura, espaçadas, soldadas a um quadro de armação, e também preenchidas com areia seca. A monitoração se dá de forma remota mediante câmeras, e um sistema supervisão disponibilizado pelo fabricante IPG®, denominado LASERNET.

3.1.2 Corpos de prova

Os substratos utilizados possuem a composição química exibida na Tabela 3 obtida por espectrometria de emissão óptica. É possível classificar este aço na classe SAE 1010.

Tabela 3. Composição química do metal de base (%.p)

Elemento	C	Mn	Si	P	S
	0.131	0.658	0.212	0	0
Elemento	Ni	Cr	Mo	V	Cu
	0.0395	0.101	0.0178	0.0167	0.217

As dimensões dos corpos de prova utilizados foram 9,53 mm (espessura), 200 mm (comprimento) x 50 mm (largura). Cabe ressaltar que apenas metade da chapa foi utilizada (100 mm de comprimento). Antes do processamento, as amostras foram submetidas a um jateamento de areia para remoção da oxidação e outros contaminantes da superfície.

3.1.3 Materiais de adição

Dois materiais foram selecionados para a deposição em forma de pó: ferro puro AHC 100.29 (99,88%) e a liga à base de níquel Inconel 625, ambos atomizados, da fabricante Höganäs. O objetivo de se estudar estes dois materiais é de entender seu comportamento diante dos

mesmos parâmetros de processamento, uma vez que possuem propriedades físicas distintas. A caracterização do pó envolveu as etapas de análise de distribuição de partículas, com o equipamento Cilas 1190 mostrado na Figura 72a, e a análise de escoabilidade e densidade aparente, com o método do funil Hall, exibido na Figura 72b. Ambos os ensaios foram realizados no Laboratório de Materiais da UFSC (Labmat).

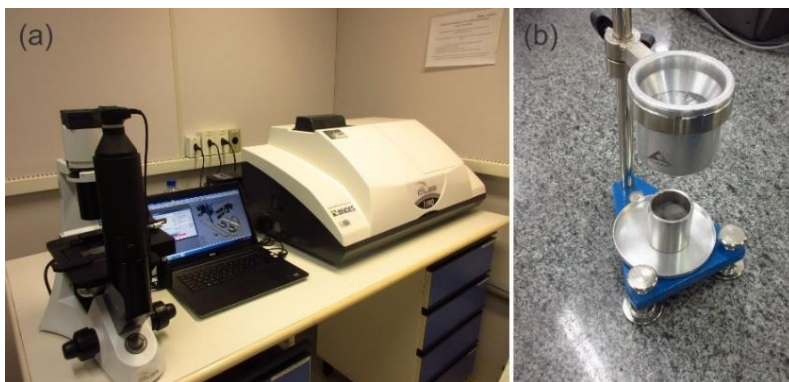


Figura 72. Procedimentos para a caracterização dos pós. (a) Analisador de partículas Cilas 1190. (b) Funil Hall para avaliação da escoabilidade e da densidade aparente

Os resultados da análise de partículas apontaram um diâmetro médio de 70 μm para o pó de ferro, e de 88 μm para o pó de Inconel, conforme mostrado nos gráficos de distribuição granulométrica da Figura 73. Esta granulometria foi selecionada em decorrência da restrição operacional do cabeçote coaxial, que alcança melhor desempenho quando o diâmetro máximo das partículas é de 106 μm . Partículas maiores que 106 μm ocasionam sua obstrução.

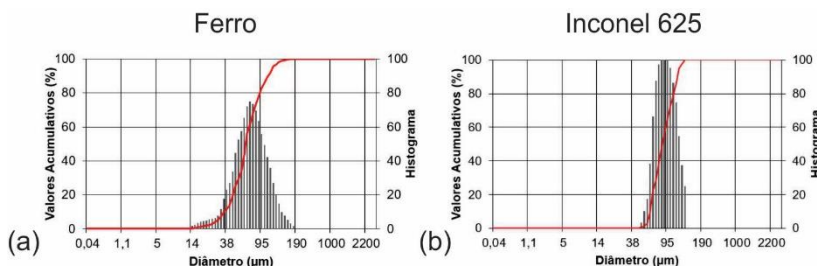


Figura 73. Gráfico da distribuição granulométrica. (a) Ferro. (b) Inconel

A partir do método do funil Hall, segundo a norma MPIF 2012 [137], foi possível calcular a escoabilidade de 50 g, que resultou em 25 s para o ferro e em 15 s para o Inconel. Considerando-se o fator de correção de 1,0623 para a rugosidade do funil, tem-se 27 s e 16 s, respectivamente. A densidade aparente também foi obtida. Neste caso, o ferro apresentou o valor de $3,03 \text{ g/cm}^3$, e o Inconel o valor de $4,69 \text{ g/cm}^3$.

Utilizou-se o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para identificar a morfologia dos pós. A Figura 74 exibe uma morfologia irregular para o pó de ferro, e uma morfologia esférica para o pó de Inconel.

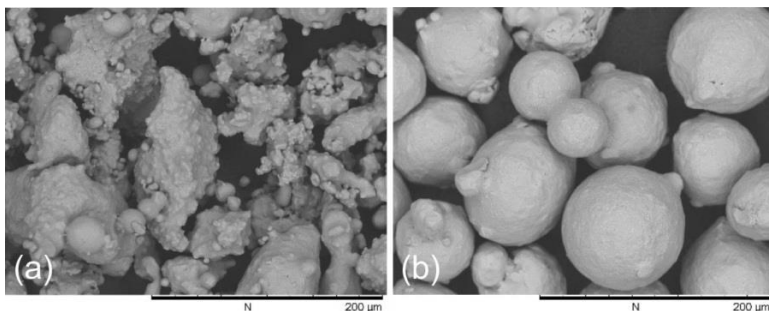


Figura 74. Identificação da morfologia dos pós no MEV. (a) Ferro. (b) Inconel. Ampliação de 500x.

3.1.4 Estratégia de deposição

A maioria dos trabalhos se dedica ao estudo da deposição de cordões lado a lado, pois é mais simples em termos operacionais de se obter um perfil próximo de um plano. No entanto, outras formas apresentam vantagens sobre esta. É o caso da estratégia de cordões alternados, mostrada na Figura 75. Para todas as amostras, quatro cordões centrais foram depositados entre cinco cordões individuais.



Figura 75. Desenho esquemático relativo à estratégia de deposição alternada

Os números indicam a ordem de deposição dos cordões. Nota-se que primeiro são depositados os cordões em preto, e depois os cordões em cinza. Com isto, quando o cordão 6 for depositado, os cordões 1 e 2 já estarão em um nível de temperatura baixo. Isto reduz significativamente o nível de deformação [138]. A limitação neste caso está relacionada à seleção de parâmetros, que deve ser diferente para os cordões centrais em relação aos cordões individuais, se o objetivo do usuário for obter um perfil próximo de um plano.

No presente trabalho foi estabelecida a distância de 2 mm entre os centros dos cordões (“C1” e “C2”), de acordo com a Figura 76. Este valor foi selecionado com base na largura resultante dos cordões individuais, próxima de 1 mm, parametrizada em testes preliminares. A letra “C” indica o centro do cordão intermediário, que se situa no meio da reta definida entre os pontos “C1” e “C2”, e a letra “S” corresponde à área de sobreposição.

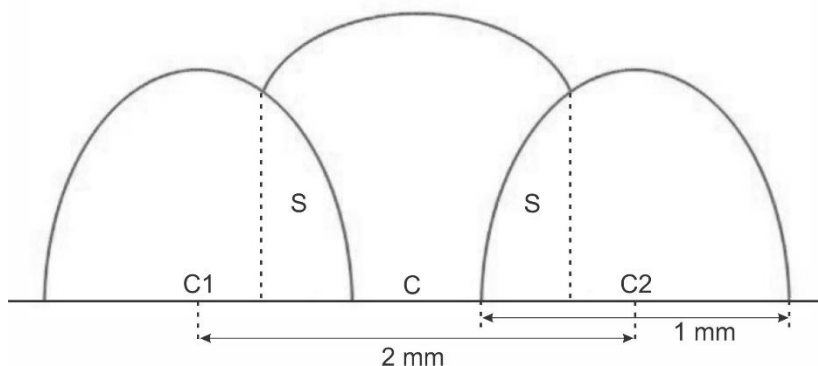


Figura 76. Especificação do espaçamento entre os cordões

3.1.5 Parâmetros

Os parâmetros selecionados para o processo de DDE-L foram baseados em testes preliminares que resultaram em dimensões de largura e altura adequados para a construção de componentes em três dimensões. Regulou-se a potência (P) em 450 W, a velocidade de escaneamento (V_s) em 600 mm/min e o fluxo de pó em 3 rpm, que resulta em uma velocidade de alimentação (V_a) de 10 g/min. Desta forma, a energia por unidade de comprimento (E) da deposição pode ser calculada com base na Equação 7a, e resulta no valor de 45 J/mm.

Após a DDE-L, executou-se o procedimento de refusão a laser com os parâmetros definidos na Tabela 4. Variou-se apenas a velocidade de escaneamento, o que resultou em redução da energia por unidade de comprimento para 85% e 70% em relação ao primeiro nível de refusão. A letra F corresponde à deposição com ferro, e a letra I, à deposição com Inconel 625. Os grupos F0n e I0n não foram refundidos, pois constituem amostras de referência. Cada ensaio foi executado três vezes (que indicarão o índice “n” da codificação), de modo que o número de depósitos total para cada material foi de 12.

Tabela 4. Parâmetros utilizados para a refusão a laser

Grupos	P (W)	Vs (mm/min)	Va (g/min)	E (kJ/m)
F0n, I0n	-	-	10	-
F1n, I1n	450	600	10	45,0 (100%)
F2n, I2n	450	706	10	38,2 (85%)
F3n, I3n	450	857	10	31,5 (70%)

A Figura 77 exhibe os depósitos resultantes e identificação para os dois materiais: (a) ferro puro e (b) Inconel 625. Embora o espaçamento entre os cordões na chapa tenha sido diferente, isto não influenciou nos resultados, em virtude da elevada taxa de resfriamento do ciclo térmico com fonte de calor laser.

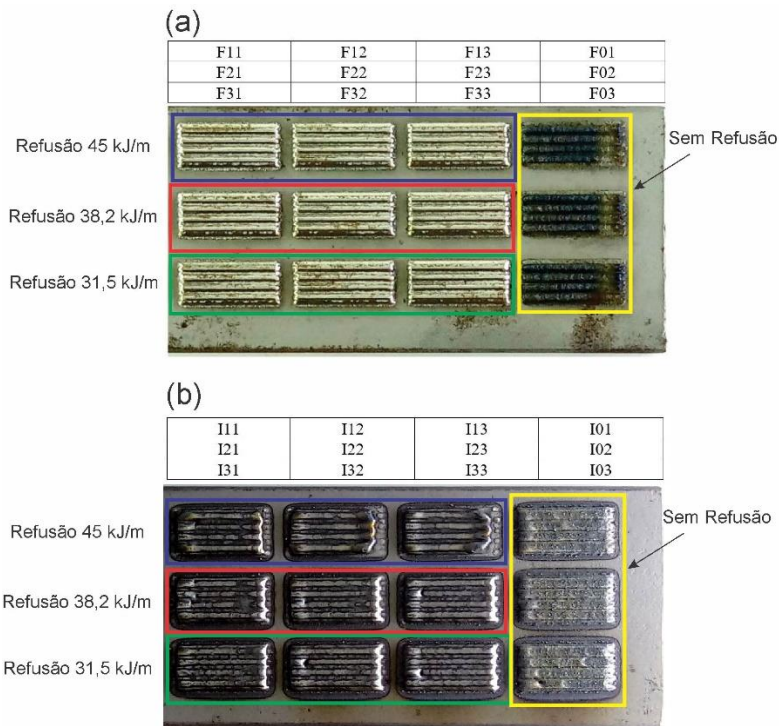


Figura 77. Disposição dos depósitos nos corpos de prova e respectiva identificação. (a) Ferro. (b) Inconel.

3.1.6 Análise da superfície

A superfície foi estudada com o auxílio de três técnicas, que são descritas nos tópicos a seguir.

3.1.6a Perfilômetro

Para avaliar a superfície, torna-se necessário quantificar a rugosidade e a ondulação. A rugosidade descreve as irregularidades causadas pelo processo de fabricação, que incluem vales e picos. No caso do processo de DDE-L, as partículas não fundidas são as principais responsáveis. A ondulação está relacionada à textura sobre a qual a rugosidade está sobreposta [54]. A Figura 78 apresenta, de forma esquemática, a decomposição do perfil medido em componentes de rugosidade e ondulação.

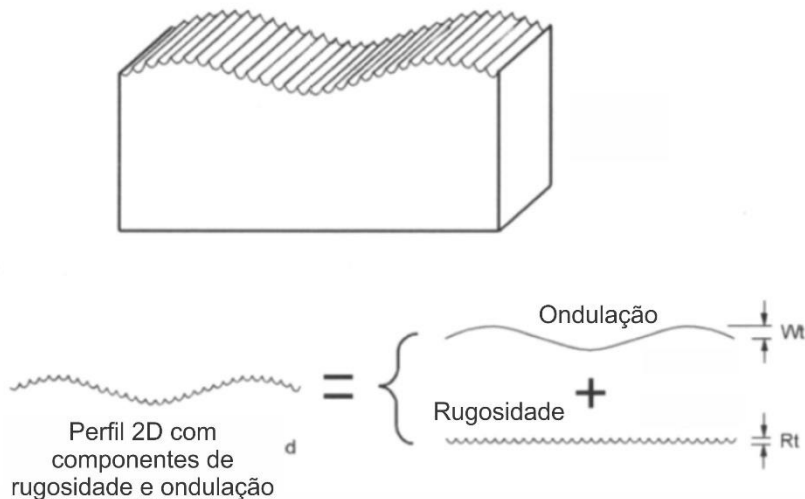


Figura 78. Desenho esquemático relacionado à decomposição dos componentes de rugosidade e ondulação

Existem diversos parâmetros disponíveis para a medição da rugosidade e da ondulação em duas dimensões. Griffiths [54] associou estes parâmetros à funcionalidade. Em virtude de um dos objetivos do presente trabalho relacionar-se à investigação do processo de refusão como alternativa para etapa de acabamento, visando principalmente a resistência à fadiga, a associação proposta recomenda utilizar os parâmetros de rugosidade média (Ra), rugosidade quadrática média (Rq) e altura máxima do perfil (Rt) quando se deseja analisar a altura do perfil. Um perfil hipotético é mostrado na Figura 79.

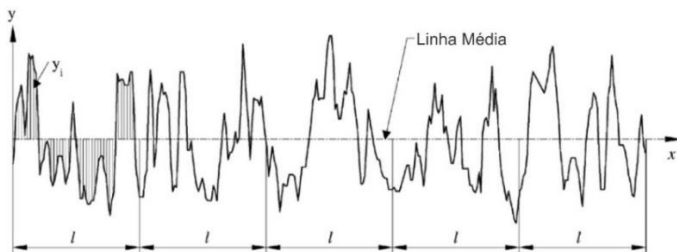


Figura 79. Perfil hipotético de rugosidade [54]

A rugosidade média (Ra) é definida como a média do desvio absoluto em relação à linha média, de acordo com a Equação 19.

$$Ra = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |y_i| \quad \text{Equação 19}$$

Embora a rugosidade média seja amplamente utilizada para avaliar a superfície devido à facilidade de medição, ela não descreve de forma adequada a natureza funcional. Não há distinção entre picos e vales.

A rugosidade quadrática média (Rq) relaciona-se ao valor eficaz RMS e representa o desvio padrão da distribuição de alturas. É mais sensível a picos e vales ocasionais, e pode ser calculada com base na Equação 20.

$$Rq = \frac{1}{n} \sqrt{\sum_{i=1}^n y_i^2} \quad \text{Equação 20}$$

A altura máxima do perfil (Rt) corresponde à distância vertical entre o maior pico e o menor vale no comprimento avaliado.

Para a ondulação, tem-se o parâmetro Wa, que corresponde ao valor médio da ondulação do perfil não filtrado.

Os ensaios de medição da superfície foram realizados na Fundação CERTI, com o apalpador mecânico (perfilômetro) Taylor Hobson Form Talysurf i-Series. A norma ISO 4287 [139] foi utilizada como referência. As variáveis especificadas para a medição constam na Tabela 5 e a configuração utilizada, na Figura 80. A frequência de corte foi selecionada em função do comprimento disponível para avaliação na amostra, conforme a norma ISO 4288 [140].

Tabela 5. Variáveis especificadas no apalpador

Variáveis do Apalpador	Valor
Comprimento total de amostragem	5 mm
Cut off	0,8 mm
Raio de ponta	2 µm
Força	1,5 mN
Velocidade de medição	0,5 mm/s

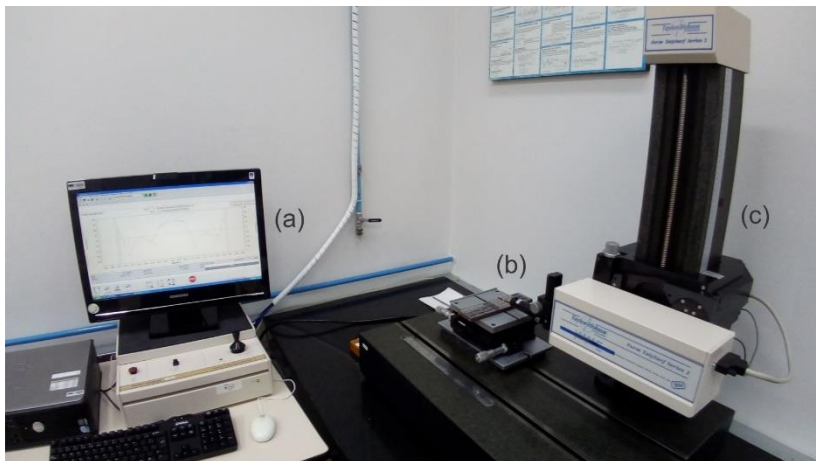


Figura 80. Configuração para medição da rugosidade 2D. (a) Computador para aquisição e análise dos dados. (b) Corpo de prova com depósitos. (c) Apalpador mecânico.

3.1.6b Escaneamento em três dimensões

Além da medição em duas dimensões, também foi feito um escaneamento da superfície, utilizando-se o equipamento GOM ATOS, também disponível na Fundação Certi. Neste caso, a medição é sem contato, e se dá a partir da luz refletida da superfície. O sistema consiste em um projetor e duas câmeras digitais capazes de adquirir 1,4 milhões de pontos por segundo, com erro máximo de 20 μm . O escâner funciona mediante o princípio da triangulação, e é mostrado na Figura 81.

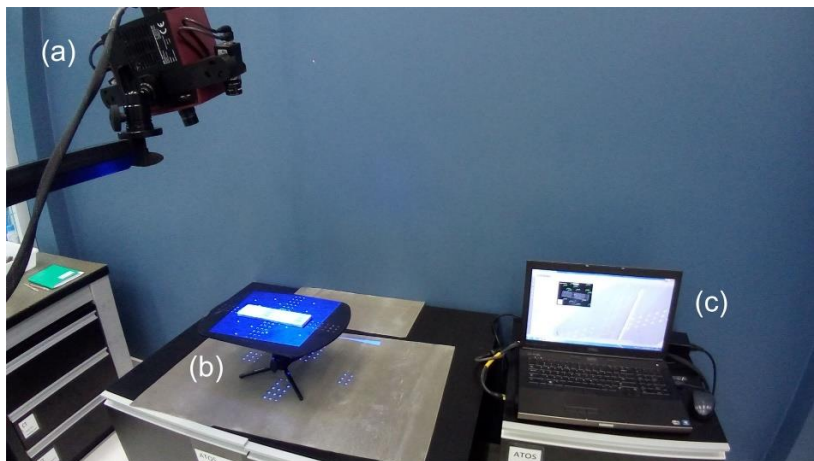


Figura 81. Configuração para escaneamento em três dimensões. (a) Equipamento GOM ATOS. (b) Corpo de prova com os depósitos. (c) Computador para aquisição e análise dos dados

3.1.6c Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Com o MEV é possível avaliar as características da superfície da amostra, como por exemplo as partículas de pó não fundidas e sua distribuição. Neste trabalho utilizou-se o equipamento HITACHI, modelo TM3030, disponível do LMP-LASER (Figura 82).

