



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ERIKE WILKER ARRUDA FIGUEREDO

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO POR LASER E
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS DE AÇOS
INOXIDÁVEIS EM SUBSTRATO METÁLICO**

Recife

2019

ERIKE WILKER ARRUDA FIGUEREDO

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO POR LASER E
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS DE AÇOS
INOXIDÁVEIS EM SUBSTRATO METÁLICO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco com parte dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Coorientadora: Prof^a. Dr^a. Tahiana Francisca da Conceição Hermenegildo.

Recife

2019

Catálogo na fonte
Bibliotecário Gabriel Luz, CRB-4 / 2222

- F475a Figueredo, Erike Wilker Arruda.
Avaliação dos parâmetros de deposição por laser e caracterização microestrutural de revestimentos de aços inoxidáveis em substrato metálico / Erike Wilker Arruda Figueredo - 2019.
144 folhas, figs. e tabs.
- Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.
Coorientador: Prof^a. Dr^a. Tahiana Francisca da Conceição Hermenegildo
- Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2019.
Inclui Referências.
1. Engenharia Mecânica. 2. Laser cladding. 3. Aços inoxidáveis. 4. Método de deposição coaxial e pré-deposição. 5. Caracterização microestrutural. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu. (Orientador). II. Hermenegildo, Tahiana Francisca da Conceição. (Coorientadora). III. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2019 - 215

ERIKE WILKER ARRUDA FIGUEREDO

**AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO POR LASER E
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS DE AÇOS
INOXIDÁVEIS EM SUBSTRATO METÁLICO**

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
da Universidade Federal de Pernambuco
com parte dos requisitos necessários à
obtenção do grau de Mestre em
Engenharia Mecânica.

Aprovada em: 21/02/2019.

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos
Orientador/Presidente

Prof. Dr. César Henrique Gonzalez
Coordenador do Programa

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Tiago de Sousa Antonino (Examinador Externo)
Instituto Federal de Pernambuco

Dedico este trabalho a minha família, aos meus pais, Evanaldo Gonzaga de Figueredo e Maria Veralúcia Arruda de Figueredo exemplos maior de vida e que sempre estiveram do meu lado em todos os momentos da minha vida, assim como meus irmãos, Ellyson Wagner Arruda Figueredo e Ellen Viviane Arruda de Figueredo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo amparo e proteção.

Aos meus pais Evanaldo Figueredo e Maria Veralúcia Figueredo por toda força e confiança. Aos meus irmãos Ellyson Figueredo e Ellen Figueredo.

À minha namorada Ingrid Taimara e aos meus amigos Adriano Pereira e sua esposa Maria Inês, Guimarães Ribeiro, pela amizade inquestionável.

Ao orientador Prof. Dr. Tiago Felipe e a coorientadora Prof^a. Dr^a. Tahiana Hermenegildo, por acreditar no meu potencial. Obrigado.

Ao Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima pesquisador do Instituto de Estudos Avançados (IEAv), pela parceria e disponibilidade.

Ao Prof. Dr. Gibran da Cunha Vasconcelos pela parceria e disponibilidade.

Aos meus amigos em especial Ana Carla, Carlos Xaxá e todos que fazem parte do grupo SOLDAMAT.

Aos técnicos de laboratório da UFPE - Janaina, Walter, Ivaldo, Ivanilda, Rubens e Marcelo – pela contribuição e apoio para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE pelo período de convívio e aprendizado

À FACEPE pelo apoio financeiro.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) e ao Programa de Pós-Graduação em Mecânica (PPGEM) - UFPE, pelo fornecimento do espaço físico;

Ao CNPQ, Petrobras, ANP – FINEP, Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de materiais (INTM) e ao Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB).

A empresa SIMISA pela parceria.

Enfim, a todos que contribuíram direta e indiretamente para o desenvolvimento e conclusão deste trabalho. Muito obrigado!

RESUMO

No presente estudo realizaram-se deposições pelo processo Laser Cladding utilizando como metal de adição o aço inoxidável martensítico AISI 431 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L, ambos em forma de pó, sobre um substrato de aço carbono ASTM A-36. Foram utilizadas as técnicas de deposição do pó coaxial e pré-deposição. Pelo método de deposição coaxial foram produzidas deposições do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de materiais (INTM) e as deposições que utilizaram o método de pré-deposição foram produzidas no Instituto de Estudos Avançado (IEAv) utilizando o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L. Para avaliação das deposições foram realizadas análises geométricas, caracterização microestrutural e avaliação mecânica através de ensaio de dureza das deposições. Os resultados foram discutidos baseados na influência da potência, velocidade do feixe de laser, técnicas de deposição e metais de adição. Nas deposições que utilizaram o método de pré-deposição foi observado que as amostras não possuíam união metalúrgica entre a camada depositada e o substrato, devido à baixa densidade de potência. Para as deposições que utilizaram o método de deposição coaxial com o metal de adição do aço inoxidável AISI 431 foram encontrados valores de diluição entre 10 e 27% para valores de potência entre 1400 e 1600 W e velocidade do feixe de laser de 9, 14 e 16 mm/s. Já para as deposições do aço inoxidável AISI 316L foi necessário uma maior densidade de potência para encontrar valores de diluição aceitáveis, onde foram encontrados valores de diluição entre 10 e 44% com valores de potência entre 1900 e 2600 W. Na caracterização microestrutural foram encontradas as fases martensita e ferrita para as deposições do aço inoxidável AISI 431 e para as deposições do aço inoxidável AISI 316L foram encontradas as fases austenita e ferrita. Não foram observadas modificações consideráveis com relação aos valores de dureza das deposições. Por fim, conclui-se que diversos fatores influenciam nas características geométricas e microestruturais das deposições produzidas pelo processo Laser Cladding, tais como morfologia e distribuição granulométricas das partículas do metal de adição, composição química dos materiais, vazão e método de deposição do metal de adição, potência e a velocidade do feixe do laser.

Palavras-chave: Laser cladding. Aços inoxidáveis. Método de deposição coaxial e pré-deposição. Caracterização microestrutural.

ABSTRACT

In the present study, laser cladding deposition was performed using AISI 431 martensitic stainless steel and AISI 316L austenitic stainless steel, both in powder form, on an ASTM A-36 carbon steel substrate. The techniques of coaxial powder deposition and pre-deposition were used. The deposition of the AISI 431 stainless steel and the AISI 316L stainless steel was carried out by the coaxial deposition method at the Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM) and depositions using the pre-deposition method were produced at the Instituto de Estudos Avançado (IEAv) using the addition metal of AISI 316L stainless steel. For the evaluation of the depositions were performed geometric analysis, microstructural characterization and mechanical evaluation by hardness test of the depositions. The results were discussed based on the influence of power, laser beam velocity, deposition techniques and addition metals. In the depositions using the pre-deposition method, it was observed that the samples had no metallurgical union between the deposited layer and the substrate, characterizing a low power density. For the depositions using the coaxial deposition method with the addition metal the AISI 431 stainless steel was found dilution values between 10 and 27% for power values between 1400 and 1600 W and laser beam speed of 9, 14 and 16 mm / s. For the depositions of AISI 316L stainless steel, a higher power density was required to find acceptable dilution values, where dilution values between 10 and 44% were found with power values between 1900 and 2600 W. In the microstructural characterization, the martensite and ferrite phases for the depositions of the AISI 431 stainless steel and for the depositions of the AISI 316L stainless steel the austenite and ferrite phases were found. No significant changes were observed with respect to the hardness of the depositions. Finally, it was concluded that several factors influence the geometric and microstructural characteristics of the depositions produced by the Laser Cladding process, such as morphology and particle size distribution of the addition metal particles, chemical composition of materials, flow and method of deposition of the addition metal, power and the speed of the laser beam.

Keywords: Laser cladding. Stainless steels. Coaxial deposition method and pre-deposition. Microstructural characterization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Princípio de deposição a laser com deposição coaxial de pó	24
Figura 2 - Diferentes posições do ponto focal, a) dentro da peça de trabalho alcançando o máximo de penetração; b) sobre a superfície e c) com o feixe defocado	30
Figura 3 - Configuração do <i>nozzle</i> : a) coaxial, b) lateral	31
Figura 4 - Método de pré-deposição de pó na superfície de um material.	32
Figura 5 - Desenho esquemático mostrando a formação do revestimento com pó pré-depositado.....	33
Figura 6 - Medida da diluição na seção transversal de um cordão	35
Figura 7 - Gráfico ilustrando a passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial.....	37
Figura 8 - Gráfico ilustrando o efeito do cromo na resistência dos aços à oxidação a altas temperaturas. A curva mostra a penetração da oxidação em cubos de 1½" aquecidos durante 48 horas a 1000°C no ar	38
Figura 9 - Diagrama de Schaeffler	43
Figura 10 - Influência do Ni e Cr no tipo de solidificação	44
Figura 11 - Diagrama de fase pseudobinário com a relação do tipo de solidificação em relação ao Cr_{eq}/Ni_{eq}	45
Figura 12 - Relação da taxa de solidificação x composição química para os aços inoxidáveis austeníticos	45
Figura 13 - Ilustração da sequência de transformação de uma estrutura totalmente martensítica.....	47
Figura 14 - Ilustração da sequência de transformação de uma estrutura totalmente martensítica.....	48
Figura 15 - Estrutura de solidificação tipo A.....	49
Figura 16 - Estrutura de solidificação tipo AF.....	50
Figura 17 - Estrutura de solidificação tipo FA.....	51
Figura 18 - Estrutura de solidificação tipo F	52
Figura 19 - Fluxograma do processo experimental para produção das amostras.....	53
Figura 20 - Equipamento Mastersizer 2000 - MALVERN INSTRUMENTS U.K.	57
Figura 21 - Laser Yb:fibra (modelo YLS 2000, IPG Photonics).	58

Figura 22 - Processamento do revestimento com irradiação a laser de pó pré-depositado.....	60
Figura 23 - Equipamento Laser TruDisk 6002.....	61
Figura 24 - (a): Sistema de alimentação de pó (powder feeder); (b): Cabeçote e sistema de movimentação.....	61
Figura 25 - Representação esquemática das deposições processadas a laser sobre substrato.....	63
Figura 26 - Plano de corte das amostras	66
Figura 27 - Amostras após preparação metalográfica.....	67
Figura 28 - (a): Microscópio Óptico Zeiss Axio Observer; (b): Microscópio Eletrônica de Varredura (MEV) (Figura Xa) da Tescan MIRA3.....	68
Figura 29 - Microdurômetro Emcotest.....	69
Figura 30 - Perfil de Dureza adotado	69
Figura 31 - Distribuição normal da granulométrica do pó do aço inoxidável AISI 316L	71
Figura 32 - Micrografia para análise da morfologia das partículas	72
Figura 33 - Análise EDS do Aço Inoxidável AISI 316L.....	72
Figura 34 - Distribuição normal da granulométrica do pó do aço inoxidável AISI 431	73
Figura 35 - Micrografia para análise da morfologia das partículas	74
Figura 36 - Análise EDS no pó do aço inoxidável AISI 431.....	74
Figura 37 - Amostras produzidas pelo método de pré-deposição	75
Figura 38 - Macrografia da seção transversal das amostras – Método de Pré-deposição	76
Figura 39 - MEV do topo da superfície depositado por Laser Cladding – Método de Pré-deposição	78
Figura 40 - Réplica dos valores de potência e velocidade do feixe de laser para deposição coaxial – Método de deposição coaxial.....	80
Figura 41 – Deposições produzidas pelo método de deposição coaxial do aço inoxidável AISI 431.....	80
Figura 42 - Micrografia da seção transversal das deposições do aço inoxidável AISI 431 - Existência de poros	81
Figura 43 - MEV do topo da superfície da deposição do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 – Método de Deposição coaxial.....	82

Figura 44 - Relação da altura com a velocidade do feixe de laser – Deposições do aço inoxidável AISI 431	85
Figura 45 - Relação da largura com a velocidade do feixe de laser - Deposições do aço inoxidável AISI 431	85
Figura 46 - Diluição das deposições – Aço inoxidável AISI 431	86
Figura 47 - Seção transversal de deposições realizadas a laser com diferentes velocidades	87
Figura 48 - Efeito da potência e velocidade do laser sobre a diluição - Deposições do aço inoxidável AISI 431	89
Figura 49 - Deposições produzidas pelo método de deposição coaxial do aço inoxidável AISI 316L.....	90
Figura 50 - Micrografia da seção transversal das deposições do aço inoxidável AISI 316L - Existência de poros	91
Figura 51 - MEV do topo da superfície da deposição do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L – Método de deposição coaxial	92
Figura 52 - Diluição das deposições - Aço inoxidável AISI 316L.....	96
Figura 53 - Efeito da potência e velocidade do laser sobre a diluição – Deposições do aço inoxidável AISI 316L	97
Figura 54 - Relação da altura com a velocidade do feixe de laser – Deposições do aço inoxidável AISI 316L	98
Figura 55 - Relação da largura com a velocidade do feixe de laser – Deposições do aço inoxidável AISI 316L	98
Figura 56 - Comparativo de diluição das deposições do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L – Método de deposição coaxial	102
Figura 57 - Distribuição granulométrica do tamanho médio das partículas dos pós de aço inoxidável 431 e AISI 316L	103
Figura 58 - Comparação das curvas de distribuição assimétrica da granulométrica dos pós.....	104
Figura 59 - Comparação da razão R/L das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L	105
Figura 60 - Esquema do efeito do aumento do fluxo de pó sobre as características geométricas dos cordões	106
Figura 61 - Comparação entre a Vazão de pó em relação à rotação do disco para ambos os metais de adição.....	107

Figura 62 - Comparação de altura e largura das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L	108
Figura 63 - Diagrama de Schaeffler com a representação da microestrutura do substrato (preto), o metal de adição (azul) e zona de mistura (vermelho) para o aço inoxidável AISI 431.....	110
Figura 64 - Diagrama de Schaeffler com a representação da microestrutura do substrato (preto), o metal de adição (azul) e zona de mistura (vermelho) para o aço inoxidável AISI 316L.....	111
Figura 65 - Relação da taxa de solidificação e composição química do aço inoxidável AISI 316L com valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} de 1,4	112
Figura 66 - Microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 431, ilustrando a estrutura dendritica – Dendritas de martensita (cor escura) e ferrita interdendríticas (cor clara).....	113
Figura 67 - Micrografia MEV que ilustra com mais detalhe a microestrutura da deposição - Dendritas de martensita e ferrita interdendríticas	114
Figura 68 - Análise EDS da deposição do aço inoxidável AISI 431	115
Figura 69 - Micrografia MEV da interface revestimento/substrato, ilustrando a diferença da microestrutura.....	117
Figura 70 - Linescan da seção da reta na interface revestimento/substrato da deposição do aço inoxidável AISI 431.....	118
Figura 71 - Micrografia da interface revestimento/substrato e mapeamento de elementos químicos da deposição do aço inoxidável AISI 431	119
Figura 72 - Microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 316L, ilustrando a estrutura celular e celular-dendritica – Deposição coaxial	120
Figura 73 - Micrografia MEV que ilustra com mais detalhe a microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial.....	122
Figura 74 - Análise EDS da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial	122
Figura 75 - Micrografia MEV da interface revestimento/substrato, ilustrando a diferença da microestrutura. Deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial	123
Figura 76 - Linescan da seção da reta na interface revestimento/substrato da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial.....	124

Figura 77 - Micrografia da interface revestimento/substrato e mapeamento de elementos químicos da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial	125
Figura 78 - Micrografia da condição 3 evidenciando a estrutura e a existência de várias frentes de solidificação – Método de pré-deposição	126
Figura 79 - Micrografia MEV que ilustra com mais detalhe a microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Método de pré-deposição ...	127
Figura 80 - Relação da taxa de solidificação e composição química do aço inoxidáveis AISI 316L com valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} de 1,43	128
Figura 81 - Perfil de dureza Vickers da seção transversal da deposição do aço inoxidável AISI 431 – Método de Deposição Coaxial	129
Figura 82 - Perfil de dureza Vickers da seção transversal da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Método de Deposição Coaxial	130
Figura 83 – Comparativo do perfil de dureza Vickers da seção transversal das deposições do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L – Método de Deposição Coaxial.....	131

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Dimensões das amostras com relação ao método de deposição	55
Tabela 2 - Composição química do aço inoxidável AISI 431.....	55
Tabela 3 - Composição química do aço inoxidável AISI 316L.....	56
Tabela 4 - Distribuição do tamanho de partícula do aço inoxidável AISI 316L.....	56
Tabela 5 - Parâmetros do laser para produção das amostras com o metal de adição aço inoxidável AISI 316L	59
Tabela 6 - Parâmetros do laser que permaneceram constantes para o método de pré-deposição.....	59
Tabela 7 - Parâmetros do laser que permaneceram constantes para o método de deposição Coaxial	63
Tabela 8 - Parâmetros do laser para produção das amostras com o metal de adição aço inoxidável AISI 431	64
Tabela 9 - Parâmetros do laser para produção das amostras com o metal de adição aço inoxidável AISI 316L	64
Tabela 10 - Descrição dos reagentes utilizados para ataque químico das amostras	67
Tabela 11 - Composição Química do aço ASTM A-36.....	70
Tabela 12 - Tempos de residência e intensidade do feixe para as amostras.....	78
Tabela 13 - Seção Transversal deposições do aço inoxidável AISI 431 - Método de deposição coaxial.....	82
Tabela 14 - Características geométricas das deposições do aço inoxidável AISI 431 - Método de deposição coaxial.....	84
Tabela 15 - Seção Transversal das deposições do aço inoxidável AISI 316L - Método de deposição coaxial	92
Tabela 16 - Características geométricas das deposições do aço inoxidável AISI 316L – Método de deposição coaxial	94
Tabela 17 - Zona de fusão assimétrica – Deposições do aço inoxidável AISI 316L	100
Tabela 18 - Cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} dos materiais	109
Tabela 19 - Cr_{eq} e Ni_{eq} e sua razão para zona de mistura	109
Tabela 20 - Temperatura M_s da deposição do aço inoxidável AISI 431.....	116

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	Objetivos	17
1.1.1	Objetivo geral.....	17
1.1.2	Objetivos específicos	18
2	REVISÃO BIBLIOGRAFICA	19
2.1	Processos de revestimento	19
2.2	Processamento de materiais por laser	20
2.3	Tecnologia Laser Cladding	22
2.4	Parâmetros de processamento	25
2.4.1	Potência do laser	26
2.4.2	Velocidade do laser	27
2.4.3	Densidade de potência	28
2.4.4	Ponto focal e distância focal	28
2.5	Métodos de deposição do metal de adição para processamento a laser	30
2.6	Diluição e molhabilidade.....	34
2.7	Aços inoxidáveis	36
2.7.1	Aços inoxidáveis martensíticos.....	40
2.7.2	Aços inoxidáveis austeníticos	41
2.8	Solidificação dos aços inoxidáveis.....	42
2.8.1	Tipos de solidificação dos aços inoxidáveis martensíticos	46
2.8.2	Tipos de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos.....	49
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	53
3.1	Substrato	54
3.2	Metal de adição	55
3.2.1	Aço inoxidável AISI 431	55
3.2.2	Aço inoxidável AISI 316L	56

3.2.3	Análise dos metais de adição como recebido.....	56
3.2.4	Equipamentos utilizados no método de pré-deposição.....	57
3.2.5	Amostras produzidas pelo método de pré-deposição.....	58
3.2.6	Equipamentos utilizados no método de deposição coaxial.....	60
3.2.7	Amostras produzidas pelo método de deposição coaxial	62
3.3	Caracterização microestrutural	66
3.3.1	Preparação metalográfica.....	66
3.3.2	Microscopia óptica e MEV	68
3.4	Ensaio de dureza	69
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	70
4.1	Substrato	70
4.2	Metal de adição	70
4.2.1	Aço inoxidável AISI 316L	70
4.2.2	Aço inoxidável AISI 431	72
4.3	Avaliação dos parâmetros do processo, diluição e caracterização geométricas das deposições.....	75
4.3.1	Amostras produzidas pelo método de pré-deposição.....	75
4.3.2	Amostras produzidas pelo método de deposição coaxial	79
4.3.2.1	<i>Comparação entre as deposições dos metais de adição do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L pelo método de deposição coaxial</i>	<i>101</i>
4.4	Caracterização microestrutural das deposições	108
4.4.1	Relação entre composição química e microestrutura	109
4.4.2	Deposições do aço inoxidável AISI 431.....	112
4.4.3	Deposições do aço inoxidável AISI 316L.....	119
4.5	Ensaio de dureza	128
5	CONCLUSÕES	132
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	135
	REFERENCIAS.....	136

1 INTRODUÇÃO

Em diversas aplicações industriais os equipamentos e componentes estão submetidos a diversas condições agressivas de trabalho podendo ser expostos a altas temperaturas e pressão de operação, meios altamente corrosivos e altas cargas mecânicas. A exigência desses equipamentos e componentes é altíssima, por isso a seleção de materiais aplicados nessas situações deve ser rigorosa a fim de manter a confiabilidade e segurança em operação (DEHNAVI, ESLAMI e ASHRAFIZADEH, 2017; BRAGA, 2009).

O desenvolvimento de materiais para aplicações de alta exigência se torna necessário, mas aumenta demasiadamente os custos em sua utilização. Uma alternativa para reduzir os custos e, ainda, manter as propriedades mecânicas do material é a realização de um tratamento superficial ou produção de um revestimento. A deposição de um revestimento sobre a superfície de um material é uma opção viável, tendo como objetivo melhorar as propriedades físico-químicas e mecânicas do material e, assim, aumentar a vida útil do componente. O revestimento age como barreira protetora do substrato contra possíveis condições que levem à sua deterioração (SANTOS, CABRITA e GULYURTLU, 2011; SINGH, GOYAL e GOYAL, 2017).

A soldagem por fusão é um dos processos mais utilizados atualmente para aderir um revestimento sobre a superfície de um material metálico. Vários métodos de soldagem são utilizados, dentre esses, têm-se a soldagem por laser. O emprego do laser em tratamentos de superfície tem sido amplamente utilizado no setor industrial com o intuito de modificar positivamente as propriedades térmicas, mecânicas e químicas dos materiais. Para isso utiliza-se um feixe laser de alta intensidade como fonte de calor para provocar a fusão ou modificação superficial dos materiais (TELEGINSKI, 2016; SOARES, 2005).

O processamento de materiais por laser tem se mostrado cada vez mais competitivo na indústria moderna quando se comparado aos processos que são frequentemente utilizados. O Laser Cladding, por exemplo, é um processo que tem o objetivo de depositar, através da fusão dos materiais, uma fina camada de metal de adição sobre a superfície de um substrato com a utilização de um feixe de laser como fonte de calor (TELEGINSKI, 2016).

O processo Laser Cladding possui vantagens em relação aos processos concorrentes, tendo como diferencial a alta velocidade de processamento, baixos valores de diluição que garante uma proteção adequada, alta precisão, automação e repetitividade, variedades de materiais de revestimentos, baixo aporte térmico, além de formar uma pequena zona termicamente afetada (VILAR, 1999; MCPHERSON, CHI e BAKER, 2003; SOARES, 2005; MORENO *et al*, 2014; CHEN, YAN e MA, 2017).

Apesar do processo Laser Cladding ter grande aplicação atualmente nos processos industriais, principalmente no exterior, ainda se têm a necessidade do controle do processo no tratamento de materiais devido a inúmeras variáveis existentes que manipulam o processo. Além do que, os diferentes tipos de materiais incorporados na produção dos revestimentos trazem características de processamento distintas a depender de cada material utilizado.

Diante do exposto o presente estudo tem como finalidade produzir e avaliar deposições de aços inoxidáveis feitas pelo processo Laser Cladding e, ainda, analisar a correlação das características geométricas e microestruturais das deposições com os parâmetros do processo e dos diferentes metais de adição utilizados, a fim de compreender o uso da tecnologia no processamento de materiais.

1.1 Objetivos

Nesta subdivisão está exposto o objetivo geral e os objetivos específicos da dissertação de mestrado.

1.1.1 Objetivo geral

Avaliar as características geométricas, molhabilidade e diluição, além da análise microestrutural de deposições metálicas produzidas por Laser Cladding, correlacionando com a influência da potência, velocidade do feixe de laser, técnica de deposição e metal de adição.

1.1.2 Objetivos específicos

- Caracterizar os metais de adição como fornecido por Análise do Tamanho de Partícula (ATP), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS);
- Caracterizar o metal base por Espectrometria de Emissão Óptica;
- Produzir deposições por Laser Cladding pelos métodos de deposição coaxial e pré-deposição utilizando como metal de adição o aço inoxidável AISI 431 e o aço inoxidável AISI 316L;
- Analisar a influência da potência e da velocidade do feixe de laser sobre a diluição e as características geométricas das deposições;
- Comparação em relação à diluição e as características geométricas das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L produzidas por Laser Cladding pelo método de deposição coaxial;
- Caracterização microestrutural através de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) das deposições de ambos os metais de adição;
- Avaliação mecânica através de ensaio de dureza das deposições de ambos os metais de adição que foram produzidas pelo método de deposição coaxial.

2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

Este capítulo visa abordar conceitos e estudos acadêmicos essenciais para o desenvolvimento deste trabalho.

2.1 Processos de revestimento

Prolongar a vida útil de materiais que são expostos a processos físico-químicos que degradam rapidamente suas propriedades, requer ao material melhor desempenho sobre condições de corrosão; desgaste; esforços de fadiga; condições de condução elétrica e térmica; entre outras, por muitos anos vêm sendo objetos de estudos (VILAR, 1999; TRAN e ARAKAWA, 2001; VISWANATHAN, PURGERT e RAO, 2005; VISWANATHAN, COLEMAN e RAO, 2006; SANTOS, CABRITA e GULYURTLU, 2011).

O desenvolvimento de novos materiais envolve alto custo e tempo para sua obtenção. Portanto, a utilização de materiais especiais na fabricação de componentes maciços eleva consideravelmente o custo da sua produção, visto que estes materiais são significativamente mais caros. Devido ao fator econômico, existem iniciativas para substituição por materiais menos nobre a fim de diminuir o custo na fabricação desses equipamentos. Dentro dessa iniciativa é necessário a realização de tratamentos superficiais para melhorar as propriedades mecânicas e físico-químicas desses materiais, mantendo assim, a sua confiabilidade em diversas aplicações (SANTOS, CABRITA e GULYURTLU, 2011).

A adição de um revestimento sobre a superfície de materiais que são expostos a ambientes agressivos também se torna uma opção viável. A aplicação de revestimento através da soldagem, por exemplo, tem a finalidade de depositar um material com características e propriedades, em geral, superiores ao substrato. Ou seja, a deposição de um revestimento é uma técnica que passa a ser adotado quando se tem a finalidade ou a necessidade de adicionar um material com características superficiais ao substrato, como por exemplo, um material com maior resistência mecânica, a corrosão e/ou erosão (SAHA e DAS, 2016).

Estudos mostraram que o emprego de revestimentos de 18%Cr e 25%Cr, proporcionaram um aumento na vida útil de tubos de caldeira de 3 anos para até 20 anos e 30 anos, respectivamente, resistindo a um ambiente hostil por um tempo suficientemente longo economicamente (TRAN e ARAKAWA, 2001). Tal fato gera

uma demanda crescente na produção de componentes revestidos em vários setores industriais, a exemplo os setores de geração de energia, petroleira, naval, mineração, agricultura e usinagem (SAHA e DAS, 2016).

Existem vários métodos para produzir revestimentos em tubos. Na literatura encontra-se produção de tubos revestidos por co-extrusão (LATHAM, MEADOWCROFT e PINDER, 1989), soldagem por explosão (ZHANG *et al*, 2011; SUN, JIE e GUO, 2011; FIRDAOUSS, DIEZ e SAMAILLE, 2019), soldagem por fusão (TRAN e ARAKAWA, 2001) e aspersão térmica (COSTA *et al*, 2014; SENTHILKUMAR *et al*, 2015; SINGH, GOYAL e GOYAL, 2017; SINGH, BALA e CHAWLA, 2017).

Destes, a soldagem por fusão é o método mais utilizado atualmente, pelo fato de estar bem consolidado em toda a cadeia industrial. Existe um grande número de processos de soldagem por fusão que são subdivididos pelo tipo de fonte de energia usada para fundir as peças a serem unidas, como por exemplo, um arco elétrico ou um feixe de laser (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

A soldagem realiza união de metais através da formação de ligações químicas, especificamente, ligações metálicas e de Van der Waals, sendo o processo de união de metais mais utilizado industrialmente devido versatilidade, custo competitivo, métodos aplicação e qualidade final do produto, além de poder ser realizada em vários ambientes diferentes mantendo uma boa qualidade e confiabilidade (WAINER, BRANDI e MELLO, 1992; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; SAHA e DAS, 2016).

No processo de deposição de revestimentos através da soldagem a taxa de deposição e a diluição são fatores que mais afetam as propriedades do revestimento, sendo importante que se tenha uma alta taxa de deposição (alta produtividade) com baixa diluição (manter as características do revestimento). Dessa forma a aplicação de revestimentos através da soldagem deve estar bem definida e consolidada em relação aos parâmetros do processo (RIBEIRO, 2004).

2.2 Processamento de materiais por laser

Processamento de materiais por laser têm mostrado resultados satisfatórios na garantia de modificações estruturais e microestruturais de materiais, proporcionando maior desempenho com relação suas propriedades, como aumento na resistência mecânica, ao desgaste e resistência à corrosão dos materiais.

Apresenta vantagens em relação a outras tecnologias utilizadas atualmente, por exemplo, os processos de soldagem convencionais a arco e aspersão térmica (VILAR, 1999; MORENO *et al*, 2014; CHEN, YAN e MA, 2017).

Na soldagem a laser, por exemplo, ao invés de usar o arco elétrico como fonte de calor para fundir os materiais a serem unidos utiliza-se um feixe de laser de alta intensidade. Neste processo há o bombardeamento do material por um feixe de luz concentrado que possui uma intensidade de energia suficiente para fundir e vaporizar parte dos materiais a serem unidos (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

Com o surgimento de novas fontes de laser, com o avanço da automação, produções de novos materiais, competitividade industrial, entre outros fatores, impulsionam e conduzem a tecnologia para novos campos de atuação (ION, 2005). A tecnologia a laser possibilita um aquecimento localizado, solidificação rápida da zona de fusão, estrutura de granulação fina, boa homogeneidade, rugosidade controlável e alto nível de automatização do processo. De fato, tais características tornam a tecnologia um sinônimo de precisão, qualidade e rapidez (SOARES, 2005; ION, 2005; MORENO *et al*, 2014; SANTOS, 2015).

Segundo Berretta (1995) e Vilar (1999) o processamento de materiais por laser é classificado em três grupos de acordo com a temperatura máxima alcançada durante o ciclo térmico. Temos, o grupo 1: onde a temperatura não excede o ponto de fusão, mas é suficiente para as transformações fase-estrutura; No grupo 2: as temperaturas se concentram acima do ponto de fusão, mas abaixo do ponto de vaporização; e grupo 3: em que as temperaturas estão bem acima do ponto de vaporização do material da superfície.

Dentre os processamentos de materiais por laser, entre outros, temos: Têmpera Superficial à Laser, Refusão Superficial à Laser e Laser Cladding (SOARES, 2005; SILVEIRA, 2012; MORENO *et al*, 2014).

A Têmpera Superficial à Laser tem como objetivo melhorar as propriedades superficiais do material provocando o aumento de dureza. Com o feixe de laser é possível alcançar altas temperaturas e altas taxas de resfriamento que possibilitam obter um tratamento superficial numa determinada região com profundidade bem definida permitindo a produção de superfícies com desempenho melhorado (BERRETTA, 1995; SOARES, 2005).

Há também a pré-têmpera que tem como finalidade a melhoria das propriedades superficiais de determinado material, geralmente, sendo utilizada antes da produção de um revestimento. A pré-têmpera traz melhorias quanto à adesão do revestimento sobre a superfície (SOARES, 2005; CHEN, YAN e MA, 2017).

Já no processo de Refusão Superficial à Laser (Laser Surface Remelting – LSR) é provocada a refusão da superfície do material com a finalidade de modificar as propriedades superficiais sem haver a necessidade do processamento do material como um todo, sendo um dos métodos mais eficientes para modificação localizada de propriedades superficiais do material. Resulta em baixas distorções por possuir uma baixa penetração térmica e produz estruturas refinadas devido à alta taxa de solidificação (SOARES, 2005; MORENO *et al*, 2014).

2.3 Tecnologia Laser Cladding

Laser Cladding é um processo de deposição por soldagem por fusão que tem como principal objetivo a geração de uma fina camada de revestimento sobre superfície de um substrato utilizando como fonte de energia um feixe de laser de alta intensidade (GNANAMUTHU, 1980; VILAR, 1999; CONTIN, 2014; SAHA e DAS, 2016).

O processo Laser Cladding foi criado por Gnanamuthu, no final dos anos de 1970, em Rockwell International Corporation na Califórnia, utilizado a primeira vez para aplicação de revestimentos cerâmicos em peças metálicas. Vários grupos de pesquisadores em todo o mundo desenvolvem projetos para contribuir nos princípios fundamentais e modelagem do processo, como também na avaliação da eficiência do processo na produção de revestimentos (GNANAMUTHU, 1980; CONTIN; SARIN, 2014).

Segundo Contin (2014) e Sarin (2014) na década de 1980 ocorreu um expressivo aumento no número de artigos e patentes relacionadas ao processo de formação de revestimento por laser. Ainda neste mesmo período o processo recebeu grande interesse por parte da indústria devido as suas vantagens apresentadas em termos de proteção, principalmente, na resistência a corrosão e ao desgaste. Têm-se dados que o primeiro uso industrial desse processo foi em 1981 na fábrica da Rolls Royce, com a aplicação de revestimentos nas lâminas da turbina de um motor a jato.

Dentro do mercado de soldagem têm-se grandes exigências com relação à qualidade/confiabilidade, reprodutibilidade de resultados gerados durante o processo de fabricação ou reparo de peças e/ou equipamento. Para algumas aplicações na indústria necessita-se de superfícies com características específicas, por exemplo, eixos, válvulas e discos deslizantes, componentes de turbina, ferramentas, lâminas, moldes e componentes para caldeiras, os quais exigem uma superfície de excelente geometria, que pode ser produzida facilmente por um processo a laser (CARVALHO *et al*, 2009; SAHA e DAS, 2016).

O processo Laser Cladding, industrialmente, representa qualidade, reprodutibilidade, alto nível de automação e realização de procedimentos com alto grau de complexidade que possibilita um aumento na produtividade e repetitividade e, assim, faz com que o processo Laser Cladding se destaque na indústria em comparação aos outros métodos convencionais de soldagem. Diante destes fatos, o processo Laser Cladding tem ocupado cada vez mais o espaço dentro dos diversos nichos industriais, apresentando-se como um processo alternativo quando se tem a necessidade de uma peça de alto nível de exigência (VILAR, 1999; CONTIN, 2014).

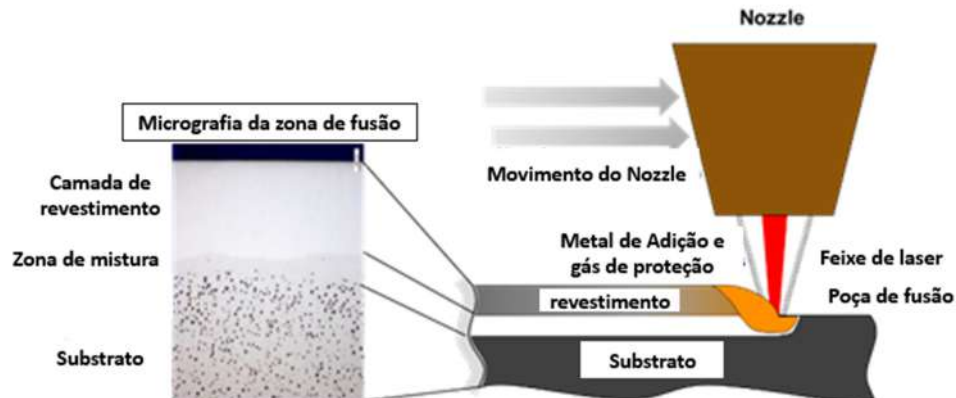
O revestimento produzido pela tecnologia Laser Cladding apresenta várias vantagens em comparação com processos de soldagem a arco e aspersão térmica (VILAR, 1999; LIU *et al*, 2015; JANICKI, 2017). O processo Laser Cladding produz revestimentos com superfícies homogêneas (reduz usinagem pós-deposição), com forte ligação metalúrgica, baixa diluição e porosidade, mínima distorção, redução no desperdício de matéria prima, com características de boa resistência ao desgaste e a corrosão (VILAR, 1999; BORGES *et al*, 2010; JANICKI, 2017).

O processo Laser Cladding é formado, basicamente, por três partes: o sistema do laser, responsável por gerar o feixe de laser; o sistema de alimentação de pó, responsável por controlar o fluxo de pó durante o processo; e um sistema de posicionamento (mesa CNC ou robô), que tem a função de movimentação da peça (mesa CNC) ou o feixe de laser (robô) durante o processo. Além desses têm o sistema de resfriamento, sistema de gases e sistemas de controle (TOYSERKANI, KHAJEPOUR e CORBIN, 2004).

A formação do revestimento se dar quando o feixe de laser (com uma alta intensidade de energia) incide sobre a superfície do material causando a fusão localmente do metal de adição e substrato, ao passo que a zona de fusão se

solidifica rapidamente formando uma região de ligação metalúrgica entre os materiais, como ilustra a Figura 1 (VILAR, 1999; CONTIN, 2014).

Figura 1 - Princípio de deposição a laser com deposição coaxial de pó



Fonte: Adaptado de Soares, 2005.

O processo de Laser Cladding é utilizado tanto para produção de revestimentos, como para reparos de peças. Para o reparo de peças de alta complexidade a tecnologia Laser Cladding têm grandes vantagens, pois devido a sua alta precisão pode ser utilizado em componentes que tenham complexa geometria e pequenas dimensões. Tal procedimento é de difícil execução utilizando outras técnicas de deposição, pois métodos convencionais de soldagem ocasionam defeitos de acabamentos, problemas com relação à submissão de altas faixas de temperaturas ao longo da zona de solda que provocaria mudanças microestruturais complexas e, possivelmente, fragilização mecânica ao longo da região soldada. Além do que, têm-se a possibilidade ampla na produção de revestimentos que podem ser de origem metálica, cerâmica ou compósito (LI, 1997; VILAR, 1999; TOYSERKANI, KHAJEPOUR e CORBIN, 2004).

O processo de revestimento utilizando o Laser Cladding gera uma fina camada na superfície do substrato de espessura na ordem de 50 μm a 2 mm que leva esse processo a avançar frente a outros processos convencionais a arco. Além disso, esse processo possui altas taxas de aquecimento e resfriamento ($10^3 - 10^7$ K/s) permitindo obter uma microestrutura fina com melhores propriedades (VILAR, 1999; BALDAN, 2013).

Junior (1996), especifica que para se obter o revestimento através do processo Laser Cladding a densidade de potência deve variar entre 10^5 e 10^6 W/cm^2 , com um tempo de interação de 10^{-3} a 10^{-1} s, que produz uma energia

específica ao processo de 10^2 a 10^5 J/cm². Espera-se que quanto mais refinada a microestrutura, maior a resistência mecânica do revestimento. Entretanto, na deposição de ligas de maior complexidade metalúrgica isso nem sempre ocorre, porque a elevada taxa de resfriamento pode suprimir formação/precipitação de fases responsáveis pela resistência.

A literatura aberta apresenta muitos estudos, tais como: o emprego de filmes de diamante CVD em substratos de aço (CONTIN, 2014); Deposição de revestimentos de ligas de cobalto em lâminas de destroçadores de madeira (SOUTO, 2013); Revestimento em aço inoxidável superduplex com liga de cobalto (SANTOS, 2015); Análise do processo Laser Cladding de um aço AISI 420 sobre um aço de baixa liga (JUNIOR, 1996).

Li *et al* (2013), Liu *et al* (2015) e Song, Hussain e Voisey (2016) investigaram revestimentos produzidos por Laser Cladding para aplicação em tubos de caldeiras submetidos a alto grau de corrosão, elevada temperatura e pressão. Os revestimentos apresentaram características, como: boa união metalúrgica, uniformidade, baixa diluição, pequena zona termicamente afetada e mínima distorção do substrato.

Fica evidenciado nos estudos que a tecnologia Laser Cladding é uma opção viável para produção de revestimentos. Entretanto, respostas positivas da aplicação da tecnologia está inteiramente dependente da correta janela de parâmetros do processo e do tipo de revestimento utilizado que será determinado pelas condições de operação, as características do substrato, entre outros aspectos (MCPHERSON, CHI e BAKER, 2003; LI *et al*, 2013; LIU *et al*, 2015; SONG, HUSSAIN e VOISEY, 2016).

2.4 Parâmetros de processamento

A tecnologia a laser possui um grande número de variáveis que lhes conferem características próprias de processamento tornando extremamente complexo definir uma configuração padrão de parâmetros operacionais. Segundo Cheng, Lo e Man (2004) os parâmetros do laser influenciam na qualidade do revestimento depositado gerando variações de revestimento em termo de defeitos, homogeneidade microestrutural, diluição, união metalúrgica e geometria do revestimento.

Direcionando os parâmetros operacionais para área de estudo de engenharia mecânica e de materiais, focalizando as principais variáveis do processo a laser

como: potência e velocidade deslocamento do feixe de laser, ponto focal, distância focal, diâmetro focal, densidade de potência, fluxo de metal de adição, vazão do gás proteção e gás de arraste, comprimento de onda, TEM (Modo Transversal Eletromagnético) e ângulo de incidência (VILAR, 1999).

Entre os diversos parâmetros do processo alguns deles como, a potência do laser, velocidade do feixe de laser, ponto focal e vazão do metal de adição são os parâmetros os quais o operador tem uma maior facilidade de modificar e são os que geram maior influência nos produtos gerados (GOODARZI, PEKKARINEN e SALMINEN, 2015).

2.4.1 Potência do laser

A potência do laser é a quantidade de energia gerada pelo feixe de laser. A potência pode ter característica com modo contínuo (continuous wave – CW) ou pulsada. Segundo Soares (2005) para uma potência contínua têm-se a possibilidade de controlar a potência de saída, pois ascende linearmente para um valor nominal de potência P , ou seja, não varia durante o processo. Já a potência pulsada opera em duas faixas de potência (potência base e potência de pico). A potência pulsada depende da duração do pulso e do intervalo entre os pulsos, que lhe produz uma potência média menor que o laser de potência contínua. No modo pulsado devem ser considerados como variáveis a Frequência de Repetição de Pulso (FRP) e o percentual de cobertura.

A potência do laser influencia principalmente na penetração do cordão, ou seja, quanto maior o valor da potência maior será a zona de fusão (GOODARZI, PEKKARINEN e SALMINEN, 2015). Além do que, utilizando-se maiores valores de potência evita-se o surgimento de poros, pois os gases gerados durante a fusão dos materiais têm maior tempo para escapar da poça de fusão isso porque o tempo para solidificação da poça de fusão aumenta (SUN e HAO, 2012; MIRANDA, BORGES e QUINTINO, 2008). Por outro lado, com o aumento acentuado da potência do laser pode ocorrer surgimento de trincas a quente e gerar deposições com grau acentuado de diluição que pode vir a causar a degradação das propriedades dos materiais utilizados (MIRANDA, BORGES e QUINTINO, 2008).

2.4.2 Velocidade do laser

A velocidade traz muitos efeitos sobre a estrutura final do material processado, além de ser um dos parâmetros de maior impacto na indústria. O processo de Laser Cladding possui altas velocidades em comparação aos processos convencionais de soldagem a arco, levando esse processo a gerar grande efeito quando se necessita de produção em larga escala. A análise deste parâmetro é bem ampla, sendo descrita principalmente através da equação geral do calor na análise do fluxo térmico o qual o material é submetido (SOARES, 2005; SANTOS; 2015).

Resumidamente, a velocidade influencia diretamente no tempo de contato (interação) entre o feixe de laser e o material, ou seja, com a variação da velocidade pode-se aumentar ou diminuir a energia fornecida ao material. Com isso podemos determinar através da Equação 1 o tempo de interação entre o feixe de laser e a superfície do material, sendo D_L (diâmetro do laser) e v (velocidade do laser):

$$t_i = \frac{D_L}{v} \quad (1)$$

Defeitos podem ser identificados para altas velocidades, como baixa penetração, falta de fusão, perda da eficiência da proteção gasosa sobre a zona de fusão devido ao não acompanhamento do feixe de laser sobre a peça, ocasionando reação entre a atmosfera e a zona fundida que pode provocar a formação de óxidos e nitretos indesejáveis no cordão. As baixas velocidades podem proporcionar cordões mais largos, surgimento de poros, mordeduras, distorção da peça e aumento da diluição, podendo levar a furo da peça devido ao tempo maior de interação do feixe de laser com a região de atuação (SOARES, 2005).

Cheng, Lo e Man (2004), constatou que velocidades baixas, entorno de 8 mm/s, aumenta a distribuição dos elementos no revestimento, pois as baixas velocidades proporcionam o maior tempo de interação entre o feixe de laser e o material favorecendo essa melhor distribuição. Significa dizer que para baixas velocidades aumenta-se o tempo de interação do feixe de laser e, conseqüentemente, têm-se uma maior diluição que em alguns casos pode não ser interessante.

2.4.3 Densidade de potência

A Densidade de Potência é definida como a razão entre a potência demandada pelo laser e a área de contato do feixe do laser (diâmetro focal). A Densidade de Potência pode ser expressa pela Equação 2:

$$DP = \frac{P}{A_F} \text{ W/mm}^2 \quad (2)$$

Onde: P é a potência do feixe de laser e A_F é a área do ponto focal.

A densidade de potência mede a quantidade de energia que é direcionada para o material, então seu controle é muito importante no processamento de materiais. A densidade de potência deve ser definida a depender do tipo de material e do processo a ser realizado (soldagem, corte, tratamento superficial) para obter um produto final sem defeitos como: a falta de fusão, key-holing, alta diluição, porosidade. Para um laser que usa potência contínua permite-se um aquecimento mais suave do substrato do que o laser pulsado, sendo aplicado em processos que exigem uma potência mais baixa e com maior tempo de exposição, ideal para aplicações de produção de revestimentos (SOARES, 2005; SANTOS; 2015).