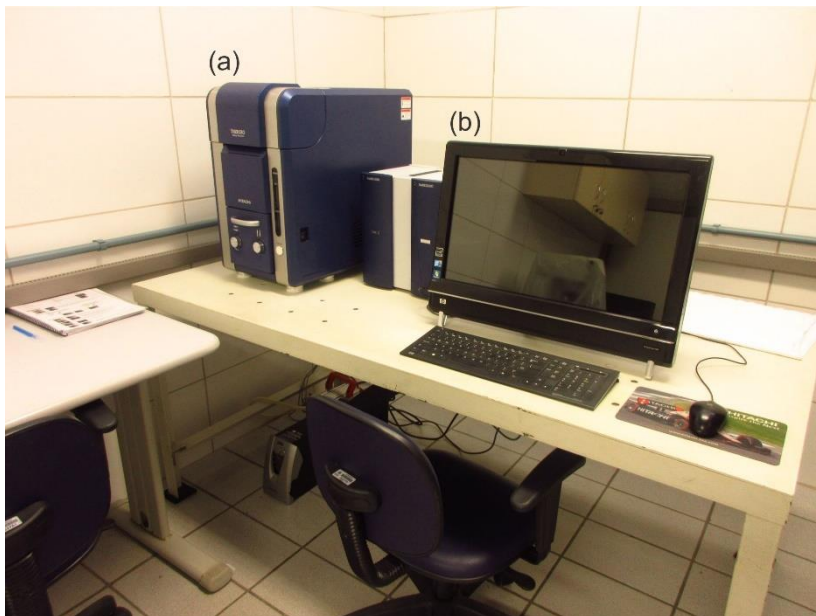


Figura 82. Configuração para a realização das imagens com o MEV. (a) MEV HITACHI, modelo TM3030. (b) Computador para aquisição e análise de dados

3.1.7 Análise do nível de vazios de falta de fusão

Foram preparadas amostras transversais mediante o procedimento de lixamento, com granulometria de 80 a 1200, e polimento com alumina $1 \mu\text{m}$. Não foi necessário utilizar ataque químico, pois o objetivo do trabalho diz respeito à análise do perfil geométrico e nível de vazios, e não engloba as características microestruturais. A visualização metalográfica foi conduzida no microscópio óptico (MO) Olympus modelo BX60M. A bancada utilizada é mostrada na Figura 83. As dimensões do perfil e da área de vazios foram obtidas com o software de análise de imagens *Image J*.

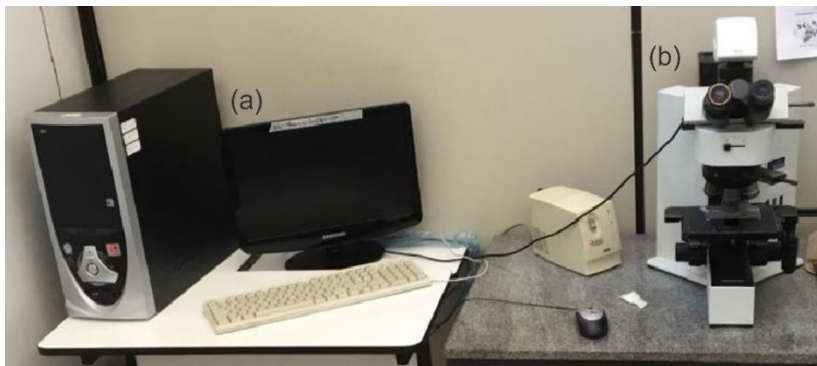


Figura 83. Configuração para a realização das imagens metalográficas com o MO. (a) Computador para visualização das imagens. (b) Microscópio Olympus BX60M

3.2 MODELAGEM MATEMÁTICA

O modelo matemático constitui a representação do sistema estudado a partir de equações que relacionam os parâmetros de entrada do problema com o perfil final do revestimento. Os tópicos a seguir descrevem como foi concebido o modelo para previsão do perfil obtido por DDE-L e posterior refusão. A implementação foi feita nos *softwares* MATLAB e Simulink.

3.2.1 Modelagem do cordão individual (DDE-L)

O presente trabalho se baseou no algoritmo proposto por Ocelík et al. [25]. Na primeira fase, o usuário deve depositar um cordão individual e medir sua altura (H), largura (w) e ângulo de molhabilidade (α), conforme indicado no desenho da Figura 84.

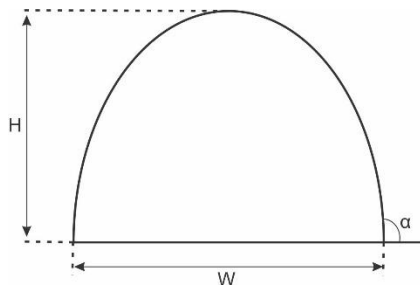


Figura 84. Desenho esquemático relativo ao cordão individual e suas dimensões

Três depósitos de cordões individuais foram realizados para os materiais ferro e Inconel 625. Calculou-se a média (M) de cada dimensão, conforme mostrado na Tabela 6.

Tabela 6. Medição das dimensões dos perfis resultantes dos cordões individuais.

Ferro			Inconel		
W (mm)	H (mm)	α (°)	W (mm)	H (mm)	α (°)
1,20	0,86	91	1,20	0,81	91
1,25	0,77	91	1,53	0,84	91
1,22	0,87	91	1,14	0,86	91
M =	M =	M = 91	M =	M =	M = 91

De posse dos valores médios, é possível plotar funções matemáticas que se aproximem do perfil obtido. A equação genérica da parábola é mostrada na Equação 21, e a da Elipse, na Equação 22.

$$\text{Parábola: } f(x) = ax^2 + bx + c \quad \text{Equação 21}$$

$$\text{Elipse: } f(x) = d + b \sqrt{1 - \frac{(x-c)^2}{a^2}} \quad \text{Equação 22}$$

Nota-se que a equação da parábola possui três incógnitas, enquanto a equação da elipse possui quatro. No modelo de Ocelík et al. [25], considerou-se que incógnita “d” é nula. Porém, isto restringe o centro da elipse ao eixo das abcissas, o que impede, muitas vezes, que o problema encontre uma solução. Desta forma, faz-se necessário que para o perfil da elipse seja adicionada uma nova condição de contorno, o que será abordado nos tópicos seguintes.

As funções parábola e elipse referente ao caso específico abordado neste trabalho constam nas Equações 23 e 24 para o ferro, e 25 e 26 para o Inconel 625.

Equações definidas para o ferro:

$$\text{Parábola: } f(x) = -0.0060x^2 + 2.7302x \quad \text{Equação 23}$$

$$\text{Elipse: } f(x) = -7.8108 + 319.9908\sqrt{1 - \left(\frac{x-228.6900}{-228.7582}\right)^2} \quad \text{Equação 24}$$

Equações definidas para o Inconel 625:

$$\text{Parábola: } f(x) = -0.0070x^2 + 2.5930x \quad \text{Equação 25}$$

$$\text{Elipse: } f(x) = -5.6874 + 245.6274\sqrt{1 - \left(\frac{x-185.0700}{-185.1196}\right)^2} \quad \text{Equação 26}$$

Ao plotar as equações e comparar o perfil resultante com o obtido experimentalmente, verificou-se que a elipse foi a que mais se aproximou. Isto pode ser observado na Figura 85.

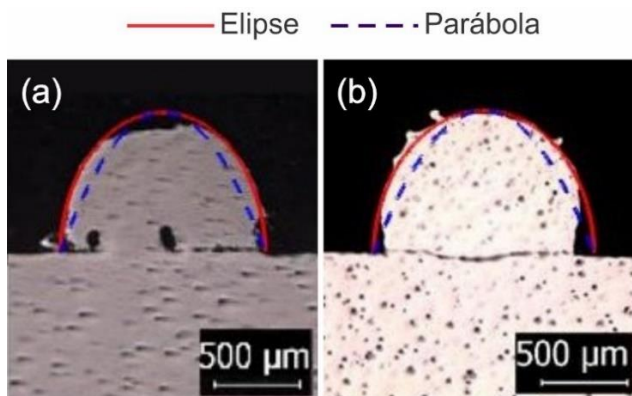


Figura 85. Comparação do perfil individual obtido experimentalmente com o resultante das funções parábola e elipse. (a) Ferro. (b) Inconel 625

As funções são diferentes para cada material, mas em ambos os casos a elipse foi a que mais se adequou. É importante mencionar que

no artigo de Ocelík et al. [25], a função parábola foi a selecionada. Uma possível explicação para isto é o tipo de material empregado (aço inoxidável) e a faixa de parâmetros do laser.

3.2.2 Modelagem do perfil resultante da sobreposição dos cordões (DDE-L)

3.2.2a Hipóteses gerais

Hipóteses são necessárias para simplificar o problema e diminuir o tempo de processamento. Com base no trabalho de Ocelík et al. [25], as seguintes hipóteses foram formuladas:

- A largura do cordão se mantém constante durante a sobreposição;
- A geometria do cordão (tipo de função) é a mesma para todos os cordões;
- A quantidade de material depositado para cada cordão não é alterada durante o processamento (área transversal constante).

3.2.2b Cálculo dos pontos iniciais e finais de cada cordão

O ponto inicial de cada cordão é sempre localizado na origem do sistema de coordenadas, enquanto o ponto final é localizado ao se deslocar o valor de largura (w) para a direita do ponto inicial do mesmo cordão. Os pontos iniciais são representados pela letra A, e os pontos finais, pela letra B.

Os cordões foram divididos em dois grupos diferentes. O Grupo 1 diz respeito aos cordões depositados diretamente no substrato, e o Grupo 2, aos cordões depositados entre os cordões do Grupo 1. Por esta razão, os pontos apresentam dois índices. O primeiro tem a função de identificar o grupo do qual eles fazem parte, e o segundo de identificar o cordão dentro deste grupo. A Figura 86 exhibe a distribuição dos pontos citados no perfil resultante de cordões sobrepostos, assim como a divisão dos grupos.

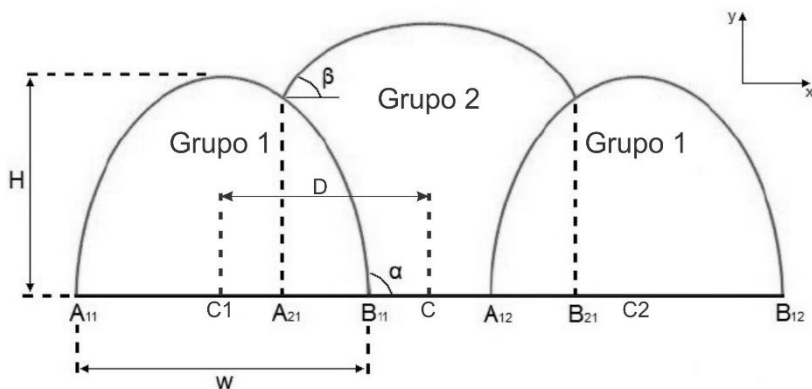


Figura 86. Localização dos pontos iniciais e finais de cada cordão em um perfil com cordões sobrepostos e divisão em dois grupos. Grupo 1: cordões depositados diretamente no substrato. Grupo 2: cordões depositados entre os cordões do Grupo 1.

Uma condição para a implementação do algoritmo é que o número de cordões deve ser um número ímpar. Esta variável é representada pela letra m , conforme a Equação 27.

$$m = 2n - 1 \quad \text{Equação 27}$$

Onde “ n ” é o número de cordões do Grupo 1, e “ $n-1$ ” é o número de cordões do Grupo 2.

A razão de sobreposição (OR) indica a porcentagem de largura que um cordão se sobrepõe sobre o seu antecessor, de acordo com a Equação 28.

$$OR = \frac{(w-D)}{w} \quad \text{Equação 28}$$

Onde “ w ” é a largura do cordão e “ D ” é a distância entre os centros de cordões consecutivos. Na etapa experimental, a distância entre C1 e C2 foi definida em 2 mm, e a distância entre C1 e C, em 1 mm.

Diante das definições apresentadas, torna-se possível calcular os pontos iniciais e finais dos cordões de cada grupo.

Grupo 1:

$$A_{11} = 0 \quad \text{Equação 29}$$

$$A_{12} = w - w \cdot OR + w - w \cdot OR \quad \text{Equação 30}$$

$$A_{13} = w - w \cdot OR + w - w \cdot OR + w - w \cdot OR + w - w \cdot OR \quad \text{Equação 31}$$

Grupo 2:

$$A_{21} = w - w \cdot OR \quad \text{Equação 32}$$

$$A_{22} = w - w \cdot OR + w - w \cdot OR + w - w \cdot OR \quad \text{Equação 33}$$

$$A_{23} = w - w \cdot OR + w - w \cdot OR + w - w \cdot OR + w - w \cdot OR + w - w \cdot OR + w - w \cdot OR \quad \text{Equação 34}$$

Ao analisar as equações acima, é possível reconhecer seu padrão e definir as equações genéricas, especificadas a seguir.

$$A_{1i} = 2w \cdot (i - 1)(1 - OR) \quad \text{Equação 35}$$

$$B_{1i} = A_{1i} + w \quad \text{Equação 36}$$

$$A_{2i} = B_{1i} - w \cdot OR \quad \text{Equação 37}$$

$$B_{2i} = A_{2i} + w \quad \text{Equação 38}$$

O índice “i” diz respeito ao número do cordão relativo ao grupo avaliado. Saber a localização dos pontos iniciais e finais é de fundamental importância pois eles estão envolvidos em pelo menos duas das condições de contorno para encontrar as equações do perfil.

3.2.2c Condições de contorno para o primeiro cordão

Para solucionar a equação do perfil para o primeiro cordão foram utilizadas as condições de contorno especificadas pelas Equações 39 a 42.

$$f_{1i}(x = A_{1i}) = 0 \quad \text{Equação 39}$$

$$f_{1i}(x = B_{1i}) = 0 \quad \text{Equação 40}$$

$$f_{1i}\left(x = \frac{B_{1i}}{2}\right) = H \quad \text{Equação 41}$$

$$\frac{df_{1i}(x=B_{1i})}{dx} = \tan(\alpha) \quad \text{Equação 42}$$

A última condição de contorno não estava presente no modelo de Ocelík et al. [25], mas foi adicionada após verificar-se que sua ausência muitas vezes impedia que o algoritmo convergisse. Após aplicar as condições de contorno na equação $f_{1i}(x)$ da elipse, surge o sistema de equações abaixo:

$$d_{1i} + b_{1i}\sqrt{1 - \frac{(A_{1i}-c_{1i})^2}{a_{1i}^2}} = 0 \quad \text{Equação 43}$$

$$d_{1i} + b_{1i}\sqrt{1 - \frac{(B_{1i}-c_{1i})^2}{a_{1i}^2}} = 0 \quad \text{Equação 44}$$

$$d_{1i} + b_{1i}\sqrt{1 - \frac{\left(\frac{B_{1i}}{2}-c_{1i}\right)^2}{a_{1i}^2}} = 0 \quad \text{Equação 45}$$

$$\frac{d\left(d_{1i}+b_{1i}\sqrt{1-\frac{(x-c_{1i})^2}{a_{1i}^2}}\right)}{dx}\Bigg|_{(x=B_{1i})} = \tan(\alpha) \quad \text{Equação 46}$$

Como a equação da elipse é não-polinomial, não é possível formar um sistema de equações com incógnitas isoladas. Isto implica que para encontrar a solução dos sistemas de equações seja necessário aplicar o método numérico de Newton-Raphson.

3.2.2d Condições de contorno para os demais cordões

Deve-se distinguir os cordões seguintes como pertencentes ao Grupo 1 ou ao Grupo 2. Os cordões que são depositados diretamente no substrato (Grupo 1), podem ser vistos como uma série de cordões individuais depositados a uma certa distância um do outro. Por esta

razão, todos os cordões do Grupo 1 são resolvidos da mesma maneira que o primeiro cordão, considerando-se apenas os respectivos pontos A e B.

Com a solução do perfil do primeiro cordão, sua área transversal pode ser calculada mediante a Equação 47.

$$\text{Area}_1 = \int_{A_{1i}}^{B_{1i}} f_{1i}(x) dx \quad \text{Equação 47}$$

Para a solução da equação do perfil dos cordões do Grupo 2 foram utilizadas as condições de contorno definidas nas Equações 48 a 51.

$$f_{2i}(x = A_{2i}) = f_{1i}(x = A_{2i}) \quad \text{Equação 48}$$

$$f_{2i}(x = B_{2i}) = f_{1,i+1}(x = B_{2i}) \quad \text{Equação 49}$$

$$\int_{A_{2i}}^{B_{2i}} f_{2i}(x) dx = \text{Area}_1 + \int_{A_{2i}}^{B_{1i}} f_{1i}(x) dx + \int_{A_{1,i+1}}^{B_{2i}} f_{1,i+1}(x) dx \quad \text{Equação 50}$$

$$\frac{df_{2i}(x=A_{2i})}{dx} = \tan \left(\tan^{-1} \left(\frac{df_{1i}(x=A_{2i})}{dx} \right) - \alpha \right) \quad \text{Equação 51}$$

A última condição de contorno também é necessária para melhorar a convergência do algoritmo, assim como no Grupo 1. Ela traduz a hipótese de que há uma relação entre o ângulo de molhabilidade entre o cordão do Grupo 2 e o cordão do Grupo 1 “ β ”, e o suplemento do ângulo de molhabilidade “ α ”, conforme mostrado na Figura 87 e na Equação 52.

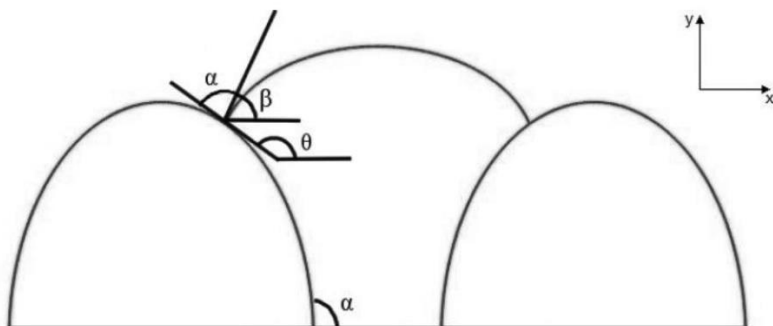


Figura 87. Representação esquemática da condição de contorno especificada na Equação 52

$$\theta = \alpha + \beta \quad \text{Equação 52}$$

Se o cordão do Grupo 2 estiver depositado exatamente no centro dos cordões do Grupo 1, na Equação 53, tem-se:

$$\text{Area}_2 = \int_{A_{2i}}^{B_{2i}} f_{1i}(x) dx = \int_{A_{1,i+1}}^{B_{2i}} f_{1,i+1}(x) dx \quad \text{Equação 53}$$

Após aplicar as condições de contorno especificadas, surge o sistema de equações abaixo:

$$d_{2i} + b_{2i} \sqrt{1 - \frac{(A_{2i} - c_{2i})^2}{a_{2i}^2}} = d_{1i} + b_{1i} \sqrt{1 - \frac{(A_{2i} - c_{1i})^2}{a_{1i}^2}} \quad \text{Equação 54}$$

$$d_{2i} + b_{2i} \sqrt{1 - \frac{(B_{2i} - c_{2i})^2}{a_{2i}^2}} = d_{1,i+1} + b_{1,i+1} \sqrt{1 - \frac{(B_{2i} - c_{1,i+1})^2}{a_{1,i+1}^2}} \quad \text{Equação 55}$$

$$\int_{A_{2i}}^{B_{2i}} (d_{2i} + b_{2i} \sqrt{1 - \frac{(x - c_{2i})^2}{a_{2i}^2}}) dx = \text{Area}_1 + 2 \cdot \text{Area}_2 \quad \text{Equação 56}$$

$$\frac{d \left(d_{2i} + b_{2i} \sqrt{1 - \frac{(x - c_{2i})^2}{a_{2i}^2}} \right) (x=A_{1i})}{dx} = \tan \left(\tan^{-1} \left(\frac{df_{1i}(x=A_{1i})}{dx} \right) - \alpha \right) \quad \text{Equação 57}$$

Assim como na solução para o primeiro cordão, deve-se aplicar o método numérico de Newton Raphson para obter os coeficientes em questão. De posse das equações relativas ao perfil, é possível gerar os pontos em um gráfico e comparar com o perfil experimental.

3.2.3 Modelagem do perfil resultante da refusão a laser após a DDE-L

A observação do resultado experimental da refusão a laser após o processo de DDE-L permitiu inferir que houve uma atenuação da superfície. Em outras palavras, além da rugosidade ter sido reduzida, a ondulação também foi alterada, formando um perfil mais suave.

Para modelar o efeito da refusão, considerou-se o perfil após a DDE-L como sendo uma onda no espaço. A atenuação de ondas é normalmente feita mediante filtros. Portanto, a hipótese testada foi a de que filtros poderiam ser capazes reproduzir o efeito causado pela refusão. O trabalho de Vadali et al. [135] se assemelha neste sentido pois também se utiliza de filtros. Contudo, neste caso o objetivo era prever o perfil de rugosidade, e não a ondulação. Adicionalmente, os dados de entrada eram perfis medidos, e não simulados.

A Figura 88 exibe o diagrama de blocos utilizado com o sinal de entrada (E1) formado pelos pontos obtidos através do algoritmo de sobreposição dos cordões para o processo DDE-L, e o sinal de saída (S1), formado pelos pontos filtrados, que foram comparados com o resultado experimental da refusão. O bloco $H(f_c)$ representa a função de transferência do filtro passa-baixa, definida conforme a Equação 58.

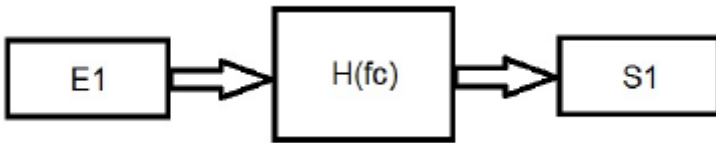


Figura 88. Diagrama de bloco relativo ao filtro para simulação da refusão.

$$H(f_c) = \frac{2\pi f_c}{1 + 2\pi f_c} \quad \text{Equação 58}$$

Onde f_c diz respeito à frequência de corte do filtro passa-baixa. A Figura 89 exibe a resposta de um filtro passa-baixa. $H(\omega)$ corresponde à amplitude, e ω à frequência.

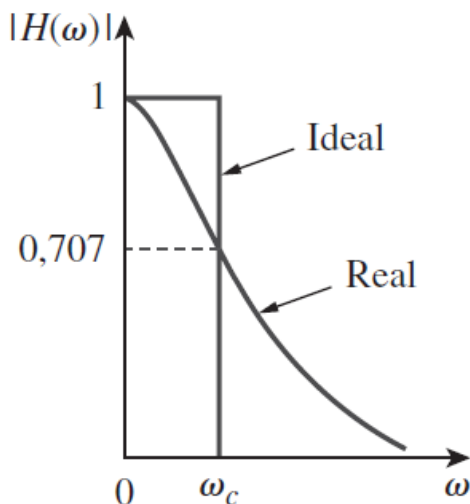


Figura 89. Resposta de um filtro passa-baixa [141].

Com base no mostrado acima, idealmente o filtro deixaria passar apenas o sinal com frequência menor que f_c (ou ω_c). No entanto, o perfil real mostra que a atenuação da amplitude é de 29,3 % para frequências iguais à de corte, inferior a este valor para frequências menores que a de corte, e superior a este valor para frequências superiores à de corte. A seleção deste filtro foi feita após observar experimentalmente que a atenuação da superfície gera uma onda com menor frequência em relação à original.

Como a proposta deste trabalho é provar a hipótese de que é possível simular o efeito da refusão (ondulação) a partir de um filtro, optou-se por estudar o efeito das diferentes frequências de corte e verificar a que mais se adequava ao experimento em questão. No entanto, para a utilização do modelo em larga escala, torna-se necessário relacionar os parâmetros de refusão (potência e velocidade de escaneamento) com a frequência de corte resultante para cada material.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL

4.1.1 Análise da superfície

O estudo da superfície é justificado com base na influência da rugosidade sobre a resistência à fadiga. No presente trabalho, a superfície foi analisada a partir de três técnicas: perfilômetro, escaneamento em três dimensões e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Optou-se por analisar os parâmetros de rugosidade R_a , R_q e R_t , conforme as recomendações de Griffiths [54] para a investigação da resistência à fadiga. O parâmetro de ondulação W_a também foi calculado.

4.1.1a Perfilômetro

Os perfis 2D com componentes de rugosidade e ondulação obtidos para o ferro são exibidos na Figura 90.

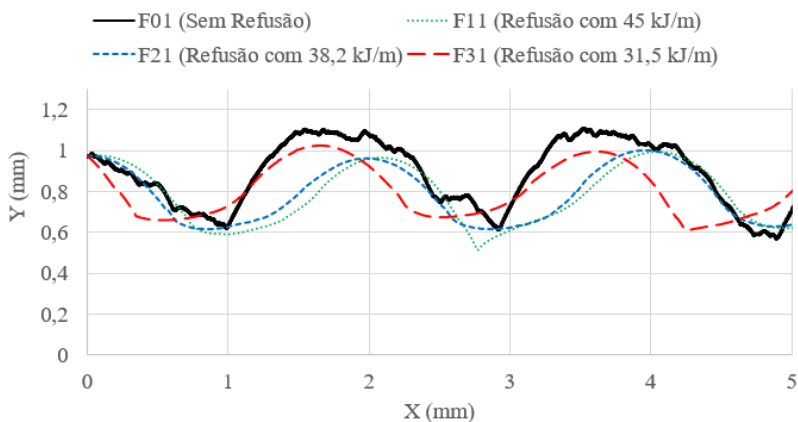


Figura 90. Perfis 2D com componentes de rugosidade e ondulação para o pé de ferro

Nota-se que o perfil sem refusão apresentou elevado nível de “ruído” em relação aos perfis refundidos, que se aproximam mais de uma curva seno. No entanto, verifica-se grande semelhança entre os

perfis refundidos, embora o nível de energia tenha variado entre 31,5 kJ e 45 kJ.

Os gráficos relativos à variação da rugosidade Ra, Rq e Rt, assim como ondulação Wa em função do nível de energia são mostrados na Figura 91.

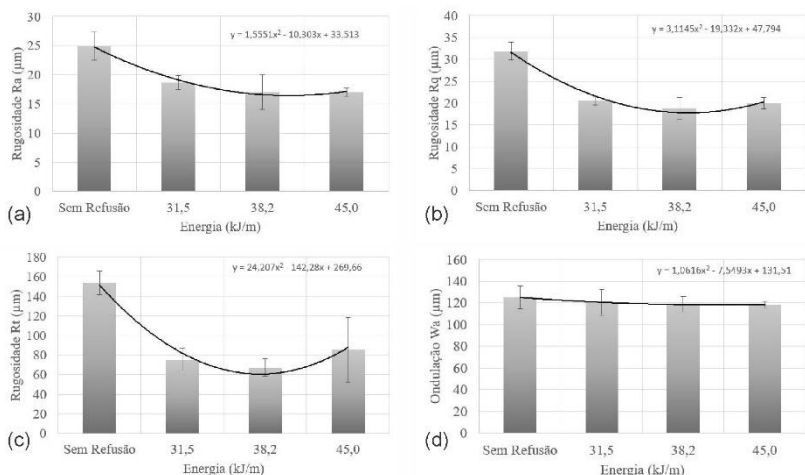


Figura 91. Variação da rugosidade e ondulação para o ferro em função da variação do nível de energia de refusão. (a) Ra. (b) Rq. (c) Rt. (d) Wa

Tanto para Ra, Rq e Rt, percebe-se que houve significativa redução após a refusão. Tal fato não ocorreu para Wa. Assim como na Figura 42, referente ao trabalho Mahamood e Akinlabi [94], a tendência observada é parabólica. Contudo, neste caso, o aumento da energia não resultou em variação significativa da rugosidade nem da ondulação. Os valores máximos de diminuição são exibidos na Tabela 7.

Tabela 7. Valores máximos de redução para rugosidade e ondulação (%) para o ferro

	Redução Máxima Média (%)	Grupo	Energia (kJ/m)
Ra	31,6	F2n	38,2
Rq	41,1	F2n	38,2
Rt	56,2	F2n	38,2
Wa	5,5	F1n	45

Para a maioria das situações, a redução máxima se deu no nível de energia de 38,2 kJ/m. No entanto, pouca variação foi observada em relação aos demais níveis. Isto ocorreu pois após a refusão, as partículas inicialmente aderidas na superfície sofreram fusão mesmo no menor nível de energia utilizado. Todas as tabelas referentes às medições realizadas constam no tópico 7.1.1 do Apêndice.

Os perfis 2D com componentes de rugosidade e ondulação obtidos para Inconel são exibidos na Figura 92.

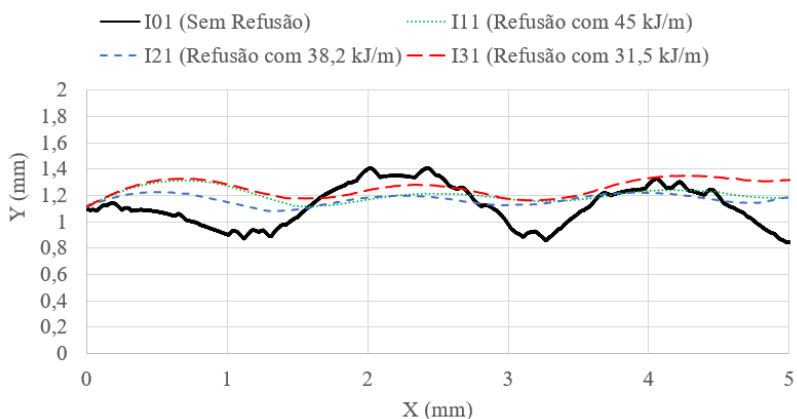


Figura 92. Perfis 2D com componentes de rugosidade e ondulação para o pó de Inconel

Assim como no caso do ferro, nota-se que o perfil sem refusão apresentou elevado nível de “ruído” em relação aos perfis refundidos. No entanto, neste caso além da redução da rugosidade, houve também diminuição da amplitude da onda, ou seja, redução do nível de ondulação. Os perfis refundidos, apesar da variação do nível de energia, apresentaram curvas similares.

Os gráficos relativos à variação da rugosidade R_a , R_q e R_t , assim como ondulação W_a em função do nível de energia são mostrados na Figura 93.

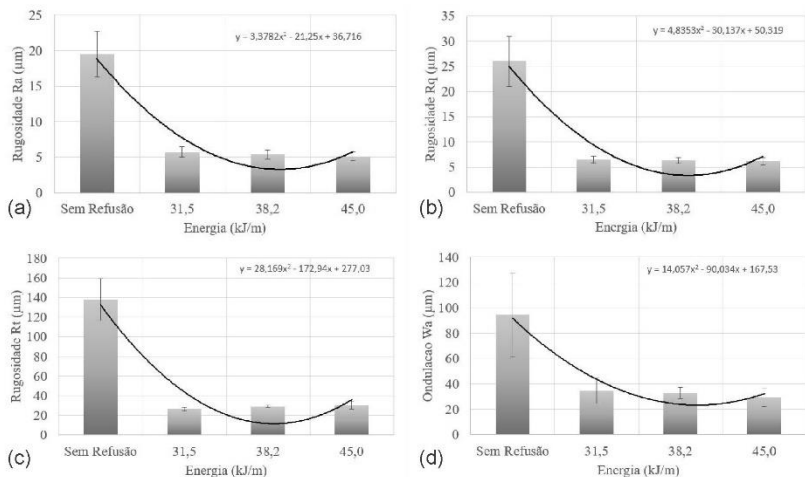


Figura 93. Variação da rugosidade e ondulação para o Inconel em função da variação do nível de energia de refusão. (a) Ra. (b) Rq. (c) Rt. (d) Wa

Tanto para Ra, Rq e Rt, percebe-se que houve significativa redução após a refusão, muito superior à observada para o ferro. Isto também ocorreu para Wa. Analogamente ao observado para o ferro, a tendência da curva é parabólica, e não houve significativa variação da rugosidade nem da ondulação com o aumento da energia. Os valores máximos de diminuição são exibidos na Tabela 8.

Tabela 8. Valores máximos redução dos parâmetros de rugosidade e ondulação.

	Redução Máxima Média (%)	Grupo	Energia (kJ/m)
Ra	73,9	I1n	45
Rq	76,3	I1n	45
Rt	80,9	I3n	31,5
Wa	68,9	I1n	45

Para a maioria das situações, a redução máxima se deu para o nível de energia de 45 kJ/m. No entanto, pouca variação foi observada em relação aos demais níveis. Isto ocorreu pois após a refusão, as partículas inicialmente aderidas na superfície sofreram fusão mesmo no menor nível de energia utilizado. Todas as tabelas referentes às medições realizadas constam no tópico 7.1.2 do Apêndice.

Comparando-se o comportamento dos materiais ferro e Inconel diante da refusão, constata-se que em ambos os casos houve redução

significativa da rugosidade. Durante a refusão, formou-se uma poça de fusão na superfície a partir da absorção da radiação laser. Houve redistribuição do metal fundido por pressão capilar, cujo escoamento preencheu os vales e deu origem a uma superfície suave [102][114]. Logo, o regime predominante foi o SSM, no qual a espessura da camada refundida é inferior à distância pico-vale [34].

Contudo, o Inconel apresentou um nível de redução muito superior, de 73,9 % (19,5 μm para 5,10 μm) em Ra, enquanto que o ferro, de 31,6 % (24,9 μm para 17,03 μm). Apesar de tanto o Inconel quanto o ferro não possuírem partículas aderidas na superfície após a refusão, a rugosidade Ra final observada foi diferente. Tal fato se deve à influência de outros fatores, além das partículas aderidas, sobre a rugosidade, como a microestrutura por exemplo.

A ondulação W_a foi atenuada apenas no caso do Inconel. A explicação para a diferença nos níveis de redução da rugosidade é abordada no tópico 3.1.6c, sobre as análises no MEV. A redução da ondulação W_a apenas para o Inconel pode ser explicada com base na diferença das propriedades físicas dos dois materiais. Na Figura 29 é possível constatar que a condutividade térmica do ferro é superior à do Inconel para a faixa de temperatura entre 0 e 800 °C. Ao conduzir mais calor, o ferro dissipa mais energia para o substrato em relação ao Inconel. Logo, este material é exposto a elevadas temperaturas durante curtos períodos em relação ao Inconel. A Figura 32 apresenta os dados de resistividade elétrica, e a Equação 4 exibe a relação proporcionalidade direta entre a resistividade elétrica e absortividade. A temperatura pode ser correlacionada com a absortividade (Equação 6). Assim, como a resistividade do Inconel é significativamente superior à do ferro, o Inconel absorverá maior quantidade de energia. Estes dois fatos somados justificam a deformação observada para o Inconel, pois este esteve sujeito a maiores temperaturas, e conseqüentemente, menores patamares de escoamento, durante maior tempo quando comparado com o ferro. A deformação promoveu a realocação de material e modificou a ondulação do perfil.

Estes resultados podem ser correlacionados com a resistência à fadiga. A falha por fadiga é um fenômeno local, afetado diretamente por impurezas e heterogeneidades metalúrgicas. A rugosidade da superfície limita a resistência à fadiga, pois atua como ponto de nucleação de trincas. Diversos autores provaram isto, como Bagehorn et al. [58] e Greitemeier et al [59].

Em peças fabricadas por manufatura aditiva, a resistência à fadiga poderá ser melhorada, tanto para o ferro quanto para o Inconel. A redução significativa confirma a hipótese de que a refusão pode atuar como um pós-processamento no mesmo equipamento em que a DDE-L foi realizada, quando se deseja alcançar o patamar de Ra de 17,03 μm para o ferro e de 5,10 μm para o Inconel na estratégia de deposição com cordões alternados. Durante a elaboração da fundamentação teórica foram encontrados cinco trabalhos nos quais os autores estudaram a refusão a laser após processos de FLP, e apenas três trabalhos para a refusão a laser após o processo de DDE-L. Isto demonstra que a técnica de refusão é menos aplicada para peças fabricadas por DDE-L. Os níveis de redução de rugosidade foram de 2,498 μm para 0,443 μm Ra (82,2%) em uma liga à base de níquel, segundo Zhao et al. [33], 10 μm para 2 μm Ra (80%) no Inconel 718 segundo Dadbakhsh et al. [34] e acima de 30 μm para 1,5 μm Rt (95%) no aço AISI 316L. Nestes três artigos, a estratégia de deposição utilizada foi a de cordões lado a lado, com diferentes níveis de sobreposição e parâmetros de processamento. Nota-se que o valor de redução de rugosidade encontrado para o Inconel 625 (73,9%) é similar aos de Zhao et al. [33] e Dadbakhsh et al. [34].

Diante disto, a refusão pode ser uma alternativa complementar aos métodos convencionais de polimento. O polimento manual não garante uniformidade, aumenta o custo de mão de obra, apresenta baixa produtividade, e requer habilidade por parte do operador [8]. Adicionalmente, a saúde do operador é prejudicada em decorrência da presença de pó metálico e de ser um trabalho repetitivo [9]. O jateamento abrasivo com esferas de vidro também é prejudicial ao operador, em virtude do resíduo de pó resultante [104], e o polimento químico eletrolítico não permite que o usuário selecione as áreas de interesse, exige consumíveis e forma resíduos [105].

4.1.1b Escaneamento em três dimensões

A homogeneidade dos depósitos foi investigada a partir do escaneamento em três dimensões. Os resultados são mostrados na Figura 94.

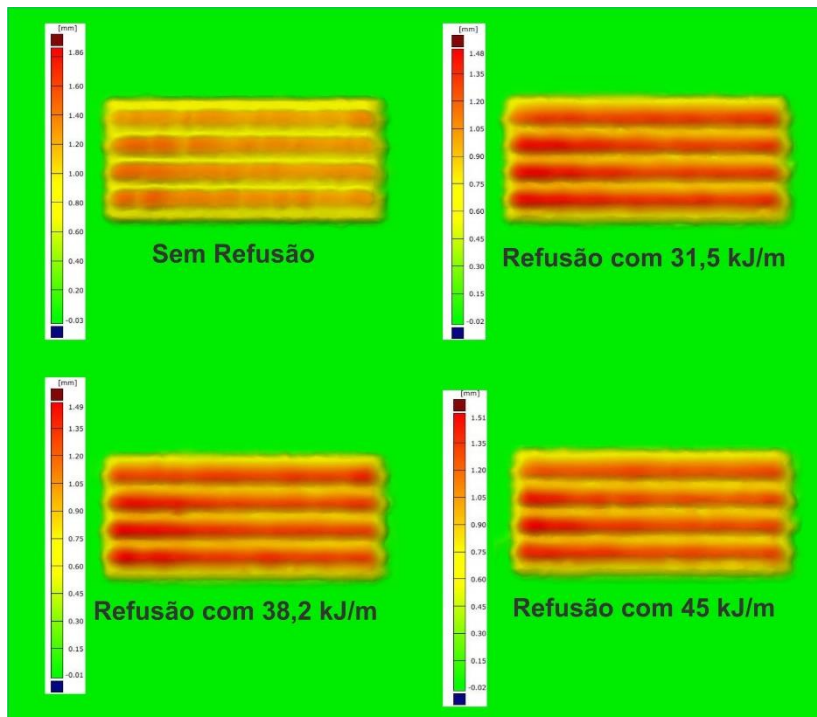


Figura 94. Resultados do escaneamento em três dimensões para o ferro com diferentes níveis de refusão

Em todos os casos os depósitos apresentaram homogeneidade, ou seja, o mesmo comportamento em toda a área. Conforme esperado, em virtude da estratégia de deposição, o cordão central possui altura superior (vermelho) em relação aos cordões individuais (amarelo).

Comparando-se os depósitos sem refusão com os refundidos, nota-se que a altura do cordão central do depósito sem refusão é superior à dos cordões refundidos. Isto pode ser explicado com base na atenuação da superfície promovida pela refusão. Por outro lado, não foi constatada diferença significativa entre os cordões refundidos.

O mesmo ensaio foi executado nos depósitos de Inconel, exibidos na Figura 95.

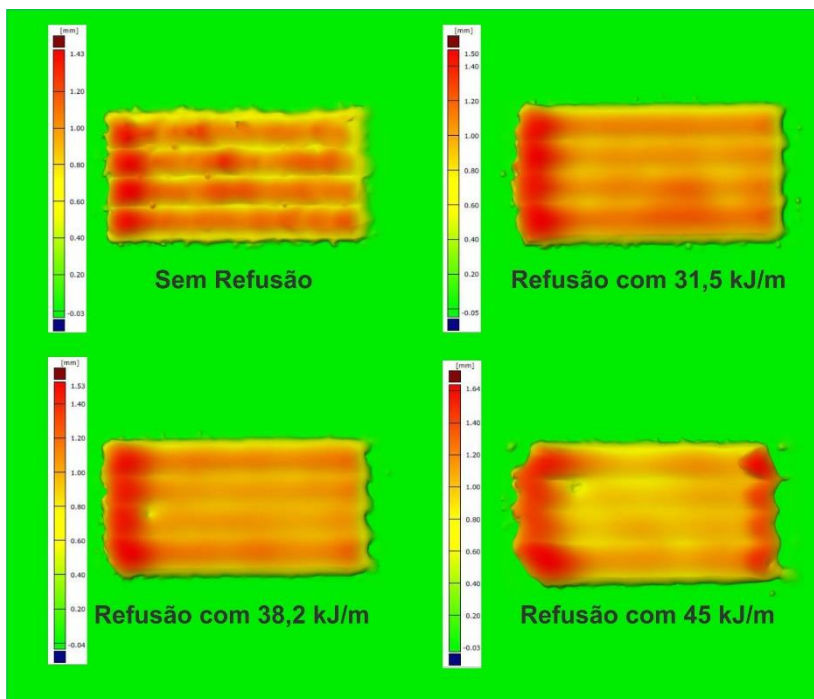


Figura 95. Resultados do escaneamento em três dimensões para o Inconel com diferentes níveis de refusão

No depósito sem refusão, assim como no caso do ferro, pode-se distinguir os cordões centrais (vermelho) em relação aos cordões individuais (amarelo). No entanto, não houve homogeneidade. Toda a lateral esquerda possui uma altura superior à altura do restante do depósito. Além disto, partículas não fundidas que se aglomeraram na superfície podem ser vistas.

Ao refundir a amostra, a falta de homogeneidade permaneceu, principalmente na lateral esquerda, e para a refusão com 45 kJ/m, também na lateral direita. A distinção entre os cordões centrais e os individuais é menos nítida após a refusão, devido à atenuação da superfície, que foi quantificada com o parâmetro de ondulação W_a .

A diferença em termos de homogeneidade para os depósitos de Inconel em relação aos de ferro pode ser explicada em função deste ter

vido exposto a maiores temperaturas durante maior tempo em relação ao ferro, pois sua condutividade térmica é menor. Segundo Dadbakhsh et al. [34], níveis elevados de energia (maior tempo exposto a maiores temperaturas) causam não apenas a redistribuição de material, mas também a sua deformação. As figuras relativas a todos os escaneamentos realizados estão disponíveis no tópico 7.2 do Apêndice.

4.1.1c Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

As imagens resultantes do MEV para a superfície do depósito de ferro com diferentes níveis de energia são exibidas na Figura 96.