Em estudo, Cheng, Lo e Man (2004) constatou que para produção de um revestimento utilizando fios de NiTi depositados sobre aço inoxidável 316 pelo processo Laser Cladding o ideal é utilizar valores de densidade de potência maiores que 20 J/mm^2 e menores que 80 J/mm^2 , pois para valores de densidade de potência igual ou inferior a 20 J/mm^2 houve falta de fusão do material. E para valores de densidade de potência igual ou maior que 80 J/mm^2 ocorreu o key-holing. Desta maneira, a definição desse parâmetro deve ser realizada através de baterias de ensaios preliminares para definir o valor ótimo de densidade de potência que produz um melhor produto final.

2.4.4 Ponto focal e distância focal

O Ponto Focal é definido como a área perpendicular de menor diâmetro do feixe de laser em que a densidade de potência é máxima, pois a densidade de potência é inversamente proporcional à área de contato do feixe de laser.

A Distância Focal é definida como a distância entre a lente de convergência e o ponto focal. Caso tenhamos um ponto focal abaixo (maior distância focal) ou acima (menor distância focal) da superfície de trabalho (defocado) consegue-se definir uma maior ou menor área de contato do feixe de laser sobre a superfície. Caso o ponto focal encontra-se exatamente sobre a superfície de trabalho, a área de contato do laser é igual a área do ponto focal. Quando isto ocorre, fica denominado que o feixe de laser está focado no material, pois há uma coincidência entre a distância focal e a distância entre a lente e a peça de trabalho (SOARES, 2005).

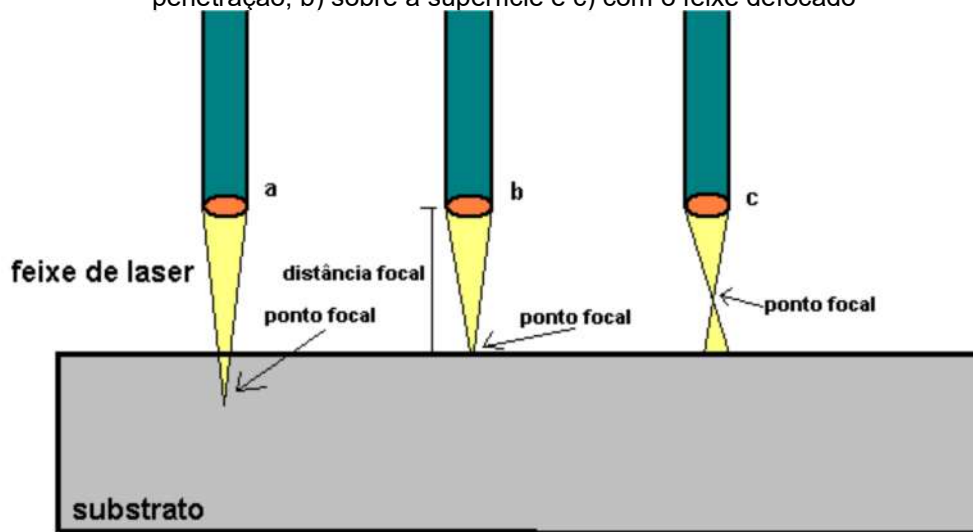
O Ponto Focal pode se localizar em diferentes posições na peça de trabalho a depender do processo que se deseja realizar: corte, soldagem ou tratamentos térmicos superficiais (SOARES, 2005; SILVEIRA, 2012).

No processo de soldagem de materiais através do laser é sugerido que o ponto focal esteja localizado dentro da peça de trabalho a uma profundidade, em média de 1 mm, considerando que o diâmetro mínimo do feixe é suficiente para gerar uma densidade de potência suficiente para iniciar e manter a formação do keyhole (soldagem por penetração), formando uma zona de fusão entre os materiais possibilitando a união metalúrgica ao longo do caminho do feixe de laser (SOARES, 2005).

Em processamentos da superfície é preferível uma maior área de contato entre o feixe de laser e a superfície do material para que se tenha uma maior área tratada pelo feixe de laser, levando a escolha de um ponto focal acima da superfície de tratamento, ou seja, com o feixe defocado. Neste caso, também deve-se levar em consideração se a densidade de potência gerada é suficiente para realizar o processamento do material (SOARES, 2005; SILVEIRA, 2012).

A Figura 2 ilustra como o ponto focal pode ser posicionado em relação à superfície do material a depender do tipo de processamento que se deseja realizar.

Figura 2 - Diferentes posições do ponto focal, a) dentro da peça de trabalho alcançando o máximo de penetração; b) sobre a superfície e c) com o feixe defocado



Fonte: Soares, 2005.

2.5 Métodos de deposição do metal de adição para processamento a laser

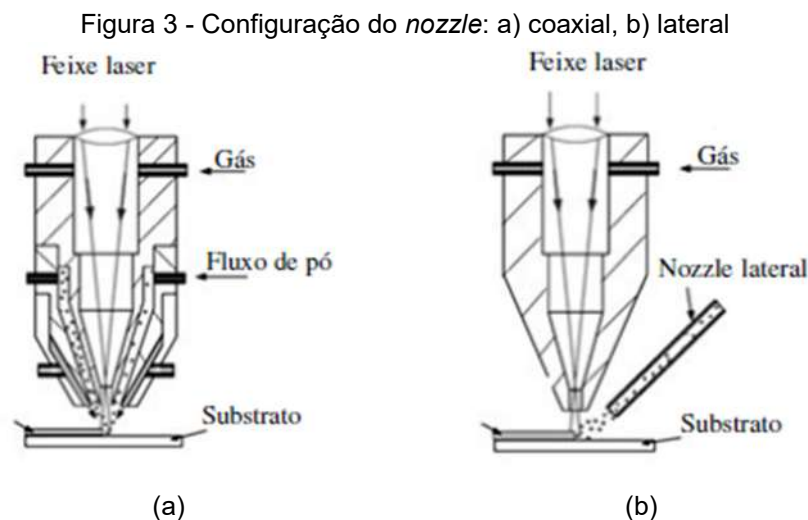
O material que é utilizado para formar o revestimento (metal de adição) pode ser encontrado na forma de fio, pasta ou pó (VILAR, 1999; BORGES *et al*, 2010). A forma do metal de adição impõe limitações e vantagens com relação ao produto final, sendo o metal de adição em forma de pó a mais utilizada atualmente para produção de revestimentos e na manufatura aditiva devido aos melhores resultados adquiridos em comparação com as outras formas. O metal de adição em forma de pó possibilita uma absorção maior de energia do feixe de laser pelas partículas e pode ser aplicado em diversas situações (VILAR, 1999; BORGES *et al*, 2010; BALDAN, 2013).

Quando o metal de adição está na forma de fio sua aplicação se dar em peças com geometrias complexas, pois com a utilização do fio a manipulação é facilitada. Por outro lado, a utilização do fio necessita de um poder de controle bem estabilizado. O processo de alimentação do arame, ângulo de incidência do arame, a velocidade de deslocamento do feixe de laser e os parâmetros de soldagem devem estar em total consonância, pois qualquer inconformidade entre essas variáveis pode causar defeitos no produto final (BORGES *et al*, 2010; SOUTO, 2013).

Para o metal de adição em forma de pó sua injeção no processo pode ser realizada de várias maneiras, entre as quais, temos: camada de pó pré-depositada e deposição coaxial (TELEGINSKI, 2016).

O método de injeção de pó coaxial foi desenvolvido por Weerasinghe e Steen. Neste método de deposição, também conhecido por “*one-step*” ou deposição em única etapa, o pó é injetado de forma coaxial diretamente na poça de fusão. Com o deslocamento do feixe de laser o pó é automaticamente fundido e depositado sobre a superfície do substrato ao longo de uma trajetória e, assim, forma-se uma região revestida (VILAR, 1999).

O método de deposição coaxial pode ser realizado por algum dispositivo acoplado ao equipamento do laser, sendo o pó injetado a uma vazão controlada e constante durante todo o processo a fim de evitar possíveis defeitos. Um bocal é utilizado para direcionar o fluxo de pó (*nozzle*). O pó pode ser direcionado pelo próprio bocal do laser paralelo ao perfil do feixe de laser (Figura 3a) ou por um sistema a parte do bocal do laser, posicionado lateralmente (Figura 3b) (JUNIOR, 1996; VILAR, 1999; TELEGINSKI, 2016). O metal de adição em forma de pó é mantido num equipamento e transportado por um gás de arraste para a zona de processamento do feixe de laser.



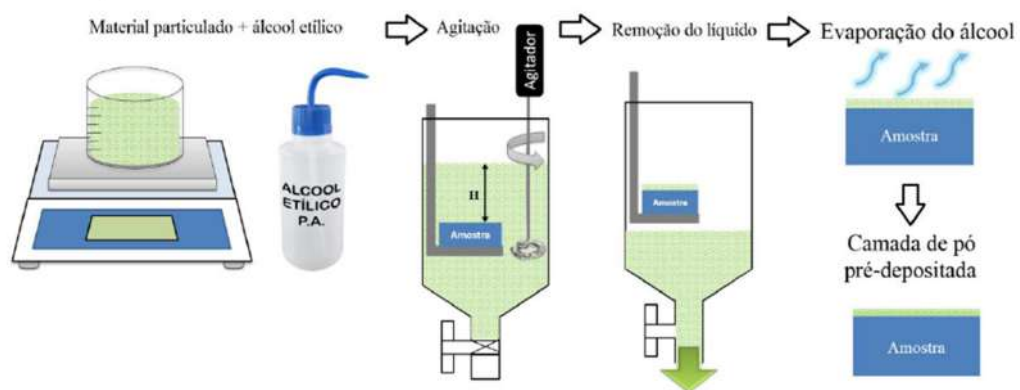
Fonte: Souto, 2013.

O outro método empregado é o de pré-deposição do pó, conhecido também por “*two-step*” ou deposição por duas etapas. Como o nome sugere esse método é dividido em duas etapas. Na primeira etapa o pó é depositado livremente ou juntamente com um composto ligante sobre a superfície do substrato, formando uma camada uniforme ao longo da superfície a ser tratada. Em seguida, na segunda etapa, o laser varre toda a região que contém a camada de pó pré-depositada com o

objetivo de fundir o material e possibilitar a união metalúrgica entre a camada de revestimento e o substrato (VILAR, 1999).

Teleginski (2016) em seu estudo utilizou a técnica de pré-deposição do pó. Para pré-deposição do pó o autor utilizou uma mistura de álcool etílico (75 ml), pó de revestimento NiCrAlY (15 g) com um ligante orgânico carboxi-metil-celulose (0,15 g) para conferir resistência verde ao material que está em forma de pó. Foi utilizado um agitador para homogeneizar e manter os materiais em suspensão. A amostra dentro do recipiente recebe sobre sua superfície o material em suspensão que ao longo do tempo decanta, formando sobre a superfície do substrato uma camada homogênea e uniforme. A Figura 4 ilustra, esquematicamente, o processo de pré-deposição utilizado.

Figura 4 - Método de pré-deposição de pó na superfície de um material.

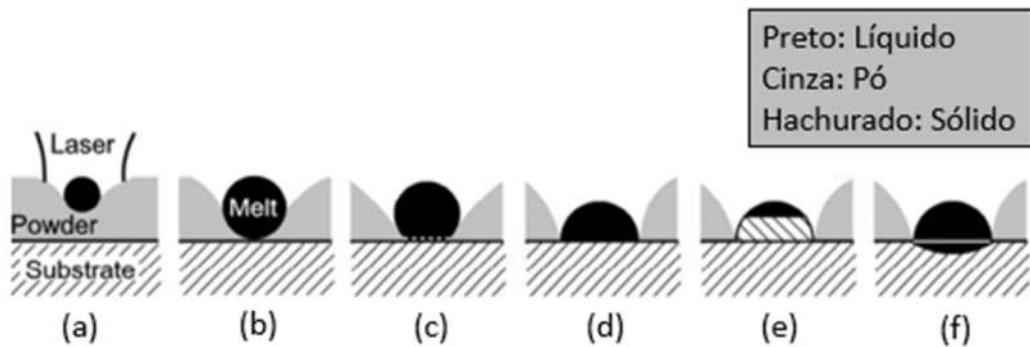


Fonte: Adaptado de Teleginski et al., 2016.

Gedda, Kaplan e Powell (2005) explicam os aspectos da fusão do revestimento a laser pelo método de pré-deposição de pó. No estudo é mencionado uma sequência de passos da interação líquido-sólido para a formação do revestimento, descrito esquematicamente na Figura 5. Primeiramente, no passo (a) o laser irradia sobre a superfície do pó e funde rapidamente certa quantidade de material. Essa poça de fusão preliminar transfere calor e funde partículas adjacentes, dessa forma crescendo a poça de fusão (b). No momento em que o metal fundido entra em contato com a superfície do substrato (c), adquirindo uma molhabilidade sobre a superfície (d). Neste momento ocorrendo a transferência de calor para o substrato por condução, onde a temperatura da poça de fusão é reduzida com consequente aumento da temperatura do substrato e inicia-se o processo de solidificação (e). Dependendo da densidade de energia nesse processo

a transferência de calor da poça de fusão pode provocar a fusão de certa zona do substrato, configurando mistura dos materiais e após a solidificação a união metalúrgica entre eles é obtida (f).

Figura 5 - Desenho esquemático mostrando a formação do revestimento com pó pré-depositado



Fonte: Adaptado de Gedda, Kaplan e Powell, 2005.

Borges *et al* (2010) analisaram as imperfeições (defeito geométrico e microestrutural) geradas em revestimentos produzidos por Laser Cladding com metal de adição em forma de pó e de fio. Os resultados encontrados mostram que a taxa de deposição é bem maior para os revestimentos realizados com metal de adição em forma de pó. Tal fato é justificado pela menor quantidade de energia do laser utilizada para fusão por unidade volume do metal de adição em forma pó do que em forma de fio sólido. Além disso, parte da energia de feixe de laser é refletida nos casos onde se utilizaram o metal de adição em forma fio sólido. Os revestimentos produzidos com metal de adição em forma de pó tende a ter melhor forma, profundidade e uniformidade. Enquanto os revestimentos produzidos com fios são bem sensíveis à taxa de alimentação do fio e a posição relativa do feixe de laser e substrato.

Imperfeições, como a falta de fusão são encontradas nos dois casos. Nas deposições que utilizaram metal de adição em forma de pó a falta de fusão foi justificada pela diminuição da potência ou aumento da velocidade do laser. Já nos revestimentos produzidos por fio, a falta de fusão foi devido à ineficiência no posicionamento do feixe de laser sobre o fio e o substrato, assim como a velocidade de alimentação do fio (BORGES *et al*, 2010).

2.6 Diluição e molhabilidade

Dentro dos aspectos de avaliação das deposições é considerada a diluição, a molhabilidade, características geométricas e ausência de defeitos. Esses aspectos caracterizam a qualidade das deposições e estabelecem de forma indireta a faixa dos valores dos parâmetros a serem utilizados (PESSOA *et al*, 2010).

A diluição é definida por Marques, Modenesi e Bracarense (2009) como a proporção com que o metal base participa da zona fundida, onde o coeficiente pode variar de 100% (soldagem autógena) a 0% (casos da brasagem). O valor desse coeficiente depende do processo utilizado, condições de operações, espessura e aspecto do substrato e a depender do tipo de aplicação.

O coeficiente de diluição torna-se um aspecto muito importante na deposição de revestimentos, pois determina quanto de metal de adição se mistura ao substrato e é alterado de acordo com os parâmetros que são utilizados. De acordo com Sun e Hao (2012), para obter camadas revestidas com alta qualidade é desejável que o revestimento por laser possa fornecer uma forte mistura e união metalúrgica com diluição mínima. O principal desafio, então, é obter uma diluição que garanta uma perfeita união metalúrgica entre os materiais a partir da definição adequada dos parâmetros do processo (MCPHERSON, CHI e BAKER, 2003; SUN e HAO, 2012).

Pensado em taxas aceitáveis de diluição para deposições individuais são encontrados valores entre 10% e 20%, configurando uma boa união metalúrgica sem prejudicar as propriedades dos materiais para deposições produzidas por Laser Cladding. Maiores valores de diluição são indesejáveis, pois promovem alterações na composição química e, conseqüentemente, na microestrutura e no desempenho do revestimento. Neste caso, sendo necessário o controle da zona de fusão através da definição adequadas dos parâmetros do processo (ZHONG *et al*, 2015b; PEREIRA *et al*, 2017; NÄKKI, TUOMINEN e VUORISTO, 2017; ALVAREZ *et al*, 2018).

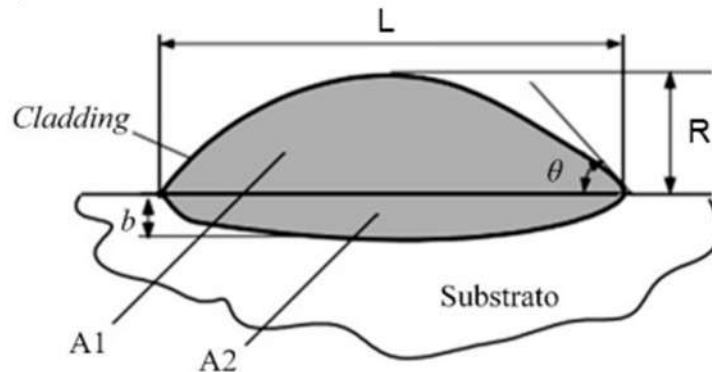
Porém, Pajukoski *et al* (2016) e Silveira *et al* (2018) comprovaram que maiores valores de diluição (30% - 45%), quando aplicados na produção de revestimentos com uma sobreposição de 50% a 60% reduzem drasticamente para valores inferiores a 10% de diluição. Desta forma, os maiores valores de diluição podem ser considerados para aplicação a depender da influência da sobreposição dos cordões na produção dos revestimentos.

Os métodos de determinação da taxa de diluição podem ser baseados em testes práticos de composição química ou por medição da seção transversal dos cordões, também conhecida como diluição geométrica (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009). A diluição geométrica $D(\%)$ pode ser calculada a partir da Equação 3, pelo quociente entre a área da deposição abaixo da linha da superfície do substrato (A_2) e a área total do cordão ($A_1 + A_2$). A Figura 6 ilustra esquematicamente a seção transversal de uma deposição.

$$D(\%) = \frac{A_2}{A_1 + A_2} \cdot 100 \quad (3)$$

A seção transversal da deposição pode ser caracterizada em termos de altura (R), largura (L), profundidade do revestimento (b) e ângulo de contato (θ), como exposto na Figura 6. A profundidade de penetração do revestimento representa a espessura do substrato fundido à camada de revestimento durante o processo.

Figura 6 - Medida da diluição na seção transversal de um cordão



Fonte: Adaptado de Toyserkani, Khajepour e Corbin, 2004.

Podem-se citar diversos estudos relacionados ao efeito dos parâmetros do Laser Cladding sobre a diluição das deposições. Kaierle *et al* (2012), estudaram diversos métodos e variantes do processo Laser Cladding e como essas mudanças influenciam na diluição do revestimento e, conseqüentemente, nas propriedades dos mesmos. Moosa, Kadhim e Subhi (2011) concluíram que a diluição depende principalmente da velocidade de deslocamento do feixe de laser em relação a outros parâmetros. Já Kusmoko, Dunne e Li (2016) obtiveram como resultado do seu estudo que com uma maior entrada de calor, ou seja, para os maiores valores de densidade de potência, maiores valores de diluição são encontrados.

De acordo com Goodarzi, Pekkarinen e Salminen (2015) a potência, a velocidade do feixe de laser e o fluxo de pó são os parâmetros que mais influenciam no volume da zona de fusão das deposições. Dentre esses parâmetros os autores afirmam que a potência tem maior influência no aumento da diluição e na modificação das características geométricas das deposições. Muitos outros fatores podem influenciar na diluição, como a refletividade do material, condutividade térmica, temperatura do substrato, ângulo de incidência, comprimento de onda do feixe, entre outros (VILAR, 1999; BALDAN, 2013).

Ainda sobre os aspectos geométricos da deposição podemos obter outras duas informações que caracterizam também a sua qualidade, que são: o ângulo de contato ou molhabilidade e a razão reforço-largura (R/L). A molhabilidade indica a suavidade da transição entre a superfície do substrato e a superfície da trilha e é definida pelo ângulo de contato (θ). O ângulo de contato (θ) influencia diretamente na qualidade do revestimento. É definido que um ângulo agudo proporciona uma maior aderência entre o material depositado e o substrato devido à efetiva molhabilidade. Já um ângulo obtuso, indica uma menor aderência entre o material depositado e o substrato. Neste caso o cordão apresenta geometria esférica devido ao insuficiente fornecimento de energia para a fusão do metal de adição com o substrato, o que pode ocasionar defeitos como falta de fusão e vazios nos passes seguintes (ONWUBOLU *et al*, 2007; ZHONG *et al*, 2015b; CORBIN *et al*, 2017).

A razão R/L relaciona a altura e a largura, e de forma indireta pode ser relacionada com a molhabilidade. De certa forma a razão R/L representa o grau de convexidade do cordão de solda. Para maiores valores da razão R/L, menor a molhabilidade do cordão e maiores concentrações de tensão no “pé” do cordão (PESSOA *et al*, 2010). Com relação a razão R/L, Onwubolu *et al* (2007) e Sun e Hao (2012) sugerem que a largura seja de no mínimo quatro vezes o valor da medida de altura.

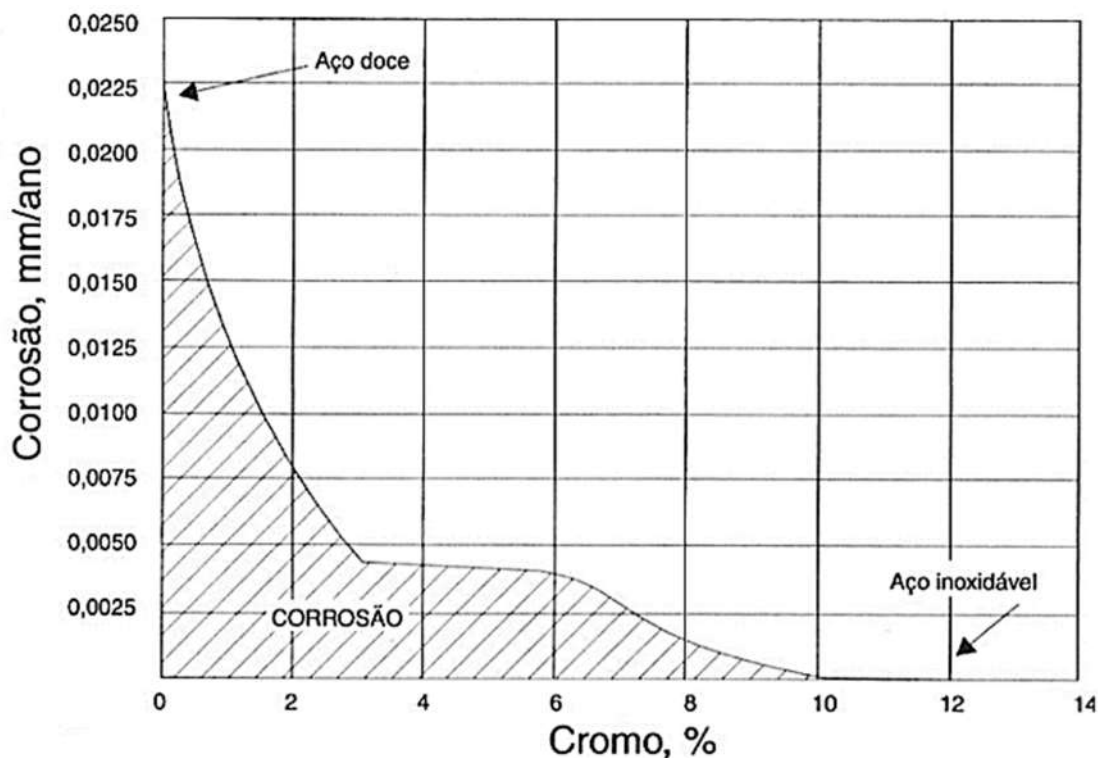
2.7 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são os aços que pertencem ao grupo de ligas ferrosas caracterizados pelo alto teor de cromo, em torno de 10,5% a 30%, e baixo teor de carbono. O cromo, seu principal elemento de liga, lhe fornece o alto poder contra a corrosão em comparação com outros aços, podendo se afirmar que o cromo é a ciência dos aços inoxidáveis como elemento de liga no ferro (CHIAVERINI, 2012).

Essa característica de resistência à corrosão é advinda de uma película de óxido protetor que impede o contato do metal base com a atmosfera agressiva. A película de óxido é formada naturalmente e tem entorno de 0,1 a 10 μm , sendo mantida sobre a superfície metálica por forças atômicas (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; CHIAVERINI, 2012).

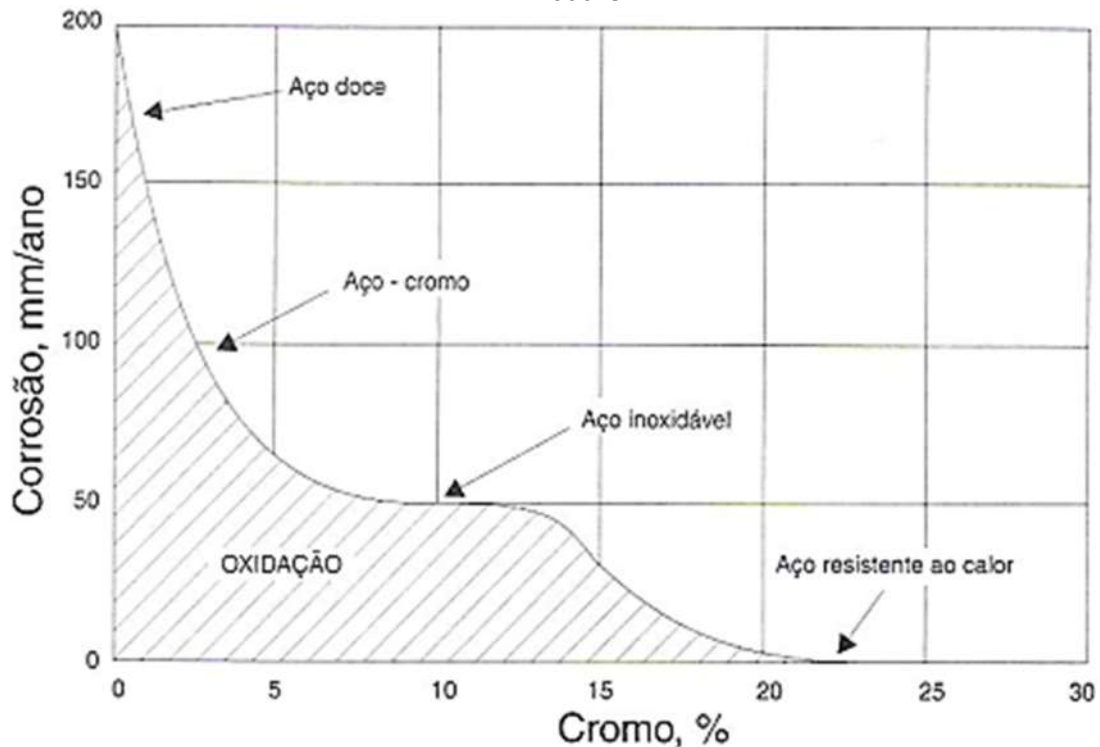
As Figuras 7 e 8, respectivamente, demonstram a influência do aumento do teor de cromo no aço quando expostos a atmosfera industrial e a temperaturas elevadas, avaliando desta forma o poder do cromo sobre a resistência a corrosão dos aços inoxidáveis. Tais gráficos confirmam que com o aumento do teor de cromo, aumenta-se drasticamente a resistência a corrosão do aço em ambos os casos. Essa resposta prova que o cromo é o elemento que define os aços inoxidáveis (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; CHIAVERINI, 2012). Ham, Kim e Lee, (2000) e Lee (2006) mencionam que o cromo traz efeitos positivos quando aços inoxidáveis são expostos em meios ácidos (sulfúrico e soluções de cloreto), aumentando sua resistência a corrosão por pite para ligas Fe-Cr-Ni e Fe-Cr.

Figura 7 - Gráfico ilustrando a passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial



Fonte: Chiaverini, 2012.

Figura 8 - Gráfico ilustrando o efeito do cromo na resistência dos aços à oxidação a altas temperaturas. A curva mostra a penetração da oxidação em cubos de 1½" aquecidos durante 48 horas a 1000°C no ar



Fonte: Chiaverini, 2012.

Além do cromo e do carbono, podem ser encontrados outros elementos de liga presentes na composição química que influenciam na estrutura e propriedades mecânicas do aço.

O níquel melhora a resistência à corrosão desse tipo de aço em soluções neutras de cloreto e em ácidos de baixa capacidade de oxidação. Melhora ainda suas propriedades mecânicas e soldabilidade (KIM, XIANG e KIM, 2005; CHIAVERINI, 2012).

O molibdênio aumenta e facilita sua passividade (película passivadora mais estável) reduzindo a formação e crescimento de pites, consequentemente, intensificando a resistência a corrosão quando exposto a ácido sulfúrico (LEE, 2006) e a soluções de pH neutro a alcalino (MESQUITA *et al*, 2013).

O nióbio e o tântalo quando adicionados, principalmente nos aços inoxidáveis cromo-níquel, devido à sua grande ganância pelo carbono, evitam que se produza a corrosão intergranular, um dos tipos mais nocivos de corrosão para os aços inoxidáveis austeníticos (DEMIROREN, 2009; CHIAVERINI, 2012).

Outros elementos como cobre, tungstênio, titânio, alumínio, silício, manganês, nitrogênio e selênio adicionados trazem bons resultados quanto a resistência a

corrosão e propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (KIM, XIANG e KIM, 2005; LEE, 2006; DEMIROREN e AKSOY, 2009; CHIAVERINI, 2012; HAUGAN *et al*, 2016).

Os aços inoxidáveis são divididos em grupos determinados quanto a microestrutura resultante à temperatura ambiente. Seguindo esse princípio os aços inoxidáveis são divididos em: Aços Inoxidáveis martensíticos (endurecível), Ferríticos (não endurecível) e Austeníticos (não endurecível), Duplex e Endurecidos por Precipitação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis ferríticos não são endurecíveis por tratamento térmico de têmpera, sendo utilizada a solubilização ou recozimento para alívio de tensões. Possuem teores de cromo elevados, podendo atingir valores superiores a 30%. Com estrutura essencialmente ferrítica devido à eliminação da austenita por consequência do baixo teor de carbono, diferenciando dos martensíticos. São aços que possuem resistência a corrosão, em especial a trincas de corrosão sob tensão e possuem tenacidade de média a baixa, há depender dos teores de elementos, como por exemplo, cromo e níquel (DEMIROREN, 2009; SILVA e MEI, 2010).

Têm-se também o aço inoxidável duplex (AID), que se origina de uma liga cuja microestrutura típica é frações aproximadamente iguais de ferrita e austenita, obtidas através de composições balanceadas de ferro, cromo (18-27%), níquel (4-7%), molibdênio (1-4%) (ALVAREZ-ARMAS, 2008). A estrutura bifásica de aço e sua composição química geram elevada resistência mecânica e boa tenacidade, características resultantes da combinação das fases presentes. A ferrita fornece alta resistência mecânica e a corrosão sob tensão, enquanto a austenita fornece boa ductilidade e resistência à corrosão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis duplex oferecem diversas vantagens em relação aos aços inoxidáveis austeníticos comuns com o mesmo teor de carbono, pois à precipitação de carbonetos é mais aleatória na estrutura, não se concentra junto aos contornos de grãos, pois a fase ferrita é mais rica em cromo que a austenita, podendo perder cromo para os precipitados e ainda manter o elemento cromo em solução sólida suficiente para manter a sua resistência a corrosão (ALVAREZ-ARMAS, 2008; MCGUIRE, 2008).

Esses aços são altamente resistentes à corrosão sob tensão, tem excelente resistência à corrosão por pite e frestas, apresentando cerca do dobro da resistência dos austeníticos comuns. Do aço inoxidável duplex surgem também outras

variações, por exemplo, o aço inoxidável superduplex, hyper-duplex e lean duplex, cada um desses aços desenvolvidos para aplicações bem específicas (ALVAREZ-ARMAS, 2008; MCGUIRE, 2008; MOLOTO *et al*, 2018).

Temos também os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, sendo ligas de ferro, cromo (12-17%), níquel (4-8%), molibdênio (0-2%) que podem ser endurecidos por tratamento de envelhecimento e solubilização para dissolver os compostos intermetálicos, como alumínio, cobre, titânio e nióbio. São divididos em austeníticos, semi-austeníticos ou martensíticos, sendo a microestrutura na condição recozida a sua classificação (matriz martensítica ou austenítica). Possuem boa resistência mecânica, tenacidade, ductilidade e de moderada a boa resistência à corrosão (SILVA e MEI, 2010; CHIAVERINI, 2012).

Tem-se ainda o surgimento de uma série de novas ligas variantes do aço inoxidável. Ligas especialmente voltadas para aplicações em ambientes altamente corrosivos. Entre o desenvolvimento dessas novas ligas, tem o exemplo do aço inoxidável superaustenítico e do inox alto Ni, que se enquadram na família de ligas conhecidas como LRCs – Ligas Resistentes à Corrosão (BARBOSA, 2009).

2.7.1 Aços inoxidáveis martensíticos

A família dos aços inoxidáveis martensíticos é classificada na série 400, conforme designação AISI. Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas de Fe-Cr-C, endurecíveis por tratamento térmico de têmpera. Os aços inoxidáveis martensíticos apresentam comportamento ferromagnético, alta resistência mecânica, moderada resistência à corrosão (em função da adição de cromo) em ambientes não muito agressivo e podem ser facilmente trabalhados quando o teor de carbono é baixo, menor que 0,1% (CHIAVERINI, 2012).

Contendo elementos de liga como cromo entre 11,5% a 18%. Contêm ainda maiores teores de carbono (comparados com os aços inoxidáveis austenítico), níquel, titânio, molibdênio, alumínio, entre outros. Baixos teores de Mo, V e W fornece maior resistência mecânica a altas temperaturas, devido a formação de carbonetos estáveis ao longo da sua microestrutura (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem maior dureza quando comparados com os outros tipos de aços inoxidáveis. Esse tipo de aço sofre uma transformação alotrópica e forma martensita a partir da austenita sob a maioria das situações de processamento termodinâmico, sendo conhecidos como aços

endurecíveis a ar, pois conseguem obter a estrutura martensítica mesmo em baixas taxas de resfriamento. O teor relativamente alto de carbono permite esse endurecimento e o surgimento da microestrutura martensita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Esse tipo de aço tem sido aplicado em situações em que se deseja a combinação de resistência mecânica e a moderada resistência a corrosão. São aplicados geralmente em tubulações empregadas na produção de petróleo ou caldeiras, em que a resistência mecânica, resistência à corrosão e soldabilidade são características essenciais para essa aplicação (SILVA e MEI, 2010; LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

2.7.2 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos foram descobertos por cientistas da empresa Krupp na Alemanha em 1911, com a formação de aço contendo cromo (20%), níquel (7%) e carbono (0,25 %), apresentando microestrutura austenítica em temperatura ambiente, ao qual patentearam como aços inoxidáveis austeníticos V2A (Versuch Austenit). Tal descoberta proporcionou um grande avanço no desenvolvimento de materiais resistentes à corrosão e à oxidação (PADILHA e GUEDES, 1994; LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas de Fe-Cr-Ni que não apresentam comportamento magnético e não endurecíveis por tratamento térmico, tornando esse tipo de aço interessante tanto para aplicações criogênicas por não sofrerem transição dúctil-frágil, como em aplicações à temperatura elevada em função da resistência ao amolecimento e resistência à deformação a quente, estando atribuído à instabilidade da austenita que sob efeito de tensões do encruamento transforma-se parcialmente e gradativamente em ferrita supersaturada de carbono, contribuindo para um maior endurecimento do aço, possibilitando o aumento do limite de escoamento para valores superiores a 1200 Mpa mesmo para um aço comum como o AISI 304. Possuem elevada tenacidade e boa soldabilidade (PADILHA e GUEDES, 1994; LIPPOLD e KOTECKI, 2005; SILVA e MEI, 2010; CHIAVERINI, 2012).

Podemos encontrar os aços inoxidáveis austeníticos comumente empregados pela classe 300 (Cr-Ni) e classe 200 (Cr-Mn-Ni), que são feitos a partir da substituição de parte do níquel por manganês ou nitrogênio (SILVA e MEI, 2010; CHIAVERINI, 2012). Os aços inoxidáveis austeníticos mais empregados são os da

classe 300. A composição básica dos aços inoxidáveis austeníticos giram em torno de 18% Cr e 8% Ni. Esses aços são normalmente solubilizados, aproximadamente, a 1050 °C e resfriados rapidamente para evitar a precipitação de carbonetos, preservando estruturas metaestáveis (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Neste tipo de aço a introdução do níquel fornece uma microestrutura austenítica estável, além de melhorar a resistência à corrosão e oxidação em altas temperaturas, que também são melhoradas com o aumento do teor de cromo e molibdênio. A característica de resistente a corrosão atribuída a esse tipo de aço inoxidável só existe pelo fato do níquel ser mais nobre que o ferro (CHIAVERINI, 2012).

O grupo Cr-Mn-Ni apareceu na década de 30 e o seu desenvolvimento ocorreu durante a Segunda Guerra Mundial, por questão de custo pela menor disponibilidade do níquel, onde cerca de 4% do níquel é substituído por outros elementos de tendência austenitizante, como o manganês e o nitrogênio. Com a adição de molibdênio, que seria algo em torno de 2%, transforma-se o aço inoxidável 304 no aço inoxidável 316, que é um aço muito mais resistente à corrosão por pites e por frestas (CHIAVERINI, 2012).

Existem algumas aplicações que exigem uma composição mais nobre desses materiais, surgindo a classe L. Desenvolvidos especificamente para soldagem e outras operações a quente, onde apresentam teores de carbono máximo de 0,03 %, que é compensada com o aumento de níquel para que se consiga estabilizar a austenita ou ainda nióbio ou titânio, que formam precipitados mais estáveis que o carboneto de cromo (CHIAVERINI, 2012).

2.8 Solidificação dos aços inoxidáveis

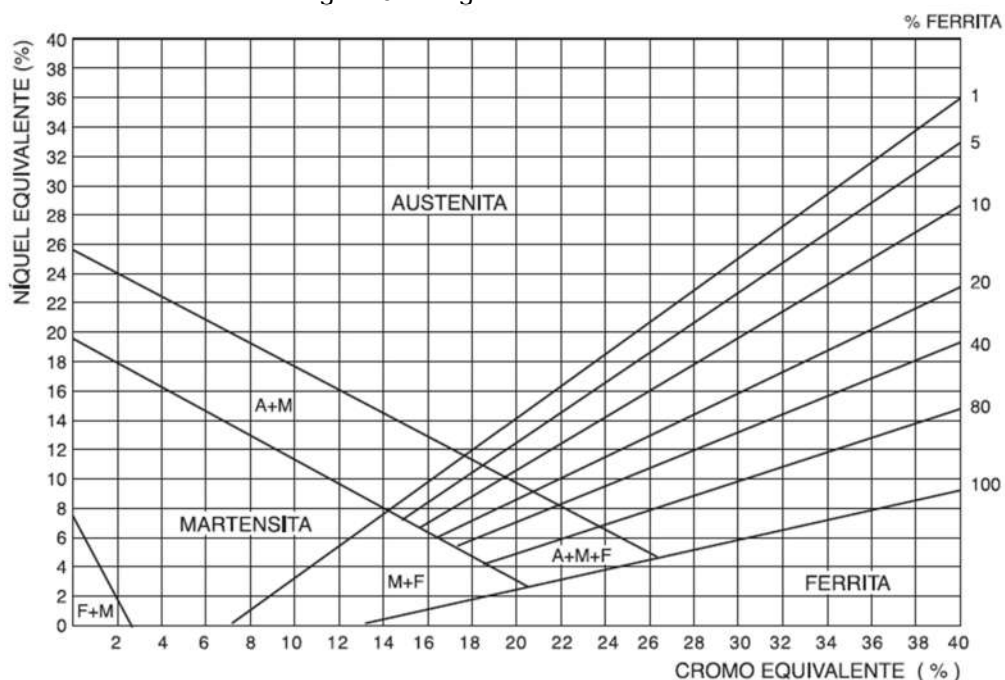
A microestrutura final dos aços inoxidáveis está relacionada com o tipo e a quantidade de elementos de liga que consta nesses materiais (PADILHA e GUEDES, 1994; LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Utiliza-se uma relação de cromo equivalente (Cr_{eq}) e níquel equivalente (Ni_{eq}) para estimar o tipo de estrutura a ser gerada no fim da solidificação. O Cr_{eq} é calculado pelo teor de elementos que estabilizam e favorecem a formação da ferrita (elementos ferritizantes ou alfa-gênicos), estimado pela Equação 4. Já o Ni_{eq} é calculado pelo teor de elementos de liga que favorecem a austenita (elementos austenitizantes ou gama-gênicos), estimado pela Equação 5 (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

$$Cr_{eq} = Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0,81Mn + 22C + 14,2N + Cu \quad (5)$$

O Diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura para os aços inoxidáveis a partir da composição química do aço. É possível observar através da Figura 9 os campos da microestrutura de acordo com os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} . Vale ressaltar que este diagrama não leva em consideração a taxa de resfriamento ou possíveis tratamentos térmicos que sejam submetidos.

Figura 9 - Diagrama de Schaeffler



Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki, 2005.

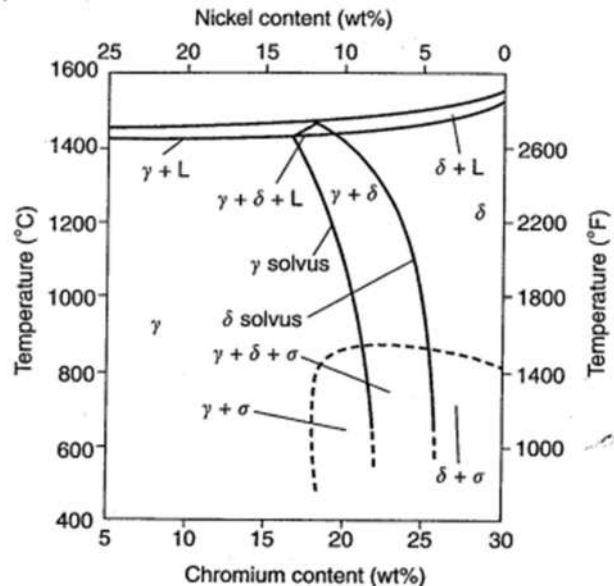
Na soldagem de aços inoxidáveis pode-se obter a possível microestrutura gerada na zona de fusão. Para soldagem de materiais de diferentes composições químicas a zona de fusão é representada num ponto sobre um segmento de reta que liga o ponto do metal base e metal de adição. A posição do ponto da zona de fusão no segmento de reta dependerá da diluição, pois quanto menor a diluição mais próxima do ponto do metal de adição ele estará (SABARÁ, 2013).

Para os aços inoxidáveis austeníticos, além do Diagrama de Schaeffler, pode-se usar outros diagramas para tentar identificar a possível microestrutura ao final da solidificação. Na Figura 10 têm-se um diagrama Fe-Cr-Ni para uma liga com 70% de ferro. É possível perceber que quanto maior teor de Ni na composição química do

aço aumenta-se o campo da austenita. Já para o aumento do teor de Cr o campo ferrítico é favorecido. Ou seja, as estruturas iniciais de resfriamento, austenita ou ferrita como fase primária, tem dependência a partir das variações nas concentrações de Cr e Ni.

Com o valor da razão Cr_{eq}/Ni_{eq} consegue-se expressar a tendência de solidificação para os aços inoxidáveis austeníticos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; SABARÁ, 2013). Como se pode observa no diagrama pseudobinário da Figura 11, com o aumento da Cr_{eq}/Ni_{eq} o tipo de solidificação se modifica e segue a sequência de: A, AF, FA e F.

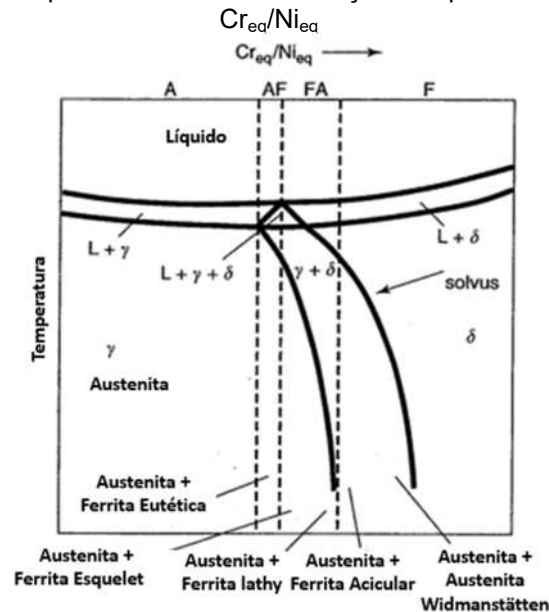
Figura 10 - Influência do Ni e Cr no tipo de solidificação



Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

Observa-se também pela Figura 11 que uma pequena região representa o surgimento da austenita ou ferrita como fase primária, respectivamente, solidificação tipo AF e FA. A precipitação da fase primária é arbitrada pelas concentrações de cromo e níquel. Segundo Sabará (2013) valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} menores que 1,5 é encontrado o tipo de solidificação A e AF; já para valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,5 e 2 têm-se o tipo FA; e para valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} maiores que 2 têm-se o tipo de solidificação F.