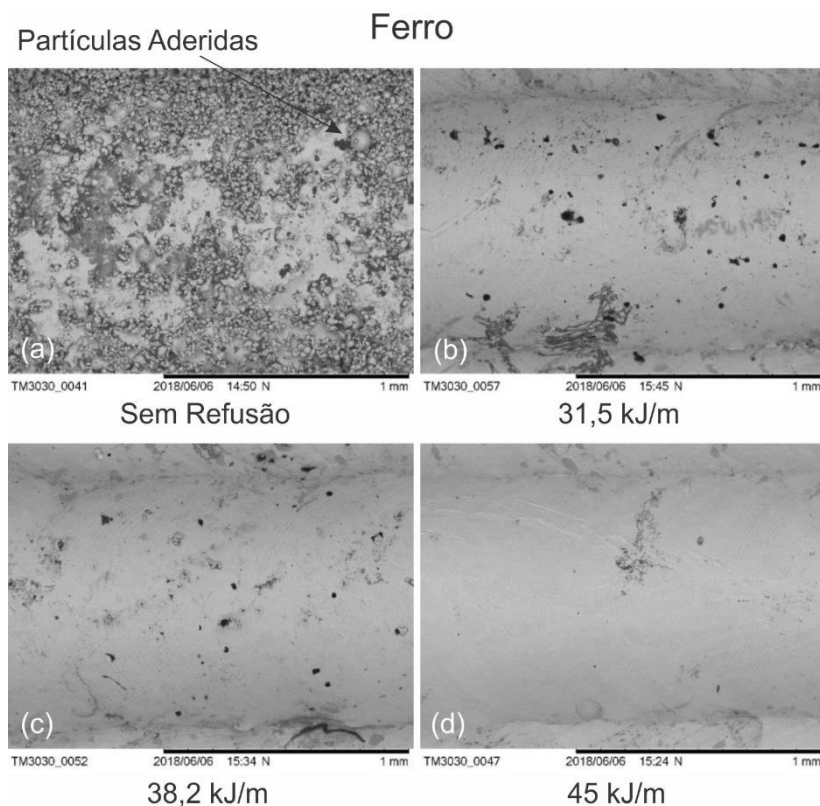


Figura 96. Imagens obtidas com o MEV relativas ao ferro para diferentes níveis de energia de refusão. (a) Sem refusão. (b) Refusão com 31,5 kJ/m. (c) Refusão com 38,2 kJ/m. (d) Refusão com 45 kJ/m. Ampliação de 100x.

O nível de “ruído” verificado na Figura 90 para o perfil sem refusão pode ser atribuído às partículas aderidas na superfície. Durante o processamento por DDE-L, nem todas as partículas se fundem, o que dá origem a superfícies rugosas. Mesmo com o menor nível de energia (31,5 kJ/m), nota-se que não há pós aderidos.

As imagens resultantes do MEV para a superfície do depósito de Inconel com diferentes níveis de energia são exibidas na Figura 97.

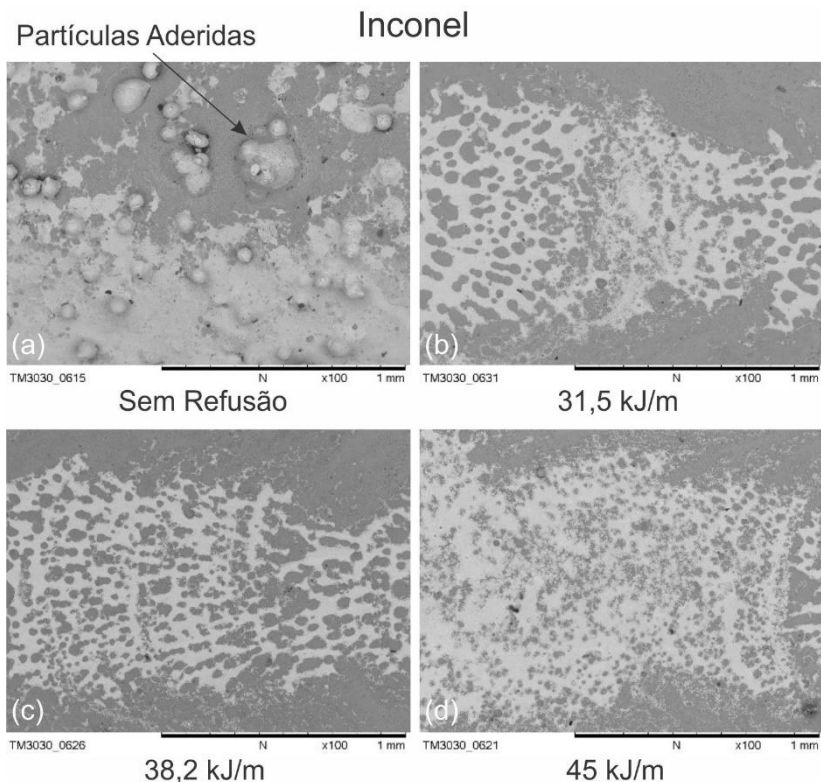


Figura 97. Imagens obtidas com o MEV relativas ao Inconel para diferentes níveis de energia de refusão. (a) Sem refusão. (b) Refusão com 31,5 kJ/m. (c) Refusão com 38,2 kJ/m. (d) Refusão com 45 kJ/m. Ampliação de 100x

Assim como no caso do ferro, o nível de “ruído” verificado na Figura 92 para o perfil sem refusão pode ser atribuído às partículas aderidas na superfície. Quando esta é submetida à refusão, mesmo com o menor nível de energia (31,5 kJ/m), estas partículas não são mais vistas.

Logo, a evolução dos patamares de Ra de 24,9 μm para 17,03 μm (redução de 31,6 %) no ferro e de 19,5 μm para 5,10 μm (redução de 73,9 %) no Inconel constituem patamares adequados de melhoria após a refusão. Níveis inferiores de energia não serão suficientes para fundir todas as partículas, redistribuindo o metal fundido por pressão capilar (regime SSM), e níveis superiores poderão causar uma deformação da superfície (regime SOM), conforme abordado por Dadbakhsh et al [34].

Embora não tenha sido aplicado nenhum ataque químico, com uma ampliação de 1000 vezes foi possível identificar o modo de solidificação colunar dendrítico nas amostras refundidas, conforme mostrado na Figura 98. As alterações microestruturais não estão no escopo da tese, mas poderão ser exploradas em trabalhos futuros.

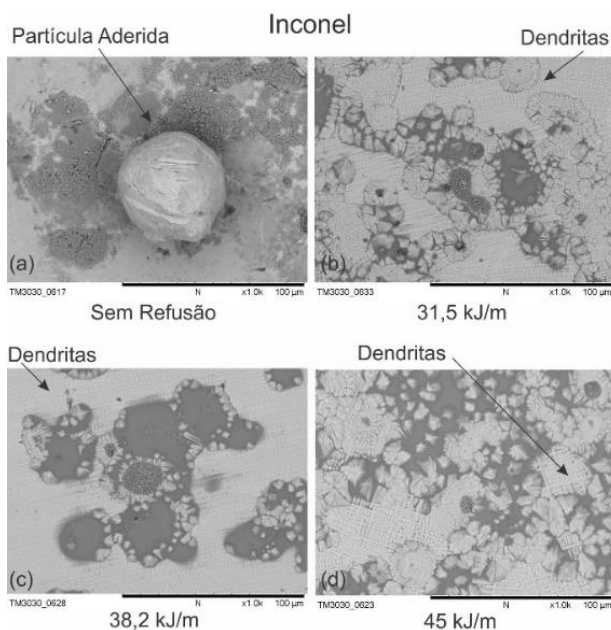


Figura 98. Imagens obtidas com o MEV relativas ao Inconel para diferentes níveis de energia de refusão. (a) Sem refusão. (b) Refusão com 31,5 kJ/m. (c) Refusão com 38,2 kJ/m. (d) Refusão com 45 kJ/m. Ampliação de 1000x

Comparando-se os resultados dos dois materiais em questão, percebe-se que no caso do Inconel, as partículas aderidas são maiores e estão em menor quantidade em relação às do ferro. De fato, o diâmetro médio das partículas de Inconel é de 88 μm , e das partículas de ferro, de

70 μm . No entanto, o tamanho significativamente superior das partículas de Inconel após o processamento é decorrente de sua aglomeração. Cabe ressaltar que a rugosidade após a refusão foi de 17,03 μm para o ferro de 5,10 μm para o Inconel. Como as imagens do MEV não indicam a presença de partículas aderidas após a refusão, constata-se que esta rugosidade pode ser atribuída a outros fatores, como a microestrutura por exemplo.

Estes resultados também podem ser correlacionados com a resistência à fadiga. Chan et al. [42] afirmam que a interface entre a partícula de pó, parcialmente ou não fundido, e o substrato, constitui o ponto de inicialização da trinca, pois atua como concentrador de tensões.

De fato, assim como previsto por Gu e Shen [65], a rugosidade média da superfície é da mesma ordem de magnitude do diâmetro do pó utilizado. Portanto, a principal causa da elevada rugosidade dos depósitos processados por DDE-L sem posterior refusão é a presença de partículas aderidas na superfície.

Nos artigos de Mahamood et al. [94][95], os parâmetros de processamento do processo de DDE-L foram associados com a rugosidade. Concluiu-se que elevada rugosidade pode ocorrer em decorrência de utilização de baixa energia, ou seja, quando a potência é insuficiente ou a velocidade de escaneamento é excessiva para uma determinada taxa de alimentação de pó. É possível otimizar estes parâmetros para reduzir a rugosidade, mas existe um nível de melhoria máximo. Ao refundir o depósito, as partículas que estavam aderidas na superfície se fundem, diminuindo assim o nível de rugosidade, além do limite máximo possível de ser alcançado com a otimização dos parâmetros de processamento do processo de DDE-L.

4.1.2 Análise do nível de vazios devido à falta de fusão

O nível de vazios decorrente da falta de fusão foi analisado mediante o corte transversal dos depósitos e cálculo de sua área. A Figura 99 exibe as macrografias relativas ao ferro para diferentes níveis de energia de refusão.

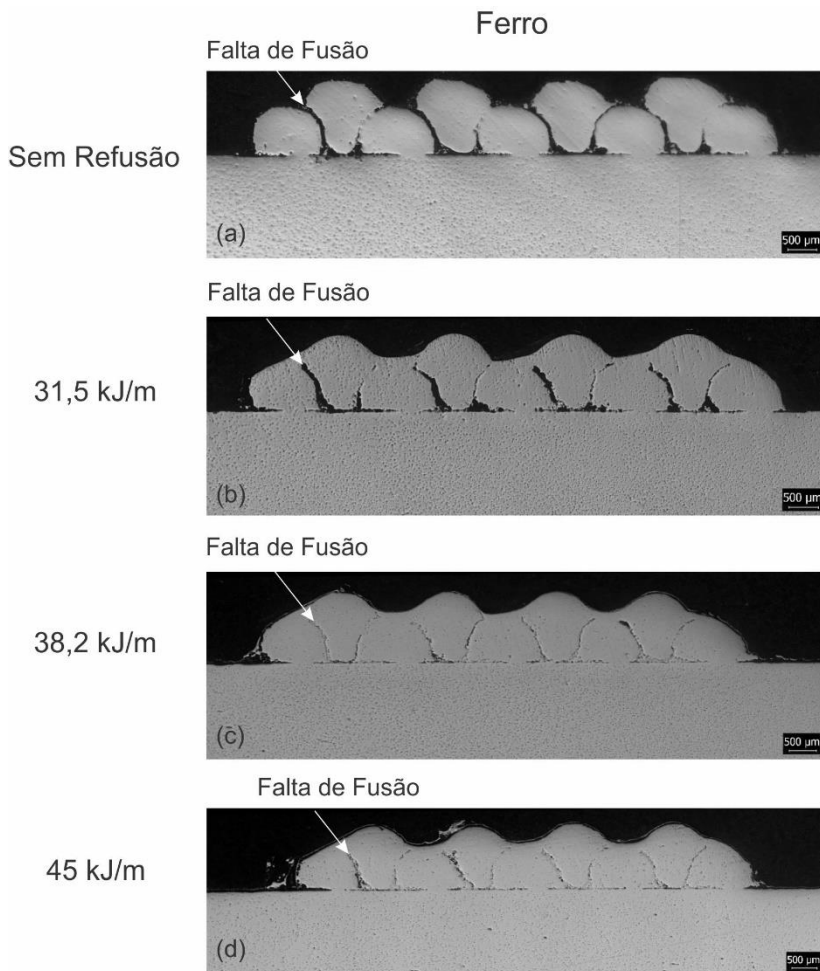


Figura 99. Imagens obtidas com o MO relativas à seção transversal dos depósitos de ferro para diferentes níveis de energia de refusão. (a) Sem refusão. (b) Refusão com 31,5 kJ/m. (c) Refusão com 38,2 kJ/m. (d) Refusão com 45 kJ/m.

Nota-se que o depósito obtido após a DDE-L sem refusão apresentou falta de fusão entre os cordões. Durante a transformação de líquido para sólido ocorreu um agrupamento dos átomos. Segundo Colpaert [68], como o rearranjo de átomos do líquido é menos compacto do que no estado sólido, uma significativa variação de volume (contração) acontece durante a solidificação. Em função desta contração,

surgiram vazios no material, classificados como falta de fusão. Além disto, a geometria convexa do cordão também contribuiu para a presença desta descontinuidade, conforme mencionado por McNutt [71].

Ao refundir, houve coalescência na superfície, nos pontos de união dos cordões. Esta coalescência aumentou quando os maiores níveis de energia foram utilizados. Para 38,2 kJ/m e 45 kJ/m, a área de vazios diminuiu significativamente de 7,7% na amostra F03 sem refusão, para 2,9% na amostra F22 refundida com 38,2 kJ/m, e para 1,7% na amostra F12 refundida com 45 kJ/m.

A explicação para este fato pode ser encontrada no trabalho de Cao e Gu [98]. Embora eles tenham estudado a influência da energia no nível de vazios apenas para o processo de DDE-L, a mesma abordagem pode ser aplicada para a refusão. Baixas energias promovem baixa temperatura na poça de fusão, e conseqüentemente induzem alta viscosidade no líquido. O material se solidifica rapidamente, à medida em que o feixe laser se afasta, reduzindo assim a molhabilidade. Desta forma, existe uma tendência de formação de elevada quantidade de vazios com formato irregular. Ao aumentar a energia, a temperatura de operação é suficientemente alta para diminuir a viscosidade e melhorar a molhabilidade. A continuidade das estruturas pode então ser melhorada.

Apesar dos resultados mostrados nas macrografias, a análise estatística considerando todas as amostras indica que o comportamento positivo não se repetiu. A Figura 100 exhibe o percentual de vazios em função do nível de energia de refusão. Zhong et al. [97] encontrou um resultado similar ao investigar a presença de porosidade mediante a variação da velocidade de escaneamento no processo de DDE-L. Verificou-se que não há uma tendência clara ao variar a velocidade de escaneamento, diferente do que acontece quando se varia a potência. Portanto, a potência é a variável de maior influência para a redução de vazios.

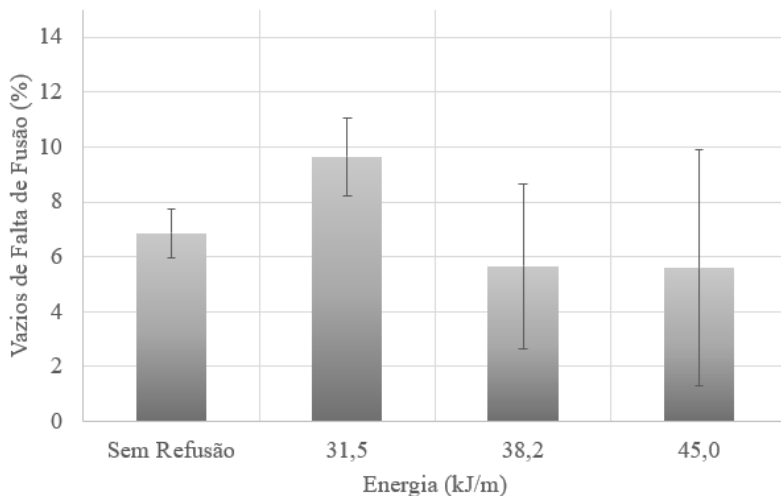


Figura 100. Percentual em área dos vazios de falta de fusão para os depósitos de ferro em função do nível de energia de refusão

A ausência de repetitividade permite inferir que o processo ainda não é robusto para aplicação industrial quando a redução de vazios é visada. Além disto, para a amostra refundida com 31,5 kJ/m, houve um aumento de 6,9% para 9,6% na média do percentual em área de vazios em relação à amostra sem refusão. Todas as tabelas e macrografias referentes às medições realizadas constam no tópico 7.3.1 do Apêndice.

De forma análoga ao procedimento realizado com o ferro, o nível de vazios decorrente da falta de fusão foi analisado para o Inconel mediante o corte transversal dos depósitos e cálculo de sua área. A Figura 101 exibe as macrografias relativas ao Inconel para diferentes níveis de energia de refusão.

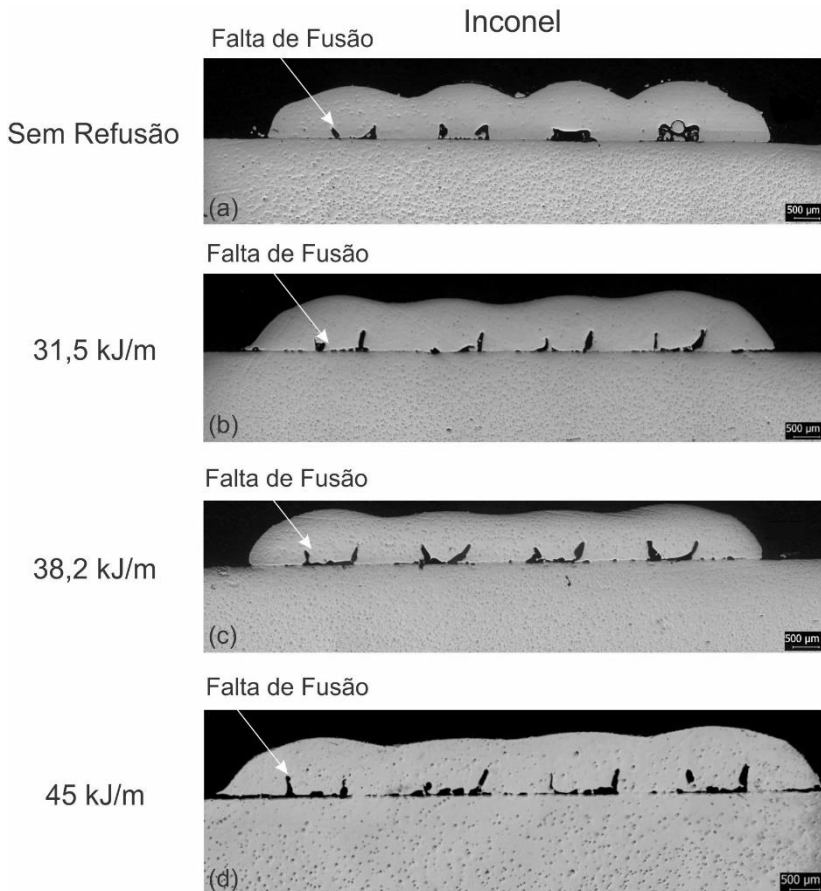


Figura 101. Imagens obtidas com o MO relativas à seção transversal dos depósitos de Inconel para diferentes níveis de energia. (a) Sem refusão. (b) Refusão com 31,5 kJ/m. (c) Refusão com 38,2 kJ/m. (d) Refusão com 45 kJ/m.

A refusão alterou a forma dos vazios, que eram inicialmente triangulares e retangulares, e passaram a ser pontiagudos. Isto foi verificado para os três níveis de refusão avaliados. A Figura 102 exhibe o percentual de vazios em função do nível de energia de refusão.

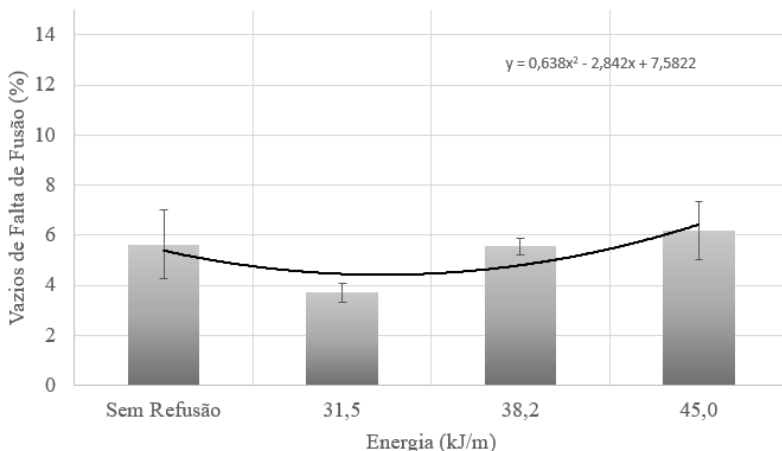


Figura 102. Percentual em área dos vazios de falta de fusão para os depósitos de Inconel em função do nível de energia de refusão

Comparando-se a média do percentual de vazios das amostras sem refusão e as amostras refundidas com 31,5 kJ/m, constata-se que houve uma pequena redução, de 5,6% para 3,7%. Os desvios permitem inferir que esta redução é significativa. As amostras refundidas com 31,5 kJ/m também apresentaram menor área (3,7%) em relação às amostras refundidas com 38,5 kJ/m (5,5%) e 45 kJ/m (6,2%). Os percentuais de vazios das amostras sem refusão (5,6%), refundidas com 38,2 kJ/m (5,5%) e com 45 kJ/m (6,2%) são similares. A tendência da curva é parabólica. Todas as tabelas e macrografias referentes às medições realizadas constam no tópico 7.3.2 do Apêndice.

Ao analisar os resultados do Inconel, verificou-se que não houve falta de fusão entre os cordões. Os vazios se concentraram na parte inferior do cordão central da estratégia alternada, que foi depositado entre dois cordões individuais. A principal razão para este fato diz respeito ao maior tempo em que o Inconel esteve sujeito a maiores temperaturas. Em virtude de suas propriedades físicas como menor condutividade térmica e maior absorvidade (maior resistividade elétrica), durante o processamento por DDE-L, os parâmetros regulados induziram menor viscosidade no líquido, o que melhorou sua molhabilidade conforme abordado por Cao e Gu [98], o que é ideal para a prevenção da falta de fusão [71].

Assim como no caso da rugosidade, os vazios decorrentes de falta de fusão também contribuem para a diminuição da resistência à fadiga.

Segundo Yadollahi e Shamsaei [60], vazios grandes e irregulares, próximos à superfície são os principais fatores limitantes da resistência à fadiga. Pós-processamentos como a PIQ são capazes de fechar poros internos e pequenas descontinuidades de falta de fusão. Vazios abertos (conectados à superfície) não podem ser removidos [10][11]. Os resultados deste trabalho indicam que a técnica de refusão a laser é capaz de alcançar resultados satisfatórios em termos de redução de rugosidade e nível de vazios. Isto poderá ser extrapolado para camadas múltiplas, na qual estão inseridas as aplicações de manufatura aditiva.

Durante a revisão da literatura foram encontrados apenas dois trabalhos que estudam a refusão na manufatura aditiva com o objetivo de se reduzir a quantidade de vazios. Em ambos os casos, foram abordados processos de FLP [121] [122]. Portanto, uma das contribuições desta tese foi a de provar a viabilidade da técnica de refusão também para o processo de DDE-L.

4.2 MODELAGEM MATEMÁTICA

Conforme mostrado na parte experimental do trabalho, muitos ensaios são necessários para compreender o comportamento do processo. Com o objetivo de reduzir o número total de testes e diminuir os custos envolvidos durante a parametrização, modelos numéricos podem ser utilizados. Contudo, antes de serem empregados, os modelos devem ser validados.

4.2.1 Validação da modelagem do perfil resultante da sobreposição dos cordões (DDE-L)

A etapa de validação consiste na comparação do modelo com o perfil real. O modelo desenvolvido no presente trabalho foi baseado no proposto por Ocelík et al. [25], em virtude deste ser mais adequado para cordões com baixa diluição, e conseqüentemente para a manufatura aditiva. A primeira fase consistiu em reproduzir as mesmas hipóteses, porém para o caso de revestimento alternado, que não foi abordado em seu trabalho.

As principais hipóteses consideradas eram o fato da largura do cordão se manter constante durante a sobreposição, o tipo de função ser a mesma para todos os cordões, e a quantidade de material depositado para cada cordão não ser alterada, o que resulta em uma área transversal constante. A Figura 103 exhibe o perfil do modelo e o perfil real.

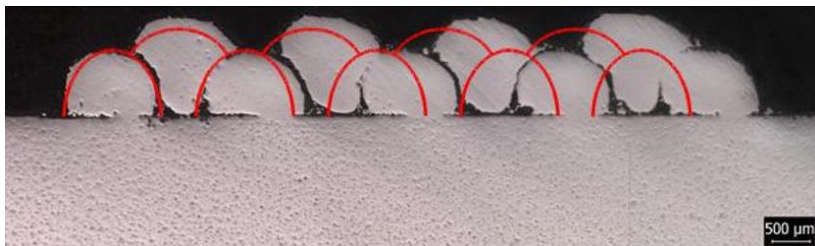


Figura 103. Validação do modelo proposto por Ocelík para o processo de DDE-L considerando o material ferro, estratégia de deposição alternada e razão de sobreposição (OR) de 32%

Embora Ocelík et al. [25] tenha conseguido convergência para o aço inoxidável e estratégia de deposição lado a lado, isto não ocorreu para o ferro com estratégia de deposição alternada. Isto se deu em decorrência de alguns fatores. Primeiro, a largura do cordão não se manteve constante. Segundo, a área dos cordões centrais foi significativamente superior à área dos cordões individuais.

O aumento da largura e da área estão associados à eficiência de deposição. Ao depositar os cordões individuais, perdeu-se muito pó para as laterais, enquanto que ao depositar os cordões centrais, esta perda foi menor. O aumento da área também está associado aos vazios de falta de fusão, que não são considerados pelo modelo. Gharbi et al. [93] indicam outra explicação, relacionada à temperatura da superfície de deposição. Quando o cordão é depositado diretamente no substrato frio, a poça de fusão não atinge temperaturas muito elevadas, o que resulta em larguras menores (menor molhabilidade). Já quando o cordão é depositado sobre outro ainda quente, a poça de fusão alcança temperaturas maiores e, conseqüentemente, larguras maiores. A temperatura da poça também depende da fração de energia absorvida pelas partículas de pó durante o voo, que está diretamente associada à distribuição das partículas, conforme mostrado na Equação 9.

Com o intuito de solucionar os problemas acima, as hipóteses foram modificadas. Considerando-se um aumento de largura de 10% e de área de 28% (fatores de correção), o modelo convergiu satisfatoriamente, de acordo com a Figura 104.



Figura 104. Validação do modelo proposto por Ocelík modificado, para o processo de DDE-L considerando o material ferro, estratégia de deposição alternada, razão de sobreposição (OR) de 32% e fatores de correção de 10% para largura e 28% para área.

Para a deposição do Inconel, o algoritmo não encontrou uma solução quando o perfil elipse foi utilizado no cordão central. Portanto, optou-se por implementar a função parábola para o Grupo 2. Desta forma, o equacionamento também teve de ser modificado.

A Equação 59 diz respeito à elipse (Grupo 1), e a Equação 60, à parábola (Grupo 2).

$$\text{Elipse: } f_{1i}(x) = f_{1,i+1}(x) = d_{1i} + b_{1i} \sqrt{1 - \frac{(x-c_{1i})^2}{a_{1i}^2}} \quad \text{Equação 59}$$

$$\text{Parábola: } f_{2i}(x) = a_{2i}x^2 + b_{2i}x + c_{2i} \quad \text{Equação 60}$$

As Equações 61 a 64 exibem o sistema resultante com as condições de contorno:

$$\text{Area}_1 = \int_{A_{1i}}^{B_{1i}} f_{1i}(x) dx \quad \text{Equação 61}$$

$$f_{2i}(x = A_{2i}) = f_{1i}(x = A_{2i}) \quad \text{Equação 62}$$

$$f_{2i}(x = B_{2i}) = f_{1,i+1}(x = B_{2i}) \quad \text{Equação 63}$$

$$\int_{A_{2i}}^{B_{2i}} f_{2i}(x) dx = \text{Area}_1 + \int_{A_{2i}}^{B_{1i}} f_{1i}(x) dx + \int_{A_{1,i+1}}^{B_{2i}} f_{1,i+1}(x) dx \quad \text{Equação 64}$$

Se o cordão do Grupo 2 estiver depositado exatamente no centro dos cordões do Grupo 1, na Equação 64, tem-se:

$$\text{Area}_2 = \int_{A_{2i}}^{B_{1i}} f_{1i}(x) \, dx = \int_{A_{1,i+1}}^{B_{2i}} f_{1,i+1}(x) \, dx \quad \text{Equação 65}$$

$$\int_{A_{2i}}^{B_{2i}} f_{2i}(x) \, dx = \text{Area}_1 + 2 \cdot \text{Area}_2 \quad \text{Equação 66}$$

Após aplicar as condições de contorno especificadas, surge o sistema de equações abaixo:

$$a_{2i}A_{2i}^2 + b_{2i}A_{2i} + c_{2i} = d_{1i} + b_{1i} \sqrt{1 - \frac{(A_{2i} - c_{1i})^2}{a_{1i}^2}} \quad \text{Equação 67}$$

$$a_{2i}B_{2i}^2 + b_{2i}B_{2i} + c_{2i} = d_{1,i+1} + b_{1,i+1} \sqrt{1 - \frac{(B_{2i} - c_{1,i+1})^2}{a_{1,i+1}^2}} \quad \text{Equação 68}$$

$$\int_{A_{2i}}^{B_{2i}} (a_{2i}x^2 + b_{2i}x + c_{2i}) \, dx = \text{Area}_1 + 2 \cdot \text{Area}_2 \quad \text{Equação 69}$$

De forma análoga ao procedimento realizado com o ferro, o perfil do modelo foi comparado com o perfil real. Conforme mostrado na Figura 105, os cordões individuais convergiram, mas não os cordões centrais. Estes apresentaram largura e área significativamente superior, pelas mesmas razões relativas ao ferro.

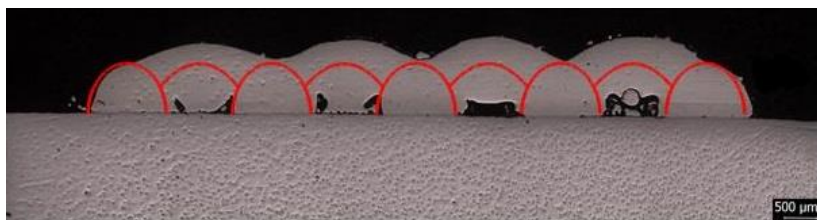


Figura 105. Validação do modelo proposto por Ocelík para o processo de DDEL considerando o material Inconel, estratégia de deposição alternada e razão de sobreposição (OR) de 8%

Para que houvesse convergência, foi necessário aumentar a largura em 83% e a área em 80%. O nível de sobreposição foi alterado para 50%. A Figura 106 exibe a comparação do perfil gerado pelo modelo e o perfil real.

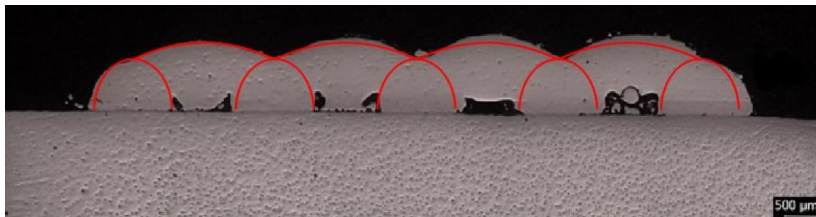


Figura 106. Validação do modelo proposto por Ocelík modificado, para o processo de DDE-L considerando o material Inconel, estratégia de deposição alternada e razão de sobreposição (OR) de 50%

O fato de se utilizar a função parábola para o cordão intermediário refuta a hipótese inicial de que o tipo de função é o mesmo em todo o perfil. O erro percentual, calculado com base na área para o perfil dos depósitos de ferro foi de 3,7 % e para o Inconel, de 10,4 %. Apesar deste resultado, o modelo apresenta algumas limitações.

Em virtude das propriedades dos materiais, o comportamento em termos de molhabilidade, nível de vazios e eficiência de deposição pode ser significativamente diferente. Portanto, antes de utilizar o modelo é necessário entender como a largura e a área do cordão intermediário é alterada em função dos parâmetros do processo (potência, velocidade de escaneamento e taxa de alimentação de material), para que os fatores de correção possam ser implementados. O nível de sobreposição também pode variar como consequência do aumento da área e da molhabilidade do cordão. Por fim, para que o modelo possa ser utilizado sem a necessidade de ensaios experimentais, nos materiais testados, torna-se necessário correlacionar a largura e a altura dos cordões individuais com os parâmetros do processo.

4.2.2 Resultados da modelagem do perfil resultante da refusão a laser após a DDE-L

Conforme esperado, é possível prever o comportamento da refusão ao se aplicar um filtro passa-baixa no modelo de DDE-L. A Figura 107 exibe o perfil do modelo e o perfil real para o ferro, com nível

de energia de refusão de 45 kJ/m. Foi necessário regular a frequência de corte em 0,0025 n° de onda para que se obter a forma de onda atenuada.

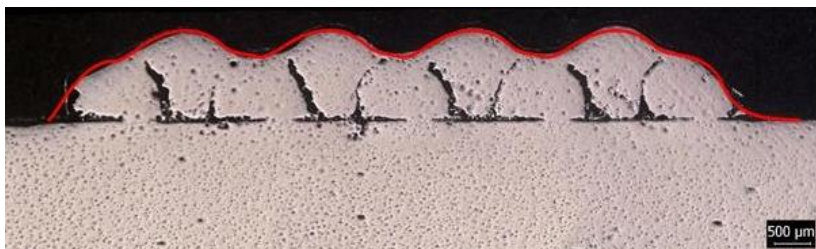


Figura 107. Validação do modelo proposto, para o processo de DDE-L seguido de refusão com 45 kJ/m considerando o material ferro e frequência de corte de 0,0025 n° de onda

O mesmo procedimento foi feito para a liga de Inconel com energia de refusão de 45 kJ/m, conforme mostrado na Figura 108. Porém, neste caso, a frequência de corte regulada foi de 0,002 n° de onda.

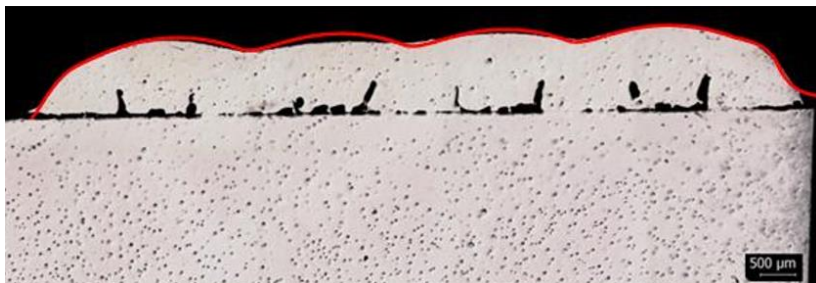


Figura 108. Validação do modelo proposto, para o processo de DDE-L seguido de refusão com 45 kJ/m considerando o material Inconel e frequência de corte de 0,002 n° de onda

Em ambos os casos, correções sistemáticas foram feitas nos modelos. Estas correções, assim como a frequência de corte devem ser correlacionadas com os parâmetros do processo (potência, velocidade de escaneamento e taxa de alimentação de material) e nível de sobreposição.

O erro percentual, calculado com base na área para o perfil dos depósitos de ferro foi de 2,3 % e para o Inconel, de 6,0 %. A modelagem da refusão a partir de funções matemáticas constitui uma contribuição inovadora do presente trabalho. Até o momento, apenas modelos

baseados em elementos finitos foram publicados. Todos os algoritmos desenvolvidos constam no t pico 7.4 do Apêndice.

5 CONCLUSÕES

5.1 CONCLUSÕES GERAIS

A técnica de refusão a laser pode ser utilizada como alternativa para a melhoria da qualidade da superfície e redução de vazios de falta de fusão no processo de DDE-L. Embora o trabalho tenha abordado a deposição de camada única, os resultados poderão ser extrapolados para multicamadas, o que compreende as aplicações de manufatura aditiva. Todos os resultados foram embasados nos fenômenos físicos envolvidos. Cabe destacar as seguintes conclusões:

- O grau de atenuação da rugosidade Ra na superfície após a refusão a laser foi de aproximadamente 30 % Ra para o ferro e 70 % Ra para o Inconel, com os mesmos parâmetros de processo. Isto ocorreu em virtude da fusão de partículas sólidas que foram aderidas na superfície durante o processo de DDE-L. Não houve diferença significativa para os diferentes níveis de energia utilizados.
- Apesar de tanto o Inconel quanto o ferro não possuírem partículas aderidas na superfície após a refusão, a rugosidade Ra final observada foi diferente (em torno de 17 μm para o ferro e 5 μm para o Inconel). Tal fato se deve à influência de outros fatores, além das partículas aderidas, sobre a rugosidade, como a microestrutura por exemplo.
- A ondulação Wa foi atenuada de forma significativa após a refusão apenas para o Inconel. O grau de atenuação foi de 68,9%. Uma explicação para este fato diz respeito às propriedades físicas de menor condutividade térmica e maior absorvidade, que contribuíram para que o Inconel se sujeitasse a elevadas temperaturas durante maior tempo em relação ao ferro. Logo, além da redistribuição de material, houve deformação da superfície.
- Apenas o ferro apresentou homogeneidade em sua superfície. O perfil resultante para o Inconel incluiu deformações acentuadas nas laterais, decorrentes do maior tempo em elevadas temperaturas.

- Após a refusão, o ferro exibiu uma redução de aproximadamente 8 % para 3 % com 38,2 kJ/m, e para 2 % com 45 kJ/m, na área de vazios de falta de fusão. Porém, estes resultados não apresentaram repetitividade. Já no Inconel, a redução foi em torno de 6 % para 4 % com 31,5 kJ/m, com repetitividade.
- O formato dos vazios no ferro e no Inconel foram diferentes. O ferro apresentou vazios entre os cordões, enquanto o Inconel, vazios internos. Isto está associado com as diferentes propriedades físicas dos materiais como condutividade térmica, que contribuiu para que o Inconel se sujeitasse a elevadas temperaturas durante mais tempo, reduzindo assim sua viscosidade e aumentando a molhabilidade.
- O modelo matemático desenvolvido para o processo de DDE-L foi capaz de prever o perfil da camada depositada com ferro, com erro próximo de 4 %, e 10 % com o Inconel. O modelo matemático desenvolvido para o processo de DDE-L seguido de refusão também convergiu, com erro em torno de de 2 % para o ferro, e de 6 % para o Inconel. Foi necessário alterar diversas hipóteses iniciais e implementar novas, que são apresentadas abaixo:

1 – A largura do cordão não se mantém constante durante a sobreposição. Isto se deve à deposição dos cordões do grupo 2 sobre cordões do grupo 1 que estavam em uma temperatura superior à temperatura ambiente. Logo, deve-se considerar um fator de correção, que pode ser correlacionado com os parâmetros do processo.

2 – A área transversal dos cordões não é constante. Isto pode ser atribuído à variação da eficiência de deposição dos cordões do grupo 1 em relação aos do grupo 2 e aos vazios de falta de fusão. Portanto, deve-se considerar um fator de correção, que pode ser correlacionado com os parâmetros do processo.

3 – O tipo de função nem sempre é o mesmo para todos os cordões. Depende da eficiência de deposição e do tipo de material (propriedades físicas e características do pó).

4 – Para a resolução do sistema de equações, deve-se adicionar uma nova condição de contorno, que aumenta a taxa de convergência. Esta condição envolve o suplemento do ângulo do molhamento.

5.2 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Medir a rugosidade da superfície resultante da DDE-L e refusão com um microscópio confocal.
- Aprofundar a análise da influência do nível de energia de refusão sobre a ocorrência de vazios de falta de fusão com o objetivo de melhorar a repetitividade do processo.
- Analisar a influência do nível de energia de refusão sobre a ocorrência de porosidade e executar as medições com um equipamento de tomografia computadorizada.
- Executar a refusão entre camadas com o objetivo de aumentar a densificação de componentes fabricados por DDE-L.
- Repetir os ensaios de refusão deste trabalho para os mesmos níveis de energia, porém variando a potência, e não a velocidade de escaneamento. A eficiência do processo pode ser diferente, apesar do nível de energia não ter sido alterado, o que influencia diretamente nos resultados.
- Estudar o efeito das diferentes estratégias de refusão sobre a superfície
- Estudar as mudanças microestruturais oriundas da refusão como Zona Termicamente Afetada (ZTA) e crescimento de grão.
- Medir a temperatura durante o processamento por DDE-L de ferro e Inconel com auxílio de uma câmera térmica.
- Estudar a influência da refusão sobre a corrosão. Verificou-se que as amostras refundidas apresentaram maior brilho em relação às amostras processadas por DDE-L.

- Explorar os limites do modelo para diferentes perfis de cordão individual, com baixa e alta diluição. Se o modelo de fato for apto apenas para cordões com baixa diluição, adaptá-lo para a utilização em cordões de alta diluição.
- Implementar o modelo para a deposição em paredes e em múltiplas camadas.

6 REFERÊNCIAS

- [1] MÖLLER, Mauritz et al. Characterization of the anisotropic properties for laser metal deposited Ti-6Al-4V. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 29, n. 2, p.0223081-02230818, maio 2017. Laser Institute of America. <http://dx.doi.org/10.2351/1.4983239>.
- [2] GIBSON, Ian; STUCKER, Brent; ROSEN, David W. **Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing**. New York: Springer, 2010. 459 p
- [3] ROMBOULTS, M. et al. Surface Finish after Laser Metal Deposition. **Physics Procedia**, [s.l.], v. 41, p.810-814, 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.152>.
- [4] PERRY, Tyler L. et al. Pulsed laser polishing of micro-milled Ti6Al4V samples. **Journal Of Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 11, n. 2, p.74-81, jul. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2009.10.001>.
- [5] BEREZNAI, M. Surface modifications induced by ns and sub-ps excimer laser pulses on titanium implant material. **Biomaterials**, [s.l.], v. 24, n. 23, p.4197-4203, out. 2003. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0142-9612\(03\)00318-1](http://dx.doi.org/10.1016/s0142-9612(03)00318-1).
- [6] SHALABI, M.m. et al. Implant Surface Roughness and Bone Healing: a Systematic Review. **Journal Of Dental Research**, [s.l.], v. 85, n. 6, p.496-500, jun. 2006. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1177/154405910608500603>.
- [7] KOBRYN, P.a.; MOORE, E.h.; SEMIATIN, S.l.. The effect of laser power and traverse speed on microstructure, porosity, and build height in laser-deposited Ti-6Al-4V. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 43, n. 4, p.299-305, jul. 2000. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462\(00\)00408-5](http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462(00)00408-5).
- [8] GORA, W. S. et al. Laser polishing of additively manufactured COCR and Ti6Al4V parts and subsequent stress relieving. In: ICALEO, 37., 2018, Orlando. **Proceedings**. Orlando: Lia, 2018. v. 1, p. 1 - 5.
- [9] ROSA, Benoit; MOGNOL, Pascal; HASCOËT, Jean-yves. Laser polishing of additive laser manufacturing surfaces. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 27, n. 2, p.291021-2910217, fev. 2015. Laser Institute of America. <http://dx.doi.org/10.2351/1.4906385>.