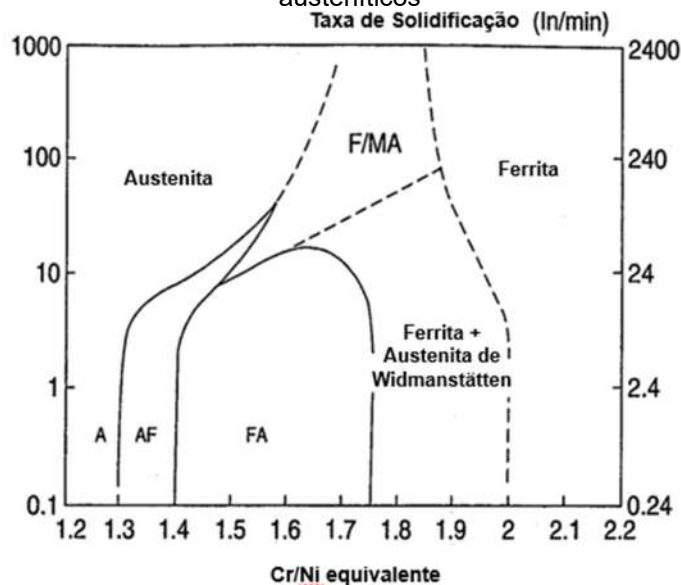
Figura 11 - Diagrama de fase pseudobinário com a relação do tipo de solidificação em relação ao



Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

Têm-se também o gráfico *taxa de solidificação x composição química*, ilustrado na Figura 12, utilizado para prever o tipo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos. Esse gráfico, ao contrário do Diagrama de Schaeffler, faz uma relação entre a taxa de solidificação e a composição química do material, ou seja, o gráfico *taxa de solidificação x composição química* leva em consideração a taxa de resfriamento e consegue dessa forma inferir com mais exatidão o tipo de solidificação e possíveis fases presentes ao final da solidificação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Figura 12 - Relação da taxa de solidificação x composição química para os aços inoxidáveis austeníticos



Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

2.8.1 Tipos de solidificação dos aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem cromo e carbono suficiente para garantir o endurecimento a ar mesmo com grandes espessuras. Ou seja, obtém uma estrutura martensítica de elevada dureza com a transformação de toda austenita durante seu resfriamento. Em alguns casos, dependendo da taxa de aquecimento e resfriamento e da composição química, a austenita não se transforma totalmente em martensita ou ainda o aparecimento de ferrita ao longo do contorno de grão. A composição química, ou melhor, os elementos estabilizadores da ferrita fazem com que esse microconstituente esteja presente na maioria das estruturas dos aços inoxidáveis martensíticos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

A formação da martensita é uma transformação adifusional, ou seja, não depende do tempo. Desta forma é possível calcular a temperatura de início e final da transformação martensítica apenas em função da composição química do material. A temperatura de início da transformação martensítica (M_S) e a temperatura final da transformação martensítica (M_F) podem ser calculadas a partir da concentração de alguns elementos químicos no aço. A Equação 6 ilustra o cálculo da temperatura M_S . Já a temperatura M_F está em torno de 100 a 150 °C abaixo da temperatura M_S (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

$$M_S (^{\circ}C) = 540 - 350C - 40Mn - 20Cr - 10Mo - 17Ni \quad (6)$$

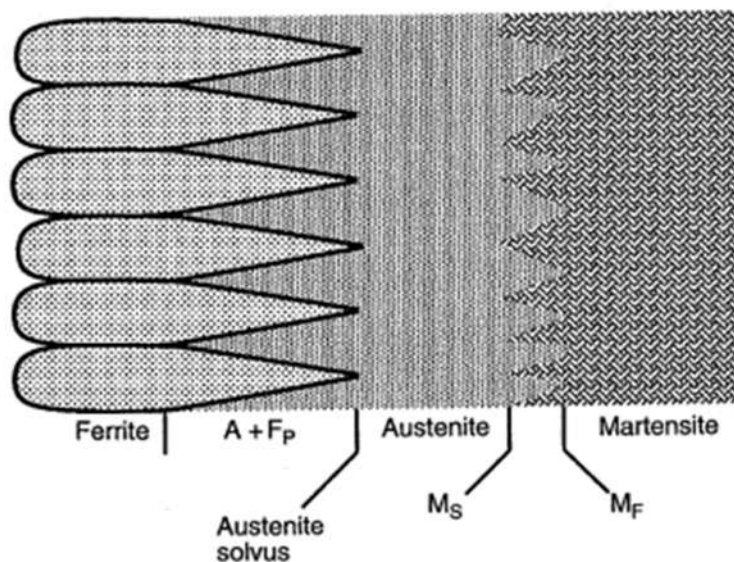
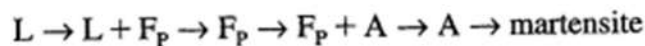
Como é possível observar o carbono, assim como a maioria dos elementos de ligas que contém nos aços martensíticos, tendem a baixar a temperatura M_S . No caso do carbono, em solução sólida tende a aumentar a resistência ao cisalhamento da austenita, dificultando o surgimento da martensita. A determinação da temperatura de início da transformação martensítica é importante para o controle da temperatura de pré-aquecimento durante o processo de soldagem. O pré-aquecimento com temperatura abaixo da temperatura M_S controla a taxa de resfriamento e evita o surgimento de trincas por hidrogênio, assegurando também a máxima transformação martensítica (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Segundo Lippold e Kotecki (2005) existem dois tipos de solidificação possíveis para os aços inoxidáveis martensíticos. Podem obter uma estrutura totalmente martensítica, ou união de microestrutura martensítica com ferrita (como fase primária ou surgir a partir via reação eutética) e/ou ainda com uma fração

mínima de austenita retida. A quantidade e o tipo da ferrita ao final da solidificação depende das condições de solidificação (taxa de resfriamento) e da presença de elementos ferritizantes. (LIPPOD, 2005).

- a) A estrutura totalmente martensítica a solidificação se dar primeiramente com o aparecimento da ferrita (fase primária). Ao longo da solidificação a austenita nucleia e consome totalmente a ferrita existente. E, por último, durante o resfriamento do austenita se transforma completamente em martensita. A sequência de transformação é ilustrada na Figura 13.

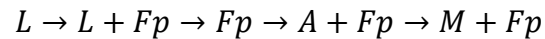
Figura 13 - Ilustração da sequência de transformação de uma estrutura totalmente martensítica



Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

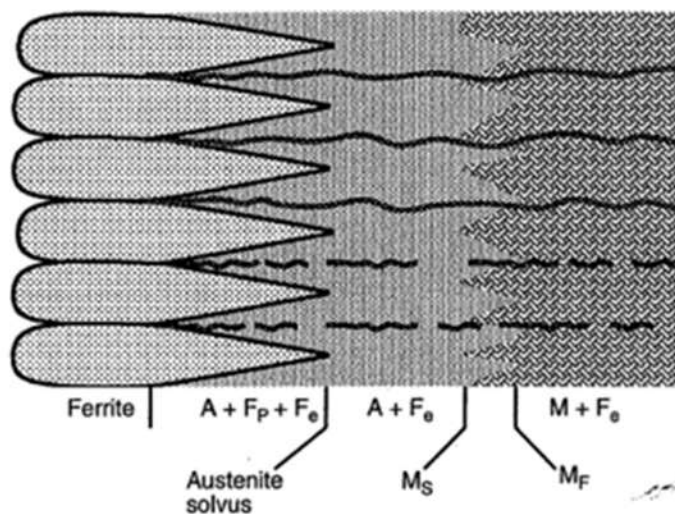
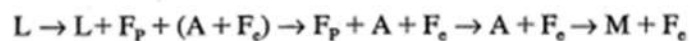
- b) Numa estrutura com presença de martensita e ferrita primária, primeiramente, ocorre o surgimento da ferrita (fase primária), o níquel segrega-se para o líquido com maior intensidade que o cromo. Em determinada concentração de níquel no líquido a austenita nucleia e cresce consumindo parte da ferrita, além de segregar elementos ferritizantes para o interior da dendrita primária de ferrita, promovendo sua estabilização. Chegando ao final do processo de transformação toda austenita se transforma em martensita, mas a ferrita primária que não foi consumida pela austenita fica retida na estrutura. Ao final da solidificação

obtém-se uma microestrutura martensítica com certa quantidade de ferrita primária nos contornos de grãos e subgrãos. A sequência de transformação para uma microestrutura com martensita e ferrita primária pode ser ilustrada como:



Já para uma microestrutura com martensita e ferrita eutética se dar da mesma forma do caso anterior, só que ocorre o aparecimento da ferrita eutética durante a solidificação da austenita. Primeiramente, ocorre o surgimento da ferrita com fase primária. Em seguida a austenita nucleia na interface sólido-líquido, crescendo para ambas as fases. A partir deste momento a austenita cresce e segrega elementos ferritizantes para zona de contorno de grão e subgrãos, que estabilizam (não permitindo sua transformação para austenita) e permitem o surgimento da ferrita eutética nas últimas regiões a solidificar. Considerando que seu surgimento ocorra via reação eutética no final da solidificação. Dependendo também da segregação de elementos austenitizantes pode haver o surgimento de austenita retida na microestrutura no final da solidificação. A sequência de transformação é ilustrada esquematicamente na Figura 14.

Figura 14 - Ilustração da sequência de transformação de uma estrutura totalmente martensítica



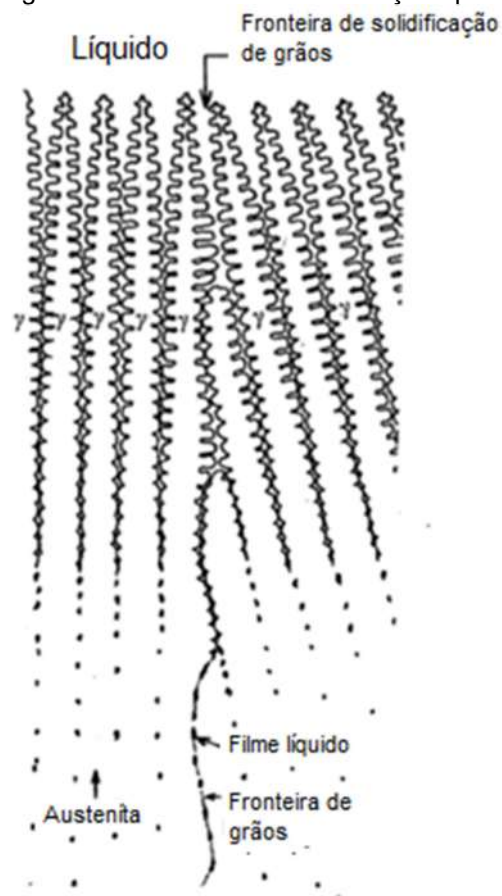
Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

2.8.2 Tipos de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos

Não diferente dos aços martensíticos, o tipo de microestrutura desses aços depende exclusivamente da composição química e das condições de solidificação. A estrutura resultante no final será influenciada pela quantidade de elementos promovedores da austenita (C, N, Mn, Ni) ou da ferrita (Cr, Mo, W, V). Nos aços inoxidáveis austeníticos a solidificação como fase primária pode ocorrer como ferrita delta ou austenita. Desta forma, podem-se classificar quatro formas de solidificação para os aços inoxidáveis austeníticos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; PADILHA e GUEDES, 1994):

- a) Solidificação Tipo A: Nesta solidificação a austenita se solidifica como fase primária e se mantém até o final da solidificação. Ou seja, a estrutura final é totalmente austenítica a temperatura ambiente. A austenita se solidifica em forma de dendritas e subestruturas celular e celular dendrítica, como mostrado no esquema de solidificação da Figura 15.

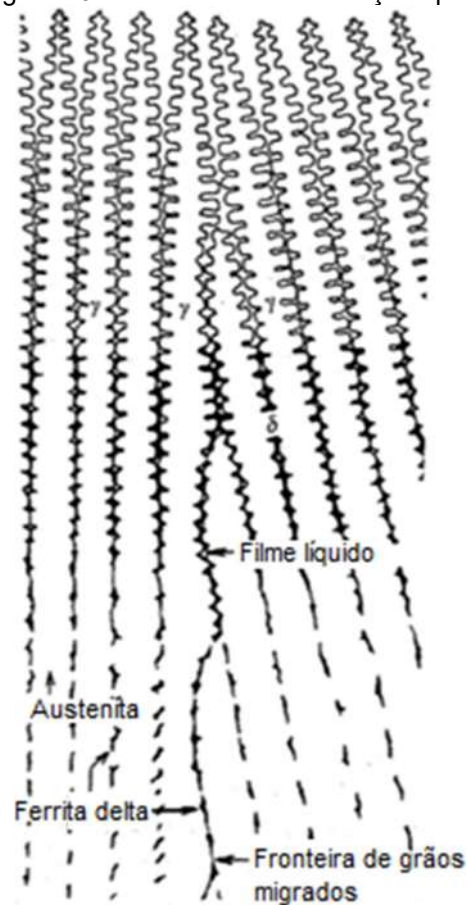
Figura 15 - Estrutura de solidificação tipo A



Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

b) Solidificação tipo AF: Neste tipo de solidificação a austenita também se solidifica com fase primária. Com a solidificação da austenita ocorre a segregação de elementos ferritizantes para zonas de contorno de grãos e subgrãos que promovem a estabilização da ferrita fazendo com que não se transforme em austenita durante o processo de resfriamento. Ao final se tem dendritas de austenita e ferrita nos contornos dendríticos. A Figura 16 ilustra o esquema da solidificação tipo AF.

Figura 16 - Estrutura de solidificação tipo AF

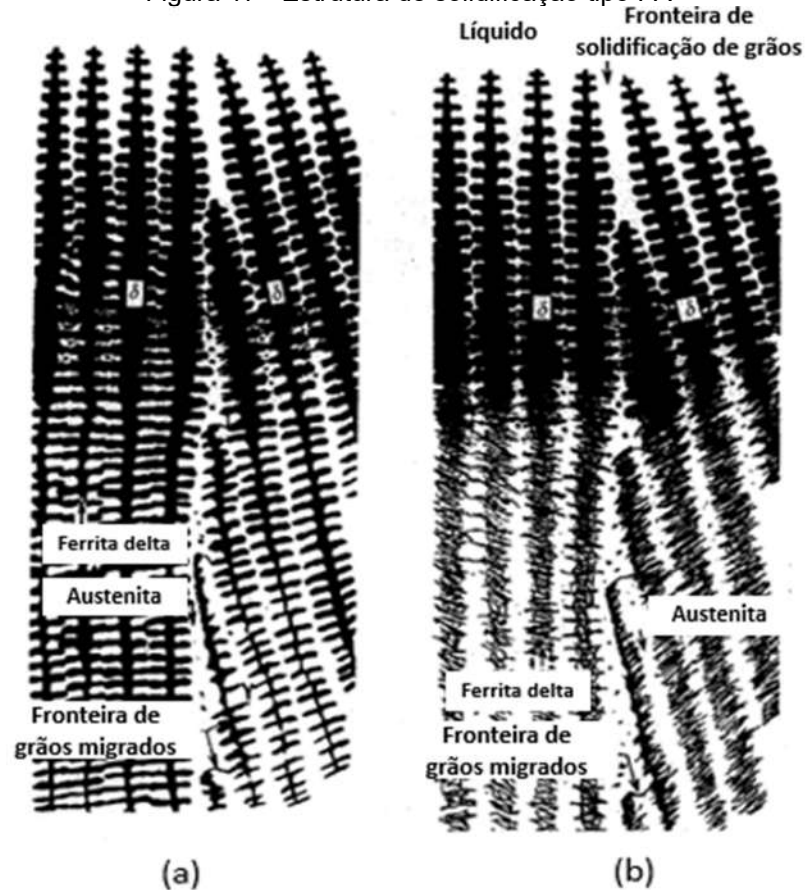


Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

c) Solidificação Tipo FA: Neste tipo de solidificação a ferrita é a fase primária em forma de dendrita. Logo em seguida a austenita nucleia na interface sólido-líquido por meio de reação peritética ou eutética, e cresce consumindo a ferrita e líquido, ao passo que também vai segregando elementos promovedores da ferrita tanto para o interior da ferrita e líquido remanescente. Neste caso, a ferrita estável pode ser encontrada no eixo

da dendrita e nas regiões interdendríticas. A Figura 17 ilustra o esquema da solidificação tipo FA.

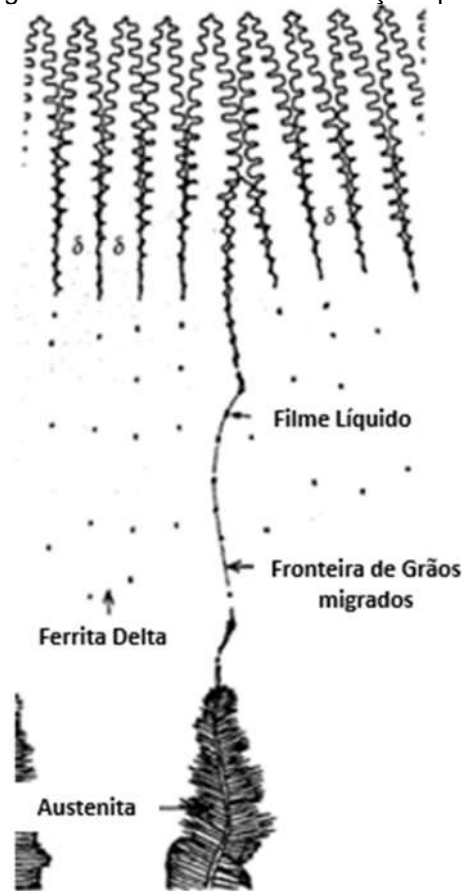
Figura 17 - Estrutura de solidificação tipo FA



Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

- d) Solidificação Tipo F: Neste tipo de solidificação a única fase a se formar é a ferrita, ou seja, ao final da solidificação a microestrutura é completamente ferrítica. A fase austenita pode se formar dentro da microestrutura ferrítica no seu estado sólido quando o metal de solda esfria abaixo da curva ferrita solvus, onde pode ocorrer em processos de soldagem. A Figura 18 ilustra o esquema da solidificação tipo F.

Figura 18 - Estrutura de solidificação tipo F

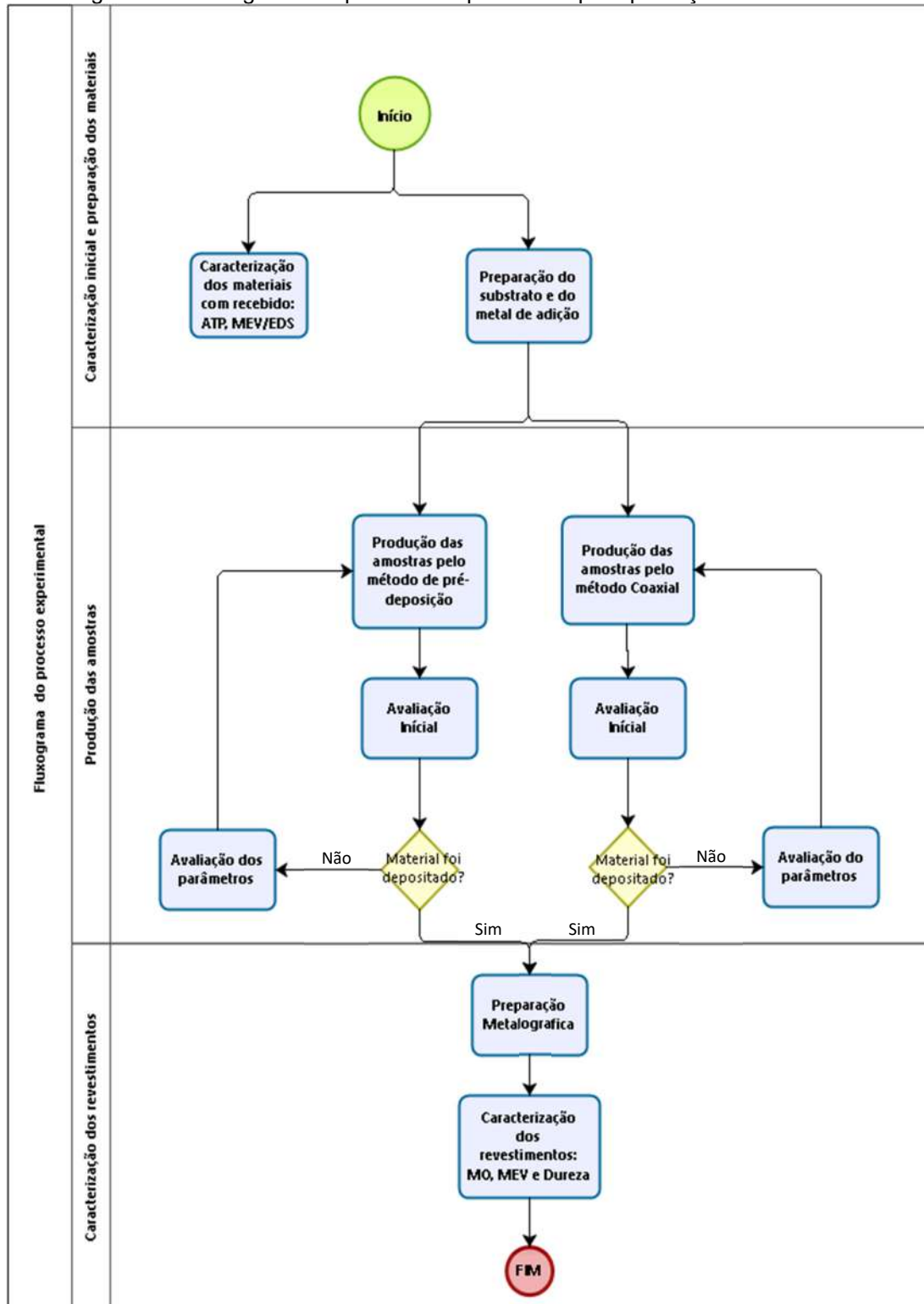


Fonte: Lippold e Kotecki, 2005.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma da Figura 19 ilustra, esquematicamente, as etapas do processo experimental para produção das amostras.

Figura 19 - Fluxograma do processo experimental para produção das amostras



Fonte: O Autor, 2019.

Foram produzidos revestimentos através de dois métodos de deposição do pó metálico. Primeiramente, foram produzidas as deposições através de uma camada pré-deposição realizadas no Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Óptica e Lasers – DedALO, do Instituto de Estudos Avançados - IEAv/CTA - São José dos Campos/SP. E outro pelo método de deposição coaxial realizado no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais – INTM, localizado na Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

Os parâmetros do Laser Cladding utilizados nos experimentos foram selecionados a partir da influência destes sobre o revestimento e sua facilidade de manipulação. Os valores desses parâmetros foram baseados em estudos da literatura, como em Sharifitabar e Halvee (2010), Goodarzi, Pekkarinen e Salminen (2015), Silveira *et al* (2018), Moradi *et al* (2019) e Sun *et al* (2019). O processo de parametrização contou com a realização de vários testes a fim de determinar as melhores condições do processo em questão, a depender do método de deposição do metal de adição.

Depois de produzidos as amostras foram analisadas por técnicas de caracterização microestrutural (Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV e Microscopia Óptica – MO), além do ensaio de dureza. Basicamente, todas as condições foram avaliadas com relação a quatro quesitos: diluição, características geométricas, molhabilidade do cordão e ausência de defeitos. As análises definiram as deposições adequadas de acordo com os parâmetros de produção, além de avaliar a influência desses parâmetros sobre as características das deposições. Desta forma, encontrando valores ótimos dos parâmetros do processo Laser Cladding para os materiais utilizados no estudo.

3.1 Substrato

Como substrato para todas as deposições utilizou-se o aço carbono ASTM A-36 em forma de chapa com espessura de 6,35 mm. As análises de composição química do material recebido foram realizadas no INTM e SIMISA pelas técnicas de Espectrometria de Emissão Óptica.

Antes do processo de deposição, o substrato passou por procedimentos de preparação da superfície. Inicialmente, a chapa metálica foi cortada em amostras de dimensões específicas, como mostra a Tabela 1. Após cortadas, as amostras foram submetidas ao processo jateamento da superfície para retirada de óxidos, sujeiras e

impurezas que estavam impregnadas na superfície do substrato. Para finalizar a limpeza do substrato, foi realizado o processo de desengorduramento com uma solução alcalina concentrada, seguida de lavagem com água deionizada e secagem.

Tabela 1 - Dimensões das amostras com relação ao método de deposição

Método de deposição	Pré-deposição	Coaxial
Dimensão (mm ²)	150×150	150×70

Fonte: O Autor, 2019.

3.2 Metal de adição

Foram utilizados dois tipos de metais de adição, o aço inoxidável austenítico AISI 316L e aço inoxidável martensítico AISI 431 ambos em forma de pó. A seleção dos metais de adição está atribuída a aplicações que se deseja uma alta resistência ao desgaste e a corrosão. Essa alternativa foi escolhida com o intuito de se utilizar um metal de adição mais barato (quando comparados com ligas de níquel, por exemplo), mas que suprissem as necessidades quanto às características de resistência ao desgaste (aço inoxidável AISI 431) e resistência à corrosão (aço inoxidável AISI 316L).

Têm-se também como finalidade avaliar a influência da composição química, distribuição granulométrica e a morfologia das partículas em relação ao tipo de metal de adição nas características geométricas e diluição das deposições.

3.2.1 Aço inoxidável AISI 431

O metal de adição do aço inoxidável AISI 431, produzido pela OERLIKON METCO, foi adquirido em forma de pó. Segundo especificação do fabricante o metal de adição do aço inoxidável AISI 431 possui composição química segundo a Tabela 2. A distribuição granulométrica está entre 45 e 106 µm e foi produzido por atomização a água, caracterizando ao material uma morfologia irregular das partículas.

Tabela 2 - Composição química do aço inoxidável AISI 431

Elemento	C	Cr	Mn	Ni	P	S	Si	Fe
(%)	0,17	16,5	0,1	1,97	0,01	0,01	0,7	bal

Fonte: Adaptado de Oerlikon, 2018.

3.2.2 Aço inoxidável AISI 316L

O metal de adição do aço inoxidável AISI 316L produzido pela LSN DIFFUSION adquirido em forma de pó e obtido por atomização a gás, caracterizando uma morfologia esférica e regular. Informações sobre composição química e distribuição granulométrica do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L, fornecidas pelo fabricante, encontram-se nas Tabelas 3 e 4, respectivamente.

Tabela 3 - Composição química do aço inoxidável AISI 316L

Elemento	C	Cr	Mn	Mo	N	Ni	O	P	S	Si	Fe
(%)	0,01	16,24	1,09	2,42	0,05	12,37	0,04	0,04	0,01	0,50	bal

Fonte: Adaptado de LSN, 2018.

Tabela 4 - Distribuição do tamanho de partícula do aço inoxidável AISI 316L

Tamanho de Partícula (µm)	>150	150-125	125-106	106-90	60-75	75-63	63-53	<53
(%)	0,5	12,5	30,0	17,3	23,3	14,1	2,2	0,1

Fonte: Adaptado de LSN, 2018.

Para a produção das amostras pelo método coaxial fez-se necessário reduzir a faixa de distribuição granulométrica para uma faixa <106 µm, devido a limitação de granulometria do sistema de injeção de pó, segundo orientação do fabricante. Com isso, foi realizado um processo de peneiramento manual a fim de obter a faixa de distribuição granulométrica requerida.

3.2.3 Análise dos metais de adição como recebido

Como o tamanho de partícula, morfologia e composição química têm grande influência sobre o processo de produção de revestimentos soldados foi realizado análises de tamanho de partícula, morfológica e de composição química dos materiais como recebidos. Vale destacar que o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L passou por processo de peneiramento manual, aumentando a necessidade da análise prévia dos materiais.

Para caracterização do tamanho e da distribuição, a técnica adotada na presente pesquisa foi a Difração de Raios Laser (DL), utilizando um equipamento da marca Mastersizer 2000 da MALVERN INSTRUMENTS U.K. (Figura 20) no Departamento de Engenharia de Minas da Universidade Federal de Pernambuco (DEMINAS-UFPE). As análises foram realizadas por via úmida, utilizando água

como agente dispersante. Para cada análise é obtido o diâmetro médio das partículas, assim como os dados da distribuição granulométrica na forma de diâmetros de partículas e suas correspondentes frações volumétricas acumulativas. A análise morfológica das partículas e composição química foi realizada através da Microscopia Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de raios X por Dispersão de Energia (MEV-EDS).

Figura 20 - Equipamento Mastersizer 2000 - MALVERN INSTRUMENTS U.K.



Fonte: O Autor, 2019.

3.2.4 Equipamentos utilizados no método de pré-deposição

Para produção das amostras foi utilizado um laser Yb: fibra (modelo YLS 2000, IPG Photonics) pertencente ao Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Óptica e Lasers – DedALO, do Instituto de Estudos Avançados - IEAv/CTA - São José dos Campos/SP. O laser é produzido numa fibra óptica dopada com Itérbio (Yb), com comprimento de onda de 1080 nm. A fibra de saída tem 50 μm de diâmetro e 5 m de extensão, e é conectada a uma unidade de acoplamento, fazendo a conexão com uma segunda fibra com 100 μm de diâmetro e 10 m de comprimento. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe. Este laser está inserido numa cabine de processamento em alumínio de aproximadamente 3 m x 3 m x 3 m, equipada com sistemas de gases auxiliares de processo e de exaustão de fumos. A potência do Laser pode variar até 2 KW, informação relevante para ser definido os parâmetros do procedimento de produção das amostras.

Para fixar a amostra tem-se um porta amostras montado sobre uma mesa CNC com dois eixos (XY) acoplados em dois servomotores controlados por computador através do software EMC2, com velocidade até 160 mm/s e resolução de 5 μm nos eixos XY. Um eixo Z-vertical com resolução de 1 μm foi incorporado à

mesa para o controle da distância focal. A utilização deste dispositivo é de grande importância, pois garante que não haverá vibração ou movimentação irregular da placa durante a execução de revestimento, pois qualquer vibração da placa durante essa etapa poderá influenciar no produto final, variando alguns parâmetros e, conseqüentemente, fornecendo características diferentes do que se espera.

Além da movimentação, o software faz o controle do sistema de gases de processo. Todos os parâmetros de ajuste do Laser foram controlados por um computador e revestimentos foram feitos com o feixe laser parado, enquanto o porta amostras se movimenta. Os equipamentos utilizados estão ilustrados na Figura 21.

Figura 21 - Laser Yb:fibra (modelo YLS 2000, IPG Photonics).



Fonte: O Autor, 2019.

3.2.5 Amostras produzidas pelo método de pré-deposição

Para as amostras produzidas pelo processo pré-deposição foi utilizado como substrato aço ASTM A-36 e como material de adição o aço AISI 316L. Neste processo foram utilizados os parâmetros de potência, velocidade e sobreposição, sendo executado um total de oito corridas como ilustrado na Tabela 5.

Os outros parâmetros do processo, como tipo de gás de proteção da lente, distância focal, ângulo de soldagem, diâmetro do Laser, entre outros, permaneceram constante. A Tabela 6 mostra os parâmetros e seus valores que permaneceram constantes durante a produção das amostras.

Em todas as corridas foi utilizado um bocal que levava gás argônio diretamente para a proteção da cabeça do laser. Não foi possível utilizar gás de proteção da poça de fusão devido ao risco de soprar/espalhar a camada pré-

depositada do pó sobre a superfície. O diâmetro teórico do feixe laser para desfocagem de 10 mm é de $d_{\min} = 2$ mm, que foi utilizado para calcular a sobreposição para cada condição específica.

Tabela 5 - Parâmetros do laser para produção das amostras com o metal de adição aço inoxidável AISI 316L

Condição	Amostra	Potência (W)	Velocidade (mm/min)	Sobreposição (%)
1	P300V250E1,5	300	250	30
2	P400V250E1,5	400	250	30
3	P300V300E1,5	300	300	30
4	P400V300E1,5	400	300	30
5	P300V250E1,7	300	250	50
6	P400V250E1,7	400	250	50
7	P300V300E1,7	300	300	50
8	P400V300E1,7	400	300	50

Fonte: O Autor, 2019.

Tabela 6 - Parâmetros do laser que permaneceram constantes para o método de pré-deposição

Parâmetros	Valores
Distância Focal (mm)	10
Distância defocado (mm)	7
Ângulo de Incidência	5°
Gás de proteção da lente	Argônio
TEM	TEM ₀₀
Diâmetro do laser (mm)	2,0

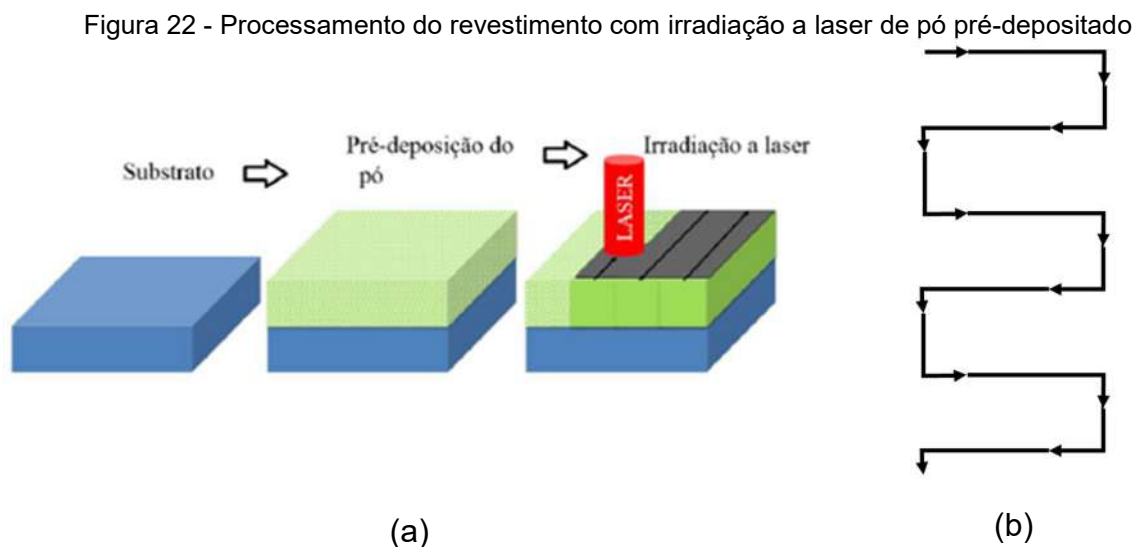
Fonte: O Autor, 2019.

Os procedimentos de configuração do equipamento laser para iniciar o processo de produção das amostras foi realizado por um software de interface para controle da velocidade, sobreposição dos cordões e a área de varredura do laser. E assim, para cada condição específica os valores de velocidade, potência e sobreposição foram alterados.

Depois de todos os procedimentos citados acima concluídos foi iniciado o processo de produção do revestimento pelo método pré-deposição. Primeiramente, a amostra foi fixada e posicionada no porta amostras para garantir a estabilidade do

processo. Em seguida, o pó metálico do aço AISI 316L foi depositado livremente (pré-deposição) sobre a superfície do substrato numa área específica delimitada por um molde retangular. A espessura da camada pré-depositada influencia diretamente na qualidade do revestimento, assim foi feita uma camada uniforme ao longo de uma área de dimensões 90 x 45 mm com uma espessura de 1 mm.

Com a pré-deposição do pó, deu-se início ao processo de produção dos revestimentos. O feixe de laser foi “varrendo” toda superfície, delimitada pelo molde onde se encontrava o pó que foi pré-depositado, a fim de fornecer energia necessária para fusão do metal de adição e substrato permitindo a união dos materiais. A Figura 22(a) ilustra a pré-deposição da camada de pó e a irradiação do laser sobre a superfície; a Figura 22(b) ilustra a trajetória de varredura que o laser seguiu para irradiação da superfície.



Fonte: Adaptado de Teleginsk, 2016.

3.2.6 Equipamentos utilizados no método de deposição coaxial

Para produção das amostras pelo método de deposição coaxial foi utilizado um equipamento Laser à disco (modelo TruDisk 6002, Thumpf Inc.) com potência mínima de 120 W e máximo de 6000 W, com qualidade de feixe de 8 mm-mrad. O laser produz um comprimento de onda de 1030 nm e possui um diâmetro de fibra de 200 μm . A Figura 23 ilustra o equipamento Laser utilizado.

O equipamento tem dimensões de 2,89 x 1,62 x 1,30 m e está inserido no Laboratório de Solda Especiais no Instituto Nacional de Tecnologia em União e

Revestimentos de Materiais (INTM), equipada com sistemas de gases, sistema de injeção de pó (Powder Feeder) e o sistema de movimentação.

O alimentador de pó - Figura 24(a), o cabeçote e o sistema de movimentação - Figura 24(b) utilizados no método de deposição coaxial são ilustrados na Figura 24.

Figura 23 - Equipamento Laser TruDisk 6002.



Fonte: O Autor, 2019.

Figura 24 - (a): Sistema de alimentação de pó (powder feeder); (b): Cabeçote e sistema de movimentação.



(a)



(b)

Fonte: O Autor, 2019.

O Powder Feeder é um sistema de alimentação de pó a disco (modelo PF21, GTV) tem o objetivo de armazenar e alimentar de forma controlado o pó, destinado para processos de Laser Cladding. O alimentador de pó possui um disco com ranhura de 5 mm de largura e 0,6 mm de profundidade, possibilitando a taxa de alimentação diretamente proporcional à rotação do disco e entregue de forma constante. A rotação do disco pode ser selecionada de 0,0 a 10 rpm (intervalo de 0,1 rpm) e vazão do gás de arrasto de 0,0 a 10 slpm (litro padrão por minuto).

O cabeçote de deposição utilizado é fabricado pelo Instituto Fraunhofer de Tecnologias LASER. A saída de pó na forma coaxial possibilita direcionar e concentra as partículas de pó que saem do cabeçote em um ponto focal específico. O cabeçote é fixado no robô KUKA que realiza a movimentação para processamento do material.

O sistema de movimentação conta com um robô de alta precisão da KUKA (modelo KR 60 HA) destinado para aplicações complexas. O robô conta com 6 eixos, suporta uma carga útil de 60 kg e com precisão dos movimentos de $\pm 0,05$ mm, permitindo confiabilidade em seus movimentos. O robô tem a função de executar os movimentos, previamente programados, para realizar o procedimento de tratamento superficial. Neste esquema a amostra fica sobre uma mesa fixa, e todo o processo de execução dos movimentos é realizado pelo robô.

Para interligação entre o sistema de movimentação (robô) e o sistema de geração do feixe de laser é utilizado um software que possibilita a comunicação entre esses dois sistemas. O software possibilita o controle dos principais parâmetros do processo Laser Cladding como, por exemplo, potência do laser, velocidade de deslocamento e controle da distância focal.

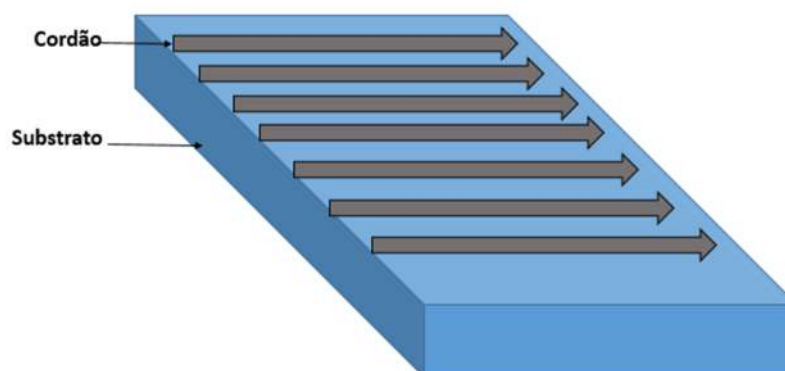
3.2.7 Amostras produzidas pelo método de deposição coaxial

No método de deposição coaxial foram utilizados dois metais de adição: aço inoxidável AISI 431 e o aço inoxidável AISI 316L, com substrato o aço ASTM A-36 para ambos os materiais de adição.

Foi executada uma bancada de teste para ambos os metais de adição com intuito de obter parâmetros adequados para produção das deposições realizando a variação dos parâmetros de entrada, sendo potência e velocidade de deslocamento do laser. Nesta etapa foram produzidas deposições individuais, como ilustrado na

Figura 25. Tal metodologia possibilitou a redução do tempo e custo para produção das deposições.

Figura 25 - Representação esquemática das deposições processadas a laser sobre substrato



Fonte: O Autor, 2019.

Para início do processo de produção das deposições o substrato foi fixado sobre uma mesa plana e de altura fixa, a fim de manter constante o diâmetro do feixe, distância focal do pó e, conseqüentemente, a relação da distância focal do pó em relação à distância focal do laser, garantindo segurança na repetitividade dos ensaios.

Fixada a amostra foi definido o deslocamento do robô através do software de interface e especificado os parâmetros que foram mantidos constantes durante todo o processo para ambos os materiais de adição como ilustrados na Tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros do laser que permaneceram constantes para o método de deposição Coaxial

Parâmetro	Valores
Distância Focal (mm)	25
Distância defocado (mm)	0
Ângulo de Incidência	0°
Tipo de gás de proteção	Argônio
TEM	TEM ₀₀
Foco (mm)	3,2
Vazão do gás de arrasto (SLPM)	7
Rotação do Disco (RPM)	10

Fonte: O Autor, 2019.

Com todos os procedimentos anteriores realizados foi iniciada a produção das deposições. Para o metal de adição do aço inoxidável AISI 431 foram utilizados os valores potência e velocidade do feixe de laser como disposto na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros do laser para produção das amostras com o metal de adição aço inoxidável AISI 431

Condição	Amostra	Potência (W)	Velocidade (mm/s)
1	M-P800V9	800	9
2	M-P800V14		14
3	M-P800V16		16
4	M-P1000V9	1000	9
5	M-P1000V14		14
6	M-P1000V16		16
7	M-P1400V9	1400	9
8	M-P1400V14		14
9	M-P1400V16		16
10	M-P1600V9	1600	9
11	M-P1600V14		14
12	M-P1600V16		16

Fonte: O Autor, 2019.

O passo seguinte foi realizar a produção das deposições individuais com o metal de adição aço inoxidável AISI 316L. Para esse metal de adição foi necessária uma maior variação dos valores de potência, pois em análises preliminares os valores iniciais não produziram deposições satisfatórias.

A variação dos parâmetros utilizados para esse metal de adição encontra-se na Tabela 9.

Tabela 9 - Parâmetros do laser para produção das amostras com o metal de adição aço inoxidável AISI 316L

Condição	Amostra	Potência (W)	Velocidade (mm/s)
1	A-P800V9	800	9
2	A-P800V14		14
3	A-P800V16		16

4	A-P1000V9	1000	9
5	A-P1000V14		14
6	A-P1000V16		16
7	A-P1400V9	1400	9
8	A-P1400V14		14
9	A-P1400V16		16
10	A-P1600V9	1600	9
11	A-P1600V14		14
12	A-P1600V16		16
13	A-P1900V9	1900	9
14	A-P1900V14		14
15	A-P1900V16		16
16	A-P2100V9	2100	9
17	A-P2100V14		14
18	A-P2100V16		16
19	A-P2400V9	2400	9
20	A-P2400V14		14
21	A-P2400V16		16
22	A-P2600V9	2600	9
23	A-P2600V14		14
24	A-P2600V16		16

Fonte: O Autor, 2019.

Vale ressaltar que os valores de potência e velocidade que foram utilizados nas amostras produzidas pelo método de pré-deposição foram também replicados no método de deposição coaxial. Mas, foi verificado que a energia fornecida por esses parâmetros não foi suficiente para causar a fusão dos materiais e, assim, não formando uma camada depositada sobre o substrato. Diante deste fato foi necessário aumentar os valores de potência e velocidade do feixe de laser para o método de deposição coaxial para obter as deposições como mínimo de união metalúrgica.

Posterior à produção das deposições foi realizada a medição da vazão de pó injetada pelo Powder Feeder para os diferentes metais de adição. Para cada metal de adição foi realizado cinco medições da quantidade de pó injetada em gramas durante um tempo de 2 minutos, com vazão de gás de arrasto de 7 slpm (litro padrão por minuto) para as rotações de disco de 1, 3, 6, 8 e 10 rpm, assim obtendo a vazão aproximada de pó injetada para cada metal de adição numa rotação específica.

Essas medidas têm como objetivo quantificar e verificar a vazão de pó para os metais de adição durante o processo de produção das deposições, pois as diferenças na distribuição granulométrica e na morfologia das partículas podem influenciar na vazão de pó e, conseqüentemente, nas características finais das deposições.

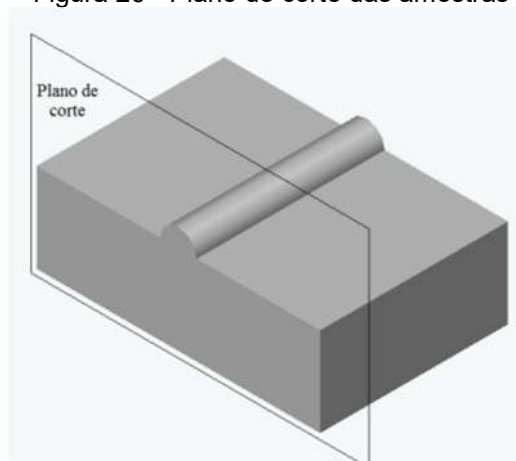
3.3 Caracterização microestrutural

As deposições para ambos os metais de adição foram caracterizadas por técnicas Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV e Microscopia Óptica – MO.

3.3.1 Preparação metalográfica

Com todas as condições produzidas as amostras foram limpas com água e detergente para retirada de pós soltos, e em seguidas secadas. As amostras foram cortadas transversalmente com ilustrado na Figura 26. Em seguida, foram incluídas em polímero baquelite em embutimento metalográfico a quente, na embutidora Arotech PRE-30, com a interface voltada para cima, de forma a se observar a interface substrato/revestimento.

Figura 26 - Plano de corte das amostras

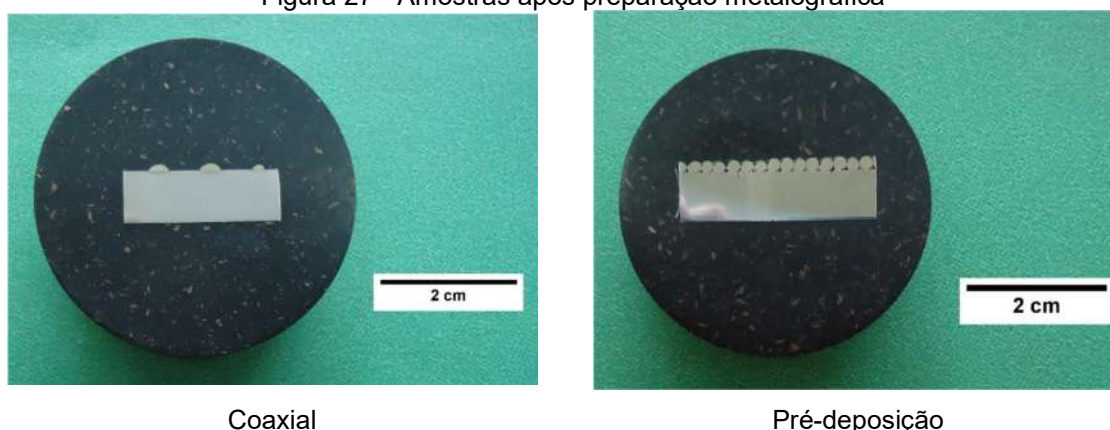


Fonte: O Autor, 2019.

Ao passe seguinte foi realizado o lixamento das amostras com lixas d'água com granulometria de 180, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 1500 mesh numa Lixadeira/Politriz modelo Aropol 2V da Arotec, para limpeza das superfícies com a retirada de riscos e marcas mais profundas na superfície, preparando-as para o polimento. Posteriormente ao lixamento, foi realizado o polimento das amostras utilizando uma pasta de diamante de 3 e 1 micrometros para obter uma superfície uniforme e sem riscos para análise de microscopia.

A Figura 27 ilustra a seção transversal das amostras que passaram pelo processo de preparação metalográfica. Após o polimento, as amostras foram limpas com água e detergente, secas com soprador térmico e atacadas quimicamente, conforme descrição na Tabela 10.

Figura 27 - Amostras após preparação metalográfica



Coaxial

Pré-deposição

Fonte: O Autor, 2019.

Tabela 10 - Descrição dos reagentes utilizados para ataque químico das amostras

Reagente	Composição	Tempo de Ataque (s)	Tipo de Ataque	Material (Revelar Microestrutura)
Nital	2 ml HNO ₃ + 98 ml Álcool Etílico	10	Imersão	ASTM A-36
Água régia	100 ml HCl + 3 ml HNO ₃ + 100 ml Álcool Etílico	10	Imersão	AISI 316L
Villela	5 ml HCl + 2g Acido Píprico + 100 ml Álcool Etílico	60	Imersão	AISI 431

Fonte: O Autor, 2019.

Devido ao grau de perfeição requerida no acabamento das amostras para análise metalográfica, é essencial que cada etapa dessa preparação seja executada cautelosamente, tornando-se essa parte do processo mais demorado para preparação das amostras.

3.3.2 Microscopia óptica e MEV

Inicialmente, foi realizada a análise dos cordões depositados individualmente, sendo coletadas informações sobre as características geométricas, diluição e molhabilidade. Nesta etapa utilizou-se um estereoscópio ZEISS AXIO zoom.V16, pertencente ao Laboratório de Materiais Compósitos e Integridade Estrutural (COMPOLAB), para capturar macrografias das deposições e as medidas geométricas das deposições foram realizadas por meio do programa de análise e tratamento de imagens *ImageJ*®. Tais informações foram essenciais para obter informações sobre as deposições, e servir como ponto de partida para seleção de parâmetros para produção de revestimentos.

O estudo da microestrutura das amostras após o processo de Laser Cladding foi realizado através do microscópio óptico de marca Zeiss Axio ilustrado na Figura 28(a) também pertencente COMPOLAB, e o Microscópio Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (MEV/EDS) da marca Tescan MIRA3 ilustrado na Figura 28(b) pertencente ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM). Realizou-se análise pontuais (EDS), em linha (LineScan) e mapeamento qualitativo e semiquantitativo dos elementos presentes.

Figura 28 - (a): Microscópio Óptico Zeiss Axio Observer; (b): Microscópio Eletrônica de Varredura (MEV) (Figura Xa) da Tescan MIRA3



(a)



(b)

Fonte: O Autor, 2019.

3.4 Ensaio de dureza

Para quantificação da dureza foi utilizado o ensaio de dureza Vickers realizado num Microdurômetro Emcotest Durascan Modelo G5 ilustrado na Figura 29 pertencente ao COMPOLAB. Foi utilizada uma carga de 500 g, tempo de carga de 15 s e distância entre indentações de 0,25 mm.

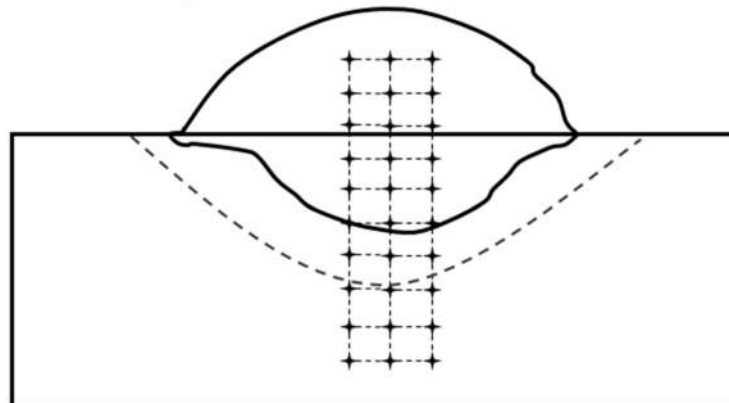
As medições foram realizadas na seção transversal do corpo de prova com a média de três medidas. O sentido de indentações foi do revestimento para o substrato, mapeando o perfil de dureza nas diferentes regiões da deposição (zona fundida, zona termicamente afetada e substrato). A Figura 30 ilustra, esquematicamente, a posição das indentações na amostra.

Figura 29 - Microdurômetro Emcotest



Fonte: Adaptado de Emcotest, disponível: <https://www.emcotest.com/en/products-services/hardnesstesting-machines/durascan-g5/>.

Figura 30 - Perfil de Dureza adotado



Fonte: O Autor, 2019.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados e discussões apresentados a seguir estão desenvolvidos em torno do método de deposição do metal de adição, tipo de metal de adição e a influência dos parâmetros do processo sobre as características das deposições, a fim avaliar a influência destes sobre as características das deposições e, logo em seguida, a realização da caracterização microestrutural das deposições para entender os modos de solidificação predominantes para os aços inoxidáveis AISI 431 e AISI 316L.

4.1 Substrato

O substrato do aço ASTM A-36 como recebido passou por análise de composição química pelo método de Espectrometria por Emissão Óptica. Os resultados obtidos estão descritos na Tabela 11.

Tabela 11 - Composição Química do aço ASTM A-36

Elemento	C	Cr	Mn	Mo	Cu	Ni	Al	P	S	Si	Fe
(%)	0,12	0,05	0,78	0,01	0,19	0,06	0,001	0,02	0,012	0,11	bal

Fonte: Adaptado de SIMISA, 2018.

4.2 Metal de adição

Os metais de adição em forma de pó como recebidos foram submetidos à caracterização de distribuição granulométrica, análise da morfologia das partículas e análise de composição química pontual por EDS com objetivo avaliar a influência dessas variáveis nas características das finais das deposições.

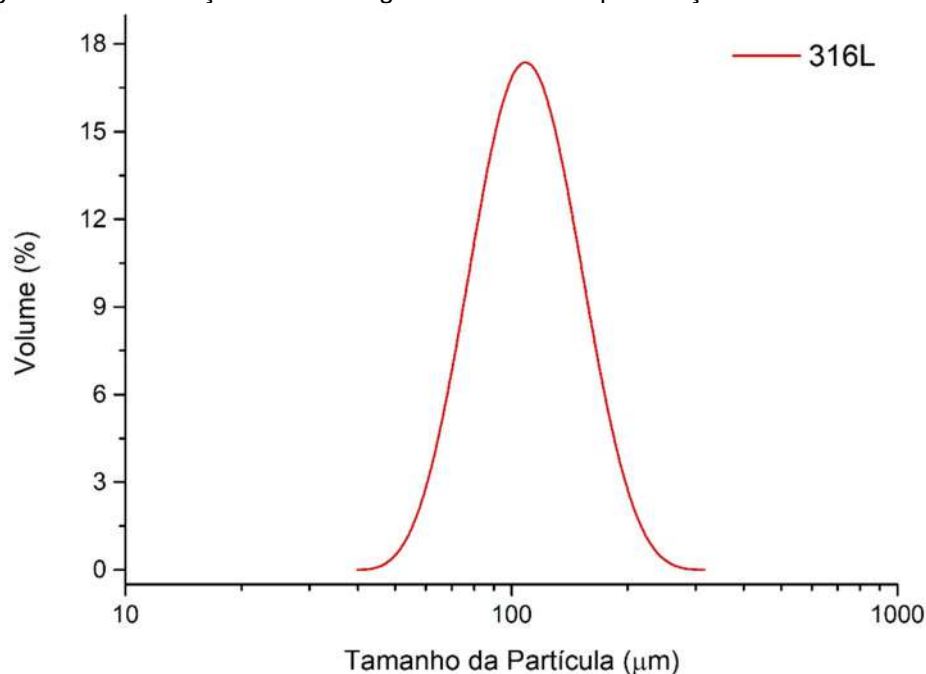
4.2.1 Aço inoxidável AISI 316L

Para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L, a distribuição granulométrica é mostrada no espectro ilustrado na Figura 31. Lembrando que esse metal de adição passou por um processo de peneiramento manual para se enquadrar entre uma faixa granulométrica de 54 a 106 μm , com isso os resultados deste ensaio foram também para garantir que o pó estivesse na faixa de granulométrica correta.

Os resultados mostram em relação ao diâmetro médio das partículas que 10% ($d=0,1$) das partículas estão abaixo de 69,714 μm ; 50% ($d=0,5$) das partículas abaixo de 101,766 μm e 90% ($d=0,9$) estão abaixo de 149,287 μm . Com esta análise, verificou-se que o tamanho médio de partícula após o peneiramento manual permaneceu em 101,766 μm , ou seja, o peneiramento manual foi suficiente para colocar a granulometria média abaixo de 106 μm .

Mesmo nesta condição, testes foram realizados com a injeção de fluxo de pó no sistema para avaliar a vazão do pó, e não foram encontrados problemas de entupimento junto ao cabeçote de Laser Cladding.

Figura 31 - Distribuição normal da granulométrica do pó do aço inoxidável AISI 316L

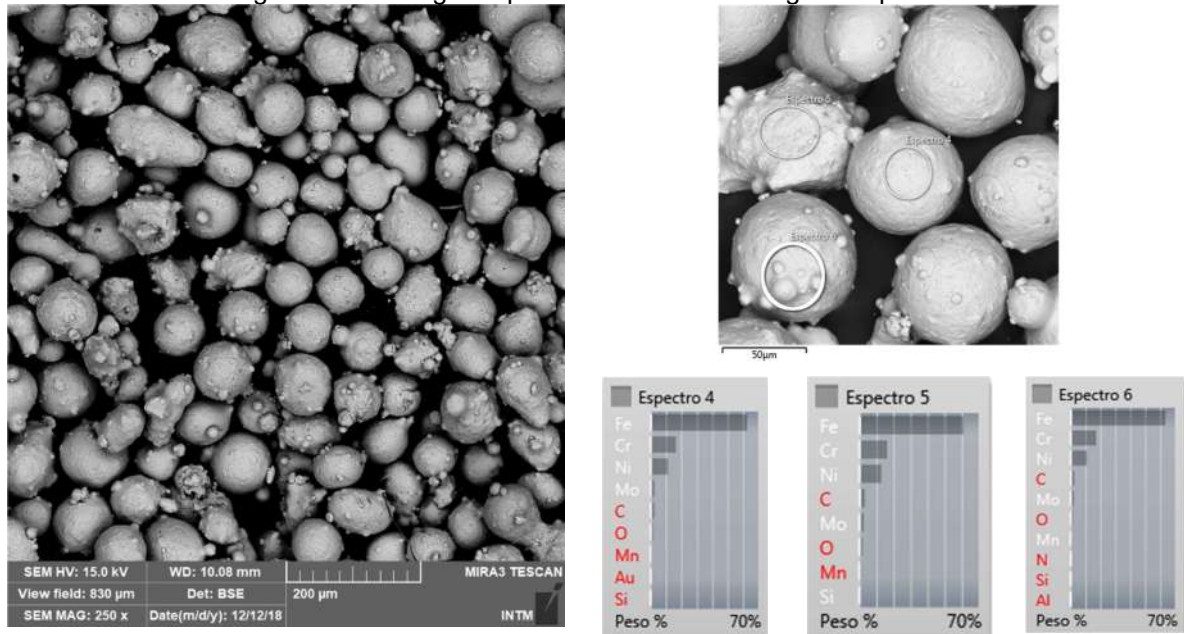


Fonte: O Autor, 2019.

A morfologia do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L é mostrada na micrografia obtida por MEV ilustrada na Figura 32. Pode-se observar que o particulado possui uma morfologia regular e homogênea, característico do processo de obtenção das partículas (atomização a gás). Na Figura 32 também são indicadas as regiões no qual foram realizadas as análises por EDS e a correspondente composição química.

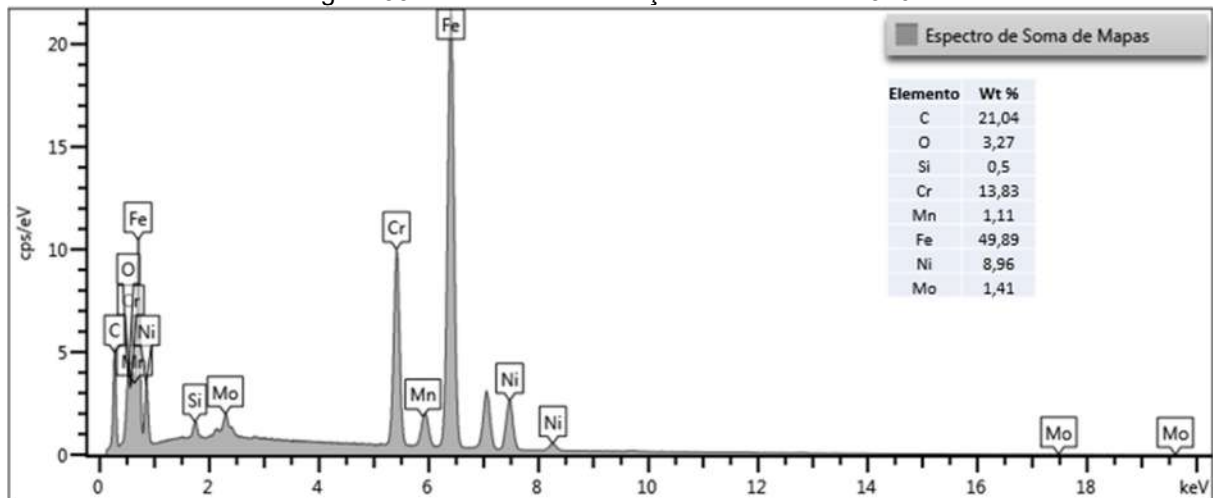
A medida semi-quantitativa da composição química obtida pelo EDS, representada na Figura 33, está dentro dos valores que foram fornecidos pelo fabricante. O maior teor de C está vinculado a fita de carbono que foi utilizada para fixar o pó no porta amostras.

Figura 32 - Micrografia para análise da morfologia das partículas



Fonte: O Autor, 2019.

Figura 33 - Análise EDS do Aço Inoxidável AISI 316L

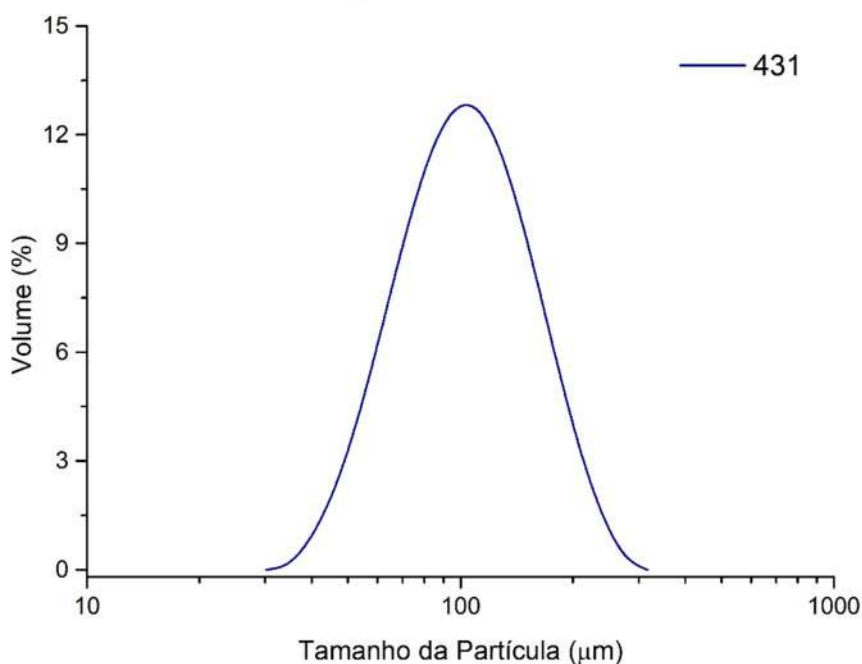


Fonte: O Autor, 2019.

4.2.2 Aço inoxidável AISI 431

Na Figura 34, apresenta-se o espectro do metal de adição do aço inoxidável AISI 431. Os resultados mostraram em relação ao diâmetro médio das partículas que 10% ($d=0,1$) das partículas estão abaixo de 56,598 µm; 50% ($d=0,5$) das partículas abaixo de 95,771 µm e 90% ($d=0,9$) estão abaixo de 160,060 µm.

Figura 34 - Distribuição normal da granulométrica do pó do aço inoxidável AISI 431



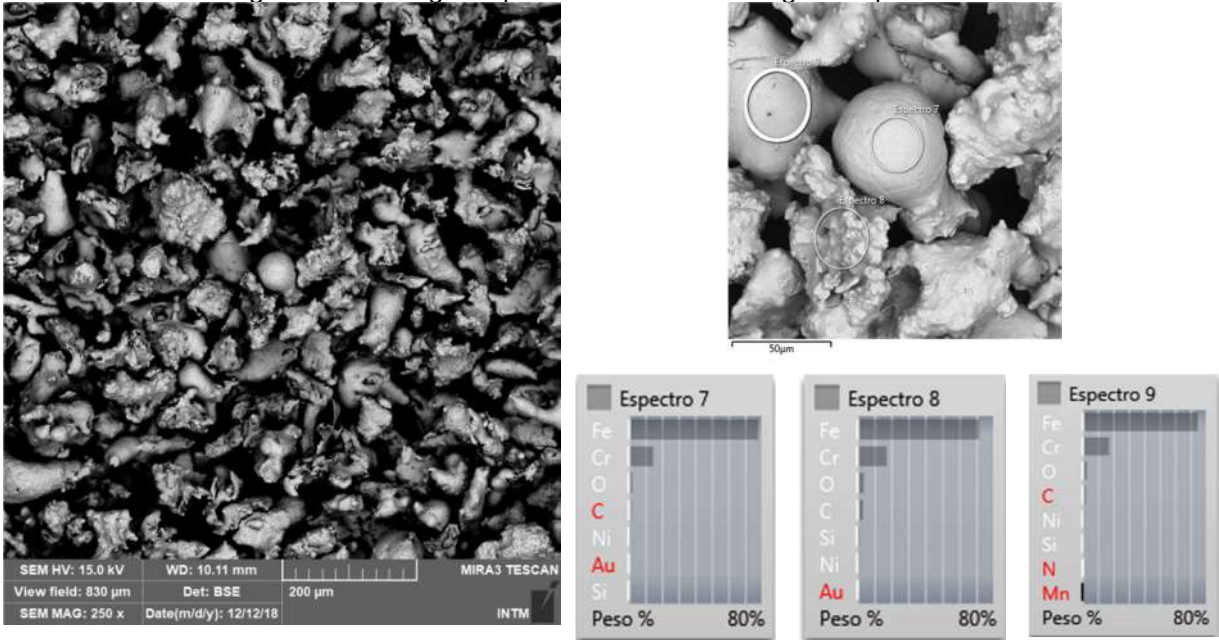
Fonte: O Autor, 2019.

A morfologia do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 é mostrada na micrografia obtida por MEV ilustrada na Figura 35. Pode-se observar que o particulado possui uma morfologia irregular que é também característico do processo de obtenção das partículas (atomização a água). Na Figura 35 também são indicadas as regiões no qual foram realizadas as análises por EDS e a correspondente composição química.

Percebe-se que os elementos encontrados na análise semi-quantitativa do espectro de EDS da Figura 36 estão de acordo com o certificado do fabricante. O aparecimento do elemento Au está vinculado ao processo de metalização a ouro das amostras para realizar a análise de MEV/EDS e picos maiores de C estão vinculados a fita de carbono utilizado para fixar o pó no porta amostras.

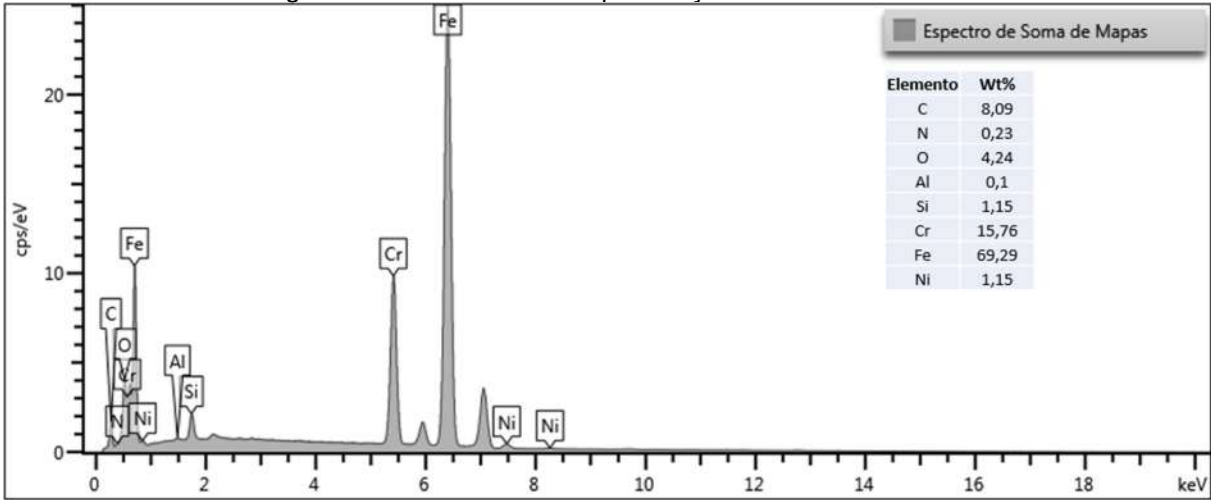
Diante dessas diferenças de morfologia, distribuição granulométrica e composição química entre os metais de adição espera-se que as características obtidas para as deposições produzidas nas mesmas condições tenham diferentes perfis geométricos e de diluição, devido à modificação da absorção de energia advinda do feixe de laser e da condução da energia pelas partículas para cada material específico.

Figura 35 - Micrografia para análise da morfologia das partículas



Fonte: O Autor, 2019.

Figura 36 - Análise EDS no pó do aço inoxidável AISI 431



Fonte: O Autor, 2019.

4.3 Avaliação dos parâmetros do processo, diluição e caracterização geométricas das deposições

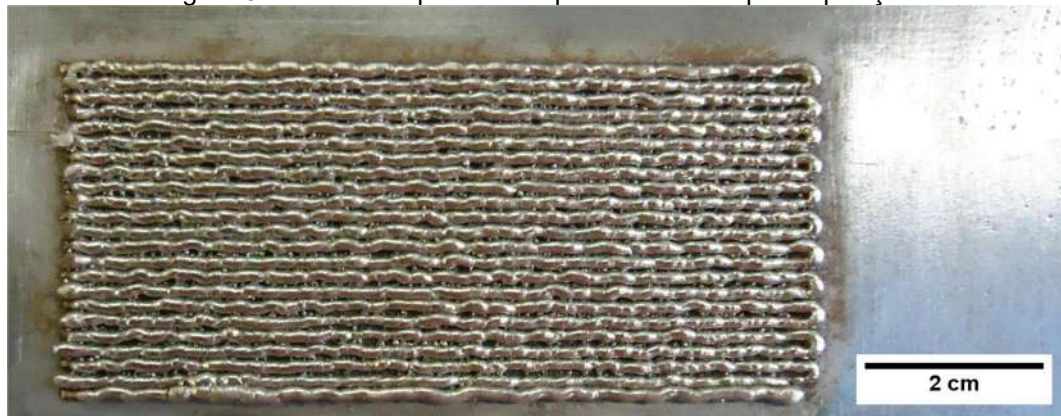
A seguir estão exibidas as macrografias e micrografias da seção transversal das amostras. As deposições para posterior produção de revestimento foram selecionadas através da diluição, características geométricas, molhabilidade e ausência de defeitos (PEREIRA *et al*, 2017; KISTLER *et al*, 2017; CORBIN *et al*, 2017; AUBRY *et al*, 2017).

Os resultados são discutidos com relação à influência dos parâmetros de potência e velocidade do laser nas características finais das deposições.

4.3.1 Amostras produzidas pelo método de pré-deposição

A Figura 37 ilustra a vista superior de uma das amostras produzidas pelo método de pré-deposição. É possível observar que a superfície possui uma uniformidade ao longo das deposições com a existência de vazios entre as deposições.

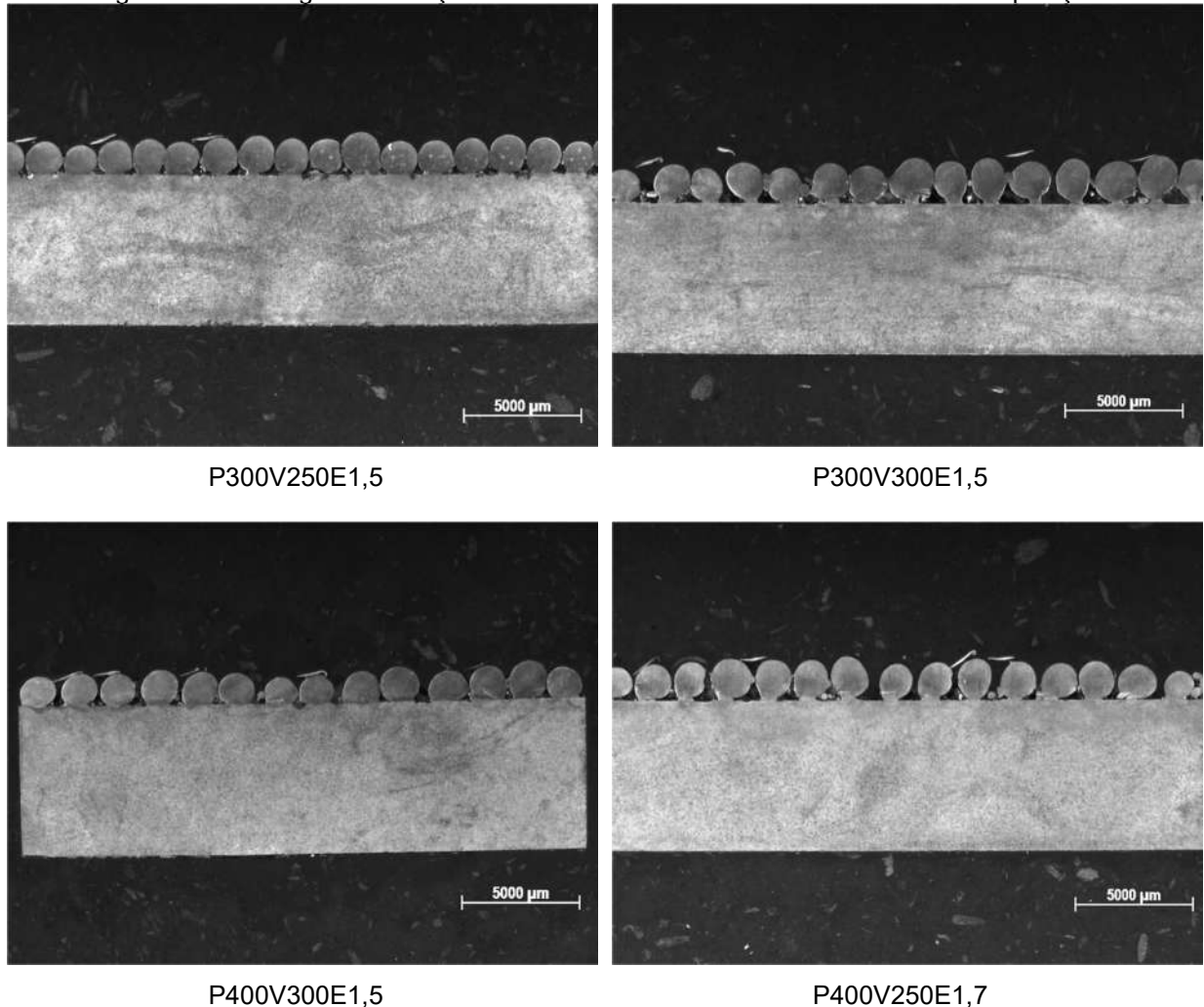
Figura 37 - Amostras produzidas pelo método de pré-deposição



Fonte: O Autor, 2019.

A Figura 38 ilustra as macrografias de algumas amostras produzidas. É perceptível que nenhuma das amostras possuiu uma ligação metalúrgica com o substrato, ou seja, não houve uma diluição efetiva entre os materiais. É notável que ocorreu somente a fusão do pó que estava pré-depositado sobre a superfície, gerando um aspecto de colagem do pó fundido sobre o substrato.

Figura 38 - Macrografia da seção transversal das amostras – Método de Pré-deposição



Fonte: O Autor, 2019.

Neste método de deposição o calor absorvido pela camada de pó é transferido para o substrato por condução. Caso a transferência de calor entre os materiais seja ineficiente não há formação de uma poça de fusão sobre a superfície do substrato. Pensando nisso, para esse método de deposição o controle da espessura da camada depositada e o tipo de material a ser depositado dependem diretamente da densidade de potência que será imposta para o processo de deposição (TELEGINSKI, 2016; CONTIN, 2017).

Segundo Powell, Henry e Steen (1988) e Gedda, Kaplan e Powell (2005) a baixa diluição envolvendo esse método de pré-deposição do pó acontece da seguinte forma: o laser ao incidir sobre o pó fundindo-o rapidamente e antes que o material fundido toque o substrato, é envolvido por uma camada de pó sólido restante do processo, que causa a solidificação parcial do metal fundido e dificulta a

transferência do calor por condução para o substrato. Segundo TELEGINSKI (2016), a absorção da luz de infravermelho por um material particulado é determinada também pelo formato do estado de agregação das partículas que compõem o pó, além da composição química e estrutura.

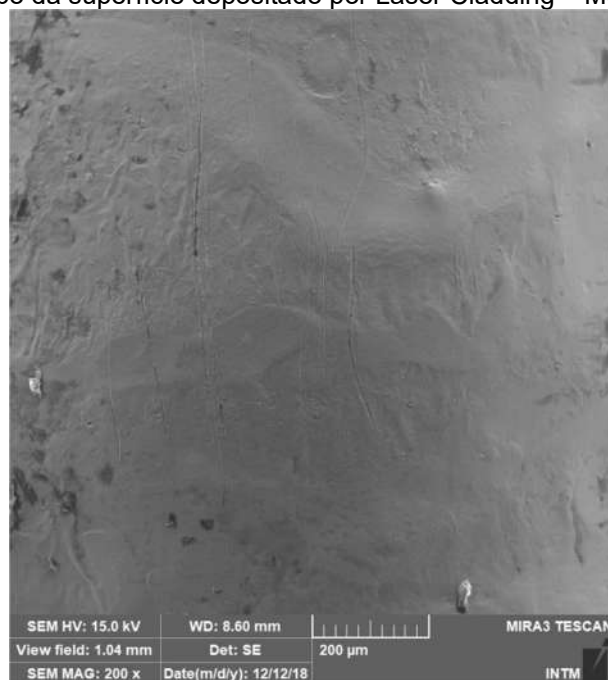
As partículas maiores do pó, provavelmente, são as que recobrem a poça de fusão por ter um tempo longo de residência na superfície do líquido, uma vez que as partículas menores são absorvidas com mais facilidade. A superfície da poça fundida fica coberta por partículas semi-fundidas, fazendo com que não haja molhabilidade entre o metal fundido e a superfície do substrato, dificultando dessa forma a troca de calor. Ao final, obtém-se uma deposição sem ligação metalúrgica (POWELL, HENRY e STEEN, 1988; GEDDA, KAPLAN e POWELL, 2005).

Outro fator que influencia na zona de fusão é a quantidade de pó a ser pré-depositado sobre a superfície do substrato, pois quanto maior a espessura desta camada, maior energia será necessária para fusão e união dos materiais (TELEGINSKI, 2016).

Contin (2017) verificou que com o aumento do número de camadas pré-depositados a transferência de calor para o substrato não é eficiente para a formação da poça de fusão sobre a superfície do substrato, gerando deposição com baixa ligação metalúrgica. Além disso, a baixa densidade de energia também influencia na baixa diluição, ou seja, a energia fornecida pelo feixe de laser não foi suficiente para gerar a fusão do substrato junto com o pó pré-depositado.

A Figura 39 ilustra o topo da superfície de uma deposição produzida pelo método de pré-deposição, sendo possível perceber uma uniformidade da superfície, configurando uma união forte entre as partículas fundidas. Isso reafirma que a maior parte da energia do feixe de laser foi utilizada para fundir somente a camada pré-depositada. Outro aspecto a ser observado é que não foi encontrado a existência de poros ou partículas sólidas que não foram fundidas sobre a superfície da deposição.

Figura 39 - MEV do topo da superfície depositado por Laser Cladding – Método de Pré-deposição



Fonte: O Autor, 2019.

Outra característica devido ao baixo nível de energia do processo é a geometria esférica dos cordões depositados que evidencia uma baixa molhabilidade dos cordões sobre o substrato. Baixa molhabilidade pode levar ao surgimento de vazios entre os cordões depositados e de vales sobre a superfície do revestimento.

Além disso, pode-se observar através das macrografias da Figura 38 que não houve sobreposição dos cordões que foram depositados sobre o substrato. Tal fato ocorre pela baixa densidade de energia do feixe de laser que forneceu um diâmetro do laser para o processamento dos materiais menor que o esperado (2 mm). O diâmetro médio dos cordões depositados sobre o substrato é de 1,46 mm, comprovando o fato pelo qual não houve a sobreposição entre os cordões, pois nos cálculos de sobreposição esperava-se um diâmetro de 2 mm.

A Tabela 12 fornece a cálculo da densidade de potência (DP) e o tempo de interação do feixe de laser (t_i) o qual foi submetido cada condição.

Tabela 12 - Tempos de residência e intensidade do feixe para as amostras

Condição	Amostra	DP (w/mm ²)	t_i (s)
1	P300V250E1,5	95,49	0,48
2	P400V250E1,5	127,32	0,48
3	P300V300E1,5	95,49	0,40

4	P400V300E1,5	127,32	0,40
5	P300V250E1,7	95,49	0,48
6	P400V250E1,7	127,32	0,48
7	P300V300E1,7	95,49	0,40
8	P400V300E1,7	127,32	0,40

Fonte: O Autor, 2019.

A densidade de potência e o tempo de contato de laser sobre a superfície modificam diretamente as características das deposições (SOUTO, 2013). Para essas amostras a densidade de potência, correlacionado com o baixo tempo de contato, não foi suficiente para promover a união dos materiais, que impossibilitou os cálculos de diluição, mesmo com a maior densidade de potência e maior tempo de interação do feixe. A largura e altura dos cordões apresentaram uma variação pequena quando comparados.

Perante os dados obtidos fica evidente que para haver a união metalúrgica entre os materiais e assim obter diluição é necessário aumentar a densidade de potência neste processo de produção. Isso pode ser realizado com uma série de testes para parametrização do processo com a variação da potência e da velocidade do feixe de laser.

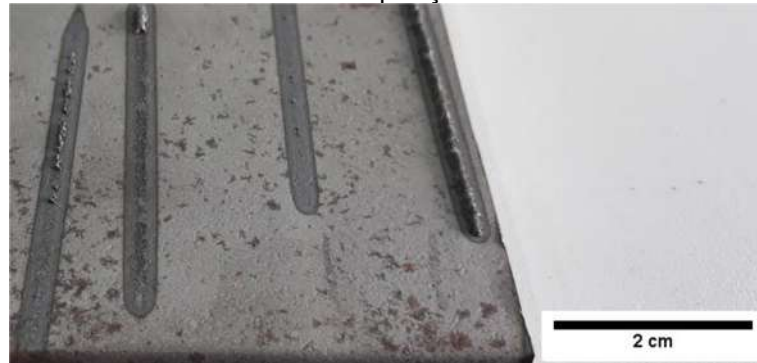
Mesmo sendo uma técnica fácil e de baixo custo, a técnica de pré-deposição tem algumas desvantagens quando comparado com a técnica de deposição coaxial. Destes, a controle da espessura de camada pré-depositada; a formação de poros devido a evaporação de ligantes (quando usado); a dificuldade de se utilizar gás de proteção da poça de fusão devido a tendência de soprar o pó pré-depositado; necessita de maior energia específica em relação ao processo com sistema de injeção coaxial, são algumas das desvantagens desse método de deposição que fazem com que o método de deposição coaxial seja mais vantajoso (ASIBU JR, 2009; TELEGINSKI, 2016).

4.3.2 Amostras produzidas pelo método de deposição coaxial

Como já mencionado os mesmos valores de potência (300 e 400 W) e velocidade do feixe de laser (250 e 300 mm/min) utilizados para produção das deposições pelo método de pré-deposição foram replicados no método de deposição

coaxial para ambos os metais de adição. É possível perceber pela Figura 40 que não houve a fusão do pó durante o processo, justificado pela baixa densidade de potência aplicada.

Figura 40 - Réplica dos valores de potência e velocidade do feixe de laser para deposição coaxial – Método de deposição coaxial



Fonte: O Autor, 2019.

Diante deste fato, maiores valores de potência e velocidade do feixe de laser foram utilizados na produção das deposições para ambos os metais de adição.

a) Deposição do aço inoxidável AISI 431

As deposições produzidas pelo método de deposição coaxial do aço inoxidável AISI 431 são homogêneas, ausentes de trincas e possuem uma rugosidade aparente advindo do processo como pode ser observado da Figura 41. Tais características reafirmam a estabilidade e repetitividade do processo Laser Cladding.

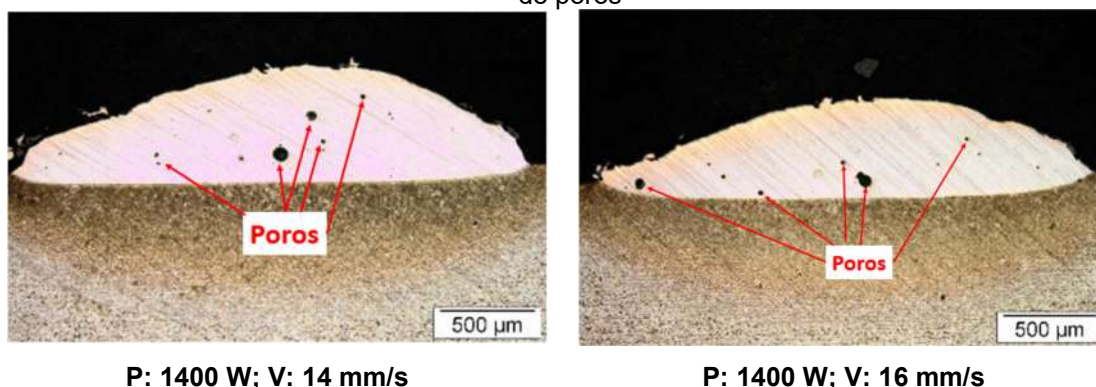
Figura 41 – Deposições produzidas pelo método de deposição coaxial do aço inoxidável AISI 431



Fonte: O Autor, 2019.

Em uma análise de microscopia óptica da seção transversal das deposições foram detectados alguns poros como observado na Figura 42. Os poros são advindos de gases que ficaram presos no material durante o processo de solidificação. Os gases são gerados durante o processo de fusão, provenientes de contaminantes contidos nos materiais ou até mesmo dos vapores que foram gerados com a vaporização dos materiais. Tal fato também foi verificado em Miranda, Borges e Quintino (2008) e Sun *et al* (2019).

Figura 42 - Micrografia da seção transversal das deposições do aço inoxidável AISI 431 - Existência de poros

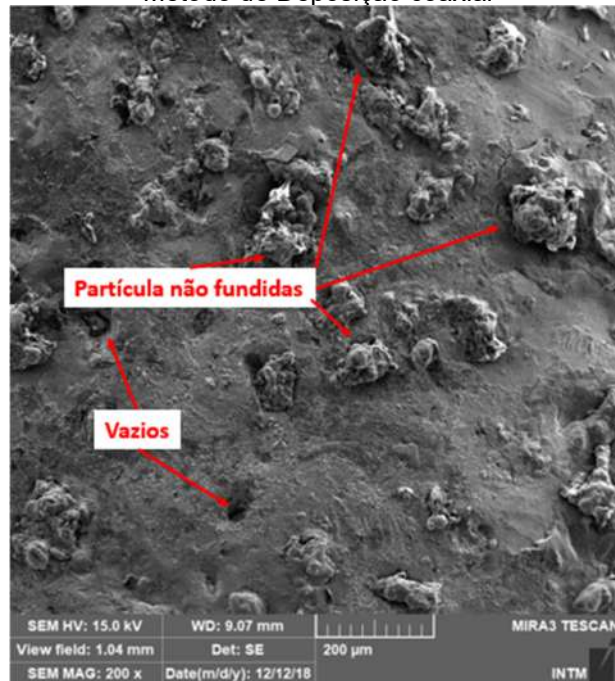


Fonte: O Autor, 2019.

Numa análise mais específica da superfície das deposições foi realizada uma análise por microscopia eletrônica de varredura do topo da deposição. Foram encontradas partículas sólidas presas e vazios na superfície, configurando uma superfície rugosa para essas deposições, como é possível observar na Figura 43.

As partículas presas sobre a superfície possuem formato irregular que é característico do processo de obtenção do metal de adição em forma de pó, como visto na seção do metal de adição do aço inoxidável AISI 431. Ou seja, durante o processo de produção das deposições algumas partículas não fundidas ficaram aderidas sobre a superfície da deposição. Tal fato, pode ser atribuído a um fluxo maior de pó configurado para o processamento dos materiais e/ou a densidade de potência aplicada no processo não foi suficiente para fundir todas as partículas que foram introduzidas durante o processo.

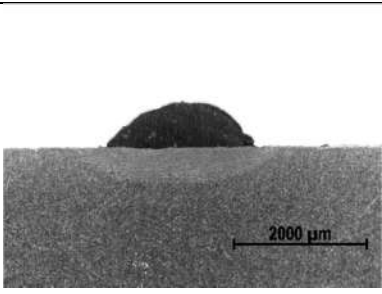
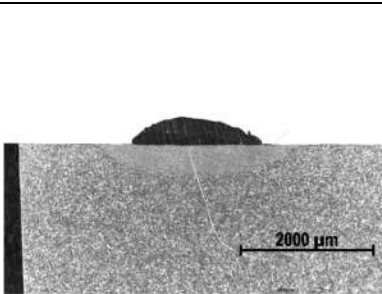
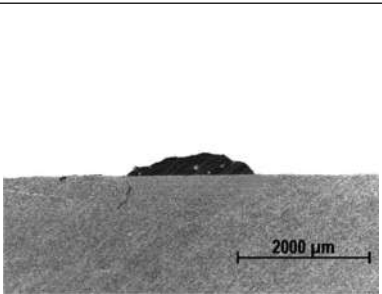
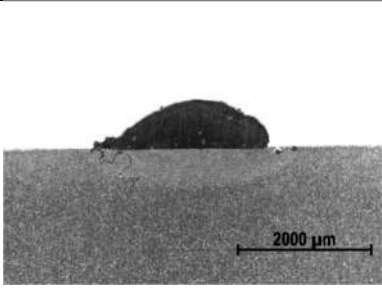
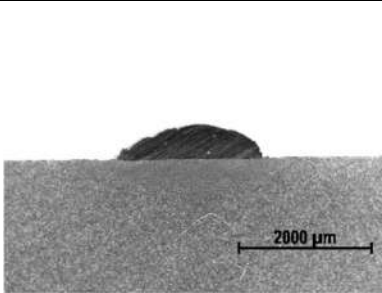
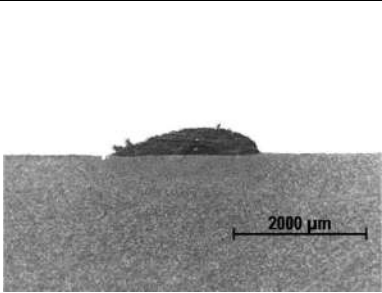
Figura 43 - MEV do topo da superfície da deposição do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 – Método de Deposição coaxial

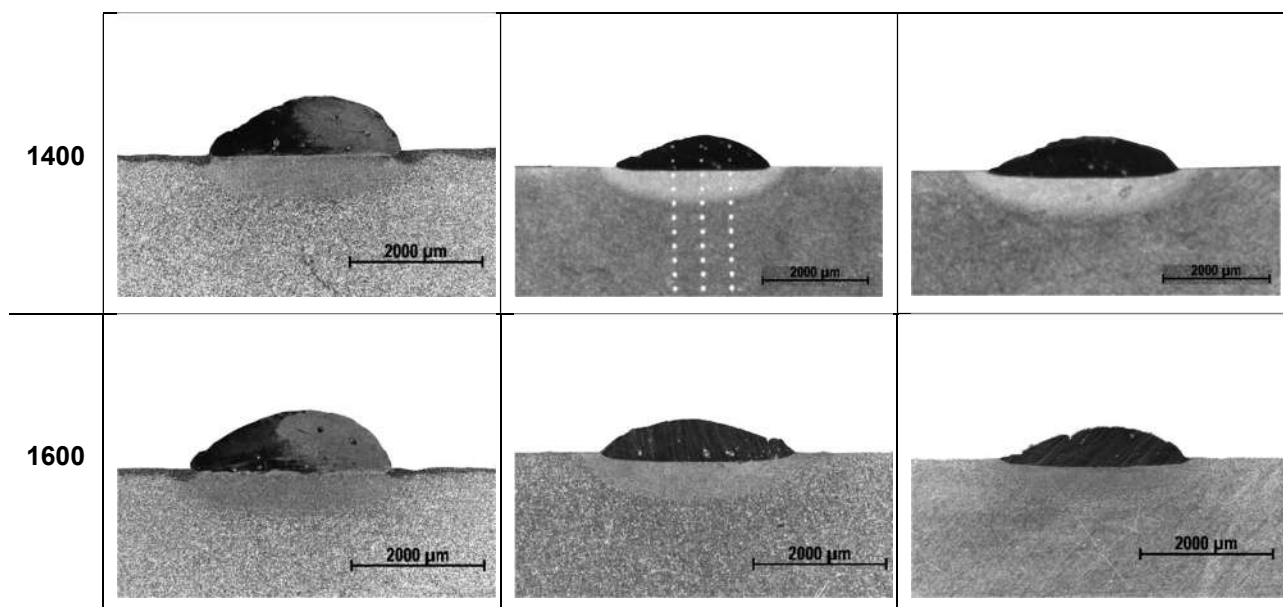


Fonte: O Autor, 2019.