- [10] ATKINSON, H. V.; DAVIES, S.. Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An overview. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [s.l.], v. 31, n. 12, p.2981-3000, dez. 2000. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-000-0078-2>.
- [11] TAMMAS-WILLIAMS, Samuel et al. The Effectiveness of Hot Isostatic Pressing for Closing Porosity in Titanium Parts Manufactured by Selective Electron Beam Melting. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [s.l.], v. 47, n. 5, p.1939-1946, 16 mar. 2016. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-016-3429-3>.
- [12] FARAHMAND, Parisa; KOVACEVIC, Radovan. An experimental–numerical investigation of heat distribution and stress field in single- and multi-track laser cladding by a high-power direct diode laser. **Optics & Laser Technology**, [s.l.], v. 63, p.154-168, nov. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2014.04.016>.
- [13] MARION, G. et al. A finite element model for the simulation of Direct Metal Deposition. In: ICALEO, 33., 2014, San Diego. **Proceedings**. San Diego: Lia, 2014. v. 1, p. 1 - 8.
- [14] MANVATKAR, V.; DE, A.; DEBROY, T.. Spatial variation of melt pool geometry, peak temperature and solidification parameters during laser assisted additive manufacturing process. **Materials Science And Technology**, [s.l.], v. 31, n. 8, p.924-930, 3 nov. 2014. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284714y.0000000701>.
- [15] KANG, Jin Wu et al. Numerical Simulation of Multi-Track Laser Cladding Process. **Advanced Materials Research**, [s.l.], v. 399-401, p.1802-1805, nov. 2011. Trans Tech Publications. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.399-401.1802>.
- [16] PEYRE, Patrice et al. Simplified numerical model for the laser metal deposition additive manufacturing process. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 29, n. 2, p.0223041-0223047, maio 2017. Laser Institute of America. <http://dx.doi.org/10.2351/1.4983251>.
- [17] ZHAO, Huihui et al. Three-dimensional finite element analysis of thermal stress in single-pass multi-layer weld-based rapid prototyping. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 212, n. 1, p.276-285, jan. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.09.012>.

- [18]MICHALERIS, Panagiotis. Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes. **Finite Elements In Analysis And Design**, [s.l.], v. 86, p.51-60, set. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.finel.2014.04.003>.
- [19]MICHALERIS, Panagiotis. Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes. **Finite Elements In Analysis And Design**, [s.l.], v. 86, p.51-60, set. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.finel.2014.04.003>.
- [20]ROBERTS, I.a. et al. A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing. **International Journal Of Machine Tools And Manufacture**, [s.l.], v. 49, n. 12-13, p.916-923, out. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2009.07.004>.
- [21]AIYITI, Wurikaixi et al. Investigation of the overlapping parameters of MPAW-based rapid prototyping. **Rapid Prototyping Journal**, [s.l.], v. 12, n. 3, p.165-172, maio 2006. Emerald. <http://dx.doi.org/10.1108/13552540610670744>.
- [22]CAO, Yong et al. Overlapping model of beads and curve fitting of bead section for rapid manufacturing by robotic MAG welding process. **Robotics And Computer-integrated Manufacturing**, [s.l.], v. 27, n. 3, p.641-645, jun. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.rcim.2010.11.002>.
- [23]SURYAKUMAR, S. et al. Weld bead modeling and process optimization in Hybrid Layered Manufacturing. **Computer-aided Design**, [s.l.], v. 43, n. 4, p.331-344, abr. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cad.2011.01.006>.
- [24]DING, Donghong et al. A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM). **Robotics And Computer-integrated Manufacturing**, [s.l.], v. 31, p.101-110, fev. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.rcim.2014.08.008>.
- [25]OCELÍK, V. et al. On the geometry of coating layers formed by overlap. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 242, p.54-61, mar. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.01.018>.

- [26]NENADL, O. et al. A versatile model for the prediction of complex geometry in 3D direct laser deposition. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 307, p.292-300, dez. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.08.090>.
- [27]XIONG, Jun et al. Modeling of bead section profile and overlapping beads with experimental validation for robotic GMAW-based rapid manufacturing. **Robotics And Computer-integrated Manufacturing**, [s.l.], v. 29, n. 2, p.417-423, abr. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.rcim.2012.09.011>.
- [28]LI, Yongzhe et al. Enhanced beads overlapping model for wire and arc additive manufacturing of multi-layer multi-bead metallic parts. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 252, p.838-848, fev. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.017>.
- [29]ALRBAEY, K. et al. On Optimization of Surface Roughness of Selective Laser Melted Stainless Steel Parts: A Statistical Study. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, [s.l.], v. 23, n. 6, p.2139-2148, 22 abr. 2014. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-014-0993-9>.
- [30]LAMIKIZ, A. et al. Laser polishing of parts built up by selective laser sintering. **International Journal Of Machine Tools And Manufacture**, [s.l.], v. 47, n. 12-13, p.2040-2050, out. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2007.01.013>.
- [31]BHADURI, Debajyoti et al. Laser polishing of 3D printed mesoscale components. **Applied Surface Science**, [s.l.], v. 405, p.29-46, maio 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.01.211>.
- [32]MARIMUTHU, S. et al. Laser polishing of selective laser melted components. **International Journal Of Machine Tools And Manufacture**, [s.l.], v. 95, p.97-104, ago. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2015.05.002>.
- [33]ZHAO, Y. et al. Investigation of the effect of laser remelting for laser cladding nickel based alloy. In: ICALOE, 37., 2018, Orlando. **Proceedings**. Orlando: Lia, 2018. v. 1, p. 1 - 7.
- [34]DADBAKSH, Sasan; HAO, Liang; KONG, Choon Yen. Surface finish improvement of LMD samples using laser polishing. **Virtual And Physical Prototyping**, [s.l.], v. 5, n. 4, p.215-221, dez. 2010. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/17452759.2010.528180>.

- [35]LEVY, Gideon N. et al. The role and future of the Laser Technology in the Additive Manufacturing environment. **Physics Procedia**, [s.l.], v. 5, p.65-80, 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2010.08.123>.
- [36]DEBROY, T. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress In Materials Science**, [s.l.], v. 92, p.112-224, mar. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.
- [37]SCHMIDT, Michael et al. Laser based additive manufacturing in industry and academia. **Cirp Annals**, [s.l.], v. 66, n. 2, p.561-583, 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cirp.2017.05.011>.
- [38]AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS 3.0: Standard Welding Terms and Definitions**. Miami, p. 162. 2010.
- [39]LEVY, Gideon N.; SCHINDEL, Ralf; KRUTH, J.p. Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives. **Cirp Annals**, [s.l.], v. 52, n. 2, p.589-609, 2003. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0007-8506\(07\)60206-6](http://dx.doi.org/10.1016/s0007-8506(07)60206-6).
- [40]ASTM International. **ASTM F2792-12a: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies**. West Conshohocken. 2012.
- [41]MILEWSKI, John O.. Additive Manufacturing of Metals. **Springer Series In Materials Science**, [s.l.], p.1-339, 2017. Springer International Publishing. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-58205-4>.
- [42]CHAN, Kwai S. et al. Fatigue Life of Titanium Alloys Fabricated by Additive Layer Manufacturing Techniques for Dental Implants. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [s.l.], v. 44, n. 2, p.1010-1022, 17 out. 2012. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-012-1470-4>.
- [43]BRIEN, Anetter O' (Ed.). **Welding Handbook, Volume 4, Materials and Applications, Part 1**. 9. ed. Miami: American Welding Society, 2011. 695 p.
- [44]MUDGE, R. P.; WALD, N. R. Laser Engineered Net Shaping Advances Additive Manufacturing and Repair. **Welding Journal**. v. 86, p.44-48, jan. 2007.

- [45]MODI, Yashwant Kumar; SANADHYA, Sidharth. Design and additive manufacturing of patient-specific cranial and pelvic bone implants from computed tomography data. **Journal Of The Brazilian Society Of Mechanical Sciences And Engineering**, [s.l.], v. 40, n. 10, p.1-11, out. 2018. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s40430-018-1425-9>.
- [46]MOIDUDDIN, Khaja et al. Structural and mechanical characterization of custom design cranial implant created using additive manufacturing. **Electronic Journal Of Biotechnology**, [s.l.], v. 29, p.22-31, set. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ejbt.2017.06.005>.
- [47]Cancer patient receives 3D printed rib cage. Disponível em: <<https://www.csiro.au/en/Research/MF/Areas/Metals/Lab22/Strnum-and-ribs>>. Acesso dia 22/04/2019.
- [48]NASA 3D prints first full scale copper rocket engine part. Disponível em: <<https://www.nasa.gov/marshall/news/nasa-3-D-prints-first-full-scale-copper-rocket-engine-part.html>>. Acesso dia 22/04/2019.
- [49]Additive manufacturing at GE aviation. Disponível em: <<https://www.industrial-lasers.com/articles/print/volume-28/issue-6/features/additive-manufacturing-at-ge-aviation.html>>. Acesso dia 22/04/2019>.
- [50]Superior wear resistance with laser weld repairs. Disponível em: <<https://www.sulzer.com/en/shared/services/2017/03/31/13/49/laser-weld-repairs>>. Acesso dia 18/05/2018.
- [51]LASERTEC 65 Additive Manufacturing: Additive manufacturing in finished parts quality. Disponível em: <http://www.dmgmori.com/webspecial/journal_2014_1/en/laser-tec-65.htm>. Acesso em: 18/05/2018.
- [52]REVOLUTIONARY development cuts manufacturing times using Laser Metal Deposition. Disponível em: <<https://www.twi-global.com/news-events/case-studies/revolutionary-development-cuts-manufacturing-times-using-laser-metal-deposition-583/>>. Acesso em: 18/05/2018.
- [53]MUKHERJEE, T. et al. Printability of alloys for additive manufacturing. **Scientific Reports**, [s.l.], v. 6, n. 1, p.1-8, 22 jan. 2016. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1038/srep19717>.

- [54] GRIFFITHS, Brian. **Manufacturing Surface Technology**. London: Penton Press, 2001. 237 p.
- [55] MENEZES et al. **Tribology for Scientists and Engineers**. New York: Springer, 2013. 939.
- [56] SAMES, W.J. et al. Effect of process control and powder quality on Inconel 718 produced using electron beam melting. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON SUPERALLOY 718 AND DERIVATIVES, 8., 2014, Pittsburgh. **Proceedings...**. Pittsburgh: The Minerals, Metals & Materials Society, 2014. p. 409 - 423.
- [57] SPIERINGS, A.B.; STARR, T.I.; WEGENER, K.. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. **Rapid Prototyping Journal**, [s.l.], v. 19, n. 2, p.88-94, mar. 2013. Emerald. <http://dx.doi.org/10.1108/13552541311302932>.
- [58] BAGEHORN, S.; WEHR, J.; MAIER, H.J.. Application of mechanical surface finishing processes for roughness reduction and fatigue improvement of additively manufactured Ti-6Al-4V parts. **International Journal Of Fatigue**, [s.l.], v. 102, p.135-142, set. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.05.008>.
- [59] GREITEMEIER, Daniel et al. Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting. **International Journal Of Fatigue**, [s.l.], v. 94, p.211-217, jan. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.05.001>.
- [60] YADOLLAHI, Aref; SHAMSAEI, Nima. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities. **International Journal Of Fatigue**, [s.l.], v. 98, p.14-31, maio 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001>.
- [61] STERLING, Amanda J. et al. Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited Ti-6Al-4V. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 655, p.100-112, fev. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.026>.
- [62] WANG, Yang et al. High-cycle fatigue crack initiation and propagation in laser melting deposited TC18 titanium alloy. **International Journal Of Minerals, Metallurgy, And Materials**, [s.l.], v. 20, n. 7, p.665-670, jul. 2013. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s12613-013-0781-9>.

- [63]RICE, R. W.. Comparison of stress concentration versus minimum solid area based mechanical property-porosity relations. **Journal Of Materials Science**, [s.l.], v. 28, n. 8, p.2187-2190, 1993. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf00367582>.
- [64]NING, Jianguo; MA, Tianbao; LIN, Genghao. A grid generator for 3-D explosion simulations using the staircase boundary approach in Cartesian coordinates based on STL models. **Advances In Engineering Software**, [s.l.], v. 67, p.148-155, jan. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.advengsoft.2013.09.007>.
- [65]GU, Dongdong; SHEN, Yifu. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods. **Materials & Design**, [s.l.], v. 30, n. 8, p.2903-2910, set. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2009.01.013>.
- [66]QIU, Chunlei et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 96, p.72-79, set. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.004>.
- [67]KELBASSA, J. et al. Equipment and process windows for laser metal deposition with coaxial wire feeding. In: ICALEO, 37., 2018, Orlando. **Proceedings**. Orlando: Lia, 2018. v. 1, p. 1 - 7.
- [68]COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**, 4^a. edição. São Paulo: Edgard Blucher, 2008. 672 p.
- [69]TRO, N. J.. **Introductory Chemistry**, 4th. edition. Glenview: Pearson, 2011. 835 p.
- [70]GROOVER, M. P. **Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes and systems**, 4th. Hoboken: John Wiley & Sons, 2010. 1025 p.
- [71]MCNUTT, Philip Alexander. **An investigation of cracking in laser metal deposited nickel superalloy CM24LC**. 2015. 360 f. Tese (Doutorado) - Curso de Metallurgy And Materials, School Of Engineering, University Of Birmingham, Birmingham, 2015.
- [72]ASM. **ASM Handbook Volume 6: welding, brazing and soldering**. Metals Park: ASM International, 2018. 2873 p.
- [73]ELMER, J. W. et al. The effect of Ar and N₂ shielding gas on laser weld porosity in steel, stainless steels, and nickel. **Welding Journal**. v. 94, p.313-s – 325-s, oct. 2015.

- [74] AHSAN, Muhammad Naveed. **Modelling and analysis of laser direct metal deposition of Ti-6Al-4V alloy**. 2011. 209 f. Tese (Doutorado) - Curso de Physical Sciences, School Of Mechanical, Aerospace And Civil Engineering, University Of Manchester, Manchester, 2011.
- [75] BUZA, Gábor et al. On the Possible Mechanisms of Porosity Formation during Laser Melt Injection (LMI) Technology. **Materials Science Forum**, [s.l.], v. 589, p.79-84, jun. 2008. Trans Tech Publications. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.589.79>.
- [76] STEEN, William M; MAZUMDER, Jyotirmoy. **Laser Material Processing**. 4. ed. London: Springer, 2010. 558 p.
- [77] POPRAWA, Reinhart (Ed.). **Tailored Light 2**. Berlin: Springer, 2011. 605 p.
- [78] BERGSTROM, David. **The absorption of laser light by rough metal surfaces**. 2008. 209 f. Tese (Doutorado) - Curso de Manufacturing Systems Engineering, Applied Physics And Mechanical Engineering, Lulea University Of Technology, Ostersund, 2008.
- [79] ARATA, Y.; MIYAMOTO, I. Laser welding. **Technocrat**, v. 11, n. 5, p. 33-42, jan. 1976.
- [80] CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. São Paulo: Associação Brasileira de Metais (ABM), 1988. 576 p.
- [81] ASM. **ASM Handbook Volume 1: properties and selection**. Metals Park: ASM International, 2018. 2521 p.
- [82] ASM. **ASM Handbook Volume 3: alloy phase diagrams**. Metals Park: ASM International, 2018. 1741 p.
- [83] Touloukian Y. S. et al. Thermophysical properties of matter. New York: Plenum Publishing Corporation, 1970.
- [84] Inconel alloy 625. Disponível em :
<<http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>. Acesso dia 22/04/2019.
- [85] KRANZ, J.; HERZOG, D.; EMMELMANN, C.. Design guidelines for laser additive manufacturing of lightweight structures in TiAl6V4. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 27, n. 1, p.140011-1400116, fev. 2015. Laser Institute of America. <http://dx.doi.org/10.2351/1.4885235>.

- [86]ABIOYE, T.e.; FOLKES, J.; CLARE, A.t.. A parametric study of Inconel 625 wire laser deposition. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 213, n. 12, p.2145-2151, dez. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.007>.
- [87]HERALIC, A. **Towards full automation of robotized Laser Metal-wire Deposition**. 2009. Trabalho de Conclusão de Curso. Department of Signals and Systems, Chalmers University of Technology, Giteborg, 2009.
- [88]SYED, Waheed Ul Haq; PINKERTON, Andrew J.; LI, Lin. A comparative study of wire feeding and powder feeding in direct diode laser deposition for rapid prototyping. **Applied Surface Science**, [s.l.], v. 247, n. 1-4, p.268-276, jul. 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2005.01.138>.
- [89]SHAH, Kamran et al. Parametric study of development of Inconel-steel functionally graded materials by laser direct metal deposition. **Materials & Design (1980-2015)**, [s.l.], v. 54, p.531-538, fev. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.079>.
- [90]PETRAT, Torsten et al. Laser Metal Deposition as Repair Technology for a Gas Turbine Burner Made of Inconel 718. **Physics Procedia**, [s.l.], v. 83, p.761-768, 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.078>.
- [91]SAMES, W. J. et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. **International Materials Reviews**, [s.l.], v. 61, n. 5, p.315-360, 7 mar. 2016. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>.
- [92]MANVATKAR, V.; DE, A.; DEBROY, T.. Spatial variation of melt pool geometry, peak temperature and solidification parameters during laser assisted additive manufacturing process. **Materials Science And Technology**, [s.l.], v. 31, n. 8, p.924-930, 3 nov. 2014. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/1743284714y.0000000701>.
- [93]GHARBI, Myriam et al. Influence of various process conditions on surface finishes induced by the direct metal deposition laser technique on a Ti-6Al-4V alloy. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 213, n. 5, p.791-800, maio 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.11.015>.

- [94]MAHAMOOD, Rasheedat M.; AKINLABI, Esther T.. Scanning speed and powder flow rate influence on the properties of laser metal deposition of titanium alloy. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, [s.l.], v. 91, n. 5-8, p.2419-2426, 5 jan. 2017. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-016-9954-9>.
- [95]MAHAMOOD, Rasheedat M.; AKINLABI, Esther T.; OWOLABI, Moses G.. Effect of laser power and powder flow rate on dilution rate and surface finish produced during laser metal deposition of Titanium alloy. **2017 8th International Conference On Mechanical And Intelligent Manufacturing Technologies (icmimt)**, [s.l.], p.6-10, fev. 2017. IEEE. <http://dx.doi.org/10.1109/icmimt.2017.7917405>.
- [96]ZHONG, Chongliang et al. Experimental study of porosity reduction in high deposition-rate Laser Material Deposition. **Optics & Laser Technology**, [s.l.], v. 75, p.87-92, dez. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2015.06.016>.
- [97]ZHONG, Chongliang et al. Experimental study of effects of main process parameters on porosity, track geometry, deposition rate, and powder efficiency for high deposition rate laser metal deposition. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 27, n. 4, p.0420031-0420038, nov. 2015. Laser Institute of America. <http://dx.doi.org/10.2351/1.4923335>.
- [98]CAO, Sainan; GU, Dongdong. Laser metal deposition additive manufacturing of TiC/Inconel 625 nanocomposites: Relation of densification, microstructures and performance. **Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 30, n. 23, p.3616-3628, dez. 2015. Cambridge University Press (CUP). <http://dx.doi.org/10.1557/jmr.2015.358>.
- [99]TAKAMICHI, I; RODERICK, I L G. **The Physical Properties of Liquid Metals**. Oxford: Clarendon Press, 1993. 288 p.
- [100]Investigation the effect of particle size distribution on processing parameters optimization in selective laser melting process. Disponível em: <https://pdfs.semanticscholar.org/bbdc/5d8e37eaa34cf8f7feec0ea448b437a57d31.pdf>. Acesso dia 22/04/2019.
- [101]MARINESCU, I. D.; UHLMANN, E.; DOI, T. K. **Handbook of lapping and polishing**. Boca Raton: Taylor & Francis, 2007. 491 p.