A Tabela 13 ilustra as macrografias da seção transversal das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431, nos quais foram utilizadas para o cálculo das características geométricas das deposições (penetração, largura e altura), molhabilidade e diluição.

Tabela 13 - Seção Transversal deposições do aço inoxidável AISI 431 - Método de deposição coaxial

P (W)	Velocidade do laser (mm/s)		
	9	14	16
800			
1000			



Fonte: O Autor, 2019.

Percebe-se pela análise da seção transversal das amostras que as deposições possuem diferentes características geométricas que foram causadas pela mudança dos valores de potência e de velocidade do feixe de laser. Nos processos de soldagem a laser as características das deposições são influenciadas por inúmeras variáveis, como: comprimento de onda, diâmetro do feixe, densidade de potência, velocidade do laser, TEM (Modo Transversal Eletromagnético), propriedades físicas dos materiais (refletividade, difusão térmica), tipo e vazão de gás de proteção, plasma e pluma induzidos por laser durante o processo (KATAYAMA, KAWAHITO e MIZUTANI, 2010).

Como já mencionado, os parâmetros de potência e velocidade do feixe de laser influenciam diretamente na quantidade de energia que será destinado ao processo e, conseqüentemente, influenciam significativamente nas características geométricas, molhabilidade e na diluição das deposições (GOODARZI, PEKKARINEN e SALMINEN, 2015).

A Tabela 14 apresenta os resultados obtidos na análise geométrica das deposições para cada condição específica, além de fornecer a razão R/L, molhabilidade, a densidade de potência (DP) e o tempo de interação do feixe de laser (t_i) que foi submetido a cada condição.

Tabela 14 - Características geométricas das deposições do aço inoxidável AISI 431 - Método de deposição coaxial

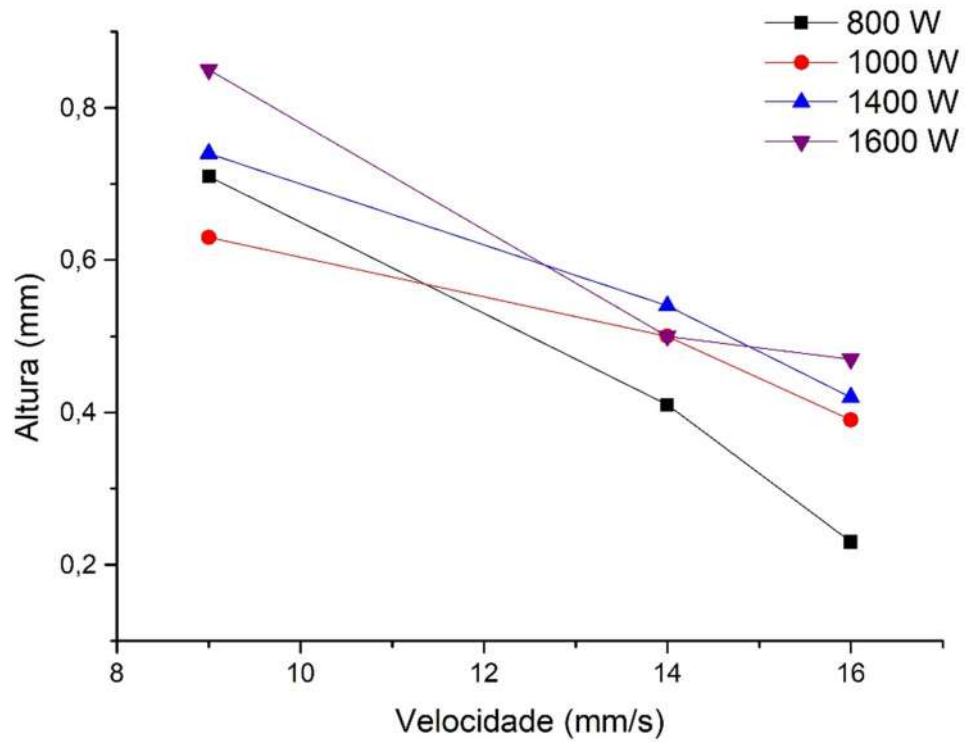
Condição	Altura (mm)	Largura (mm)	Penetração (mm)	R/L	Molhabilidade ($^{\circ}\theta$)	ti (s)	DP (w/mm ²)
1 (P=800 w; V=9 mm/s)	0,71	2,28	0,028	0,31	50,47	0,27	176,84
2 (P=800 w; V=14 mm/s)	0,41	1,91	0,010	0,21	27,84	0,17	
3 (P=800 w; V=16 mm/s)	0,23	1,89	0,005	0,12	32,10	0,15	
4 (P=1000 w; V=9 mm/s)	0,63	2,20	0,019	0,28	68,08	0,27	221,05
5 (P=1000 w; V=14 mm/s)	0,50	2,13	0,020	0,23	48,77	0,17	
6 (P=1000 w; V=16 mm/s)	0,39	1,71	0,020	0,22	45,69	0,15	
7 (P=1400 w; V=9 mm/s)	0,74	2,84	0,072	0,26	59,25	0,27	309,47
8 (P=1400 w; V=14 mm/s)	0,54	2,71	0,070	0,20	45,15	0,17	
9 (P=1400 w; V=16 mm/s)	0,42	2,63	0,110	0,16	32,45	0,15	
10 (P=1600 w; V=9 mm/s)	0,85	2,93	0,081	0,29	63,05	0,27	353,68
11 (P=1600 w; V=14 mm/s)	0,5	2,84	0,140	0,18	25,24	0,17	
12 (P=1600 w; V=16 mm/s)	0,47	2,81	0,130	0,17	35,63	0,15	

Fonte: O Autor, 2019.

É possível perceber que a velocidade do feixe de laser influenciou na redução da altura e largura das deposições. Os gráficos das Figuras 44 e 45 mostram com mais clareza o efeito do aumento da velocidade do feixe de laser na redução da altura e da largura das deposições. Além disso, pode-se perceber que a altura é mais influenciada pela variação da velocidade do feixe de laser. Já para a largura, a potência tem uma maior influência.

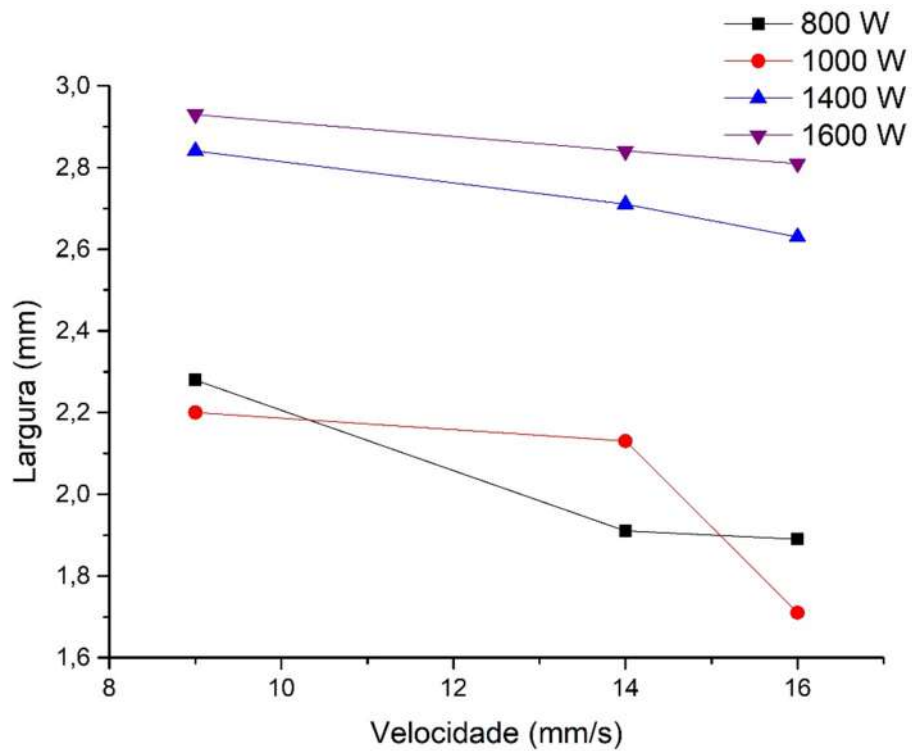
O fato da redução da altura e largura com o aumento da velocidade do feixe de laser também é mencionado por Souto (2013), Zhong *et al* (2015a), Corbin *et al* (2017) e Pereira *et al* (2017). Os autores mencionam que tal fato ocorre devido ao menor volume de metal de adição depositado por unidade de área, pois com o aumento da velocidade o tempo de permanência diminui e, assim, reduz a quantidade de metal de adição introduzida por área. Também com o aumento da velocidade é possível perceber que a relação de R/L diminui, inferindo uma maior molhabilidade das deposições.

Figura 44 - Relação da altura com a velocidade do feixe de laser – Deposições do aço inoxidável AISI 431



Fonte: O Autor, 2019.

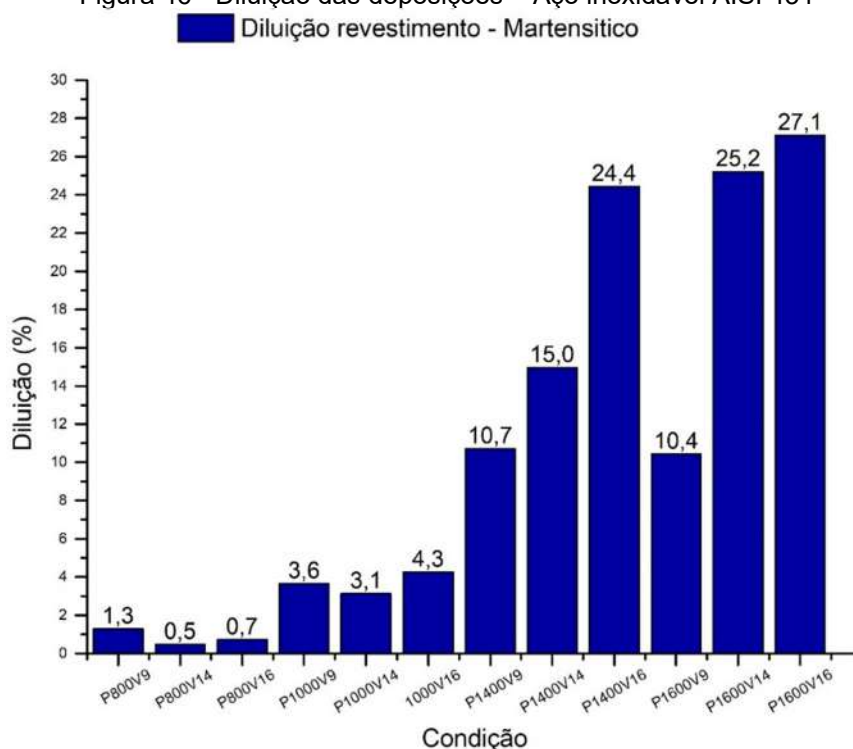
Figura 45 - Relação da largura com a velocidade do feixe de laser - Deposições do aço inoxidável AISI 431



Fonte: O Autor, 2019.

Além disso, para as condições com potência de 1400 e 1600 W, o aumento da velocidade e, conseqüentemente, menor tempo de interação do feixe de laser com a superfície do material causou um aumento significativo sobre a diluição dessas deposições como é possível observar na Figura 46. Tal ocorrência também foi observado em Pereira *et al* (2017), Corbin *et al* (2017), Zhong *et al* (2015a), Souto (2013). Já as amostras produzidas com valores de potência 800 e 1000 W, o aumento da velocidade não teve influência significativa sobre a diluição das deposições.

Figura 46 - Diluição das deposições – Aço inoxidável AISI 431

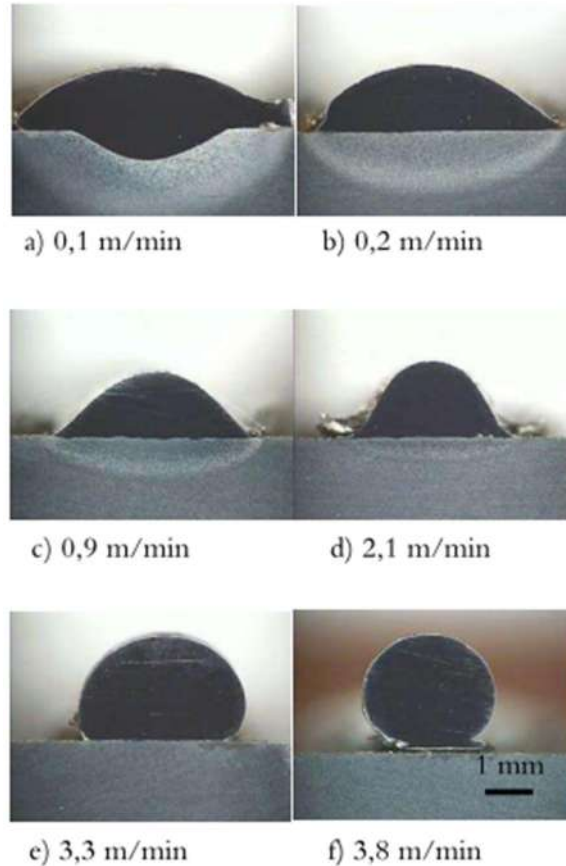


Fonte: O Autor, 2019.

Para o aumento da velocidade é conveniente pensar na redução da diluição. A quantidade de energia transferida para o substrato é menor com o aumento da velocidade, pois o tempo de interação do laser com o substrato diminuiu e, conseqüentemente, a zona de diluição tende a ser menor. Gedda, Kaplan e Powell (2005) comprovaram tal fato variando a velocidade do laser, fixando a potência e o fluxo de pó, e concluíram que o aumento da velocidade gerou cordões com menor largura, penetração, molhabilidade e diluição, e com maior reforço. A Figura 47 ilustra as macrografias produzidas por Gedda, Kaplan e Powell (2005) da seção

transversal dos cordões, onde é perceptível a mudança nas características geométricas das deposições com o aumento da velocidade do feixe de laser.

Figura 47 - Seção transversal de deposições realizadas a laser com diferentes velocidades



Fonte: Gedda, Kaplan e Powell, 2005.

Mas, o fato do aumento da diluição ser provocado com o aumento da velocidade é encontrado frequentemente em trabalhos que utilizam o laser para tratamentos de materiais, seja no processo Laser Cladding ou em soldagem a laser. Vadillo *et al* (1999), Katayama, Kawahito e Mizutani (2010), Aguilera, Aragon e Penalba (1998), Xu *et al* (2019) estudaram o efeito do plasma gerado na interação do feixe de laser com materiais metálicos, denominado *plasma shielding*. O *plasma shielding* funciona como barreira que atenua, eficientemente, a radiação do laser transferida para o substrato e, conseqüentemente, gerando deposições com menor diluição.

O *plasma shielding* consiste na união do metal vaporizado dos materiais para formação do keyhole, junto com as partículas do gás de proteção ionizadas. Quando o laser incide sobre o plasma a energia do laser é absorvida, aumentando a energia do plasma e diminuindo a intensidade da energia do laser sobre o substrato, o que

reduz a zona de penetração. Esse mecanismo de absorção da energia do laser pelo plasma foi denominado pelos autores como *Inverse Bremsstrahlung Absorption*.

O efeito de proteção pelo plasma shielding se dar quando a frequência do plasma se iguala a do laser. Quando isso ocorre o feixe de laser não consegue penetrar no plasma. Tal ocorrência é conhecida como blindagem de plasma. Esse efeito de blindagem é influenciado pelos parâmetros do processo, composição química do metal, tipo e pressão do gás de proteção e, principalmente, pelo comprimento de onda do laser utilizado para gerar o plasma (KATAYAMA, KAWAHITO e MIZUTANI, 2010).

Para o caso específico do estudo, o efeito do *plasma shielding* no processo reduziu com o aumento da velocidade, permitindo assim, que mais energia advinda do feixe de laser fosse transferida para o substrato o que permitiu alcançar maiores valores de diluição. A redução do *plasma shielding* com o aumento da velocidade pode estar vinculado ao seu deslocamento em maiores velocidades como também pela ação do gás de proteção que de algum modo afasta o plasma que está sobre a zona de fusão.

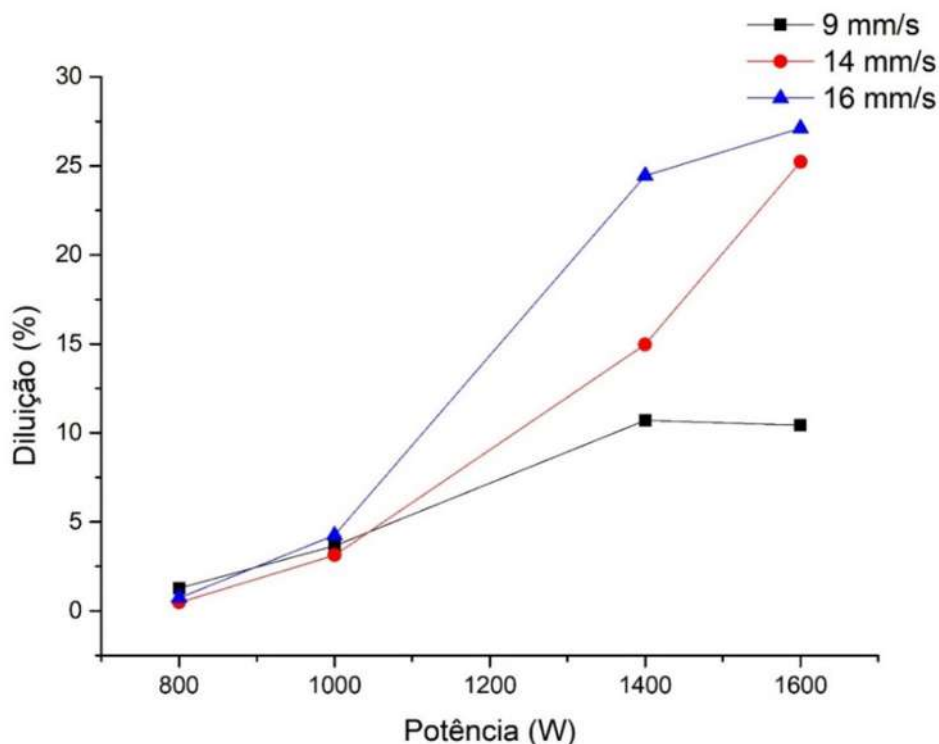
Analisando o efeito da potência do laser é possível perceber que valores de potência de 800 e 1000 W, com velocidade do feixe de laser de 9, 14 e 16 mm/s, possuem diluição abaixo de 5% (Figura 46). Nessas condições para o aumento de velocidade não houve uma influência significativa nas características geométricas e na diluição das deposições. Outra característica para essas deposições é a baixa molhabilidade. Todos esses fatores mencionados estão associados a baixa densidade de potência que foi imposta ao processo de produção das deposições.

Já para valores de potências de 1400 e 1600 W foi encontrado uma média de diluição aceitável das deposições, entre 10 e 27% (Figura 46), característico da maior densidade de potência que foi imposta nessas condições. Além disso, a maior densidade de potência influencia numa maior molhabilidade quando comparados com as deposições produzidas com potência de 800 e 1000 W, como pode ser verificado na Tabela 14.

Através desses resultados é presumível afirmar que o aumento da potência provocou um aumento na diluição e melhorou a molhabilidade das deposições, como também foi verificado em Zhong *et al* (2015a), Pajukoski *et al* (2016), Näkki, Tuominen e Vuoristo (2017).

Nota-se que os maiores valores de diluição estão intimamente relacionados com o aumento da potência e, conseqüentemente, com as maiores densidades de potência. É possível perceber que mesmo com o aumento da velocidade para as potências de 800 e 1000 W (menores densidades de potência), não há influência significativa sobre as características geométricas e diluição das deposições. Essa tendência do aumento da diluição com o aumento da velocidade só é observada para as maiores densidades de potência, como pode ser ilustrado na Figura 48.

Figura 48 - Efeito da potência e velocidade do laser sobre a diluição - Deposições do aço inoxidável AISI 431



Fonte: O Autor, 2019.

É possível assegurar que a potência é o parâmetro que tem maior efeito sobre o aumento da diluição e nas características geométricas das deposições. Segundo Goodarzi, Pekkarinen e Salminen (2015) a potência possui 62% e a velocidade do feixe de laser 10% de efeito sobre o volume de metal fundido durante o processo de Laser Cladding. Os autores também mencionam que o efeito sinérgico desses parâmetros não tem um papel tão importante no volume fundido do substrato.

Goodarzi, Pekkarinen e Salminen (2015) também concluíram que é necessário o controle da diluição das deposições, pois uma fusão maior do substrato

pode causar a degradação das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão da camada revestida.

Por este motivo é importante definir a janela operacional do processo para que a fusão do substrato seja controlada a fim de garantir deposições com ausência de defeitos e que tenham uma boa união metalúrgica entre o substrato e a camada de revestimento (ALVAREZ *et al*, 2018; ZHONG *et al*, 2015b).

Diante disso, a seleção da faixa de diluição é dependente das características finais das deposições. Como já mencionado, a faixa de diluição de 10-20% para passe único geraram deposições com boa união metalúrgica, propriedades mecânicas e resistência à corrosão aceitáveis (ZHONG *et al*, 2015b; NÄKKI e VUORISTO, 2017; PEREIRA *et al*, 2017; ALVAREZ *et al*, 2018).

Dito isso é possível afirmar que os valores de potência de 1400 e 1600 W e velocidade de 9, 14 e 16 mm/s produziram cordões com boas características geométricas, molhabilidade e diluição aceitáveis entre 10 e 27%. Os maiores valores de diluição poderão ser considerados aptos para processo de produção de revestimentos, pois esses valores de diluição diminuirão com a influência da sobreposição das deposições como observado em Pajukoski *et al* (2016) e Silveira *et al* (2018).

b) Deposições do aço inoxidável AISI 316L

Na análise visual das deposições produzidas pelo método de deposição coaxial do aço inoxidável AISI 316L foi verificado que as deposições são homogêneas, possuem uma rugosidade aparente advindo do processo e também não foi encontrado trincas ao longo da deposição como pode ser observado na Figura 49.

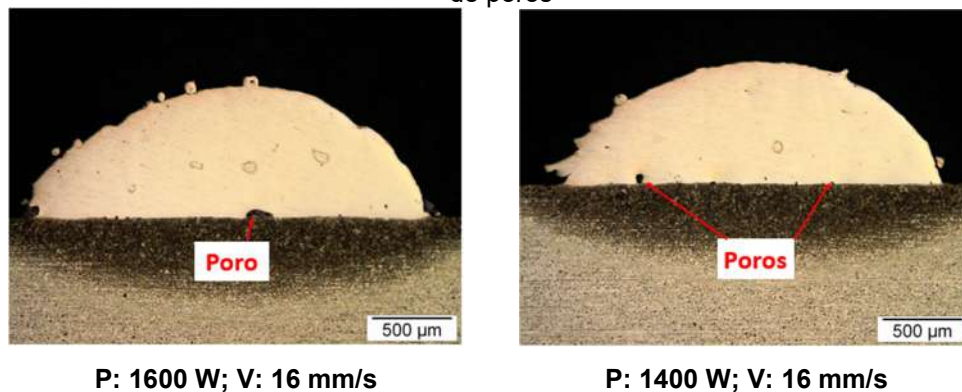
Figura 49 - Deposições produzidas pelo método de deposição coaxial do aço inoxidável AISI 316L



Fonte: O Autor, 2019.

Na análise de microscopia óptica da seção transversal das deposições foram também verificados a existência de alguns poros como observado na Figura 50. Como também no caso das deposições do aço inoxidável AISI 431 os poros estão relacionados ao aprisionamento de gases gerados durante o processo de fusão do metal que não tiveram tempo de escapar devido ao processo de solidificação rápida característico do processo. Observa-se também que o número de poros para as deposições do aço inoxidável AISI 316L é menor quando comparado com as deposições do aço inoxidável AISI 431.

Figura 50 - Micrografia da seção transversal das deposições do aço inoxidável AISI 316L - Existência de poros

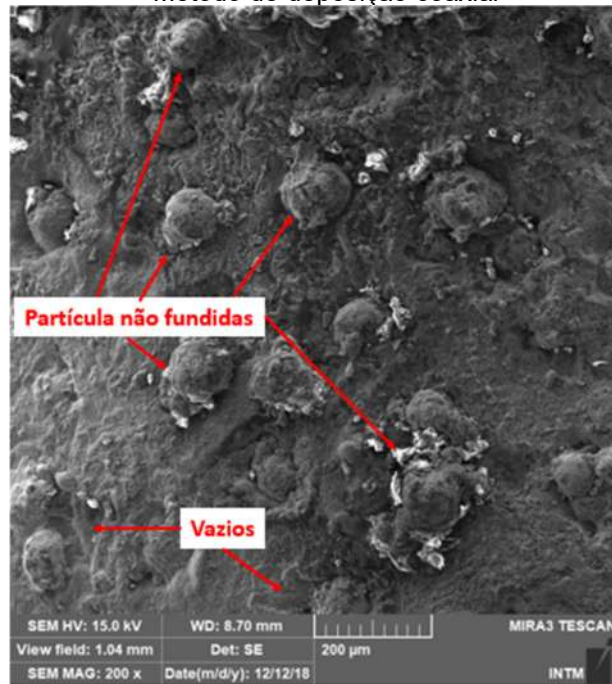


Fonte: O Autor, 2019.

Na análise do topo da superfície das deposições através de uma micrografia realizada por MEV foi encontrado também partículas sólidas presas sobre a superfície e vazios como é possível observar na Figura 51.

As partículas presas à superfície têm uma morfologia esférica característica do material de adição como recebido, como apresentado no tópico de metal de adição do aço inoxidável AISI 316L. Tal fato foi observado para os dois metais de adição que utilizaram o método coaxial de deposição. A causa, como já citado, foi devido ao fluxo de pó maior que o necessário para produção da deposição e/ou a densidade de potência não foi suficiente para provocar a fusão completa do metal de adição que foi injetada durante o processo de produção das deposições.

Figura 51 - MEV do topo da superfície da deposição do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L – Método de deposição coaxial

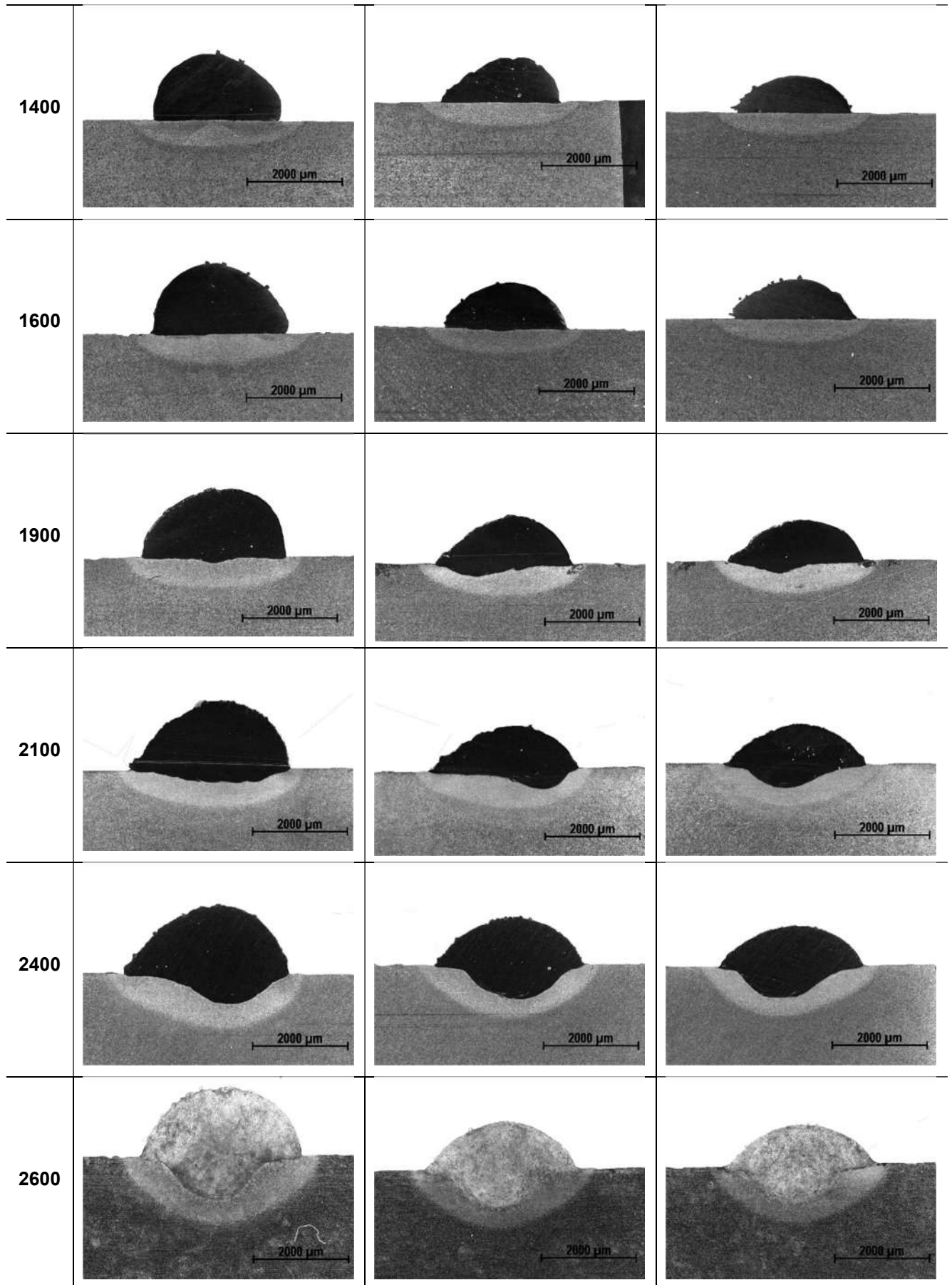


Fonte: O Autor, 2019.

Para análise das características geométricas das deposições do aço inoxidável AISI 316L pelo método de deposição coaxial foram utilizadas as macrografias da Tabela 15, onde foram calculadas as características geométricas (penetração, largura, altura), molhabilidade e diluição das deposições.

Tabela 15 - Seção Transversal das deposições do aço inoxidável AISI 316L - Método de deposição coaxial

P (W)	Velocidade do laser (mm/s)		
	9	14	16
800			
1000			



Fonte: O Autor, 2019.

É pertinente mencionar que inicialmente foram produzidas as deposições com o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L para os mesmos valores de potência (800, 1000, 1400 e 1600 W) e velocidade (9, 14 e 16 mm/s) como realizado para o metal de adição do aço inoxidável AISI 431. Mas, numa análise preliminar da seção transversal dessas deposições foi constatado que não houve a existência significativa de diluição. Desta maneira, foi realizado o aumento dos valores de potência (1900, 2100, 2400 e 2600 W) a fim de atingir valores de diluição aceitáveis.

Na Tabela 16 apresentam-se os resultados obtidos na análise geométrica das deposições do aço inoxidável AISI 316L. Além de fornecer a razão R/L, molhabilidade, a densidade de potência (DP) e o tempo de interação do feixe de laser (t_i) que foi submetido a cada condição.

Tabela 16 - Características geométricas das deposições do aço inoxidável AISI 316L – Método de deposição coaxial

Condição	Altura (mm)	Largura (mm)	Penetração (mm)	R/L	Molhabilidade ($^\circ\theta$)	t_i (s)	DP (w/mm ²)
1 (P=800 w; V=9 mm/s)	1,03	1,87	0,014	0,55	91,89	0,27	176,84
2 (P=800 w; V=14 mm/s)	0,77	1,11	0,011	0,69	71,85	0,17	
3 (P=800 w; V=16 mm/s)	0,60	1,03	0,017	0,58	65,44	0,15	
4 (P=1000 w; V=9 mm/s)	1,29	1,75	0,023	0,74	106,64	0,27	221,05
5 (P=1000 w; V=14 mm/s)	0,79	1,90	0,008	0,42	69,57	0,17	
6 (P=1000 w; V=16 mm/s)	0,72	2,11	0,012	0,34	57,88	0,15	
7 (P=1400 w; V=9 mm/s)	1,31	2,33	0,024	0,56	102,54	0,27	309,47
8 (P=1400 w; V=14 mm/s)	0,88	2,37	0,032	0,37	78,69	0,17	
9 (P=1400 w; V=16 mm/s)	0,76	2,37	0,014	0,32	63,82	0,15	
10 (P=1600 w; V=9 mm/s)	1,45	2,62	0,033	0,55	113,14	0,27	353,68
11 (P=1600 w; V=14 mm/s)	0,94	2,50	0,055	0,38	69,82	0,17	
12 (P=1600 w; V=16 mm/s)	0,81	2,46	0,018	0,33	55,42	0,15	
13 (P=1900 w; V=9 mm/s)	1,41	3,01	0,081	0,47	79,47	0,27	419,99
14 (P=1900 w; V=14 mm/s)	1,00	2,85	0,197	0,35	65,41	0,17	
15 (P=1900 w; V=16 mm/s)	0,84	2,78	0,212	0,30	60,03	0,15	
16 (P=2100 w; V=9 mm/s)	1,39	3,37	0,303	0,41	73,50	0,27	464,20
17 (P=2100 w; V=14 mm/s)	0,89	3,15	0,292	0,28	60,46	0,17	
18 (P=2100 w; V=16 mm/s)	0,82	3,00	0,386	0,27	55,31	0,15	
19 (P=2400 w; V=9 mm/s)	1,43	3,39	0,469	0,42	70,31	0,27	530,52
20 (P=2400 w; V=14 mm/s)	0,97	3,12	0,715	0,31	62,25	0,17	
21 (P=2400 w; V=16 mm/s)	0,81	3,07	0,549	0,26	55,93	0,15	
22 (P=2600 w; V=9 mm/s)	1,40	3,35	0,815	0,42	78,08	0,27	574,73

23 (P=2600 w; V=14 mm/s)	0,96	3,15	0,705	0,31	60,23	0,17
24 (P=2600 w; V=16 mm/s)	0,81	3,10	0,662	0,26	45,94	0,15

Fonte: O Autor, 2019.

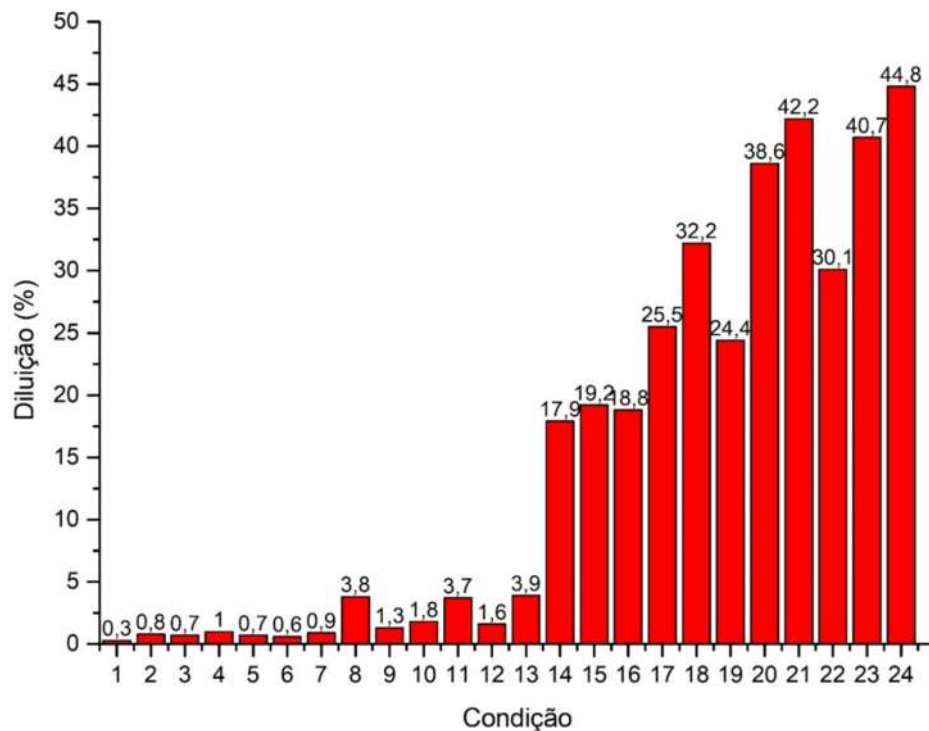
É possível observar pelas informações da Tabela 16 que para as mesmas condições de valores de potência de 800, 1000, 1400 e 1600 W com a variação da velocidade, aplicadas para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L, foram obtidas deposições com características bem distintas ao do metal de adição do aço inoxidável AISI 431.

Observa-se também que as deposições do aço inoxidável AISI 316L possuem um maior reforço quando comparados com as deposições do aço inoxidável AISI 431. Ainda para esses valores de potência as deposições do aço inoxidável AISI 316L foi obtido diluição abaixo de 4%, como ilustrado na Figura 52. Valores inferiores ao encontrado para o metal de adição do aço inoxidável AISI 431, onde os valores de diluição chegaram até 27%.

Essa divergência nas características geométricas das deposições produzidas nas mesmas condições para metais de adição diferentes pode estar atrelada ao fluxo de pó injetado no processo, a distribuição granulométrica, morfologia das partículas, composição química e propriedades físicas dos metais de adição (NÄKKI, TUOMINEN e VUORISTO, 2017). Tais fatores serão discutidos com mais detalhes ao decorrer do trabalho.

Para os valores de potência de 1900, 2100, 2400 e 2600 W, ou seja, para uma maior densidade de potência foi verificado o aumento significativo na diluição das deposições que estão entre 17 e 44% como ilustrado na Figura 52. Especificamente, os maiores valores de diluição foram encontrados a partir da condição com valor de potência e velocidade do feixe de laser, respectivamente, 1900 W e 14 mm/s, como se pode observar nas Figuras 52 e 53.

Figura 52 - Diluição das deposições - Aço inoxidável AISI 316L



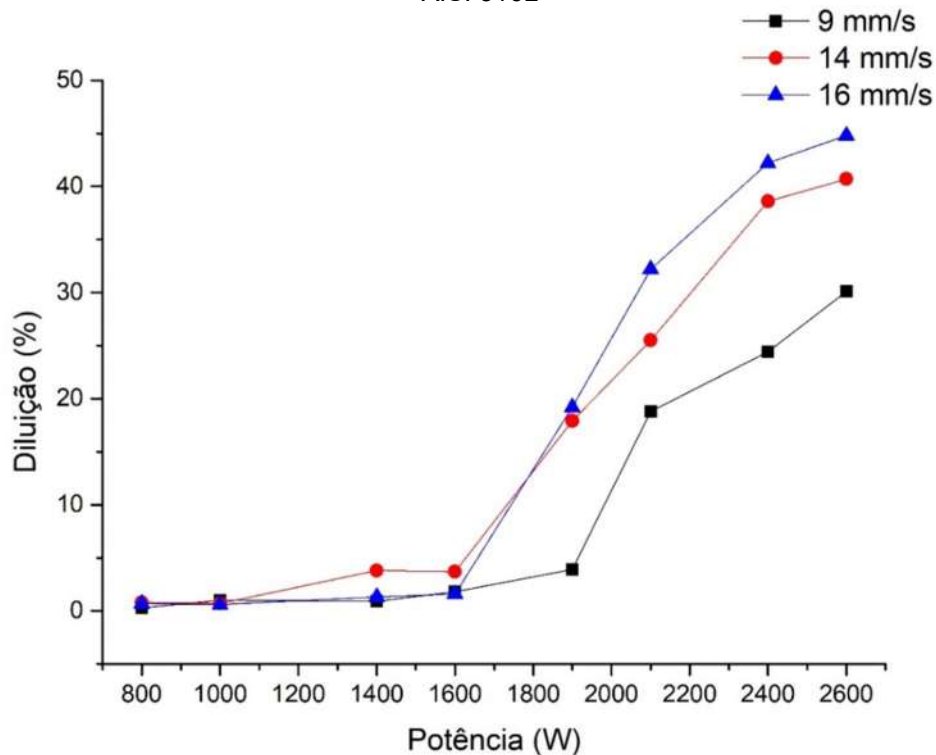
Fonte: O Autor, 2019.

Em algumas deposições foram encontradas diluições excessivas entre 30 e 44%. Essa faixa de diluição encontrada para os maiores valores de potência pode reduzir as propriedades do material da camada revestida e do substrato (GOODARZI, PEKKARINEN e SALMINEN, 2015; ZHONG *et al*, 2015b).

Mas, nos estudos de Pajukoski *et al* (2016) e Silveira *et al* (2018) foi verificado que deposições com excessiva diluição, em torno de 30 a 44%, quando foram utilizadas para produção de revestimentos contínuos com taxa de sobreposição entre 50 e 60%, a diluição ao longo do revestimento diminui para cerca de 6,5%.

Diante desse fato, caso as condições sejam aplicadas para produção de revestimentos é aconselhável escolher a faixa de diluição maior, ou ainda, estudar o efeito da sobreposição na diluição, visto que há uma expressiva redução na diluição quando submetido na produção de revestimentos.

Figura 53 - Efeito da potência e velocidade do laser sobre a diluição – Deposições do aço inoxidável AISI 316L

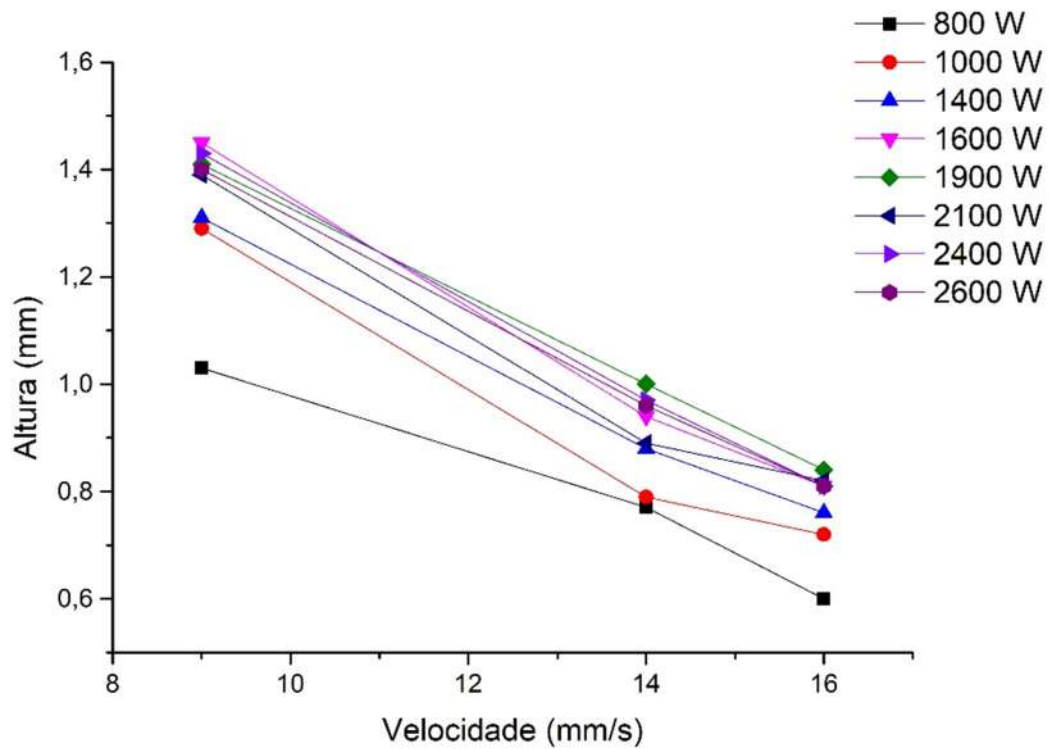


Fonte: O Autor, 2019.

O efeito da velocidade sobre a diluição surgiu do mesmo modo que foi observado para as deposições do metal de adição aço inoxidável AISI 431 nas características geométricas, molhabilidade e na diluição. A largura e altura das deposições diminuíram com o aumento da velocidade como pode ser observado na Tabela 16. Como já mencionado, o fato da redução da altura e largura das deposições é justificado pelo menor volume de metal de adição depositado por unidade de área com o aumento da velocidade, implicando em deposições com menor largura e altura. A relação de R/L diminuiu também com o aumento da velocidade como observado na Tabela 16, indicando uma maior molhabilidade das deposições.

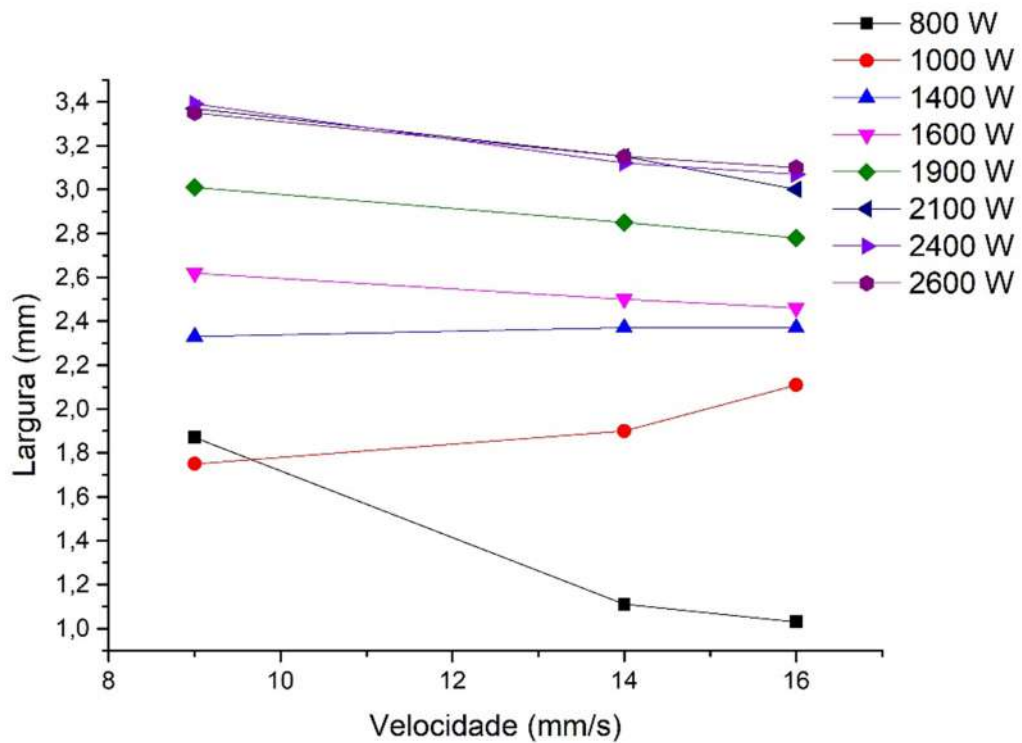
Os gráficos das Figuras 54 e 55 mostram com mais clareza a tendência na redução da altura e da largura das deposições com o aumento da velocidade. E da mesma forma que ocorreu nas deposições do aço inoxidável AISI 431, a altura é mais influenciada pela variação da velocidade do feixe de laser e largura pela potência.