- [102] BORDATCHEV, Evgueni V.; HAFIZ, Abdullah M. K.; TUTUNEA-FATAN, O. Remus. Performance of laser polishing in finishing of metallic surfaces. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, [s.l.], v. 73, n. 1-4, p.35-52, 6 abr. 2014. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-014-5761-3>.
- [103] NEE, Andrew Y. C. (Ed.). **Handbook of Manufacturing Engineering and Technology**. London: Springer, 2015. 3500 p.
- [104] WEN, Peng et al. Laser additive manufacturing of Zn metal parts for biodegradable applications: Processing, formation quality and mechanical properties. **Materials & Design**, [s.l.], v. 155, p.36-45, out. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.057>.
- [105] ŁYCZKOWSKA, E. et al. Chemical polishing of scaffolds made of Ti-6Al-7Nb alloy by additive manufacturing. **Archives Of Civil And Mechanical Engineering**, [s.l.], v. 14, n. 4, p.586-594, ago. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2014.03.001>.
- [106] WU, Ming-wei; LAI, Pang-hsin. The positive effect of hot isostatic pressing on improving the anisotropies of bending and impact properties in selective laser melted Ti-6Al-4V alloy. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 658, p.429-438, mar. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.023>.
- [107] MOLAEI, Reza; FATEMI, Ali; PHAN, Nam. Significance of hot isostatic pressing (HIP) on multiaxial deformation and fatigue behaviors of additive manufactured Ti-6Al-4V including build orientation and surface roughness effects. **International Journal Of Fatigue**, [s.l.], v. 117, p.352-370, dez. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.035>.
- [108] WU, Ming-wei et al. Improved fatigue endurance ratio of additive manufactured Ti-6Al-4V lattice by hot isostatic pressing. **Materials & Design**, [s.l.], v. 134, p.163-170, nov. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.048>.

- [109]HAN, Quanquan et al. Laser powder bed fusion of Hastelloy X: Effects of hot isostatic pressing and the hot cracking mechanism. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 732, p.228-239, ago. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.008>.
- [110]GIORGI, Chiara de et al. Laser micropolishing of AISI 304 stainless steel surfaces for cleanability and bacteria removal capability. **Applied Surface Science**, [s.l.], v. 406, p.199-211, jun. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.02.083>.
- [111]ARNAUD, C. et al. Potential of structuring and polishing with fiber laser on homogeneous metals. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 29, n. 2, p.0225011-0225018, maio 2017. Laser Institute of America. <http://dx.doi.org/10.2351/1.4983248>.
- [112]PERRY, Tyler L. et al. Examination of Selective Pulsed Laser Micropolishing on Microfabricated Nickel Samples Using Spatial Frequency Analysis. **Journal Of Manufacturing Science And Engineering**, [s.l.], v. 131, n. 2, p.0210021-0210029, 2009. ASME International. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3075874>.
- [113]NÜSSER, Christian et al. Process- and Material-Induced Surface Structures During Laser Polishing. **Advanced Engineering Materials**, [s.l.], v. 17, n. 3, p.268-277, 8 jan. 2015. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201400426>.
- [114]UKAR, E. et al. Laser polishing of tool steel with CO2 laser and high-power diode laser. **International Journal Of Machine Tools And Manufacture**, [s.l.], v. 50, n. 1, p.115-125, jan. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2009.09.003>.
- [115]E, Yasa; J, Kruth. APPLICATION OF LASER RE-MELTING ON SELECTIVE LASER MELTING PARTS. **Advances In Production Engineering & Management**, [s.l.], v. 6, n. 4, p.259-270, dez. 2011.
- [116]A RAMOS-GREZ, J; BOURELL, D L. Reducing surface roughness of metallic freeform-fabricated parts using non-tactile finishing methods. **International Journal Of Materials And Product Technology**, [s.l.], v. 21, n. 4, p.297-316, dez. 2004.

- [117]KUMSTEL, J.; KIRSCH, B.. Polishing Titanium- and Nickel-based Alloys using Cw-Laser Radiation. **Physics Procedia**, [s.l.], v. 41, p.362-371, 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.089>.
- [118]ROSA, Benoit; HASCOËT, Jean-yves; MOGNOL, Pascal. Topography modeling of laser polishing on AISI 316L milled surfaces. **Mechanics & Industry**, [s.l.], v. 15, n. 1, p.51-61, 2014. EDP Sciences. <http://dx.doi.org/10.1051/meca/2014003>.
- [119]UKAR, Eneko et al. Laser Polishing of GGG70L Cast Iron with 2D Scan-head. **Procedia Engineering**, [s.l.], v. 63, p.53-59, 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2013.08.199>.
- [120]HAFIZ, Abdullah M. Khalid; BORDATCHEV, Evgueni V.; TUTUNEA-FATAN, Remus O. Influence of overlap between the laser beam tracks on surface quality in laser polishing of AISI H13 tool steel. **Journal Of Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 14, n. 4, p.425-434, out. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2012.09.004>.
- [121]DEMIR, Ali Gökhan; PREVITALI, Barbara. Investigation of remelting and preheating in SLM of 18Ni300 maraging steel as corrective and preventive measures for porosity reduction. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, [s.l.], v. 93, n. 5-8, p.2697-2709, 7 jul. 2017. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-017-0697-z>.
- [122]ZHOU, Xin et al. Balling phenomena in selective laser melted tungsten. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 222, p.33-42, ago. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.02.032>.
- [123]PEYRE, Patrice et al. Simplified numerical model for the laser metal deposition additive manufacturing process. **Journal Of Laser Applications**, [s.l.], v. 29, n. 2, p.0223041-0223047, maio 2017. Laser Institute of America. <http://dx.doi.org/10.2351/1.4983251>.
- [124]MICHALERIS, Panagiotis. Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes. **Finite Elements In Analysis And Design**, [s.l.], v. 86, p.51-60, set. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.finel.2014.04.003>.

- [125]MICHALERIS, Panagiotis. Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes. **Finite Elements In Analysis And Design**, [s.l.], v. 86, p.51-60, set. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.finel.2014.04.003>.
- [126]ROBERTS, I.a. et al. A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing. **International Journal Of Machine Tools And Manufacture**, [s.l.], v. 49, n. 12-13, p.916-923, out. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2009.07.004>.
- [127]OLIVEIRA, U. de; OCELÍK, V.; HOSSON, J.th.m. de. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 197, n. 2-3, p.127-136, jul. 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.06.029>.
- [128]SAQIB, S.; URBANIC, R.j.; AGGARWAL, K.. Analysis of Laser Cladding Bead Morphology for Developing Additive Manufacturing Travel Paths. **Procedia Cirp**, [s.l.], v. 17, p.824-829, 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2014.01.098>.
- [129]MONDAL, Subrata; BANDYOPADHYAY, Asish; PAL, Pradip Kumar. Application of artificial neural network for the prediction of laser cladding process characteristics at Taguchi-based optimized condition. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, [s.l.], v. 70, n. 9-12, p.2151-2158, 14 nov. 2013. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-013-5393-z>.
- [130]XIONG, Jun et al. Bead geometry prediction for robotic GMAW-based rapid manufacturing through a neural network and a second-order regression analysis. **Journal Of Intelligent Manufacturing**, [s.l.], v. 25, n. 1, p.157-163, 19 jul. 2012. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s10845-012-0682-1>.
- [131]OCELÍK, V. et al. Thick Co-based coating on cast iron by side laser cladding: Analysis of processing conditions and coating properties. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 201, n. 12, p.5875-5883, mar. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.10.044>.

- [132]CHEIKH, H. El et al. Prediction and analytical description of the single laser track geometry in direct laser fabrication from process parameters and energy balance reasoning. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 212, n. 9, p.1832-1839, set. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.03.016>.
- [133]HOADLEY, A. F. A.; RAPPAZ, M.; ZIMMERMANN, M.. Heat-flow simulation of laser remelting with experimenting validation. **Metallurgical Transactions B**, [s.l.], v. 22, n. 1, p.101-109, fev. 1991. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02672531>.
- [134]BERTELLI, Felipe et al. Laser remelting of Al–1.5wt% alloy surfaces: Numerical and experimental analyses. **Optics And Lasers In Engineering**, [s.l.], v. 49, n. 4, p.490-497, abr. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlaseng.2011.01.007>.
- [135]VADALI, Madhu et al. Pulsed laser micro polishing: Surface prediction model. **Journal Of Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 14, n. 3, p.307-315, ago. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2012.03.001>.
- [136]GUTJAHR, Jhonattan. **Desenvolvimento e implementação de um sistema CNC, modular e reconfigurável, para processos laser**. 2016. 196 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2016.
- [137]MPIF Standard Test Methods. **Standard Test Methods for Metal Powders and Powder Metallurgy Products**. New Jersey, p. 150. 2012.
- [138]SIMINSKY, Michael. **Weld path optimisation for rapid prototyping and wear replacement by robotic gas metal arc welding**. 2003. 363 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engineering, University Of Wollongong, Wollongong, 2003.
- [139]ISO 4287. **Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Terms, definitions and surface texture parameters**. Geneve, p. 25. 1997.
- [140]ISO 4288. **Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Rules and procedures for the assessment of surface texture**. Geneve, p. 8. 1996.
- [141]ALEXANDER, C. K.; SADIKU, M. N. O. **Fundamentos de Circuitos Elétricos**. São Paulo: McGraw Hill, 2013. 874 p.

7 APÊNDICE

7.1 ENSAIOS RELATIVOS À ANÁLISE DA SUPERFÍCIE COM O PERFILÔMETRO

7.1.1 Medições realizadas para o ferro

Tabela 9. Parâmetros de rugosidade Ra, Rq, Rt e ondulação Wa

Rugosidade Ra (μm)					Rugosidade Rq (μm)										
F01	26,338	F11	16,369	F21	13,691	F31	17,319	F01	33,474	F11	21,525	F21	15,919	F31	19,509
F02	22,122	F12	17,788	F22	18,071	F32	19,188	F02	29,644	F12	19,451	F22	19,594	F32	20,814
F03	26,265	F13	16,970	F23	19,325	F33	19,596	F03	32,588	F13	18,946	F23	20,902	F33	21,518
\bar{x}	24,908		17,042		17,029		18,701	\bar{x}	31,902		19,974		18,805		20,614
u	2,413		0,712		2,958		1,214	u	2,005		1,367		2,584		1,020

Rugosidade Rt (μm)					Ondulação Wa (μm)										
F01	167,549	F11	123,820	F21	58,015	F31	88,748	F01	124,725	F11	116,303	F21	110,648	F31	106,506
F02	148,273	F12	68,435	F22	75,668	F32	69,220	F02	115,048	F12	116,618	F22	121,039	F32	126,199
F03	145,630	F13	64,643	F23	68,436	F33	67,780	F03	135,518	F13	121,726	F23	124,254	F33	128,553
\bar{x}	153,817		85,633		67,373		75,250	\bar{x}	125,097		118,216		118,647		120,419
u	11,965		33,125		8,875		11,712	u	10,240		3,044		7,112		12,107

7.1.2 Medições realizadas para o Inconel

Tabela 10. Parâmetros de rugosidade Ra, Rq, Rt e ondulação Wa

Rugosidade Ra (μm)					Rugosidade Rq (μm)										
I01	19,5419	I11	5,7831	I21	4,9172	I31	6,6191	I01	26,977	I11	6,9357	I21	5,9564	I31	7,3072
I02	22,6905	I12	4,9081	I22	6,1199	I32	5,147	I02	30,362	I12	5,9427	I22	6,9396	I32	5,9647
I03	16,296	I13	4,6082	I23	5,0579	I33	5,4287	I03	20,613	I13	5,626	I23	6,083	I33	6,1813
\bar{x}	19,509		5,100		5,365		5,732	\bar{x}			6,168		6,326		6,484
u	3,197		0,610		0,658		0,781	u	4,950		0,683		0,535		0,721

Rugosidade Rt (μm)					Ondulação Wa (μm)										
I01	153,594	I11	34,412	I21	28,307	I31	27,984	I01	132,37	I11	37,445	I21	29,203	I31	46,388
I02	146,971	I12	30,046	I22	30,277	I32	24,543	I02	76,222	I12	24,987	I22	38,003	I32	28,395
I03	113,649	I13	26,028	I23	28,903	I33	26,658	I03	74,922	I13	25,611	I23	31,182	I33	29,699
\bar{x}	138,071		30,162		29,162		26,395	\bar{x}	94,503		29,348		32,796		34,827
u	21,408		4,193		1,010		1,736	u	32,796		7,020		4,617		10,033

7.2 ENSAIOS RELATIVOS À ANÁLISE DA SUPERFÍCIE A PARTIR DO ESCANEAMENTO EM TRÊS DIMENSÕES

7.2.1 Medições realizadas para o ferro

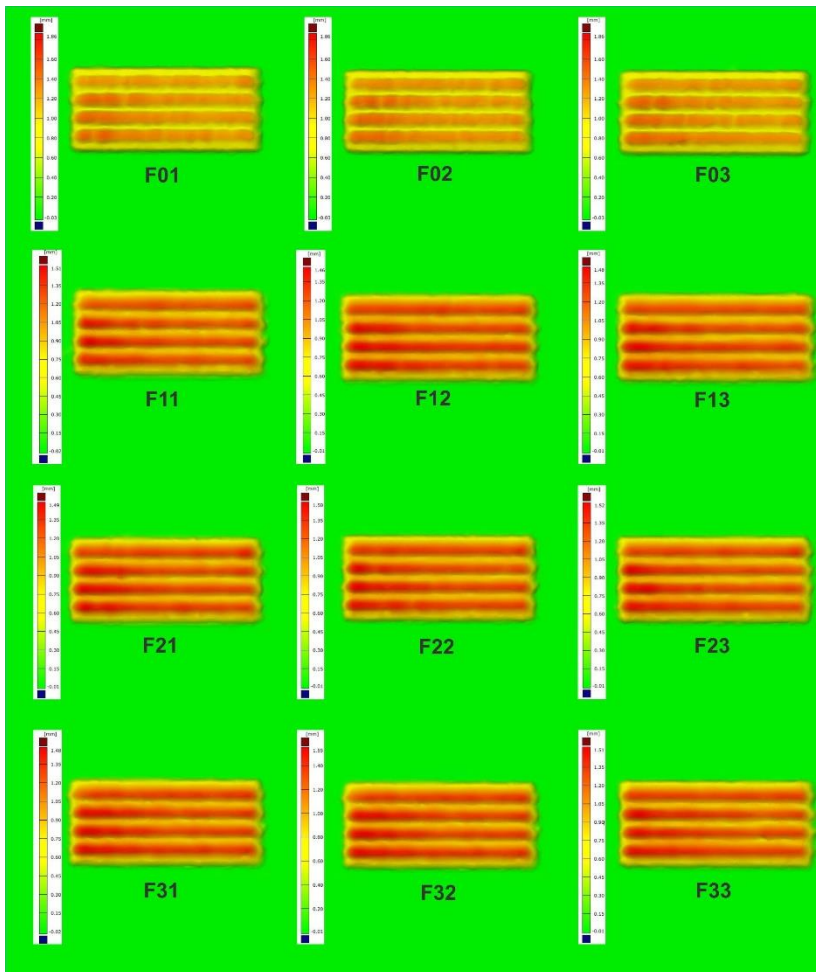


Figura 109. Resultado do escaneamento em três dimensões para as superfícies depositadas com ferro

7.2.2 Medições realizadas para o Inconel

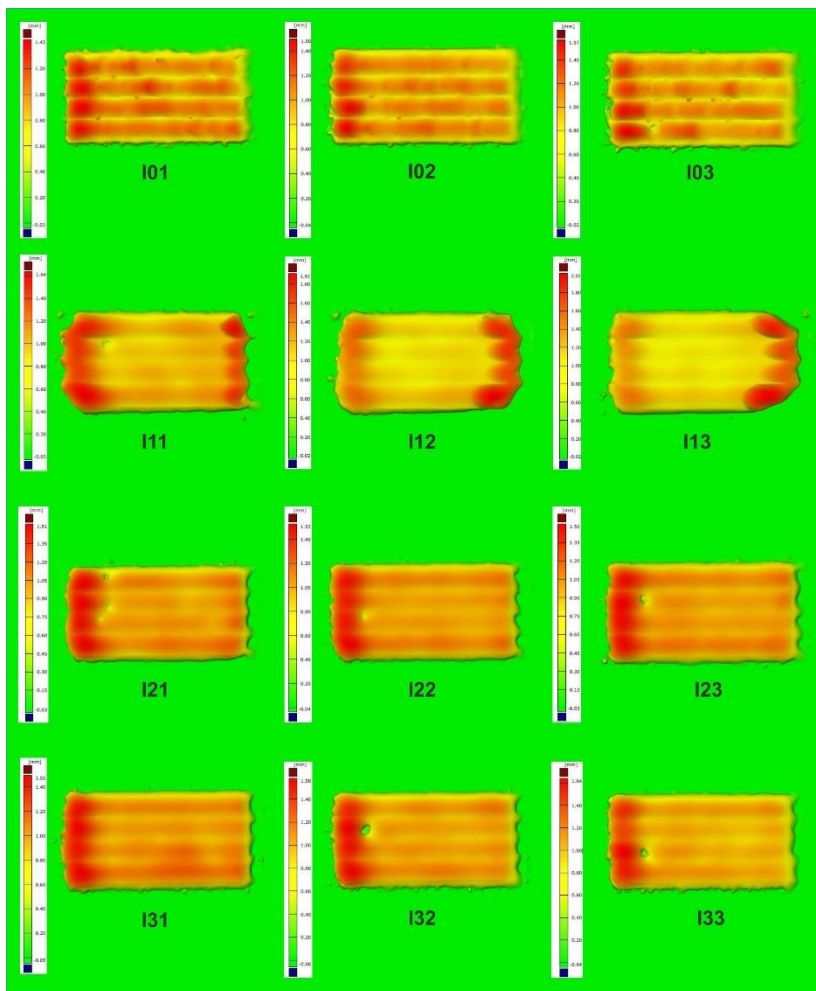


Figura 110. Resultado do escaneamento em três dimensões para as superfícies depositadas com Inconel

7.3 ENSAIOS RELATIVOS À ANÁLISE DO NÍVEL DE VAZIOS

7.3.1 Medições realizadas para o ferro

Tabela 11. Percentual de vazios devido à falta de fusão

Vazios de Falta de Fusão (%)							
F01	6,0	F11	9,4	F21	8,9	F31	11,0
F02	6,9	F12	1,7	F22	2,9	F32	8,2
F03	7,7	F13	5,7	F23	5,2	F33	9,7
\bar{x}	6,9		5,6		5,7		9,6
u	0,89		3,9		3,0		1,4

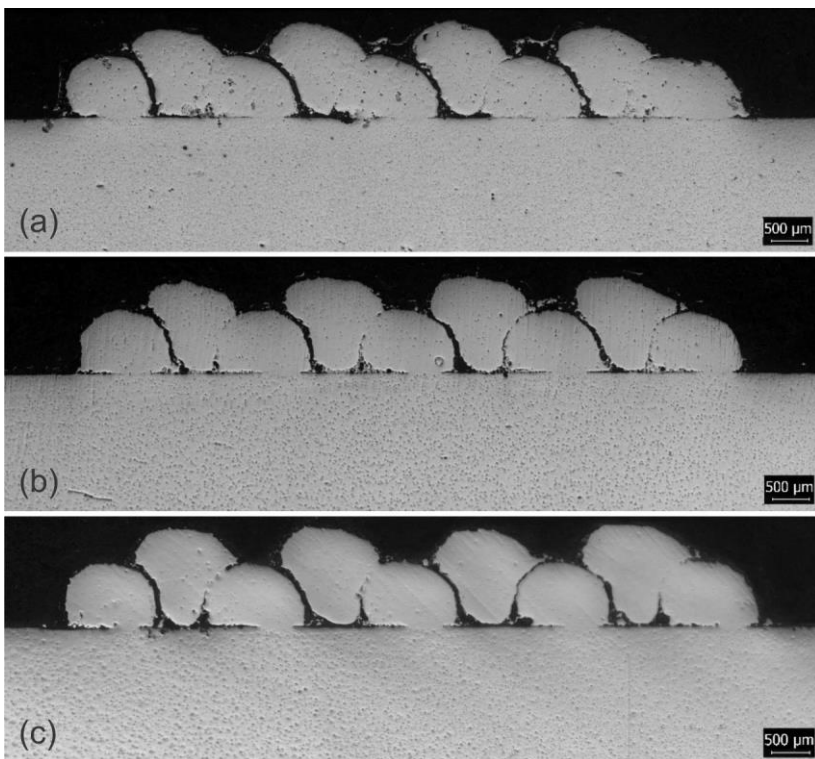


Figura 111. Macrografias transversais das amostras F01 (a), F02 (b) e F03 (c), que não foram refundidas