Figura 54 - Relação da altura com a velocidade do feixe de laser – Deposições do aço inoxidável AISI 316L



Fonte: O Autor, 2019.

Figura 55 - Relação da largura com a velocidade do feixe de laser – Deposições do aço inoxidável AISI 316L



Fonte: O Autor, 2019.

O aumento da velocidade provocou o aumento da diluição para certas condições, como também encontrado nas deposições do aço inoxidável AISI 431. Para os valores de potência até 1900 W, o efeito velocidade sobre a diluição não é significativo, pois o aumento da velocidade não gera variações consideráveis de diluição. O efeito do aumento da velocidade sobre a diluição só é observado para valores de potência maiores que 2100 W. A partir desse valor de potência é perceptível que o aumento da velocidade provocou um aumento razoável da diluição, como observado nas Figuras 52 e 53.

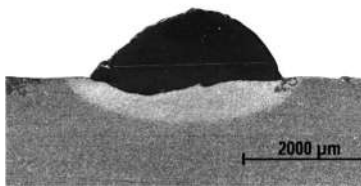
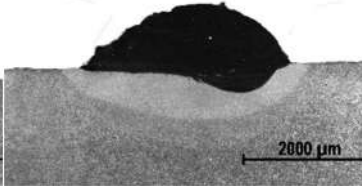
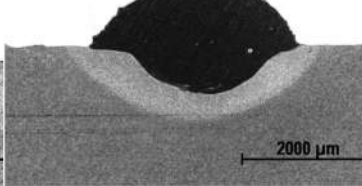
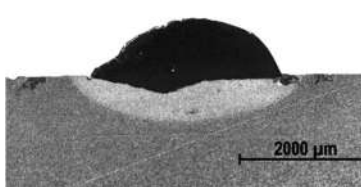
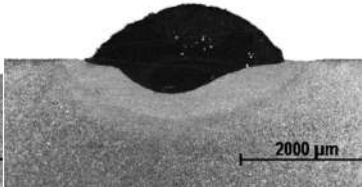
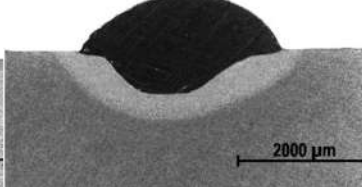
Tal ocorrência tem a mesma justificativa que foi inferida para o caso das deposições do aço inoxidável AISI 431. O efeito do *plasma shielding* reduziu com o aumento da velocidade possibilitando que uma maior energia advinda do feixe de laser seja transferida para fusão do substrato e, assim gerando deposições com maiores valores de diluição. Salientando que o aumento da diluição devido a variação da velocidade do feixe de laser só é observado para os casos de maiores densidades de potência.

Ao analisar a zona de fusão das deposições com maiores valores de potência é possível observar que a zona de fusão não possui uma uniformidade ao longo da largura da deposição, ou seja, para alguns casos ocorreu uma maior fusão localizada no substrato, seja no centro ou nas extremidades. Essa assimetria também foi descrita por Goodarzi, Pekkarinen e Salminen (2015), Pajukoski *et al* (2016), Pekkarinen *et al* (2016), Näkki, Tuominen e Vuoristo (2017) e Kistler *et al* (2017).

O controle da zona fundida é essencial para manter um revestimento com boa união metalúrgica e manter as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos materiais. Mas, na prática, o controle da zona fundida é complexo, pois a janela ideal de parâmetros é muito ampla (GOODARZI, PEKKARINEN e SALMINEN, 2015; PEKKARINEN *et al*, 2016).

Na Tabela 17, podem-se observar algumas condições nas deposições do aço inoxidável AISI 316L pelo método de deposição coaxial onde não ocorreu fusão uniforme do substrato.

Tabela 17 - Zona de fusão assimétrica – Deposições do aço inoxidável AISI 316L

Velocidade (mm/s)	Potência (W)		
	1900	2100	2400
14			
16			

Fonte: O Autor, 2019.

Goodarzi, Pekkarinen e Salminen (2015) estudaram a influência dos diferentes parâmetros sobre a zona de fusão do substrato e mapearam as condições de não uniformidade das deposições.

Segundo os autores quando se tem uma zona excessiva de fusão na região central da deposição é devido à concentração de energia da distribuição gaussiana do feixe de laser ser central. E quando a zona de fusão é maior em uma das extremidades da deposição essa assimetria é causada pelo fluxo de pó não homogêneo na região de atuação do feixe de laser, ou seja, esse tipo de assimetria está inteiramente ligada ao modo que o pó é injetado durante a produção das deposições. Se o fluxo de pó for maior num lado de deposição, significa dizer que a energia advinda do laser terá que ser maior para fundir essa maior quantidade de pó. Enquanto isso, o lado apostado com a menor quantidade de pó terá maior quantidade de energia absorvida do feixe de laser e, conseqüentemente, a zona de fusão do substrato deste lado terá uma maior penetração.

Há não homogeneidade do fluxo de pó para o estudo em questão pode estar ligada ao entupimento ou a redução da passagem do fluxo de pó em alguma das vias do cabeçote que tem como função direcionar o pó para região de atuação do

feixe de laser. Desta forma, reduzindo a quantidade de pó para determinada região da deposição e assim favorecendo a assimetria da zona de fusão das deposições.

Baldan (2013) encontrou em seu estudo deposições que apresentaram uma zona de fusão maior em ambos os lados de deposição com falta de fusão no centro. O autor justificou esse fato pela mudança na distribuição de energia do feixe de laser. Ao invés da distribuição de energia do feixe de laser se apresentar como um feixe quase-gaussiano, o aumento da potência provocou a divisão da energia em dois picos, ou seja, a concentração de energia foi maior nas bordas e menor no centro, sendo a causa dessa ocorrência.

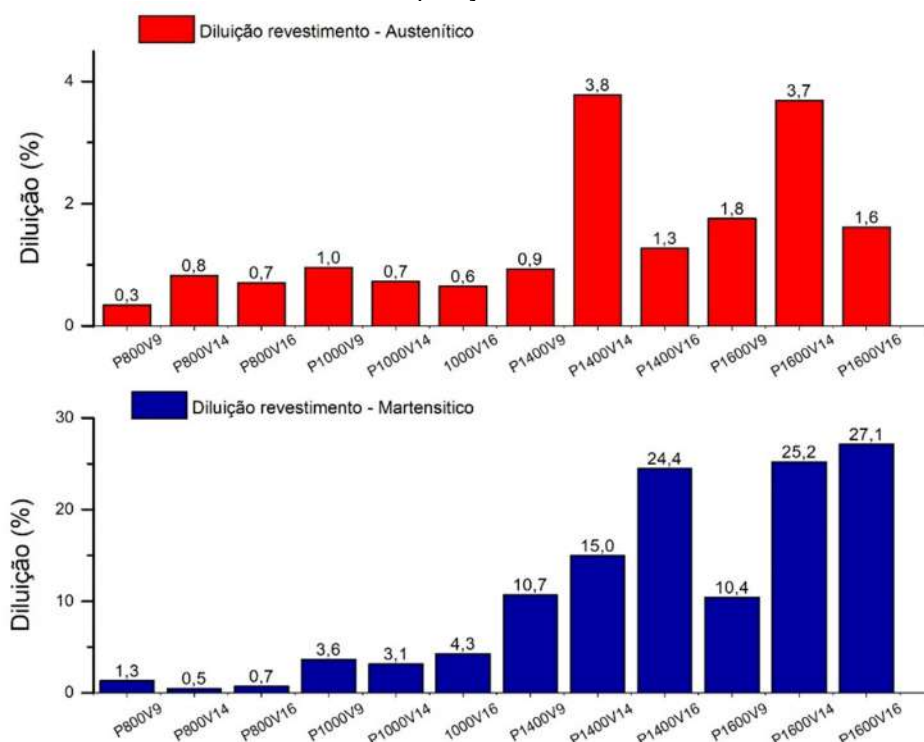
4.3.2.1 Comparação entre as deposições dos metais de adição do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L pelo método de deposição coaxial

As deposições analisadas neste tópico foram produzidas com valores de potência de 800, 1000, 1400 e 1600 W com velocidade do feixe de laser de 9, 14 e 16 mm/s, como metal de adição os aços inoxidáveis AISI 431 e AISI 316L pelo método deposição coaxial. A comparação tem como objetivo analisar e explicar as divergências que foram encontradas para deposições produzidas nas mesmas condições, mas com metais de adição diferentes.

A Figura 56 demonstra o comparativo da diluição para ambos os metais de adição submetidos às mesmas condições de potência e velocidade do feixe de laser. Fica evidenciado que os valores de diluição das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 são bem maiores que as das deposições do aço inoxidável AISI 316L.

Näkki, Tuominen e Vuoristo (2017) mencionam que para processos de deposição de energia direcionada, incluindo o Laser Cladding, o pó desempenha papel fundamental nas propriedades finais dos produtos. Essas diferenças estão relacionadas com vários fatores, entre os quais temos: a composição química, propriedades físicas, morfologia da partícula, distribuição granulométrica e vazão do metal de adição.

Figura 56 - Comparativo de diluição das deposições do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L – Método de deposição coaxial



Fonte: O Autor, 2019.

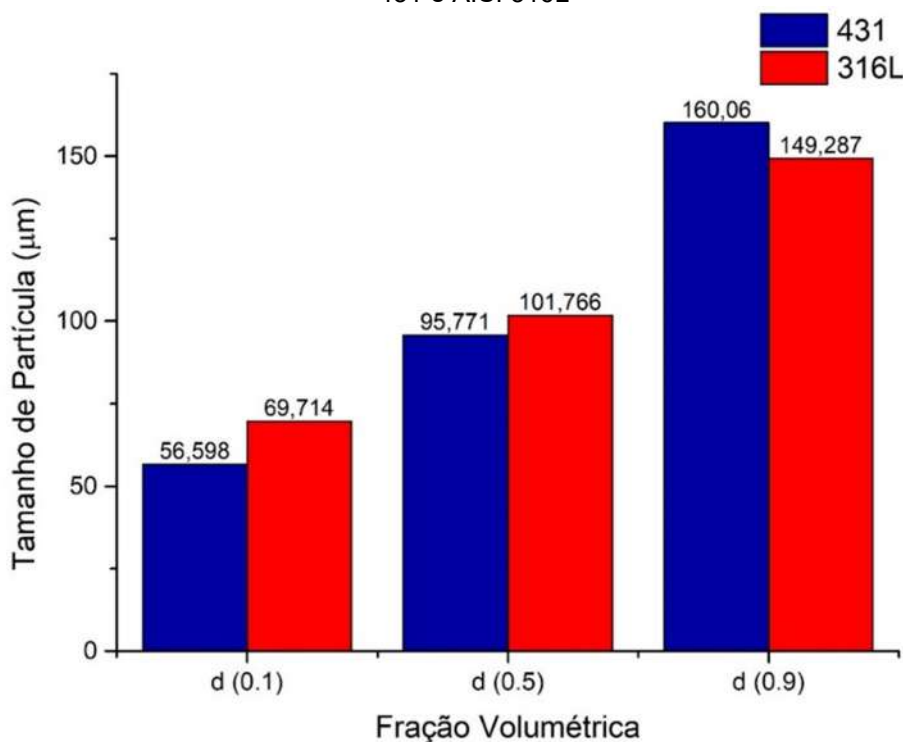
Dentre estes fatores, a morfologia das partículas, tem uma menor influência sobre as características geométricas e diluição das deposições. Foi observado que as deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 possuem uma quantidade maior de poros em relação às deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L. O surgimento dos poros, além de estarem ligados aos vapores gerados durante o processo de fusão dos materiais, também estão relacionados com a morfologia das partículas.

Pajukoski *et al* (2016) e Aubry *et al* (2017) e mencionam que a qualidade e o método de produção do pó influenciam no surgimento defeitos ao longo da deposição, onde partículas esféricas e uniformes tendem a diminuir o surgimento de defeitos. De acordo com Benedetti *et al* (2019), a morfologia esférica promove uma maior coalescência entre as partículas em comparação com morfologias irregulares, implicando numa melhor interação com a transferência de energia, reduzindo dessa forma, o surgimento de poros.

A distribuição granulométrica também influencia diretamente nas características das deposições. Uma comparação entre a distribuição granulométrica

dos metais de adição é indicada nas Figuras 57 e 58. Observa-se que o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L possui maior tamanho de partícula médio $d(0,5)$ em relação ao aço inoxidável AISI 431 sendo, respectivamente, 101,76 μm e 95,77 μm .

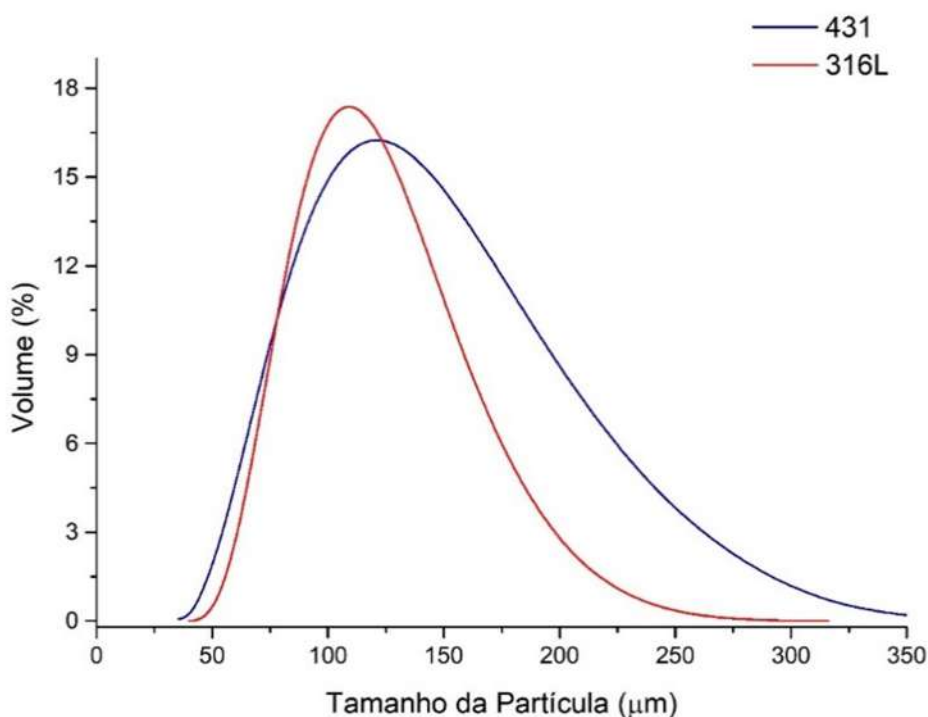
Figura 57 - Distribuição granulométrica do tamanho médio das partículas dos pós de aço inoxidável 431 e AISI 316L



Fonte: O Autor, 2019.

Além disso, pode-se notar que a fração mais fina da distribuição granulométrica é semelhante e que o metal de adição do aço inoxidável AISI 431 possui uma maior porcentagem/quantidade de partículas maiores quando comparado com o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L. Pode-se afirmar que o tamanho de partícula para o metal de adição aço inoxidável AISI 431 tem uma variabilidade maior quando analisada as curvas assimétricas de distribuição granulométrica observada na Figura 58.

Figura 58 - Comparação das curvas de distribuição assimétrica da granulometria dos pós

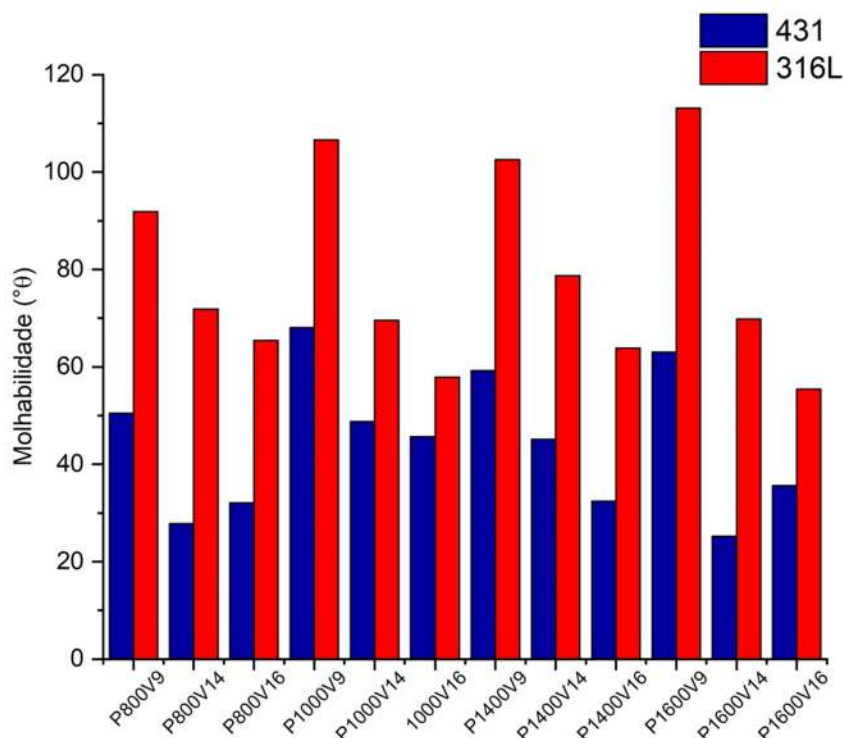


Fonte: O Autor, 2019.

Como já mencionado, as partículas do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L possui maior tamanho médio. As partículas maiores atingem a poça de fusão numa menor temperatura quando comparado com as partículas de menor diâmetro, inferindo que as partículas maiores necessitam de uma maior densidade de potência e/ou um maior tempo de interação para serem fundidas completamente e gerarem um revestimento com boa união metalúrgica entre os materiais, caso contrário, produzem revestimentos mais altos e com baixa diluição, como foi encontrado para o caso das deposições que utilizaram o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L.

Segundo Tanigawa *et al* (2018) o tamanho da partícula também influencia na molhabilidade das deposições. Seus resultados demonstraram que a molhabilidade dos cordões foi melhorada à medida que o tamanho das partículas foi reduzindo. Tal fato, também é evidenciado para o estudo em questão, onde as deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 possuem uma melhor molhabilidade em relação às deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L como é possível observar na Figura 59. Para valores de molhabilidade menor pode-se assegurar uma melhor molhabilidade da deposição.

Figura 59 - Comparação da razão R/L das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L



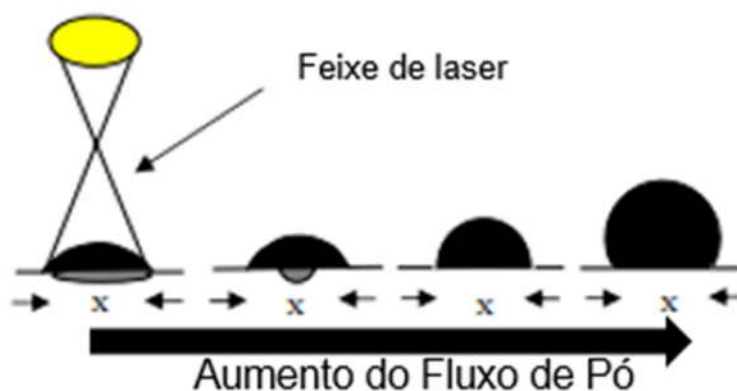
Fonte: O Autor, 2019.

A vazão de pó é outra variável que influencia diretamente nas características geométricas das deposições. Gedda, Powell e Kaplan (2004), Goodarzi, Pekkarinen e Salminen (2015), Zhong *et al* (2015a) e Alvarez *et al* (2018) e concluíram que com o aumento do fluxo de pó as deposições tendem a serem mais altas e a zona de fusão do substrato ser menor.

Shah *et al* (2010) especificam que a correlação negativa entre o fluxo de pó e a zona de fusão pode ser justificada pela termodinâmica da fusão dos materiais. Os autores descrevem que isso ocorre pelo surgimento de um efeito, denominado, efeito de sobreamento (*effect shadowing*). Este efeito ocorre quando um fluxo maior de pó sobre a superfície do substrato absorve maior parte calor advindo do feixe de laser, não permitindo que tal energia seja transferida para o substrato e provocando assim uma menor zona de fusão, caracterizando desta forma o efeito de sobreamento.

A Figura 60 ilustra, esquematicamente, o efeito do aumento do fluxo de pó sobre as características das deposições para os mesmos valores de potência e velocidade do feixe de laser, onde se observa que deposições ficam mais altas e a interação do metal de adição e substrato diminui com o aumento do fluxo do pó.

Figura 60 - Esquema do efeito do aumento do fluxo de pó sobre as características geométricas dos cordões



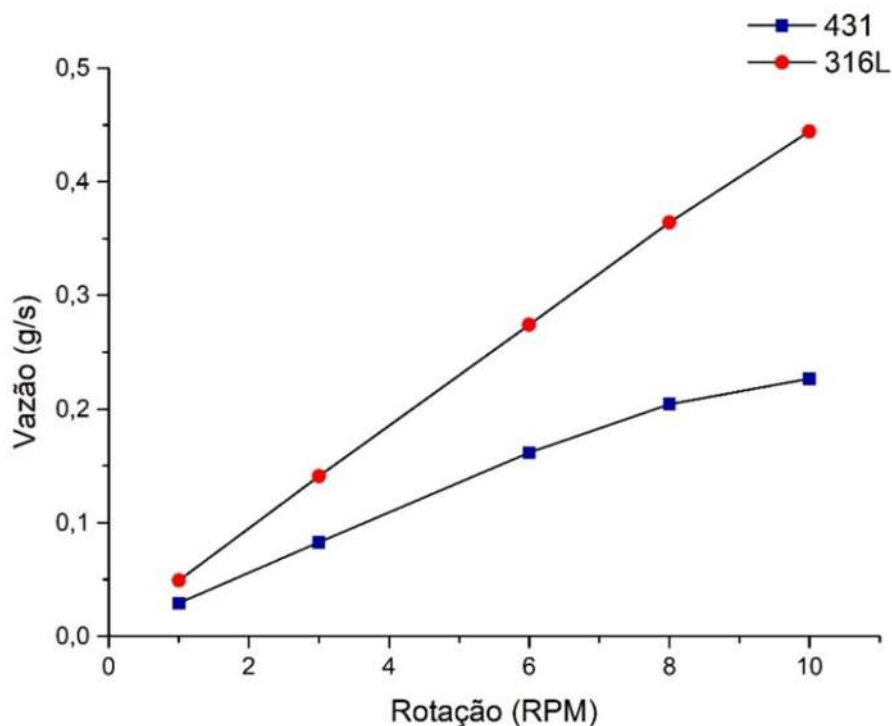
Fonte: Adaptado de Gedda, Powell e Kaplan, 2004.

Para as deposições produzidas para este estudo pelo método de deposição coaxial, teoricamente, a vazão do pó para ambos os metais de adição deveria ser bem parecidas, pois foi utilizado o mesmo disco, mesmo valor de rotação de disco e vazão de gás de arraste para todas as condições. Considerando tal fato, as deposições deveriam possuir características geométricas e diluição parecidas. Mas, as características são bem diferentes como se pode observar nas Figuras 56 e 59.

Porém, como os metais de adição possuem diferente morfologia e tamanho de partícula, possivelmente, tais fatores implicaram na quantidade de pó que passou pelo cabeçote e foi adicionada ao processo. Para comprovar tal hipótese foram realizadas medições da quantidade de pó que o sistema injeta por tempo em determinada rotação. As medições foram realizadas para ambos os metais de adição e a Figura 61 ilustra os valores encontrados.

Pode-se perceber que a quantidade de pó injetada para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L é bem maior quando comparado com o metal de adição do aço inoxidável AISI 431. Para as condições utilizadas no processo de produção das deposições foram encontrados valores de vazão de pó de 0,23 e 0,44 g/s, respectivamente, para o aço inoxidável AISI 431 e o aço inoxidável AISI 316L.

Figura 61 - Comparação entre a Vazão de pó em relação à rotação do disco para ambos os metais de adição

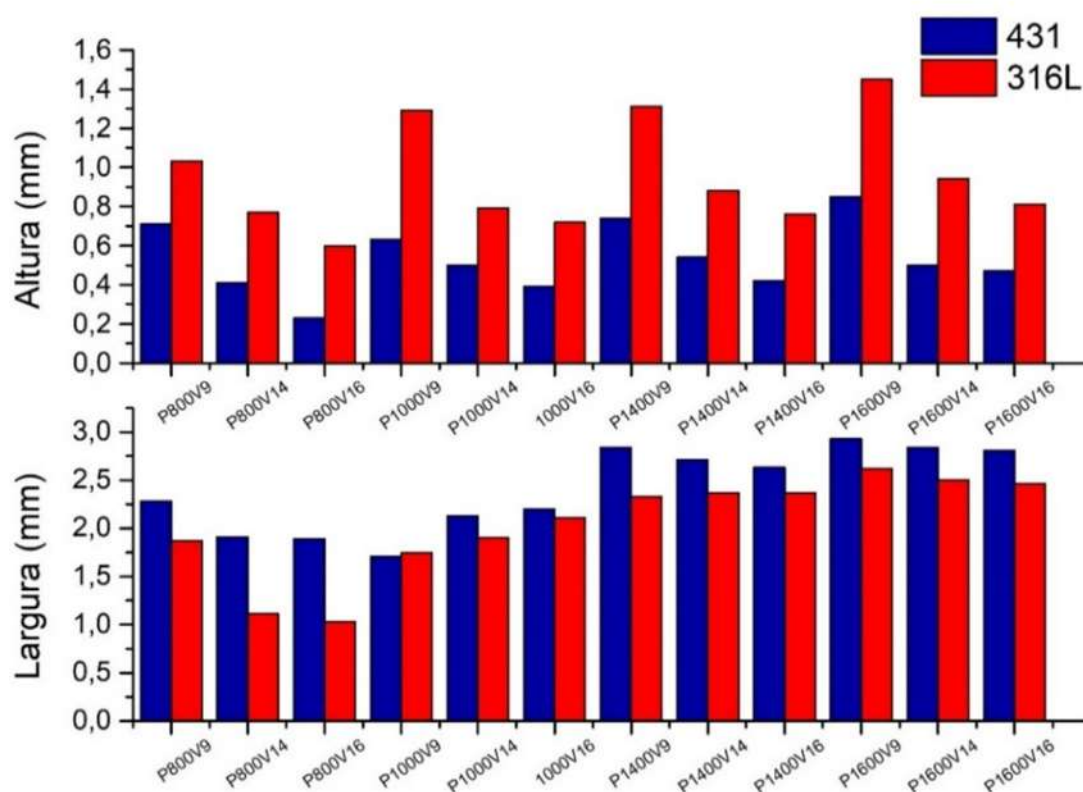


Fonte: O Autor, 2019.

A maior quantidade de pó injetada no processo de produção das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L justifica as deposições mais altas e com menor largura como pode se observar na Figura 62. Além disso, a maior vazão de pó comprova também os menores valores de diluição (observada na Figura 56), o que evidencia também um maior efeito de sombreamento para as deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L. Tais resultados encontrados comprovam a influência do fluxo de pó sobre as características das deposições que são produzidas pelo método de deposição coaxial.

Na análise de distribuição granulométrica foi constatado que $d(0,9)$ (90% das partículas) para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L é menor do que o metal de adição do aço inoxidável AISI 431, inferindo maior quantidade de partículas armazenadas no disco e deslocadas pelo gás de arraste para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L, confirmando a diferença na vazão de pó calculada e, consequentemente, as diferenças geométricas das deposições.

Figura 62 - Comparação de altura e largura das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 e AISI 316L



Fonte: O Autor, 2019.

4.4 Caracterização microestrutural das deposições

No processo de soldagem os materiais são expostos a ciclos térmicos durante processamento que influenciam diretamente nas suas propriedades e, consequentemente, em seu desempenho. Desta forma, torna-se importante o estudo microestrutural dos materiais para obter informações quanto a modificações na estrutura do material.

Foram realizadas análises microestruturais das deposições produzidas para ambos os métodos de deposição e tipo de metal de adição através das técnicas de Microscopia Óptica, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Raios X de Dispersão Energia (EDS) para análise semi-quantitativa da composição química para auxiliar na caracterização das fases.

4.4.1 Relação entre composição química e microestrutura

Para auxiliar a caracterização microestrutural das deposições foram utilizados Diagrama de Schaeffler para estimar a possível microestrutura final das deposições e o gráfico da *taxa de solidificação x composição química* para identificar o tipo de solidificação, através da composição química do substrato e dos metais de adição.

Em conformidade com os conceitos apresentados na revisão, os elementos presentes nas composições químicas dos aços inoxidáveis influenciam diretamente no tipo de microestrutura final após solidificação (SILVA e PAREDES, 2016). Para estimar a microestrutura através do Diagrama de Schaeffler, inicialmente, foram calculados o Cr_{eq} (Equação 4) e Ni_{eq} (Equação 5) a partir da composição química obtida dos materiais.

Na Tabela 18, encontram-se os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} para o substrato e metal de adição das deposições.

Tabela 18 - Cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} dos materiais

Material	Cr_{eq} (%)	Ni_{eq} (%)
A-36	0,22	3,52
AISI 431	17,75	5,79
AISI 316L	20,30	14,18

Fonte: O Autor, 2019.

Segundo os níveis aceitáveis de diluição para o processo Laser Cladding, foi atribuído um valor de diluição de 10% para o cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} e sua razão da zona de mistura de acordo com o metal de adição, como ilustrado na Tabela 19.

O valor de 10% de diluição possibilita uma boa união metalúrgica com menor quantidade de material do substrato na zona de fusão e, assim, mantendo as propriedades do metal de adição e do substrato (ALVAREZ *et al*, 2018; PEREIRA *et al*, 2017; NÄKKI, TUOMINEN e VUORISTO, 2017; ZHONG *et al*, 2015b).

Tabela 19 - Cr_{eq} e Ni_{eq} e sua razão para zona de mistura

Deposição	Cr_{eq} (%)	Ni_{eq} (%)	Cr_{eq} / Ni_{eq}
AISI 431	15,99	5,56	2,8
AISI 316L	18,29	13,11	1,4

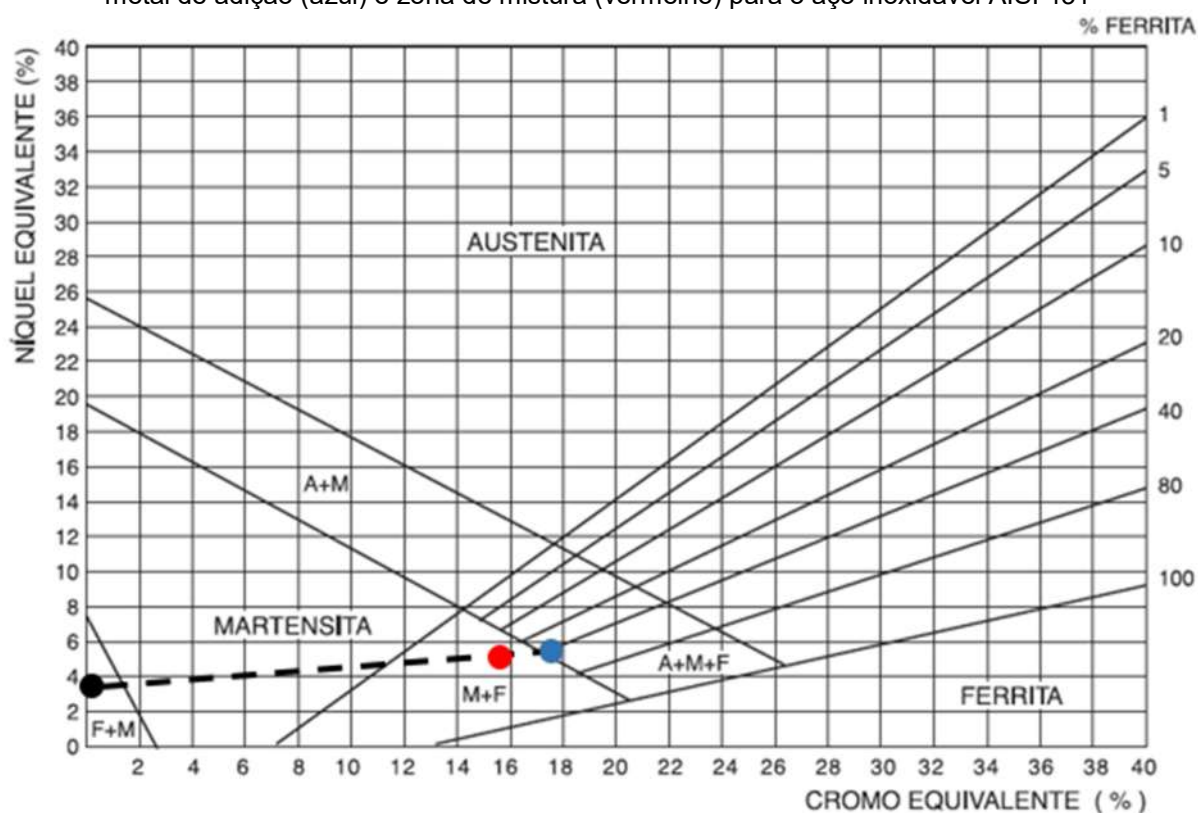
Fonte: O Autor, 2019.

Com os dados obtidos é possível utilizar o Diagrama de Schaeffler para prever a possível microestrutura das deposições para cada metal de adição

específico. As Figuras 63 e 64 ilustram as possíveis fases presentes para as deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L, respectivamente.

De acordo com a Figura 63, observa-se que a microestrutura da zona de mistura para as deposições do aço inoxidável AISI 431 predita é martensítica com a formação de ferrita devido a alto teor de Cr (16,5%) (VAN ROOYEN, BURGER e KAZADI, 2006). A formação da ferrita, neste caso, se dar ao longo das regiões interdendríticas ricas em elementos ferritizantes (Cr) que foram segregados durante a solidificação ou parte da ferrita primária que não se transformaram em austenita. A ferrita pode ser advinda de uma solidificação primária ou uma ferrita resultante de uma reação eutética. Neste tipo de solidificação primeiramente há o surgimento da ferrita (fase primária) e, posteriormente, a o surgimento da austenita (fase secundária) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; VAN ROOYEN, BURGER e KAZADI, 2006).

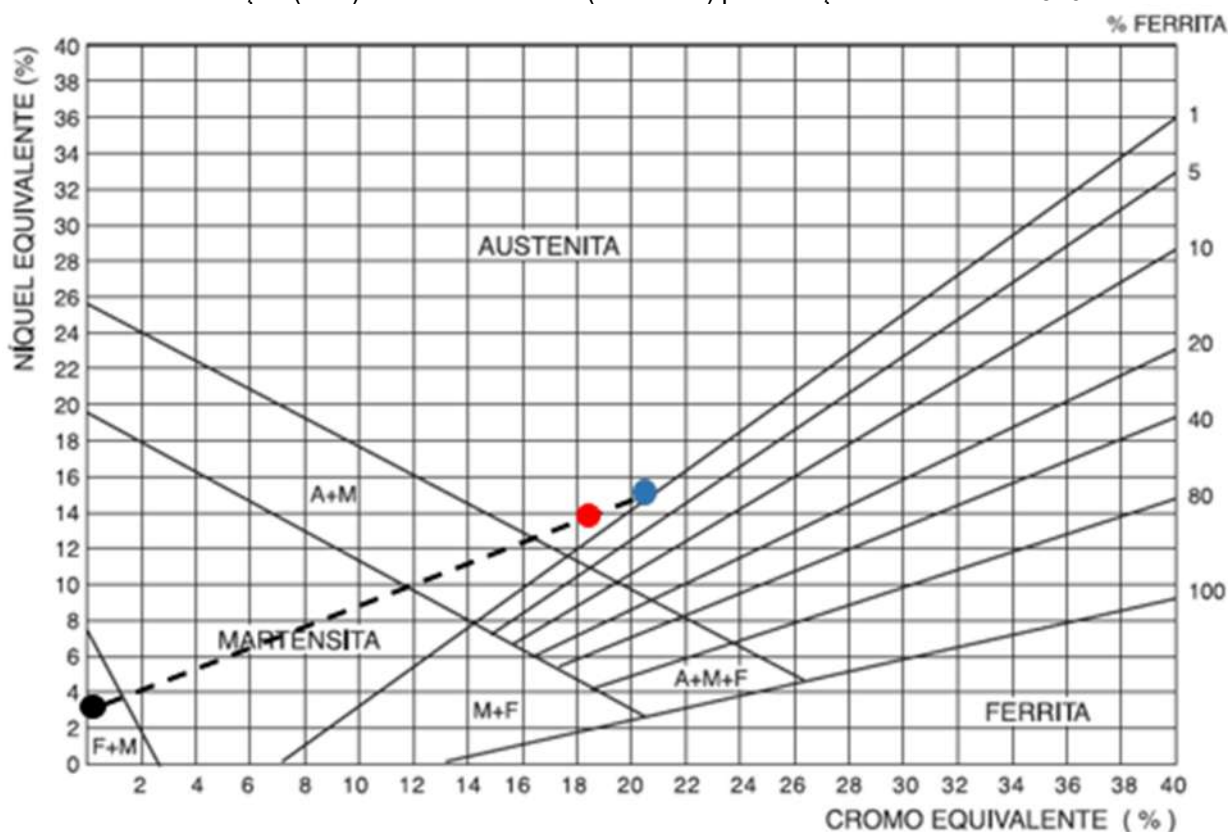
Figura 63 - Diagrama de Schaeffler com a representação da microestrutura do substrato (preto), o metal de adição (azul) e zona de mistura (vermelho) para o aço inoxidável AISI 431



Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki, 2005.

Já para o aço inoxidável AISI 316L, de acordo com o Diagrama de Schaeffler da Figura 64, a solidificação predita é uma microestrutura austenita como fase primária, finalizando o processo de solidificação com a formação somente de austenita. Entretanto, levando em consideração Cr_{eq}/Ni_{eq} de 1,4 para as deposições é possível inferir através do gráfico da Figura 65, que expressa o efeito da taxa de solidificação pela composição química, que dependendo da taxa de solidificação do processo as deposições do aço inoxidável AISI 316L podem ter ao final uma solidificação do tipo AF, ou seja, a austenita se solidificando como fase primária e a ferrita como fase secundária.

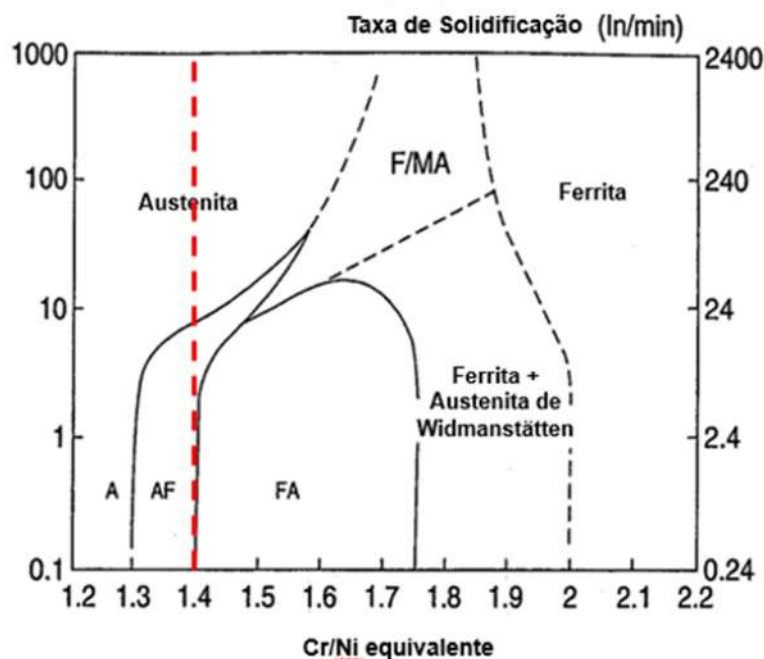
Figura 64 - Diagrama de Schaeffler com a representação da microestrutura do substrato (preto), o metal de adição (azul) e zona de mistura (vermelho) para o aço inoxidável AISI 316L



Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki, 2005.

E também como já mencionado, Sabará (2013) afirma que para valores de $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$, o tipo de solidificação para os aços inoxidáveis austeníticos é do tipo AF. Todas essas informações citadas corroboram que o tipo de solidificação para as deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L será do tipo AF.

Figura 65 - Relação da taxa de solidificação e composição química do aço inoxidável AISI 316L com valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} de 1,4



Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki, 2005.

4.4.2 Deposições do aço inoxidável AISI 431

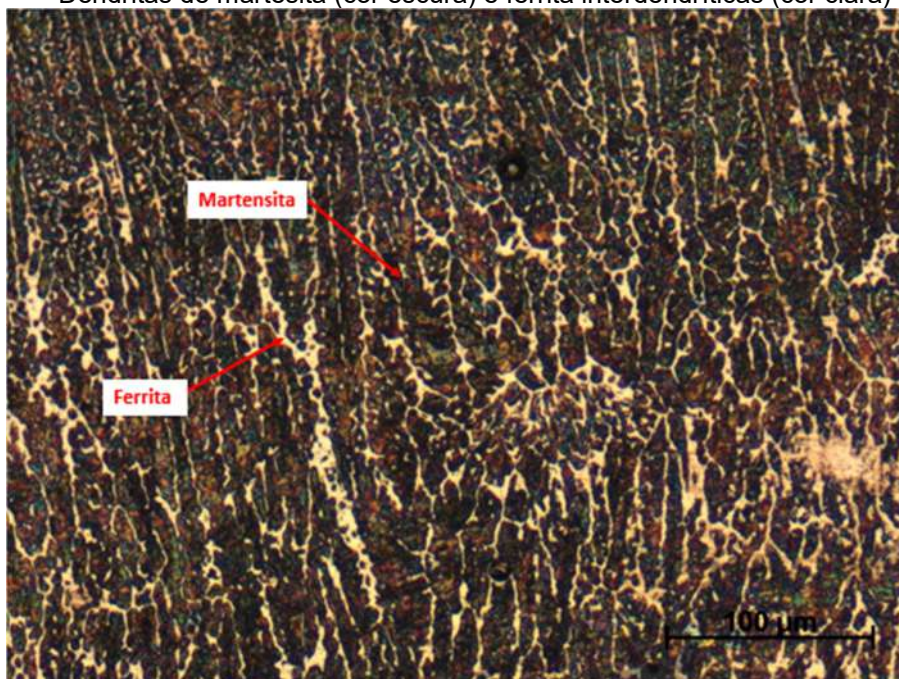
As imagens das Figuras 66 e 67 mostram as micrografias da deposição do aço inoxidável AISI 431 produzida com valor de potência e velocidade do feixe de laser, respectivamente, 1400W e 14 mm/s. Através das micrografias verifica-se a presença de dendritas de martensita, bem definidas, com ferrita ao longo das regiões interdendríticas, como também foi possível observar em Hemmati, Ocelík, e De Hosson (2011), Liu *et al* (2016) e Moradi *et al* (2019).

Nas micrografias é possível observar que a estrutura de solidificação é colunar dendrítica, caracterizando o tipo de solidificação de ferrita como fase primária, como é peculiar para os aços inoxidáveis martensíticos. Esse tipo de solidificação que ocorreu é bem parecido com o encontrado nos aços inoxidáveis austeníticos para o tipo de solidificação FA. Primeiramente, a ferrita solidificou na forma de dendritas. Logo em seguida, a austenita nucleou e formou-se na interface ferrita-líquido, crescendo e consumindo parte da ferrita e líquido restante. Ao final do processo de transformação toda austenita se transforma em martensita, mas a ferrita

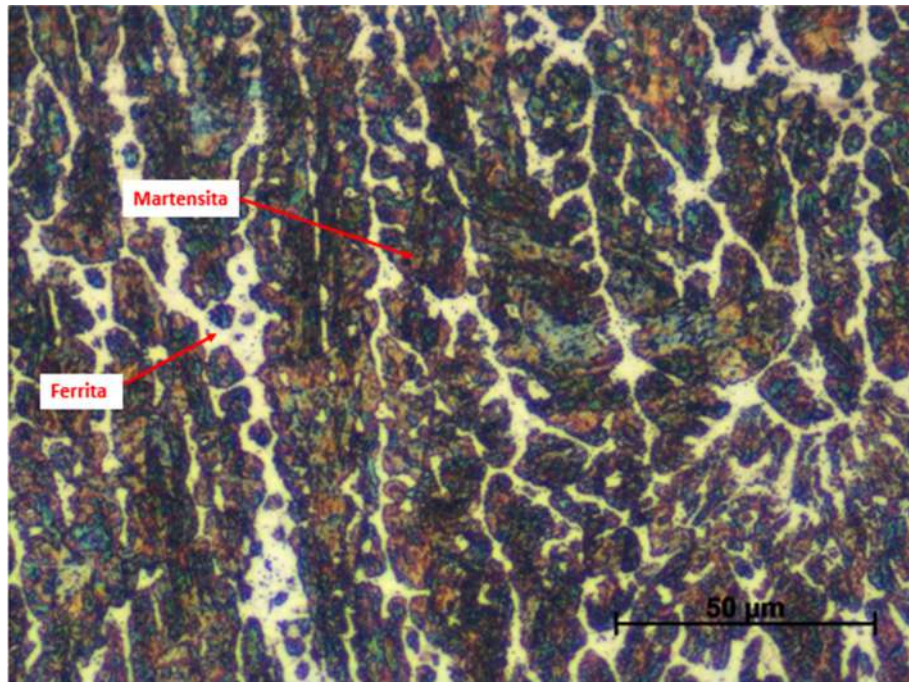
que não foi consumida pela austenita se retém na microestrutura. Desta forma, obtendo-se ao final da transformação microestrutural a fase martensita em forma de dendrita com a ferrita nas regiões interdendrítica, como descrito em Lippold e Kotecki (2005) e observado em Sharifitabar e Halvee (2010) e Liu *et al* (2016).