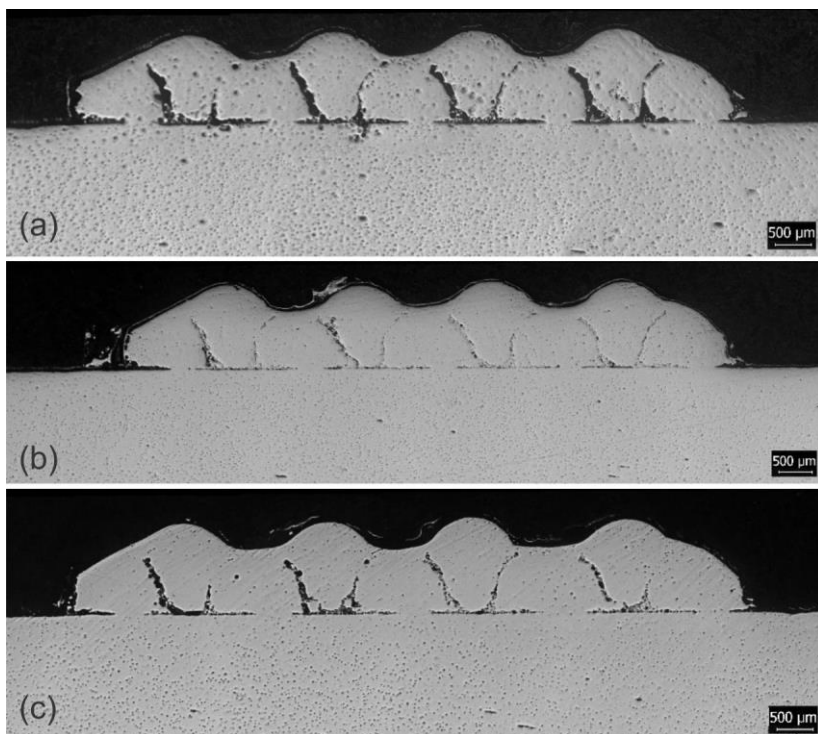


Figura 112. Macrografias transversais das amostras F11 (a), F12 (b) e F13 (c), refundidas com 45 kJ/m

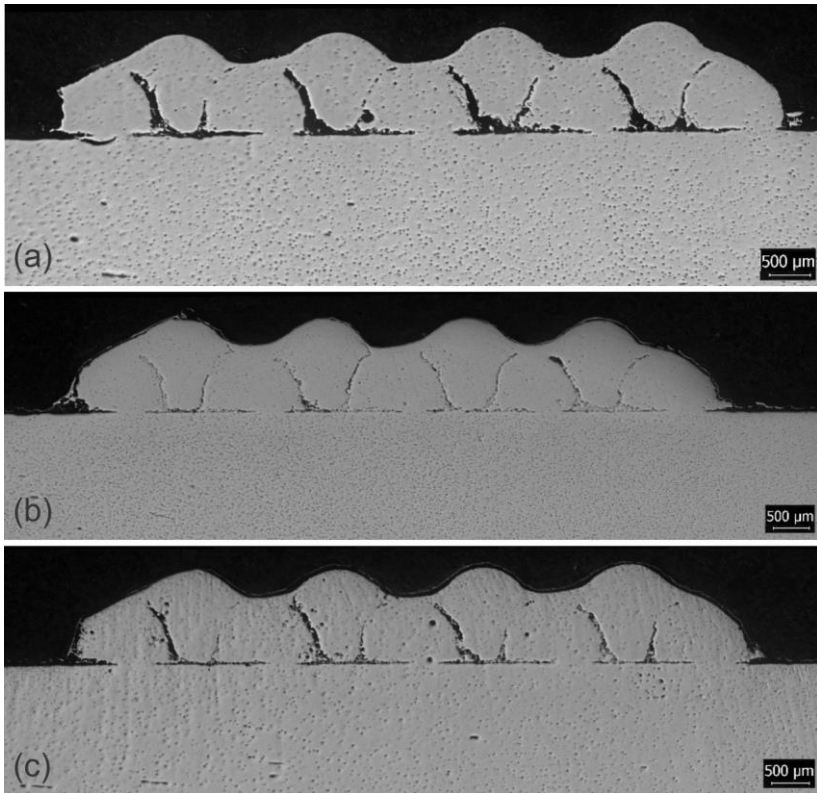


Figura 113. Macrografias transversais das amostras F21 (a), F22 (b) e F23 (c), refundidas com 38,2 kJ/m

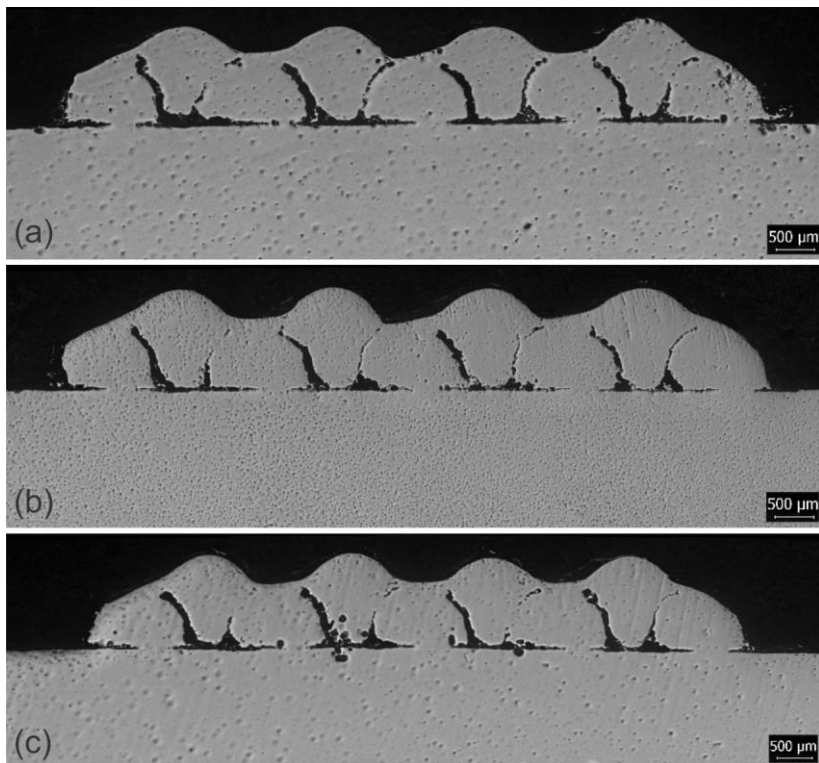


Figura 114. Macrografias transversais das amostras F31 (a), F32 (b) e F33 (c), refundidas com 31,5 kJ/m

7.3.2 Medições realizadas para o Inconel

Tabela 12. Percentual de vazios devido à falta de fusão

Vazios de Falta de Fusão (%)							
I01	6,230	I11	6,724	I21	5,189	I31	3,533
I02	4,050	I12	4,833	I22	5,875	I32	3,440
I03	6,601	I13	6,963	I23	5,569	I33	4,138
x	5,627		6,173		5,544		3,704
u	1,378		1,167		0,344		0,379

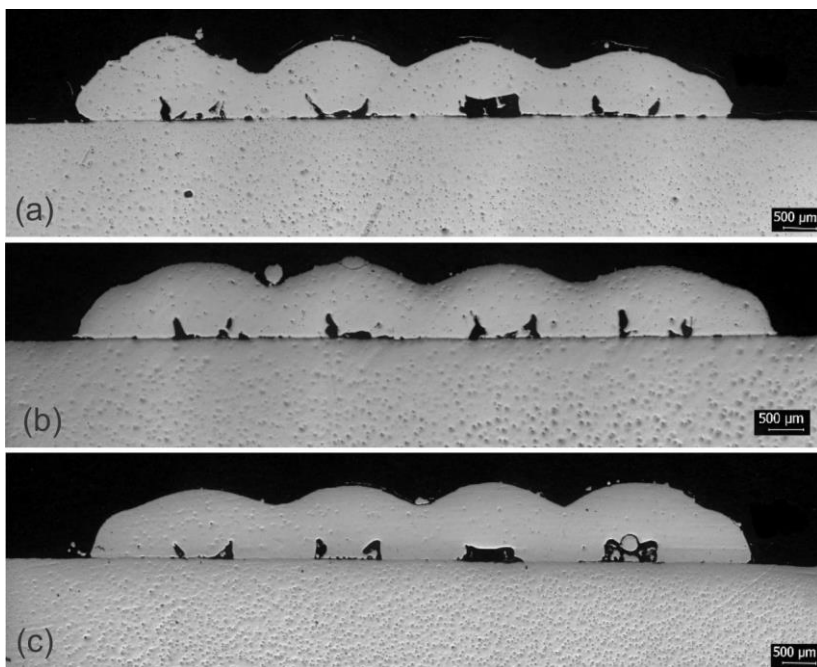


Figura 115. Macrografias transversais das amostras I01 (a), I02 (b) e I03 (c), que não foram refundidas

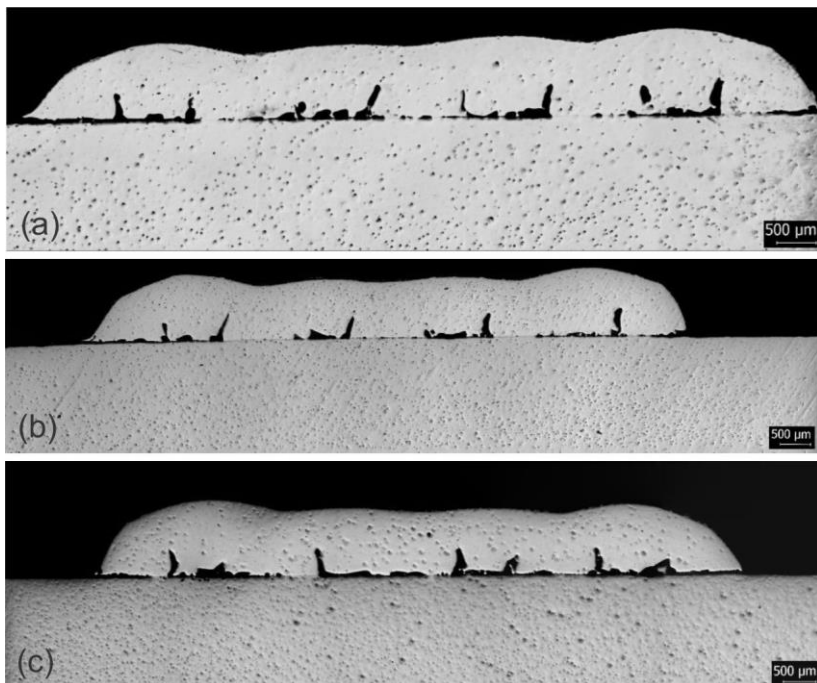


Figura 116. Macrografias transversais das amostras I11 (a), I12 (b) e I13 (c), refundidas com 45 kJ/m

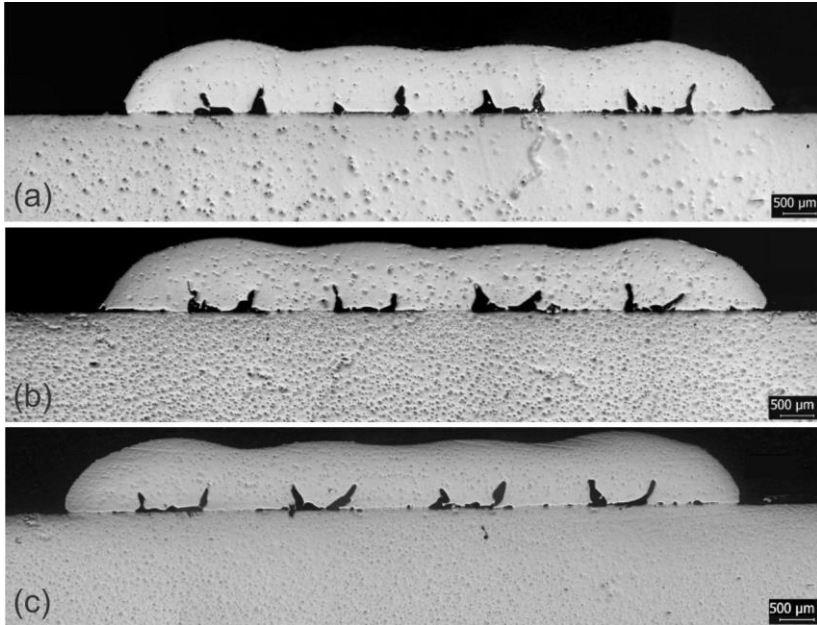


Figura 117. Macrografias transversais das amostras I21 (a), I22 (b) e I23 (c), refundidas com 38,2 kJ/m

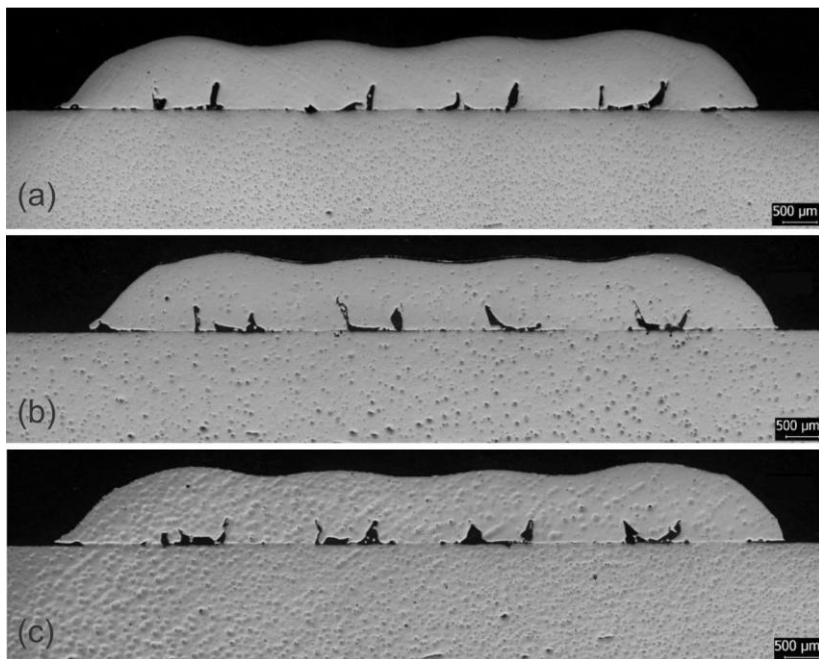


Figura 118. Macrografias transversais das amostras I31 (a), I32 (b) e I33 (c), refundidas com 31,5 kJ/m

7.4 PROGRAMAS PARA A IMPLEMENTAÇÃO DO MODELO PROPOSTO

```

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
% Valores de entrada %%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

m = 1;           % Número total de cordões
OR = 0.32;      % Razão de sobreposição
w = 398;        % Largura do cordão
H = 258;        % Altura do cordão
theta = 91;     % Ângulo entre cordão e substrato (molhabilidade)

delta = 0.001;

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
% Razões de aumento de área e largura %%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

RazaoArea = 1.28;
w2 = 1.10*w;

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
% Definido tamanho de vetores %%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

cordoesbase = 1+(m-1)/2;
cordoescentrais = (m-1)/2;

numerocordoes = [cordoesbase cordoescentrais];

A = zeros(numerocordoes(1));
B = zeros(numerocordoes(1));

A2 = zeros(numerocordoes(2));
B2 = zeros(numerocordoes(2));

a = zeros(numerocordoes(1));
b = zeros(numerocordoes(1));
c = zeros(numerocordoes(1));
d = zeros(numerocordoes(1));

a2 = zeros(numerocordoes(2));
b2 = zeros(numerocordoes(2));
c2 = zeros(numerocordoes(2));
d2 = zeros(numerocordoes(2));

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

```

Figura 119. Algoritmo implementado em MATLAB. Parte 1.

```
%% Pontos iniciais e finais de cada cordão
%%
for i=1:numericordoes(1)

    u = i-1;

    if i==1

        A(i) = 0;
        B(i) = w;

    else

        A(i) = B2(u)-w*OR;
        B(i) = A(i)+w;

    end

    if i<numericordoes(1)

        A2(i) = B(i)-w*OR;
        B2(i) = A2(i)+w2;

    end

end
```

Figura 120. Algoritmo implementado em MATLAB. Parte 2.

```

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
% Cordões depositados diretamente no substrato %%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

substrato = @(x) 0;

tangente = tand(theta);

for i=1:numerocordoes(1)

    Bi = B(i)-delta/2;
    Bo = B(i)+delta/2;

    syms m n p o

    eqs = [c+n*((1-((A(i)-p)^2)/(m^2))^(1/2)) - 0;
c+n*((1-((B(1)-p)^2)/(m^2))^(1/2)) == 0;
c+n*((1-((A(1)+(w/2)-p)^2)/(m^2))^(1/2)) == H;
(m*((1-((Bo-p)^2)/(m^2))^(1/2))-((1-((Bi-p)^2)/(m^2))^(1/2)))/delta == tangente];

    vars = [m n p o];

    [solm, soln, solp, solo] = solve(eqs,vars);

    a(i) = double(solm(1));
    b(i) = double(soln(1));
    c(i) = double(solp(1));
    d(i) = double(solo(1));

end

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

```

Figura 121. Algoritmo implementado em MATLAB. Parte 3.


```

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
% CoordEas centrais %%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

funcao_areal = @(x) d(1)+b(1)*((1-(x-c(1)).^2)/(a(1).^2)).^(1/2);
Areal = integral(funcao_areal,0,w);

for i=1:numeroordoes(2)

    k=i+1;

    x1 = A2(1);
    xf = B2(i);

    A1 = A2(1)-delta/2;
    A0 = A2(i)+delta/2;

    fun = @(x) d(1)+b(1)*((1-(x-c(1)).^2)/(a(1).^2)).^(1/2);
    fun2 = @(x) d(k)+b(k)*((1-(x-c(k)).^2)/(a(k).^2)).^(1/2);

    Area2 = integral(fun,A2(1),B(1))+integral(fun2,A(k),B2(1));
    theta2 = atan2((fun(A2(1)+delta/2)-fun(A2(1)-delta/2))/delta);
    tangente2 = tand(theta2-theta);

    syms funcao1(m,n,p,x)

    funcao1 = c + n*((1-(x-p)^2)/(m^2)).^(1/2);

    eqs = [c + n*((1-(A2(1)-p)^2)/(m^2)).^(1/2) == fun(A2(1));
           c + n*((1-(B2(i)-p)^2)/(m^2)).^(1/2) == fun2(B2(i));
           vpintegral(funcao1,x,xi,xf) == BaseoArea*Areal + Area2;
           (n*((1-(A0-p)^2)/(m^2)).^(1/2) - ((1-(A1-p)^2)/(m^2)).^(1/2)))/delta == tangente2];

    vars = [m n p c];

    [solm, soln, solp, solc] = solve(eqs,vars);

    a2(i) = double(solm(1));
    b2(i) = double(soln(1));
    c2(1) = double(solp(1));
    d2(i) = double(solc(1));

end
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

```

Figura 122. Algoritmo implementado em MATLAB. Parte 4.

```

for i=1:numeroordoes(1)

    u=i-1;

    if i==1

        F = @(t) ifelse (t<=A(i), substrato(t), d(i)+b(i)*((1-|(t-c(i)).^2|/(a(i).^2)).^(1/2)));

    else

        F = @(t) ifelse (t<=B2(u), substrato(t), d(i)+b(i)*((1-|(t-c(i)).^2|/(a(i).^2)).^(1/2)));

    end

    if i<numeroordoes(1)

        F = @(t) ifelse (t<=A2(i), F(t), d2(i)+b2(i)*((1-|(t-c2(i)).^2|/(a2(i).^2)).^(1/2)));

    end

    if i==numeroordoes(1)

        F = @(t) ifelse (t<=B(1), F(c), 0);

    end

    substrato = F;

end

```

Figura 123. Algoritmo implementado em MATLAB. Parte 5.

```

function y=ifelse (cond, valuet, valuef)

    if cond
        y=valuet;
    else
        y=valuef;
    end

end

```

Figura 124. Algoritmo implementado em MATLAB. Função ifelse.

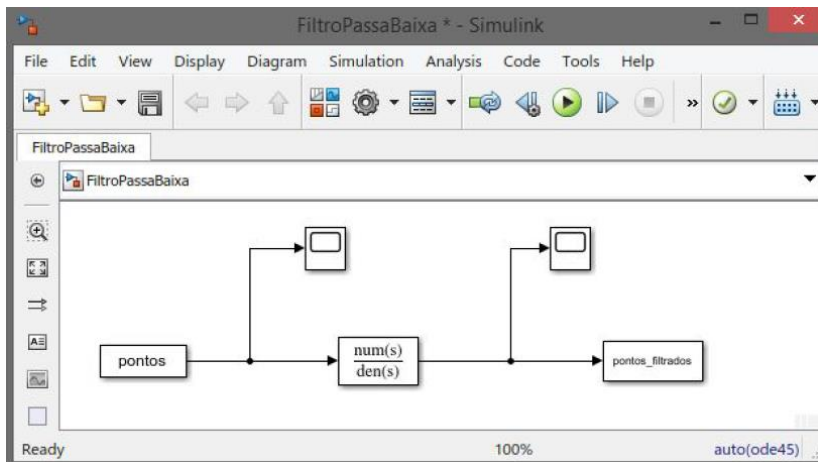


Figura 125. Diagrama de blocos implementado em SIMULINK referente à filtragem dos dados.

8 ANEXO – CARACTERÍSTICAS DO LASER

Especificações LASER IPG yls-10000-S2
Número de série 11076750

Tabela 13. Características gerais da fonte *laser*.

Parâmetros	Valor	Unid.
Tensão Alimentação	400 – 480	V
Fases	3 Fases + Terra	-
Frequência da Rede	50 - 60	Hz
Potência (nominal)	33.5	kW
Corrente máxima em operação	60	A
Corrente de partida	83	A
Temperatura de operação	10 - 50	°C
Humidade relativa	95	%
Dimensões (C x L x A)	1480 x 806 x 1519	mm
Massa	850	kg

Tabela 14. Características do feixe *laser*.

Parâmetros	Valor	Unid.
Tipo de operação	Contínua (CW)	-
Potência nominal feixe	10	kW
Variação de potência do feixe	10 – 105 (de 10kW)	%
Comprimento de onda	1070 - 1080	nm
Canais de saída (fibras)	2	-