A ferrita retida ao longo das regiões interdendríticas é oriunda de parte da ferrita primária que não se transformou em austenita devido à alta taxa de resfriamento aplicada pelo processo, pois quanto maior a taxa resfriamento a difusão da austenita é suprimida e para este caso não conseguiu consumir toda a ferrita da estrutura. Além do alto teor de Cr no aço que promoveu e influenciou na estabilidade da ferrita na estrutura. Tais afirmações também foram descritas em Lippold e Kotecki (2005) e observadas em Lo, Cheng e Man (2003), Van Rooyen, Burger e Kazadi (2006), Gastaldo (2010).

Figura 66 - Microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 431, ilustrando a estrutura dendrítica – Dendritas de martensita (cor escura) e ferrita interdendríticas (cor clara)



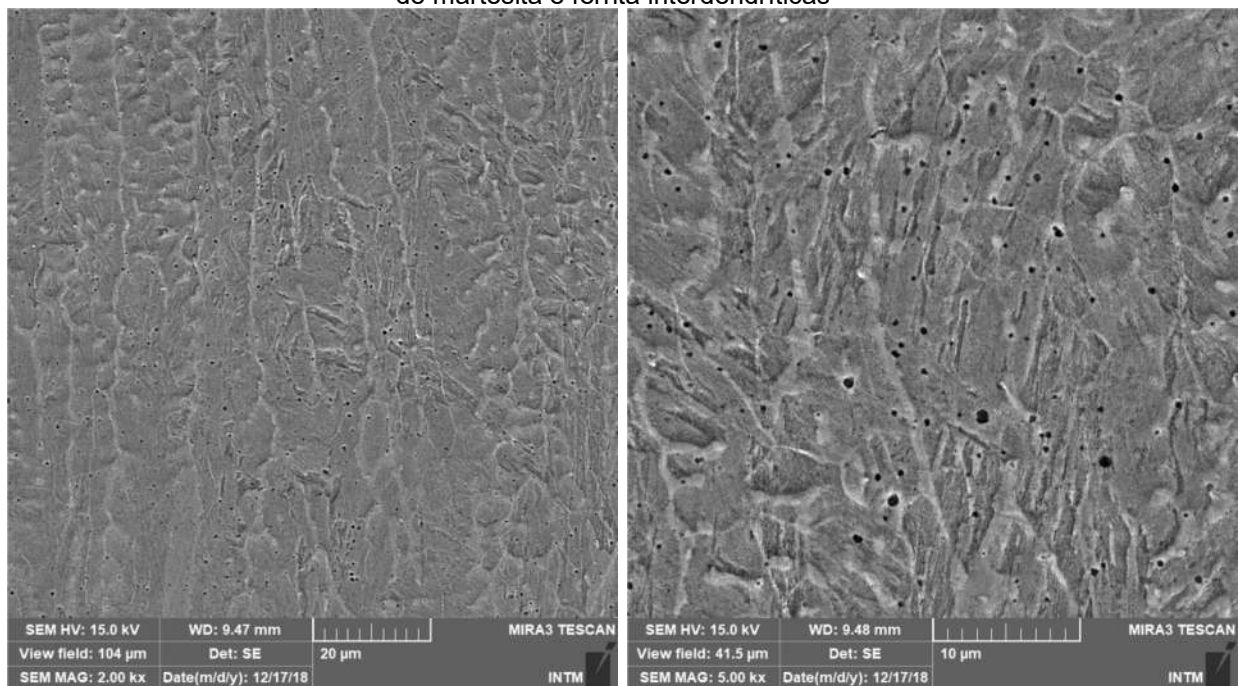
(a)



(b)

Fonte: O Autor, 2019.

Figura 67 - Micrografia MEV que ilustra com mais detalhe a microestrutura da deposição - Dendritas de martensita e ferrita interdendríticas



(a)

(b)

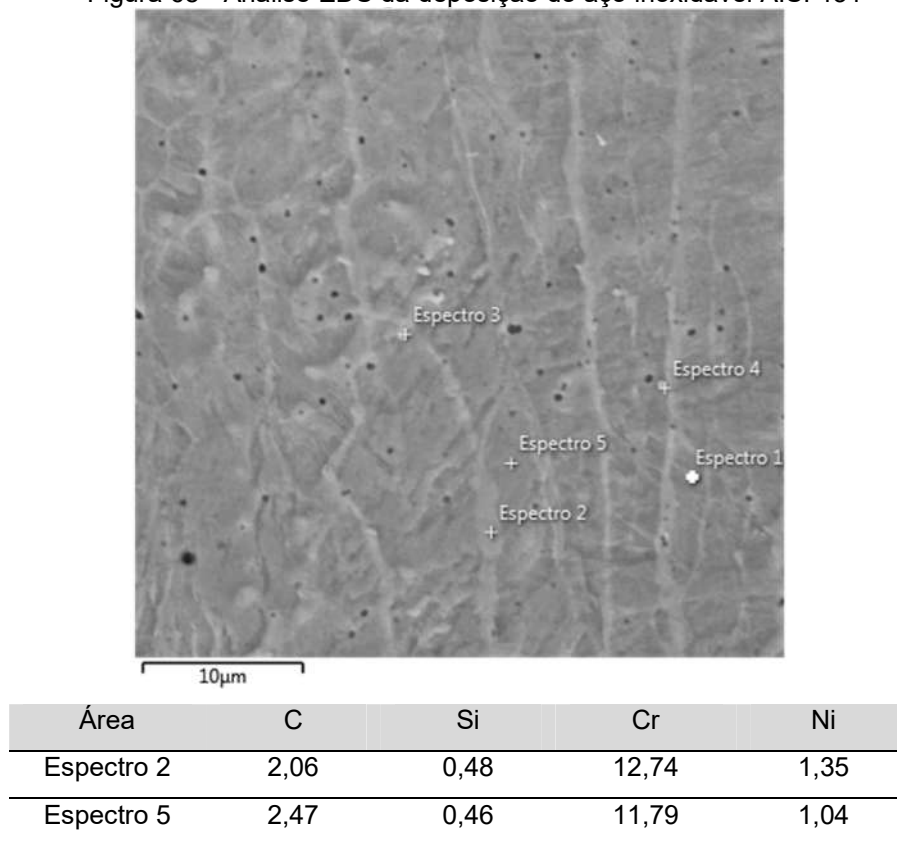
Fonte: O Autor, 2019.

Moradi *et al* (2019) observaram que para um baixo tempo de interação do laser e uma alta velocidade do feixe de laser (6 mm/s) ocorreu o aparecimento de ferrita no campo da martensita. A ferrita em maior quantidade reduz a dureza e a

resistência mecânica dos materiais. Segundo o mesmo autor um método de reduzir a quantidade de ferrita na microestrutura é aumentar a potência e diminuir a velocidade do laser, pois para uma maior potência, a temperatura austenítica aumenta e com uma menor velocidade têm-se um maior tempo que possibilita o refino de grãos da austenita, tornando-os mais uniformes e, assim, reduzindo o percentual da ferrita na microestrutura.

Foi realizada a análise por EDS na região do revestimento e seu respectivo resultado é mostrado na Figura 68. Vários pontos do revestimento foram feitos, mas a fim de avaliar o tipo de solidificação que ocorreu no processo foi escolhido um ponto dentro da dendrita e outro na região interdendrítica, os espectros 2 e 5, respectivamente. Observa-se que uma maior quantidade de cromo é encontrada na região interdendrítica (espectro 2), reiterando que essa região é advinda da formação de ferrita durante o processo de solidificação, pois o Cr promoveu a estabilização da ferrita, como observado em Moradi *et al* (2019) e mencionado em Lippold e Kotecki (2005), e Silva e Paredes (2016). Tal fato confirma que se trata mesmo de uma solidificação onde a ferrita é a fase primária.

Figura 68 - Análise EDS da deposição do aço inoxidável AISI 431



Fonte: O Autor, 2019.

Um modo de confirmar a fase martensita na região dendrita é calculando a temperatura de início da transformação martensítica para região dendrítica e interdendrítica. A temperatura M_s nada mais é que a temperatura onde se inicia a transformação da martensita a partir da austenita instável. A temperatura M_s depende exclusivamente da composição química do material para ser calculada. Foram utilizados os dados do EDS da Figura 68 para obter a temperatura M_s de acordo com a Equação 6 das regiões de interesse como consta na Tabela 20.

Tabela 20 - Temperatura M_s da deposição do aço inoxidável AISI 431

Área	M_s (°C)
Espectro 2 - Interdendrítica	209,25
Espectro 5 - Dendrita	233,52

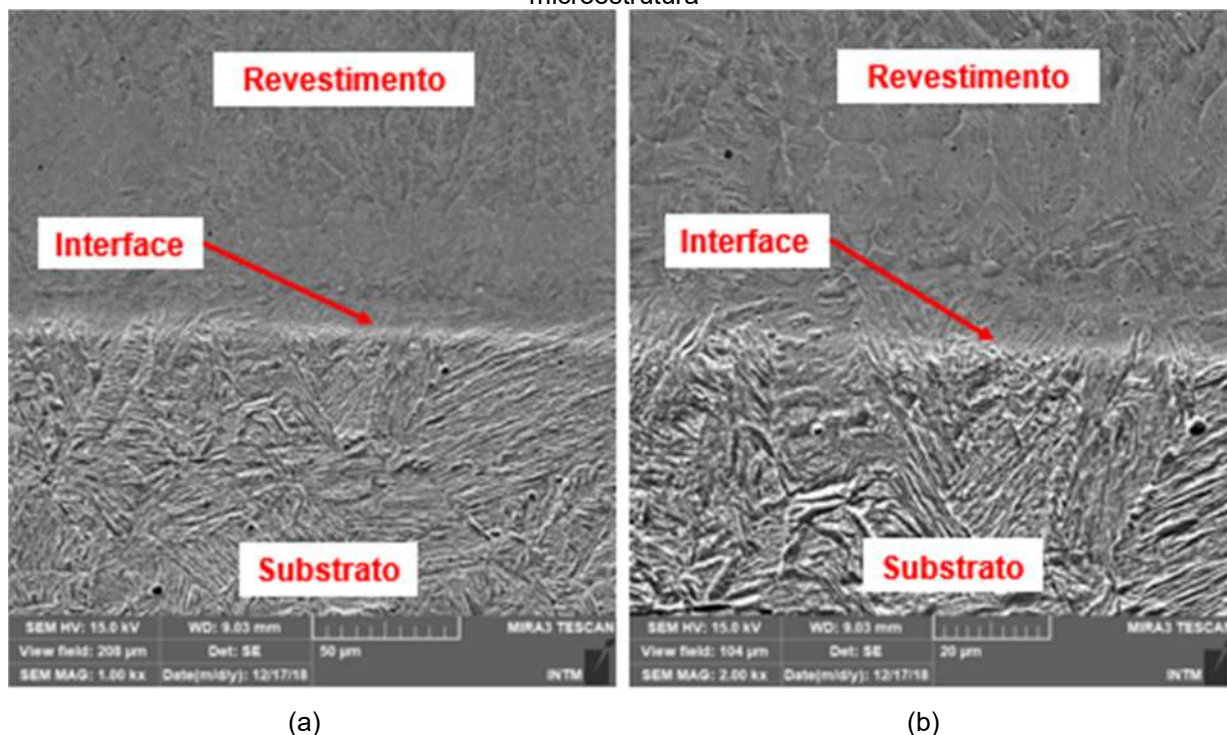
Fonte: O Autor, 2019.

Percebe-se que a temperatura M_s para região dendrítica é maior, resultando para este caso a formação de martensita nessa região. Ou seja, na formação da região dendrita foi necessária uma menor força motriz para transformação da austenita em martensita, pois quanto maior a temperatura M_s maior os grãos de austenita que, desta forma, facilitou a transformação da austenita em martensita. Tal afirmativa foi descrita e observada em Van Rooyen, Burger e Kazadi (2006) e Hemmati, Ocelík e De Hosson (2011).

A interface entre o revestimento e substrato é o local onde ocorreu uma mistura de composição química. Nessa região de interligação entre os materiais ocorre a difusão dos elementos, gerando uma zona de mistura com composição química que difere do material de adição e substrato e, possivelmente, terá propriedades mecânicas distintas (SHARIFITABAR e HALVEE, 2010; TELEGINSKI, 2016).

As imagens da Figura 69 foram obtidas no MEV e evidenciam a transição substrato/revestimento. Observa-se a diferença de microestrutura do revestimento em relação ao substrato, evidenciando a diferença entre os materiais. A partir da interface o revestimento possui crescimento epitaxial na direção do máximo gradiente de temperatura, como observado também em Das Neves *et al* (2009).

Figura 69 - Micrografia MEV da interface revestimento/substrato, ilustrando a diferença da microestrutura



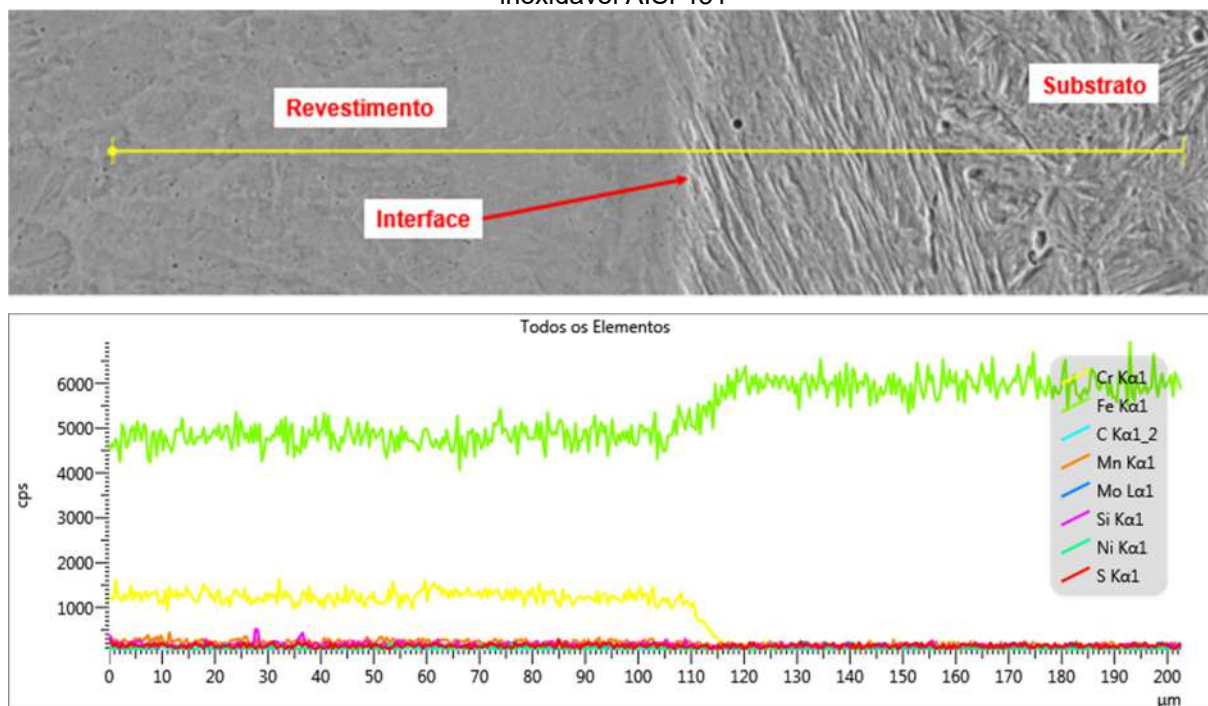
Fonte: O Autor, 2019.

Para detectar e rastrear a difusividade dos elementos foi realizado uma linha de varredura de EDS da seção transversal à superfície ao longo da interface revestimento/substrato como mostra a Figura 70. Numa pequena zona próxima a interface revestimento/substrato o elemento Cr se difunde gradualmente para o substrato, enquanto o Fe se difunde para o revestimento.

O aumento no teor de Fe na interface está relacionado à fusão parcial de uma camada do substrato juntamente com o pó, fazendo com que os elementos se difundam, causando o aumento do teor de ferro, como mencionado em Teleginski (2016).

No mapeamento MEV/EDS, ilustrado na Figura 71, observa-se que os elementos Cr, Mn, Ni, Si tem maior concentração na região do revestimento característico do material que foi utilizado e estão distribuídos de forma homogênea. Os demais elementos estão distribuídos uniformemente entre os materiais.

Figura 70 - Linescan da seção da reta na interface revestimento/substrato da deposição do aço inoxidável AISI 431

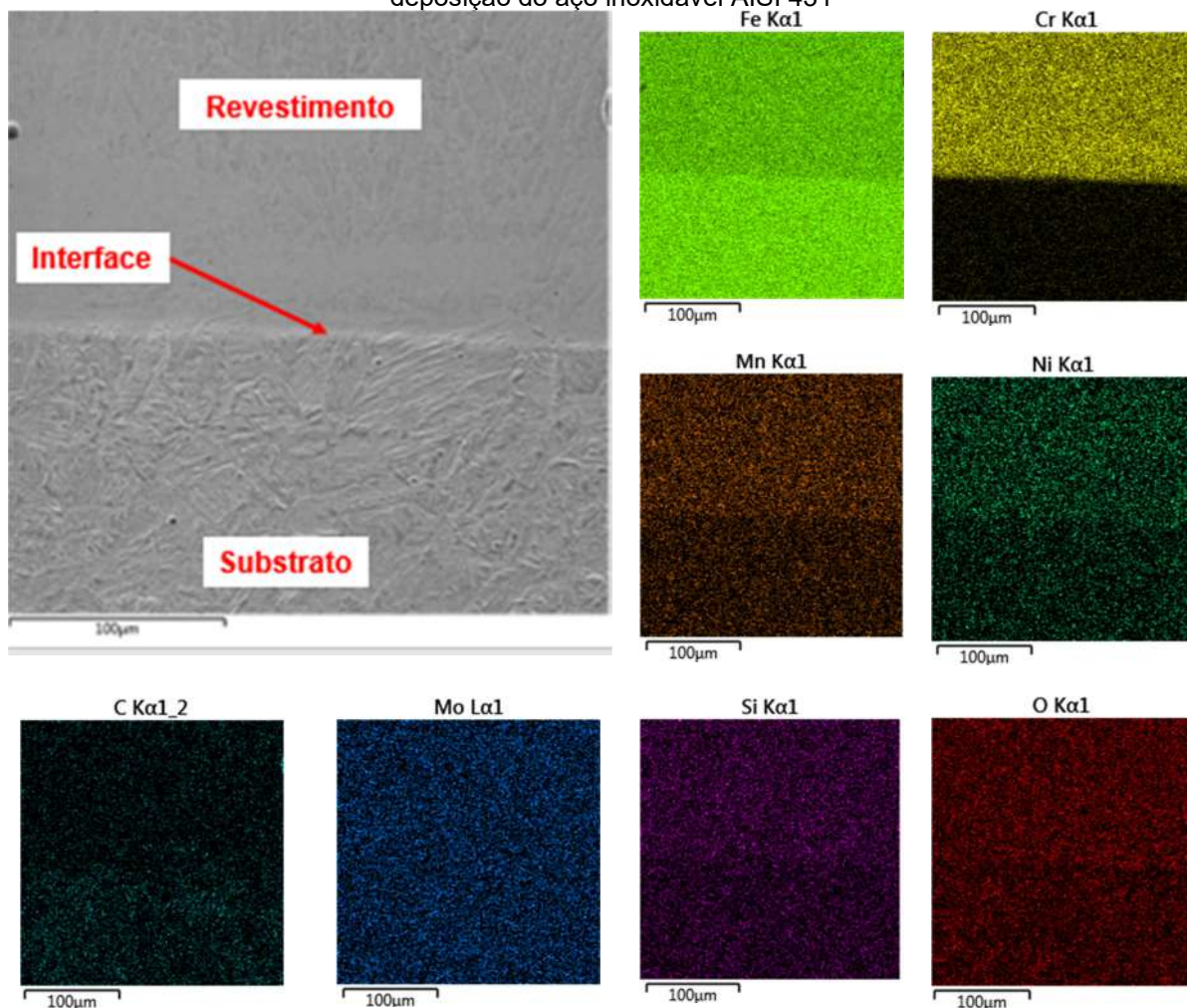


Fonte: O Autor, 2019.

Diante dos resultados de dispersão dos elementos na interface revestimento/substrato é possível inferir que o processo Laser Cladding não provocou uma modificação considerável nos materiais utilizados. Tal fato é justificado pelo baixo aporte térmico, alta taxa de resfriamento e ZTA reduzida advindas do processo. Nas análises realizadas não foram identificadas a formação de fases frágeis, sendo necessárias análises microestruturais avançadas para constatar há evidência do surgimento de possíveis fases deletérias.

Espera-se, através dessa afirmação que as propriedades mecânicas e químicas dos materiais não sejam reduzidas drasticamente, e assim, mantendo as propriedades originais dos materiais. Tais conclusões podem ser afirmadas e, possivelmente, comprovadas com os resultados da análise de dureza ao longo das deposições.

Figura 71 - Micrografia da interface revestimento/substrato e mapeamento de elementos químicos da deposição do aço inoxidável AISI 431



Fonte: O Autor, 2019.

4.4.3 Deposições do aço inoxidável AISI 316L

Caracterização microestrutural das deposições que utilizaram como metal de adição o aço inoxidável AISI 316L independentemente do método de deposição.

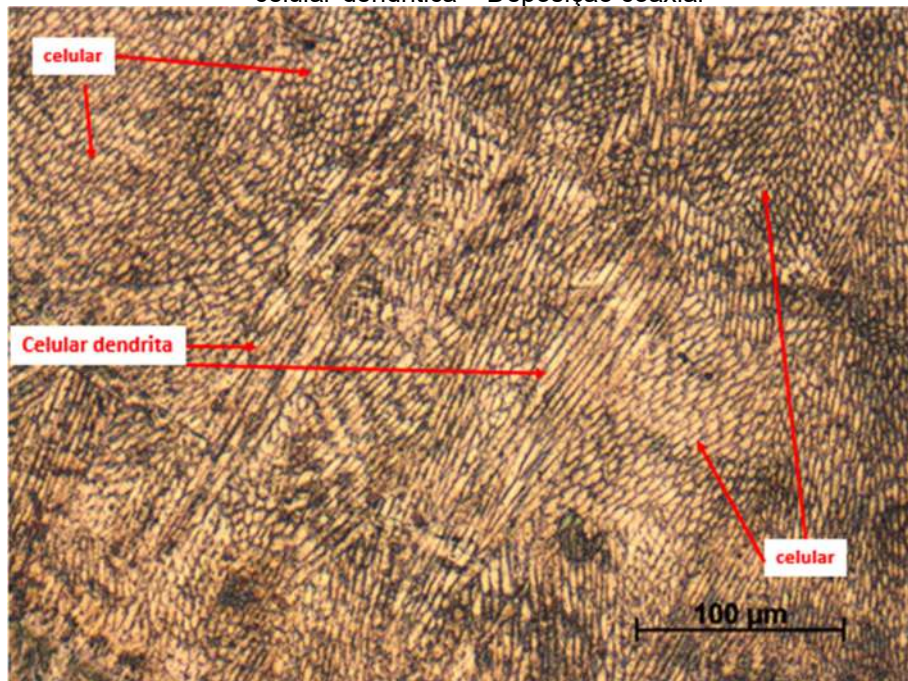
a) Amostras produzidas pelo método de deposição Coaxial

As imagens das Figuras 72 e 73 ilustram as micrografias da microestrutura da deposição produzidas pelo método de deposição coaxial utilizando com metal de adição o aço inoxidável AISI 316L. Para essa deposição foi utilizado o valor potência e velocidade do feixe de laser, respectivamente, 2400 W e 14 mm/s.

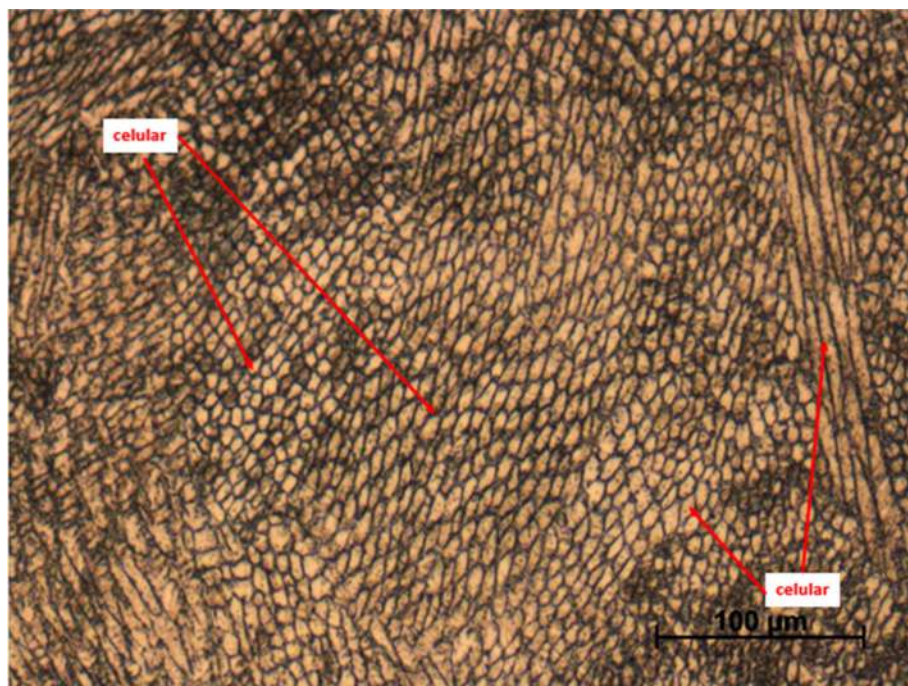
Observa-se pelas imagens da Figura 72 que o revestimento possui diferentes morfologias que correspondem a estrutura celular e celular-dendrítica. Também é possível perceber várias frentes de solidificação ao longo da deposição que são

advindas do processo de deposição independente do pó fundido, sendo encontrado em vários estudos que utilizaram o processo Laser Cladding com metal de adição em forma de pó, como em Santos (2015), Kistler *et al* (2017), Alvarez *et al* (2018) e Sun *et al* (2019).

Figura 72 - Microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 316L, ilustrando a estrutura celular e celular-dendrítica – Deposição coaxial



(a)



(b)

Fonte: O Autor, 2019.

Bond, Becker e D'oliveira (2011), propõem e explicam que o surgimento de várias frentes de solidificação se dá pela existência de diferentes granulometrias no metal de adição. Os autores descrevem que as partículas menores fundem mais rapidamente que as partículas maiores chegando a poça de fusão totalmente fundidas. Já as partículas maiores que necessitam de uma maior energia para fundirem podem chegar a poça de fusão aquecidas ou parcialmente fundidas. As partículas menores que foram fundidas adicionadas a poça de fusão não terão um papel significativo na estrutura de solidificação. Já as partículas de estado semi-fundidas tendem a iniciar o processo de solidificação por estarem mais próximas a temperatura de solidificação. Com a distribuição dessas partículas semi-fundidas ao longo da zona de fusão, vários núcleos de solidificações diferentes são criados em todo metal fundido e se solidificam de forma independente, criando ao final da solidificação do material a existência de várias frentes de solidificação.

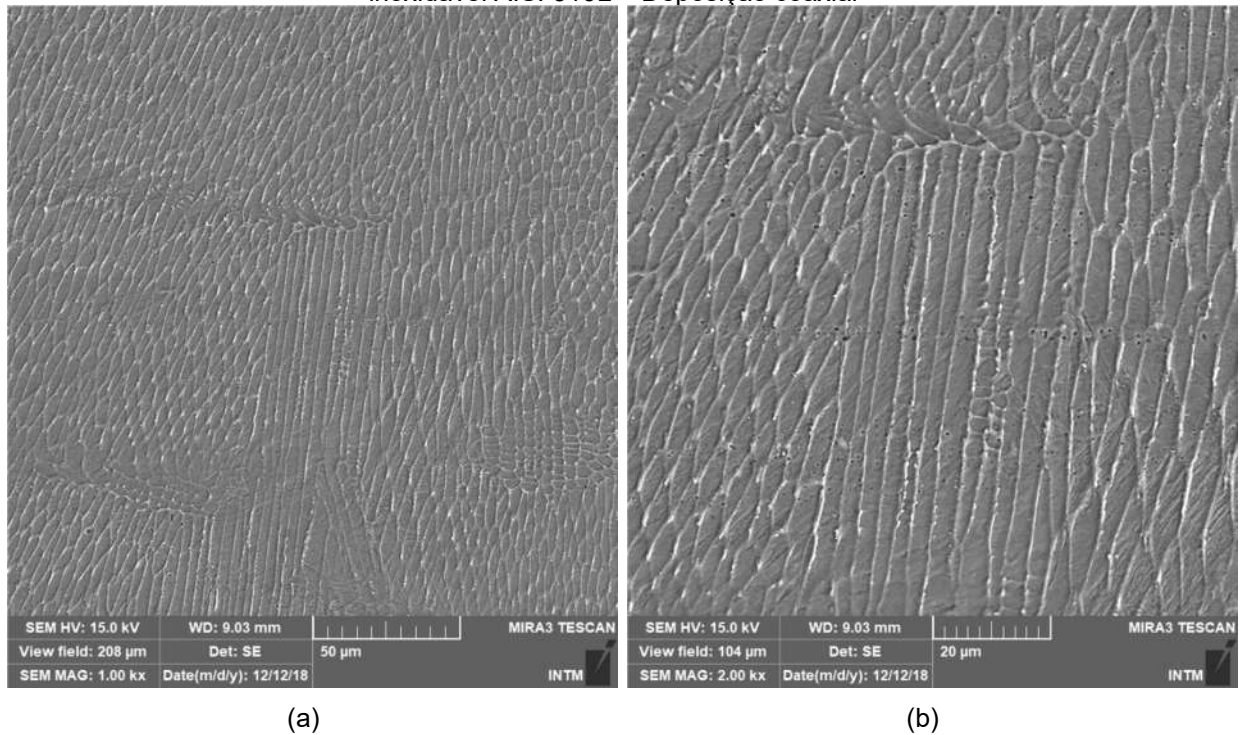
Analisando a morfologia das estruturas da zona fusão da deposição pelas micrografias da Figura 73 percebe-se que é característico de uma solidificação do tipo AF, como já previsto anteriormente pelo valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} (1,4) e pelo gráfico do efeito da taxa de solidificação e composição química.

Na solidificação AF, a austenita se solidificou com fase primária em forma de dendrita. Ao longo da solidificação da austenita houve a segregação de elementos ferritizantes para regiões interdendríticas que favoreceram o surgimento da ferrita (fase secundária) via reação eutética ao longo dessa região, tal como descrito em Lippold e Kotecki (2005) e Sabará (2013).

A ferrita retida ao longo das regiões interdendríticas é oriunda de uma maior quantidade de elementos ferritizantes que foram segregados durante o processo de solidificação da austenita. Esses elementos ferritizantes promoveram a formação de uma ferrita estável e resistente a transformação austenítica durante a solidificação, como mencionado em Lippold e Kotecki (2005) e Van Rooyen, Burger e Kazadi (2006).

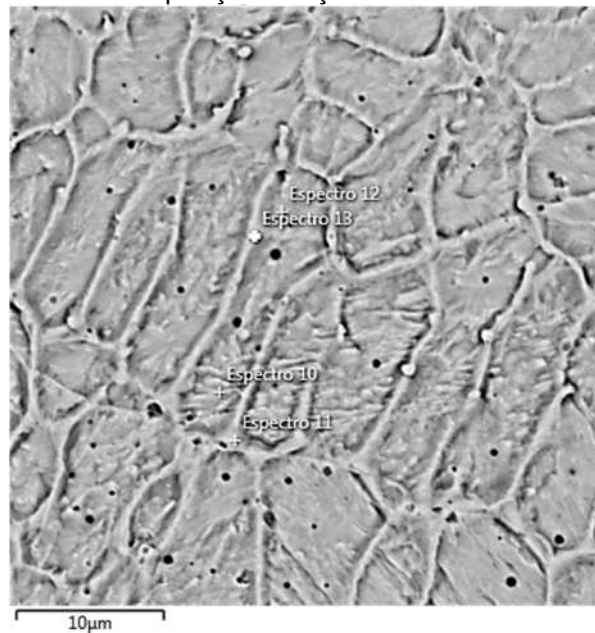
Levando consideração esse fato é previsível que as regiões interdendríticas sejam ricas em elementos ferritizantes. Para comprovar essa afirmação foi realizado uma análise por EDS numa região dendrítica e interdendrítica para a quantificação semi-quantitativa da composição química. O resultado da análise de EDS é mostrado na Figura 74 para o espectro 10 (dendrita) e 11 (interdendrítica).

Figura 73 - Micrografia MEV que ilustra com mais detalhe a microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial



Fonte: O Autor, 2019.

Figura 74 - Análise EDS da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial



Área	C	Si	Cr	Ni
Espectro 10	2,06	0,34	10,44	7,58
Espectro 11	3	0,73	12,09	8,35

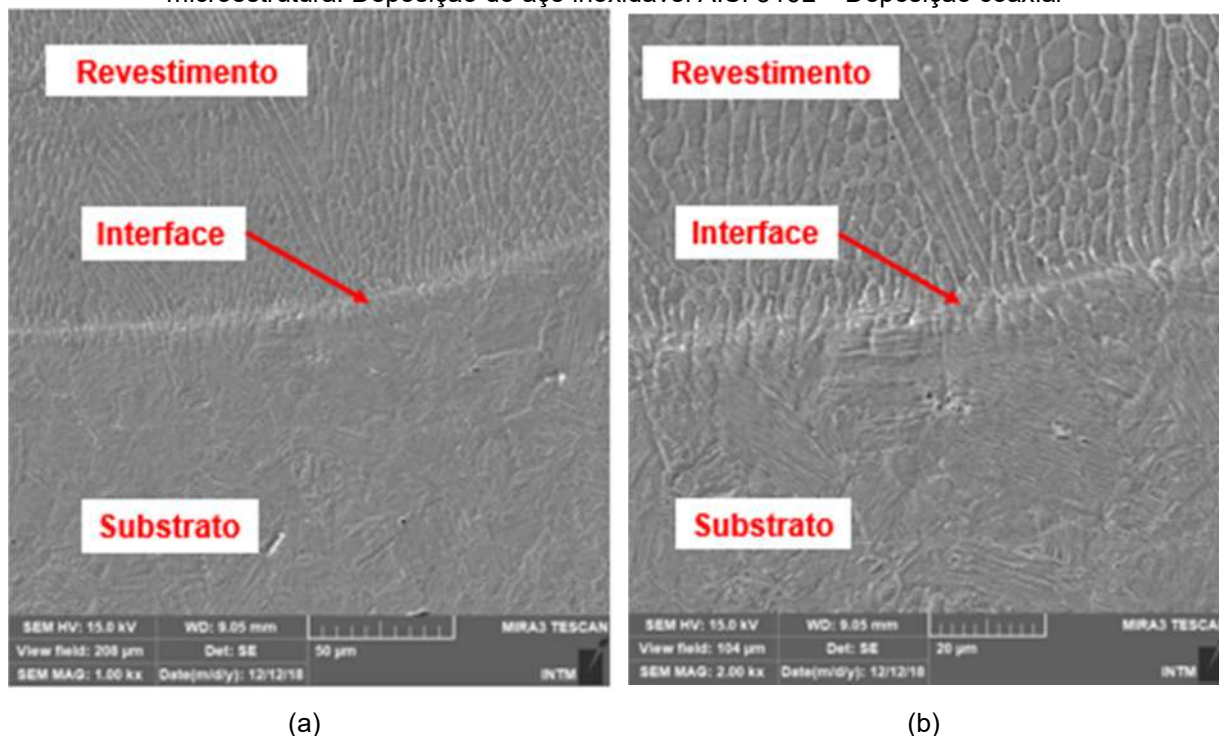
Fonte: O Autor, 2019.

Como previsível há uma maior quantidade de cromo na região interdendrítica (espectro 11), reiterando que essa região é advinda da formação de ferrita eutética atribuída a segregação de elementos ferritizantes, incluindo o Cr, para as regiões interdendríticas. A maior quantidade de Cr promove a estabilização da ferrita, segundo Lippold e Kotecki (2005) e Silva e Parede (2016). Tais fatos apresentados confirmam que a solidificação encontrada para a deposição do aço inoxidável AISI 316L é do tipo AF.

A interface entre o revestimento e substrato é ilustrada na Figura 75. Observa-se a diferença de morfologia da microestrutura dos materiais. Partindo da região da interface para o revestimento a um crescimento epitaxial na direção do máximo gradiente de temperatura que favoreceu o crescimento competitivo dos grãos com subestruturas celulares e celular-dendrítica, como observado também em Das Neves *et al* (2009).

Segundo Das Neves *et al* (2009), as maiores estruturas observados na interface e ao longo do revestimento se formam durante o processo de solidificação, onde os grãos que possuem orientação favorável à direção do máximo gradiente de temperatura possuem uma maior facilidade para o seu crescimento.

Figura 75 - Micrografia MEV da interface revestimento/substrato, ilustrando a diferença da microestrutura. Deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial

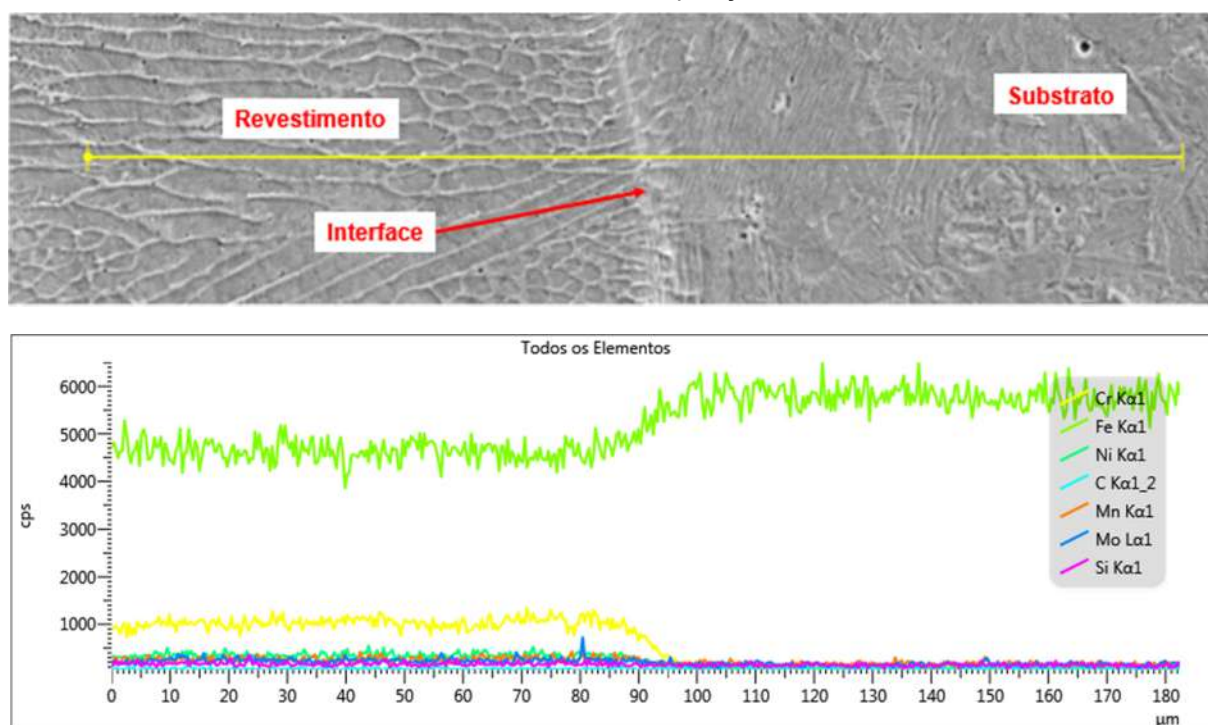


Fonte: O Autor, 2019.

Também a fim de detectar a difusividade dos elementos na interface foi realizado uma linha de varredura de EDS e um mapeamento MEV/EDS da seção transversal da superfície ao longo da interface revestimento/substrato, como mostram as Figuras 76 e 77. Do mesmo modo que verificado na interface das deposições do aço inoxidável AISI 431, a difusão do Cr e Fe na interface também foi observada. Tal fato também é atribuído à fusão parcial de uma camada do substrato juntamente com o pó que aumentou a difusividade desses elementos. Os elementos Cr, Mn, Ni, e Mo tem maior concentração na região do revestimento característico do material que foi utilizado. Já os elementos Si e C estão distribuídos de forma homogênea entre os materiais.

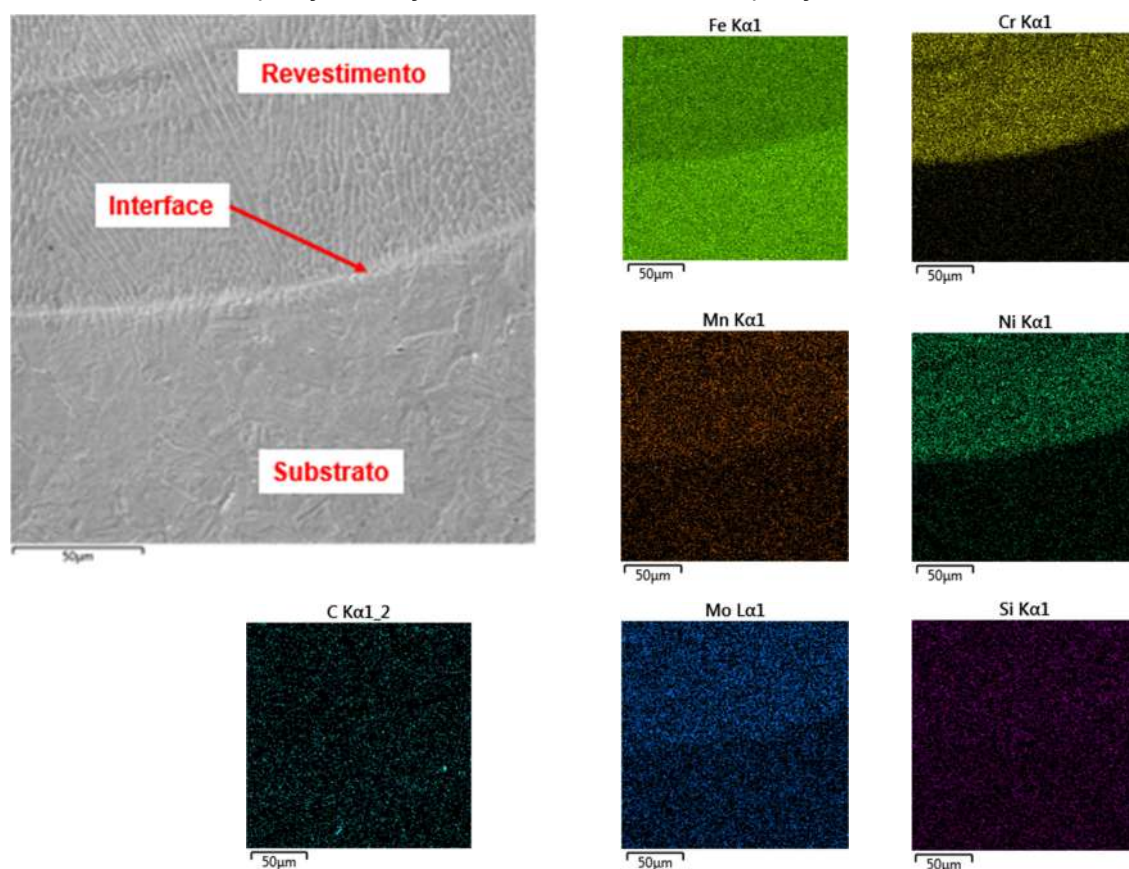
Para essas deposições também é possível concluir que o processo Laser Cladding nas condições aplicadas não provocou modificações consideráveis nos materiais utilizados conservando, assim, as propriedades dos materiais. Este fato pode ser corroborado também com a análise de dureza ao longo das deposições.

Figura 76 - Linescan da seção da reta na interface revestimento/substrato da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial



Fonte: O Autor, 2019.

Figura 77 - Micrografia da interface revestimento/substrato e mapeamento de elementos químicos da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Deposição coaxial



Fonte: O Autor, 2019.

b) Amostras produzidas pelo método de pré-deposição

Como já mencionado anteriormente através das análises das macrografias, todas as condições produzidas pelo método de pré-deposição não obtiveram uma região de fusão entre o substrato e o metal de adição, ou seja, não existe uma região de união dos materiais que configure uma união metalúrgica. Basicamente, as deposições sobre a superfície do substrato foram advindas somente da fusão do metal de adição.

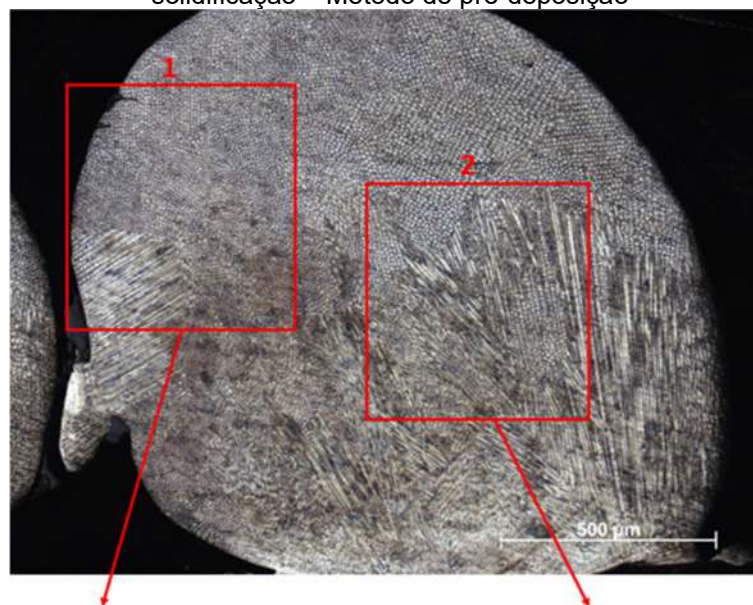
A Figura 78 representa uma deposição ao longo do revestimento produzida de acordo com a condição 3 (P300V300E1,5). Através da Figura 78 é possível observar a presença de estruturas celular, celular dendrita e colunar dendrita ao longo de grão equiaxiais com contornos bem definidos. Também é possível identificar várias frente de solidificação, como também encontrado nas deposições do aço inoxidável AISI 316L produzidos pelo método de deposição coaxial. Na

Figura 78(b) e a Figura 78(c), é possível identificar com mais detalhes as estruturas e as várias frentes de solidificação independentes ao longo da deposição.

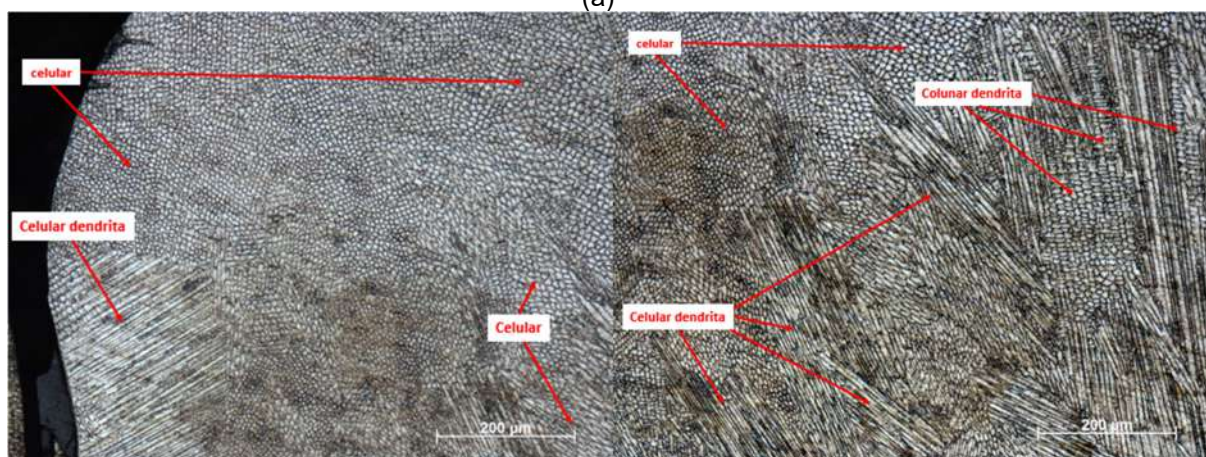
Como já citado, a existência de várias frentes de solidificação é característica do processo Laser Cladding com metal de adição em forma de pó e também ao tamanho e forma das partículas que acarretam no surgimento de vários pontos de nucleação que dão origem a regiões de solidificação independentes que provocam a existência de várias frentes de solidificação (BOND, BECKER e D'OLIVEIRA, 2011).

A estrutura encontrada nessa deposição é característica de uma solidificação do tipo AF como ilustrado com mais detalhe na Figura 79. Possui uma estrutura parecida ao encontrado nas deposições realizadas pelo método de deposição coaxial para o mesmo metal de adição.

Figura 78 - Micrografia da condição 3 evidenciando a estrutura e a existência de várias frentes de solidificação – Método de pré-deposição



(a)

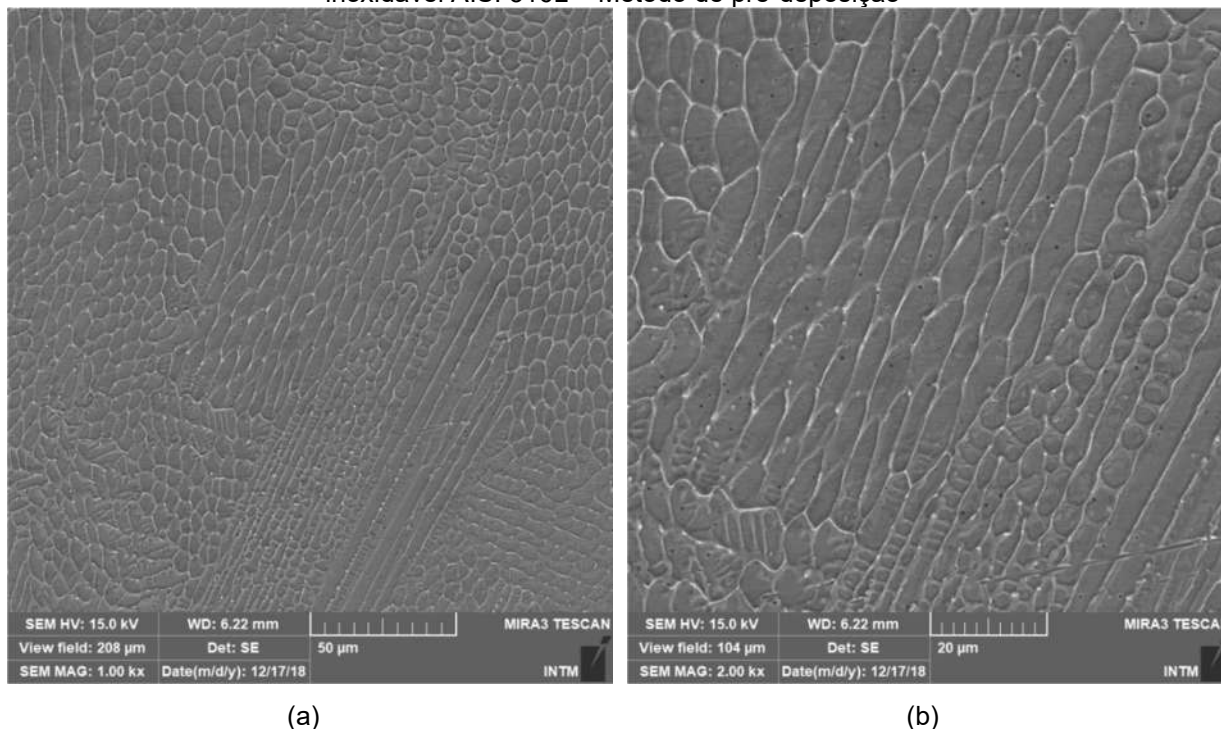


(b)

(c)

Fonte: O Autor, 2019.

Figura 79 - Micrografia MEV que ilustra com mais detalhe a microestrutura da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Método de pré-deposição

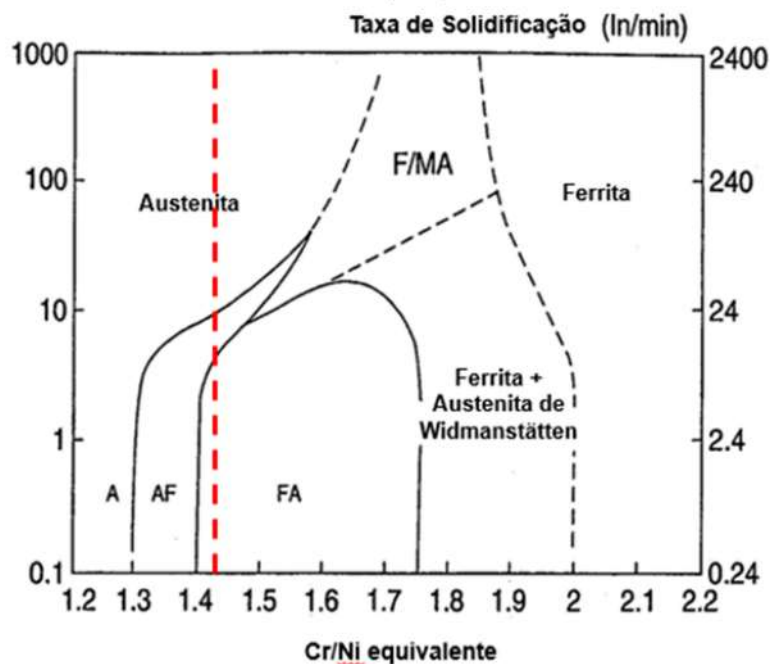


Fonte: O Autor, 2019.

Como só houve a fusão do metal de adição era presumível que o tipo de solidificação seja AF. Segundo Sabará (2013) valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} menores que 1,5 o tipo de solidificação encontrado é do tipo AF. Também como previsto pelo Diagrama de Scharffler e pelo gráfico do efeito da taxa de solidificação e composição química para a Cr_{eq}/Ni_{eq} igual a 1,43 a depender da taxa de solidificação é possível obter o tipo de solidificação AF, como se pode observar na Figura 80.

Assim, reafirmando que o tipo de solidificação para as deposições que utilizaram o método de pré-deposição com o metal de adição do aço inoxidável AISI AISI 316L é do tipo AF. Pelo fato de não se ter uma união metalúrgica entre o revestimento e o substrato, não houve modificação apreciável ao substrato, não necessitando realizar a análise da interface substrato/revestimento.

Figura 80 - Relação da taxa de solidificação e composição química do aço inoxidáveis AISI 316L com valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} de 1,43



Fonte: Adaptador de Lippold e Kotecki, 2005.

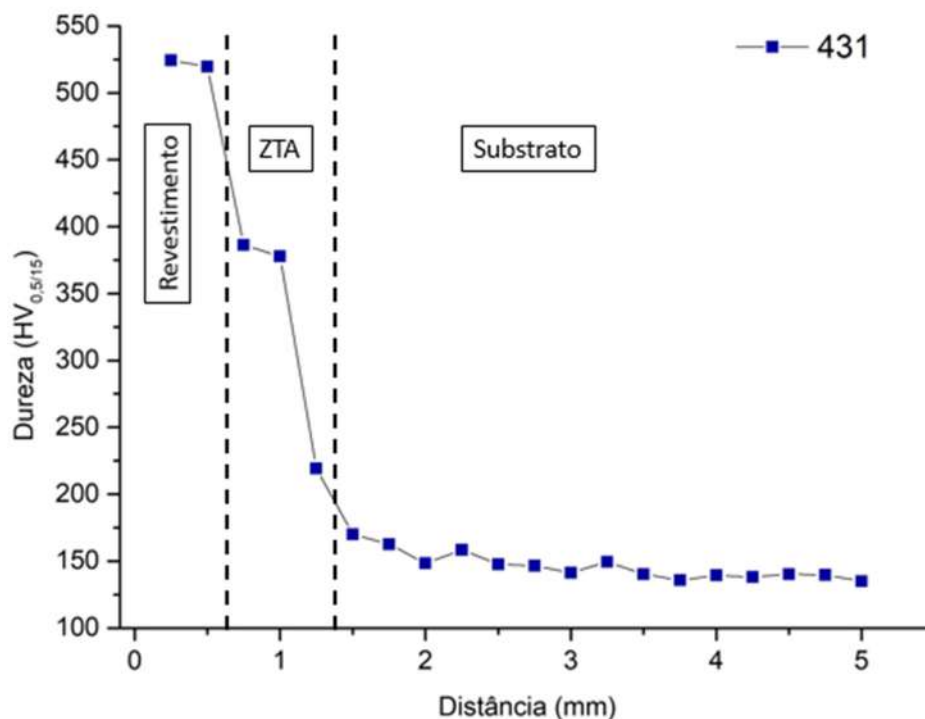
4.5 Ensaio de dureza

Os resultados do ensaio de dureza por microindentação serão apresentados para as deposições do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L produzidas pelo método de deposição coaxial.

A Figura 81 apresenta os valores de dureza para a deposição do aço inoxidável AISI 431, sendo encontrados os maiores valores de dureza na região do revestimento, como é de se esperar. Foram encontrados valores de dureza média de 522 ± 4 HV_{0,5} para a região do revestimento, estando de acordo com a dureza do material utilizado para produção da deposição. Além disso, o refino da estrutura devido à alta taxa de resfriamento advindo do processo Laser Cladding também contribuiu para maior dureza na zona do revestimento, com mencionado por Hemmati, Ocelík, e De Hosson (2011), Liu *et al* (2016) e Sun *et al* (2019).

Na zona termicamente afetada observaram-se maiores valores de dureza em relação ao substrato. A maior dureza da ZTA em comparação com o substrato, provavelmente, está relacionada à difusão de elementos próxima a interface revestimento/substrato como pode ser verificado nos resultados do EDS da Figura 70.

Figura 81 - Perfil de dureza Vickers da seção transversal da deposição do aço inoxidável AISI 431 – Método de Deposição Coaxial



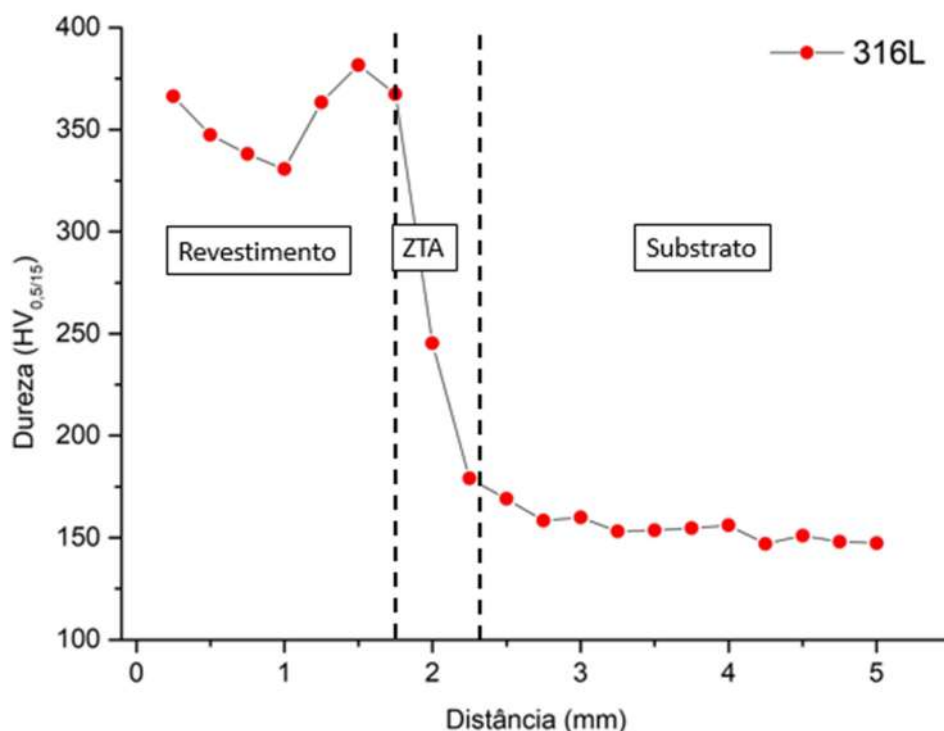
Fonte: O Autor, 2019.

Para a deposição do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L também foram encontrados os maiores valores de dureza para o revestimento, como se pode notar na Figura 82. Na região do revestimento foram encontrados valores de dureza média de 356 ± 12 HV_{0,5}, também consonante com valores de dureza encontrados para o aço inoxidável AISI 316L.

Do mesmo modo que ocorreu para a deposição do aço inoxidável AISI 431, o refino da microestrutura devido à alta taxa de resfriamento contribuiu para manter os maiores valores de dureza, como também foi observado em Sun *et al* (2019).

Na zona termicamente afetada tem-se uma maior dureza em relação ao observado no substrato. A maior dureza da ZTA, provavelmente, está ligada também a difusão de elementos próxima à interface revestimento/substrato, como verificado nos resultados do EDS da Figura 76.

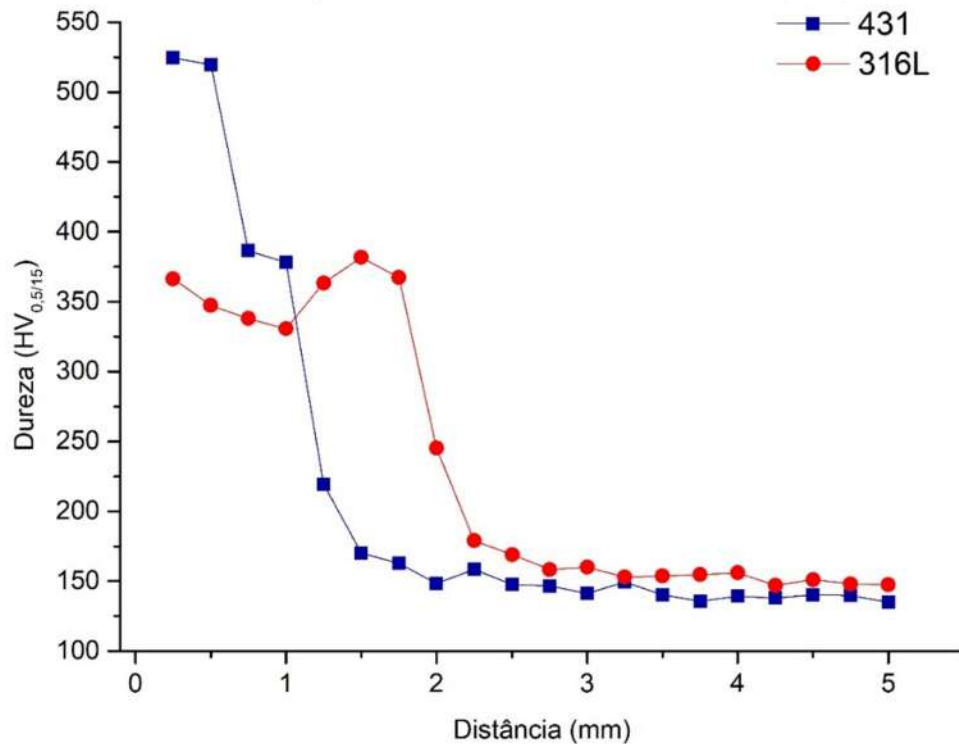
Figura 82 - Perfil de dureza Vickers da seção transversal da deposição do aço inoxidável AISI 316L – Método de Deposição Coaxial



Fonte: O Autor, 2019.

A Figura 83 apresenta a comparação entre os valores de dureza das deposições do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L. Nota-se que, maiores valores de dureza encontram-se na deposição do aço inoxidável AISI 431, sendo bem superior ao da deposição do aço inoxidável AISI 316L. O maior valor de dureza está relacionado com as características do próprio material. Na região do substrato, para ambas as deposições, também é possível observar pela Figura 83 que os valores de dureza média se encontram em torno de 146 ± 5 HV_{0,5} a 153 ± 3 HV_{0,5}, respectivamente, para as amostras do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L. Os valores de dureza da região do substrato estão de acordo com encontrados para um aço carbono ASTM A-36.

Figura 83 – Comparativo do perfil de dureza Vickers da seção transversal das deposições do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L – Método de Deposição Coaxial



Fonte: O Autor, 2019.

Através dos resultados de dureza é possível afirmar que não houve uma mudança significativa com relação às propriedades mecânicas dos materiais com a análise dos resultados do ensaio utilizado. Tal fato confirma que o processamento desses materiais dentro dos parâmetros utilizados, o processo Laser Cladding não degradou as propriedades dos materiais.

5 CONCLUSÕES

A partir do estudo do processo de deposição de materiais metálicos pelo processo Laser Cladding é possível concluir que os parâmetros como potência e velocidade do feixe de laser, morfologia, distribuição granulométrica, fluxo de pó do metal de adição, composição química dos materiais, assim como o método de deposição do metal de adição influenciam nas características finais da deposição e, por isso, é de extrema importância o estudo e entendimento dessas variáveis para produção de revestimentos. Diante dos resultados obtidos é possível concluir que:

- Para o método de pré-deposição não foi encontrado deposições com união metalúrgica devida à baixa densidade de potência que foi aplicada no processo. Desta forma, é necessária uma maior densidade de potência para obter deposições com mínima diluição.
- Para o método de deposição coaxial para valores de potência de 1400 e 1600 W e velocidades de 9, 14 e 16 mm/s geraram deposições com valores de diluição aceitáveis para o metal de adição do aço inoxidável AISI 431. Já para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L foi necessário valores de potência de 1900 e 2100 W nas mesmas velocidades para alcançar valores de diluição satisfatórios.
- As deposições que foram produzidas nas mesmas condições para o aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L obtiveram características geométricas e diluição distintas. Tal fato foi atribuído à diferença entre a distribuição granulométrica, morfologia, fluxo de pó e propriedades físicas dos metais de adição, sendo necessária maior densidade de potência para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L.
- Diluições aceitáveis, entre 10 a 20%, foram encontradas para as deposições de ambos os metais de adição que foram produzidas pelo método de deposição coaxial. Mas, maiores valores de diluição foram encontrados, entre 20 e 44%, com valores de potência de 2100, 2400 e 2600 W para o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L produzidas pelo método de deposição coaxial. Os valores de diluição que estão acima dos níveis aceitáveis podem ser aplicados na produção de

revestimento visto que quando submetidos à sobreposição essa diluição diminui bastante.

- A potência e a velocidade do feixe de laser têm grande influência nas características geométricas e metalúrgicas das deposições. No entanto, a potência se apresenta como principal variável de influência da zona de fusão. Com maiores valores de potência, verificou-se o aumento da diluição e uma melhor molhabilidade das deposições.
- Com o aumento da velocidade houve o aumento da diluição e molhabilidade, e redução da relação altura/largura das deposições. O aumento da diluição é explicado devido ao decréscimo da influência do efeito *plasma shielding* durante o processo. Dessa forma aumentando a energia que é transferida para os materiais e, conseqüentemente, atingindo maiores diluições. A diminuição da altura e largura está relacionada ao menor fluxo de pó por área com o aumento da velocidade.
- Foi possível perceber que a potência tem maior influência sobre a largura das deposições e a velocidade do feixe de laser sobre a altura.
- Para ambas as deposições dos metais de adição produzidas pelo método coaxial não foi identificado defeitos como falta de fusão ou trincas ao longo das deposições. Mas, foi detectada a existência de poros dispersos ao longo de deposição que foram atribuídos aos vapores gerados na fusão dos materiais durante o processo e/ou por contaminantes inclusos.
- O processo de solidificação das deposições do metal de adição do aço inoxidável AISI 316L apresentou em ambos os métodos de deposição a presença de estruturas típicas de uma solidificação tipo AF, obtendo ao final uma microestrutura constituída de austenita com ferrita ao longo dos contornos. Além disso, as deposições possuem várias frentes de solidificação que estão diretamente ligadas ao processo deposição do pó.
- Foram encontradas morfologias celular e celular-dendrítica nas amostras produzidas com o metal de adição do aço inoxidável AISI 316L, independentemente do método de deposição. Além dessas

estruturas também foi encontrada uma morfologia colunar-dendrítica na amostra produzida pelo método de pré-deposição.

- Para as deposições do aço inoxidável AISI 431 foi encontrado uma estrutura colunar dendrítica. A microestrutura resultante ao final da solidificação foi a martensita, em forma de dendrita, e a ferrita nas zonas interdendríticas.
- Para ambas as deposições dos metais de adição não foram identificadas fases deletérias ou precipitados.
- No ensaio de dureza foi verificado que não houve mudança significativa nos valores de dureza para os materiais utilizados. Na região do revestimento para a deposição do aço inoxidável AISI 431 foram encontrados valores de dureza média de $522 \pm 4 \text{ HV}_{0,5}$ e para a deposição do aço inoxidável AISI 316L foram encontrados valores de dureza média de $356 \pm 12 \text{ HV}_{0,5}$, valores de durezas estão de acordo aos encontrados em literatura.
- Para o substrato foram encontrados valores de dureza média de $146 \pm 5 \text{ HV}_{0,5}$ a $153 \pm 3 \text{ HV}_{0,5}$, respectivamente, para a deposição do aço inoxidável AISI 431 e do aço inoxidável AISI 316L. Na ZTA foram encontrados valores de dureza maiores que do substrato para ambas as deposições. Possivelmente o maior valor de dureza está relacionado com a difusividade de elementos.
- Com os resultados obtidos no ensaio de dureza é possível concluir, para ambos os metais de adição, que o processo Laser Cladding não provocou degradação das propriedades dos materiais, reafirmando que este processo é viável para produção de revestimentos.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Avaliação mecânica dos revestimentos.
- Avaliar a influência da distância focal, fluxo de pó e sobreposição sobre as características das deposições.
- Avaliar a rugosidade da superfície a partir da influência da sobreposição.
- Análise tribológica e de corrosão dos revestimentos.
- Avaliar a resistência à fadiga dos revestimentos.

REFERENCIAS

ALVAREZ-ARMAS, Iris. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys. **Recent Patents on Mechanical Engineering**, v. 1, n. 1, p. 51-57, 2008.

ALVAREZ, Piera et al. Analysis of the process parameter influence in laser cladding of 316L stainless steel. **Journal of Manufacturing and Materials Processing**, v. 2, n. 3, p. 55, 2018.

AUBRY, Pascal.; BLANC, C.; DEMIRCI, I.; DAL, M.; MALOT, T.; MASKROT, H. Laser cladding and wear testing of nickel base hardfacing materials: Influence of process parameters. **Journal of Laser Applications**, v. 29, n. 2, p. 022504, 2017.

AGUILERA, J. A.; ARAGON, C.; PENALBA, F. Plasma shielding effect in laser ablation of metallic samples and its influence on LIBS analysis. **Applied surface science**, v. 127, p. 309-314, 1998.

BALDAN, Renato. **Tratamento térmico, deposição por laser cladding e oxidação isotérmica da superliga à base de níquel MAR-M247 modificada com nióbio**. 2013. Tese (Doutorado em Engenharia dos Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo. Lorena, SP, 2013.

BARBOSA, C. A. Revestimento de poços: o desafio da exploração em águas profundas e a contribuição da LRCs-Ligas resistentes a corrosão, Inox 31, **Núcleo Inox**, n. 1, p. 1-9, 2009.

BENEDETTI, L.; BRULE, B.; DECRAEMER, N.; EVANS, K. E.; GHITA, O. Evaluation of particle coalescence and its implications in laser sintering. **Powder Technology**, v. 342, p. 917-928, 2019.

BERRETTA, J. R. **Investigação de processo de endurecimento de materiais via laser**. 1995. Dissertação (Mestrado em Ciências na área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 1995.

BOND, Danielle; BECKER, Sueli Fischer; D'OLIVEIRA, Ana Sofia CM. Influência da corrente e granulometria do material de adição nos revestimentos processados por PTA. **Soldagem & Inspeção**, v. 16, n. 1, 2011.

BRAGA, Rubem Manoel de. **Medição da camada de óxido em tubos de superaquecedores de caldeiras aquatubulares por Ultrassom**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2009.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio DH. **Soldagem: processos e metalurgia**. Edgard Blücher Ltda, São Paulo, 1992.

BORGES, B.; QUINTINO, L.; MIRANDA, R. M.; CARR, P. Imperfections in laser cladding with powder and wire fillers. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 50, n. 1-4, p. 175-183, 2010.

CARVALHO, R. S.; DUTRA, J. C.; FELIPPE, L.; BONACORSO, N. G. Desenvolvimento de Tecnologia para o revestimento de tubos de paredes de caldeiras de termelétricas. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 5, 2009. **Anais** [...]. Belo Horizonte: COBEF, 2009.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2012.

COSTA, R. C.; DACOREGGIO, M. V.; KEJELIN, N. Z.; COMELI, F. W. Avaliação da resistência a corrosão de revestimentos metálicos depositados por aspersão térmica a arco: uma aplicação em trocadores de calor. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 4, p. 292-301, 2014.

CHEN, X.; YAN, Q.; MA, Q. Influence of the laser pre-quenched substrate on an electroplated chromium coating/steel substrate. **Applied Surface Science**, v. 405, p. 273-279, 2017.

CHENG, F. T.; LO, K. H.; MAN, H. C. A preliminary study of laser cladding of AISI 316 stainless steel using preplaced NiTi wire. **Materials Science and Engineering: A**, v. 380, p. 20-29, 2004.

CONTIN, A. **Deposição de diamante cvd sobre aço 304 com interface de sic obtida por laser cladding**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) - Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos, SP, 2014.

CONTIN, André. **Estudos de interfaces aplicadas por laser cladding para deposição de diamante cvd sobre aço inoxidável**. 2017. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) - Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos, SP, 2017.

CORBIN, D. J.; NASSAR, A. R.; REUTZEL, E. W.; BEESE, A. M.; KISTLER, N. A. Effect of directed energy deposition processing parameters on laser deposited Inconel® 718: External morphology. **Journal of Laser Applications**, V. 29, P. 022001, 2017.

DEHNAVI, F.; ESLAMI, A.; ASHRAFIZADEH, F. A case study on failure of superheater tubes in an industrial power plant. **Engineering Failure Analysis**, v. 80, p. 368-377, 2017.

DAS NEVES, M. D. M.; LOTTO, A.; BERRETTA, J. R.; DE ROSSI, W.; JÚNIOR, N. D. V. Solidificação da zona de fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd: YAG. **Soldagem & Inspersão**. São Paulo, v. 14, p. 104-113, 2009.

DEMIROREN, H.; AKSOY, M. Electrochemical synthesis of ferritic stainless steels alloyed with 1 wt-% Ti, V and Nb in sulphuric acid solution. **Corrosion Engineering, Science and Technology**, v. 44, n. 5, p. 347-351, 2009.

DEMIROREN, Hulya. Corrosion behavior of ferritic stainless steel alloyed with different amounts of niobium in hydrochloric acid solution. **Journal of applied electrochemistry**, v. 39, n. 6, p. 761-767, 2009.

FIRDAOUSS, M.; DIEZ, M.; SAMAILLE, F. Manufacturing and characterization of stainless steel/CuCrZr and stainless steel/Cu junction ring by explosive welding method. **Fusion Engineering and Design**, 2019.

GASTALDO, Felipe Toloi. **Efeitos do tratamento de superfície a laser na microestrutura e na resistência ao desgaste do aço inoxidável martensítico**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2010.

GEDDA, Hans; POWELL, John; KAPLAN, Alexander. Laser cladding into pre-machined grooves. *In*: THE PACIFIC INTERNATIONAL CONFERENCE ON APPLICATIONS OF LASERS AND OPTICS, 2004. **Anais [...]**. Australia: PICALO, 2004.

GEDDA, Hans; KAPLAN, Alexander; POWELL, John. Melt-solid interactions in laser cladding and laser casting. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 36, n. 5, p. 683-689, 2005.

GNANAMUTHU, D. S. Laser surface treatment. **Optical Engineering**, v. 19, p. 783-792, 1980.

GOODARZI, Dara Moazami; PEKKARINEN, Joonas; SALMINEN, Antti. Effect of process parameters in laser cladding on substrate melted areas and the substrate melted shape. **Journal of Laser Applications**, v. 27, n. S2, p. S29201, 2015.

HAM, Dong-Ho; KIM, Suk-Won; LEE, Jae-Bong. Effects of alloying elements (Cr, Mo, N) on repassivation characteristics of stainless steels studied by the abrading electrode technique and AC impedance spectroscopy. **Journal of the Korean Electrochemical Society**, v. 3, n. 4, p. 211-218, 2000.

HAUGAN, Eirik B.; NÆSS, M.; RODRIGUEZ, C. T.; JOHNSEN, R.; IANNUZZI, M. Effect of Tungsten on the pitting and crevice corrosion resistance of type 25Cr super duplex stainless steels. **Corrosion**, v. 73, n. 1, p. 53-67, 2016.

HEMMATI, I.; OCELÍK, V.; DE HOSSON, J. Th M. The effect of cladding speed on phase constitution and properties of AISI 431 stainless steel laser deposited coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 21-22, p. 5235-5239, 2011.

ION, J. C. **Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application**. Butterworth-Heinemann, 2005.

JANICKI, Damian. Laser cladding of Inconel 625-based composite coatings reinforced by porous chromium carbide particles. **Optics & Laser Technology**, v. 94, p. 6-14, 2017.

JUNIOR, Walther Azzolini. **Análise do processo Laser Cladding de um aço AISI 420 sobre um aço de baixa liga**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 1996.

KAIERLE, Stefan.; BARROI, A.; NOELKE, C.; HERMSDORF, J.; OVERMEYER, L.; HAFERKAMP, H. Review on laser deposition welding: from micro to macro. **Physics Procedia**, v. 39, p. 336-345, 2012.

ASIBU JR, Elijah Kannatey. **Principles of laser materials processing**. John Wiley & Sons, 2009.

KATAYAMA, Seiji; KAWAHITO, Yousuke; MIZUTANI, Masami. Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects. **Physics procedia**, v. 5, p. 9-17, 2010.

KIM, J. S.; XIANG, P. J.; KIM, K. Y. Effect of tungsten and nickel addition on the repassivation behavior of stainless steel. **Corrosion**, v. 61, n. 2, p. 174-183, 2005.

KISTLER, N. A.; NASSAR, A. R.; REUTZEL, E. W.; CORBIN, D. J.; Beese, A. M. Effect of directed energy deposition processing parameters on laser deposited Inconel®718: Microstructure, fusion zone morphology, and hardness. **Journal of Laser Applications**, v. 29, p. 022005, 2017.

KUSMOKO, Alain; DUNNE, Druce P.; LI, Hui Jun. Measuring dilution and wear for laser cladding of stellite 6 produced on a p91 steel substrate using two different heat inputs. 2016. *In*: INTERNACIONAL CONFERENCE ON MANUFACTURING AND INDUSTRIAL TECHNOLOGIES. 2016. **Anais** [...]. Australia: MATEC Web of Conferences, v70, 2016.

LATHAM, E. P.; MEADOWCROFT, D. B.; PINDER, L. Coextrusion cladding for oxidation protection. **Materials science and technology**, v. 5, n. 8, p. 813-815, 1989.

LEE, Jae-Bong. Effects of alloying elements, Cr, Mo and N on repassivation characteristics of stainless steels using the abrading electrode technique. **Materials Chemistry and Physics**, v. 99, n. 2-3, p. 224-234, 2006.

LI, K.; MA, H.; HE, Y.; CHANG, J.; BAE, S. Y.; SHIN, K. Microstructural evolution and oxidation resistance of T92 boiler tube steel upon long-term supercritical steam test. **Fusion Engineering and Design**, v. 125, p. 361-366, 2017.

LI, X.; LI, H. C.; WANG, Y. T.; LI, B. Investigations on the behavior of laser cladding Ni–Cr–Mo alloy coating on TP347H stainless steel tube in HCl rich environment. **Surface and Coatings Technology**, v. 232, p. 627-639, 2013.

LI, Y.; MA, J. Study on overlapping in the laser cladding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 90, p. 1-5, 1997.

LIU, W. HOU; Y., LIU, C.; WANG, Y.; JIANG, R.; XU, G. Hot corrosion behavior of a centimeter Fe-based amorphous composite coating prepared by laser cladding in

molten Na₂SO₄+ K₂SO₄ salts. **Surface and Coatings Technology**, v. 270, p. 33-38, 2015.

LIU, Y.; LI, A.; CHENG, X.; ZHANG, S. Q.; WANG, H. M. Effects of heat treatment on microstructure and tensile properties of laser melting deposited AISI 431 martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 666, p. 27-33, 2016.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D.J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Canada: John Wiley and Sons Inc. 2005.

LO, K. H.; CHENG, F. T.; MAN, H. C. Laser transformation hardening of AISI 440C martensitic stainless steel for higher cavitation erosion resistance. **Surface and Coatings Technology**, v. 173, n. 1, p. 96-104, 2003.

MCGUIRE, Michael F. **Duplex stainless steel: stainless steel for design engineers**. Ohio: ASM International; p. 91-108, 2008.

MCPHERSON, N. A.; CHI, K.; BAKER, T. N. Submerged arc welding of stainless steel and the challenge from the laser cladding process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 99, p.134-174, 2003.

MESQUITA, Thiago J.; CHAUVEAU, E.; MANTEL, M.; NOGUEIRA, R. P. A XPS study of the Mo effect on passivation behaviors for highly controlled stainless steels in neutral and alkaline conditions. **Applied surface science**, v. 270, p. 90-97, 2013.

MIRANDA, R.M.; BORGES, B.; QUINTINO, L. Rapid prototyping with high power fiber lasers. **Materials & Design**, v. 29, p.2072-2075, 2008.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MOLOTO, A. K.; SESHWENI, M. H. E.; MATHE, N. J.; OBADELE, B. A.; ARIBO, S.; OLUBAMBI, P. A.; IGE, O. O. Influence of Shear Stress on Erosion–Corrosion of Stainless Steels in Simulated Mine Water. **Journal of Bio-and Tribo-Corrosion**, v. 4, n. 2, p. 26, 2018.

MOOSA, Ahmed Ali; KADHIM, Mohammed Jasim; SUBHI, Akeel Dhahir. Dilution Effect during Laser Cladding of Inconel 617 with Ni-Al Powders. **Modern Applied Science**, v. 5, n. 1, p. 50, 2011.

MORADI, M.; ARABI, H.; NASAB, S. J.; BENYOUNIS, K. Y. A comparative study of laser surface hardening of AISI 410 and 420 martensitic stainless steels by using diode laser. **Optics & Laser Technology**, v. 111, p. 347-357, 2019.

MORENO, G. R.; SILVA, B. L.; RIVA, R.; CHEUNG, N.; SPINELLI, J. E. Aspectos da refusão superficial e microdureza da liga eutética Sn-0,7%Cu. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 21, 2014. **Anais [...]**. Cuiabá: CBECIMAT, 2014.

NÄKKI, J.; TUOMINEN, J.; VUORISTO, P. Effect of minor elements on solidification cracking and dilution of alloy 625 powders in laser cladding. **Journal of Laser Applications**, v. 29, n. 1, p. 012014, 2017.

ONWUBOLU, Godfrey C.; DAVIM, J. P.; OLIVEIRA, C.; CARDOSO, A. Prediction of clad angle in laser cladding by powder using response surface methodology and scatter search. **Optics & Laser Technology**, v. 39, n. 6, p. 1130-1134, 2007.

PRABU, S. Senthur; CHOUDHARY, A.; MITTAL, N.; GUPTA, S.; RAMKUMAR, D.; NATARAJAN, A. Failure evaluation of SA 210C riffle water wall tubes in 70 MW CFBC boiler. **Engineering Failure Analysis**, v. 95, p. 239-247, 2019.

PESSOA, A. R. P.; DE MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P.; AGUIAR, W. M.; DE ASSIS FILHO, F. Seleção de parâmetros através do método Taguchi para soldagem de revestimento com ligas de níquel pelo processo MIG/MAG. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 4, p. 317-324, 2010.

POWELL, J.; HENRY, P. S.; STEEN, W. M. Laser cladding with preplaced powder: analysis of thermal cycling and dilution effects. **Surface Engineering**, v. 4, n. 2, p. 141-149, 1988.

RIBEIRO, R. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimento soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústria sucroalcooleira**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, SP, 2004.

SAHA, M. K.; DAS, S. A review on different cladding techniques employed to resist corrosion. **Journal of the Association of Engineers**, v. 86, n. 1, p. 51-63, 2016.

SANTOS, Dulcínea; CABRITA, Isabel; GULYURTLU, Ibrahim. Materiais para caldeiras e turbinas de centrais termoelétricas avançadas. **Ciência e Tecnologia dos Materiais**, v. 23, p. 72-86, 2011.

SANTOS, G. Y. M. **Avaliação da Soldagem com Laser Empregando Pó no Revestimento de Aço Inoxidável Superduplex com Liga de Cobalto Stellite 6**. Trabalho (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica do Rio de Janeiro, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2015.

SHARIFITABAR, Mahmood; HALVAEE, Ayyub. Resistance upset butt welding of austenitic to martensitic stainless steels. **Materials & Design**, v. 31, n. 6, p. 3044-3050, 2010.

SILVA, A. L.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**, 3ª ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2010.

SILVA, Valdir Celestino da; PAREDES, Ramón Sigifredo Cortés. Avaliação da relação Cr eq./Ni eq. para o revestimento AF2209 depositado por aspersão térmica com e sem pré-aquecimento. **Matéria**, v. 21, n. 2, p. 470-481, 2016.

SILVEIRA, G. V. da. **Efeito da alteração dos parâmetros do processo LASER sobre a geometria do cordão de solda**. Trabalho (Graduação em Engenharia dos Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2012.

SILVEIRA, Claudio Abilio da; PAES, Luiz Eduardo dos Santos; GUTJAHR, Jhonattan; PEREIRA, Milton; WEINGAERTNER, Walter Lindolfo. Obtenção de baixos níveis de diluição em revestimentos com o processo de Laser Cladding. *In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM*. 2018. **Anais** [...]. Uberlândia: CONSOLDA, 2018.

SINGH, S.; GOYAL, K.; GOYAL, R. Performance of Ni3Al And TiO2 coatings on T22 boiler tube steel in simulated boiler environment in laboratory. **Journal of Mechanical Engineering**, v. 46, n. 1, p. 54-61, 2017.

SINGH, G.; BALA, N.; CHAWLA, V. High temperature oxidation behaviour of HVOF thermally sprayed NiCrAlY coating on T-91 boiler tube steel. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, n. 4, p. 5259-5265, 2017.

SENTHILKUMAR, V.; THIYAGARAJAN, B.; DURAISELVAM, M.; KARTHICK, K. Effect of thermal cycle on Ni–Cr based nanostructured thermal spray coating in boiler tubes. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 25, n. 5, p. 1533-1542, 2015.

SABARÁ, Ely Wagner Ferreira. **Caracterização microestrutural e avaliação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis austeníticos utilizados em aplicações como biomateriais**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de São João del-Rei., São João del Rei, MG, 2013.

SARIN, Vinod. **Comprehensive hard materials**. Newnes, 2014.

SHAH, Kamran.; PINKERTON, A. J.; SALMAN, A.; LI, L. Effects of melt pool variables and process parameters in laser direct metal deposition of aerospace alloys. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 25, n. 12, p. 1372-1380, 2010.

SOARES, E. J. F. **Tratamento Superficial a laser dos aços AISI 1045 e AISI 4340: Transformações microestruturais e propriedades**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2005.

SONG, B.; HUSSAIN, T.; VOISEY, K. T. Laser cladding of Ni50Cr: A parametric and dilution study. **Physics Procedia**, v. 83, p. 706-715, 2016.

SOUTO, Helena Isabel Moreira. **Laser Cladding: sua aplicação à deposição de revestimentos em lâminas de destrocadoras de madeira**. Dissertação (Mestrado) – Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2013.

SUN, G. F.; SHEN, X. T.; WANG, Z. D.; ZHAN, M. J.; YAO, S.; ZHOU, R.; NI, Z. H. Laser metal deposition as repair technology for 316L stainless steel: Influence of

feeding powder compositions on microstructure and mechanical properties. **Optics & Laser Technology**, v. 109, p. 71-83, 2019.

SUN, Yuwen; HAO, Mingzhong. Statistical analysis and optimization of process parameters in Ti6Al4V laser cladding using Nd: YAG laser. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 50, n. 7, p. 985-995, 2012.

SUN, Xian-Jun; JIE, T. A. O.; GUO, Xun-Zhong. Bonding properties of interface in Fe/Al clad tube prepared by explosive welding. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 21, n. 10, p. 2175-2180, 2011.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 1994;

PAJUKOSKI, H.; NÄKKI, J.; THIEME, S.; TUOMINEN, J.; NOWOTNY, S.; VUORISTO, P. High performance corrosion resistant coatings by novel coaxial cold- and hot-wire laser cladding methods. **Journal of Laser Applications**, v. 28, n. 1, p. 012011, 2016.

PEKKARINEN, Joonas.; SALMINEN, A.; KUJANPÄÄ, V.; ILONEN, J.; LENSU, L.; KÄLVIÄINEN, H. Powder cloud behavior in laser cladding using scanning optics. **Journal of Laser Applications**, v. 28, n. 3, p. 032007, 2016.

PEREIRA, Adriano de Souza Pinto; PEREIRA, Milton; GUTJAHR, Jhonattan., WEINGAERTNER, Walter Lindolfo. Laser Cladding a pó de AISI 316L em substrato de SAE 1020 para proteção de maquinário contra corrosão. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 9, 2017. **Anais [...]**. Joinville: COBEF, 2017.

TANIGAWA, Daichi.; ABE, N.; TSUKAMOTO, M.; HAYASHI, Y.; YAMAZAKI, H.; TATSUMI, Y.; YONEYAMA, M. The effect of particle size on the heat affected zone during laser cladding of Ni–Cr–Si–B alloy on C45 carbon steel. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 101, p. 23-27, 2018.

TRAN, Honghi; ARAKAWA, Yashihisa. Recovery boiler technology in japan. *In*: TAPPI ENGINEERING CONFERENCE, 2001. **Anais [...]**. San Antonio: TAPPI, 2001.

TELEGINSKI, V. **Deposição de Revestimentos com laser de CO2 para proteção térmica de palhetas de turbinas aeronáuticas e industriais**. Tese (Doutorado em Ciência e Tecnologia Espaciais) - Instituto tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos, SP, 2016.

TOYSERKANI, Ehsan; KHAJEPOUR, Amir; CORBIN, Stephen F. **Laser cladding**. CRC PRESS, 2004.

VADILLO, J. M.; ROMERO, J. M. F.; RODRIGUEZ, C.; LASERNA, J. J. Effect of plasma shielding on laser ablation rate of pure metals at reduced pressure. **Surface and Interface Analysis**, v. 27, n. 11, p. 1009-1015, 1999.

VAN ROOYEN, C.; BURGER, H. P.; KAZADI, B. P. Microstructure of laser clad martensitic stainless steel. *In: ANNUAL ASSEMBLY OF THE INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING*, 59, 2006. **Anais** [...]. Québec: IIW, 2006.

VILAR, Rui. Laser alloying and laser cladding. **Materials Science Forum**, v. 301, p. 229-252, 1999.

VISWANATHAN, R.; PURGERT, R.; RAO, U. Materials technology for advanced coal power plants. *In: INTERNACIONAL CONFERENCE ON SUPER-HIGH STRENGTH STEELS*, 2005. **Anais** [...]. Rome: AIM, 2005.

VISWANATHAN, R.; COLEMAN, K.; RAO, U. Materials for ultra-supercritical coal-fired power plant boilers. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 83, n. 11-12, p. 778-783, 2006.

XU, Jie.; LUO, Y.; ZHU, L.; HAN, J.; ZHANG, C.; CHEN, D. Effect of shielding gas on the plasma plume in pulsed laser welding. **Measurement**, v. 134, p. 25-32, 2019.

ZHANG, Y.; BABU, S. S.; PROTHE, C.; BLAKELY, M.; KWASEGROCH, J.; LAHA, M.; DAEHN, G. S. Application of high velocity impact welding at varied different length scales. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 5, p. 944-952, 2011.

ZHONG, Chongliang.; BIERMANN, T.; GASSER, A.; POPRAWA, R. 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**, v. 27, n. 4, p. 042003, 2015a.

ZHONG, Chonglian; GASSER, Andress; KITTEL, Jochen; SCHOPPHOVEN, Thomas; FU, Jinbao; POPRAWA, Reinhart. Study of process window development for high deposition-rate laser material deposition by using mixed processing parameters. **Journal of Laser Applications**, v. 27, p. 032008, 2015b.