

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

LUBAR EDUARDO HORTMANN SANTOS RIVERO

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA HASTELLOY® C276
DEPOSITADOS A LASER SOBRE DIFERENTES SUBSTRATOS

CURITIBA

2019

LUBAR EDUARDO HORTMANN SANTOS RIVERO

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA HASTELLOY® C276
DEPOSITADOS A LASER SOBRE DIFERENTES SUBSTRATOS

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, área de concentração de Manufatura, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Adriano Scheid

CURITIBA

2019

Catálogo na Fonte: Sistema de Bibliotecas, UFPR
Biblioteca de Ciência e Tecnologia

R621a Rivero, Lubar Eduardo Hortmann Santos
Avaliação de revestimentos de superliga Hastelloy® C276 depositados a laser sobre diferentes substratos [recurso eletrônico] / Lubar Eduardo Hortmann Santos Rivero. – Curitiba, 2019.

Dissertação – Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós – Graduação em Engenharia Mecânica, 2019.

Orientador: Adriano Scheid.

1. Revestimentos. 2. Laser – Indústria. 3. Microestrutura. 4. Ligas resistentes ao calor. I. Universidade Federal do Paraná. II. Scheid, Adriano. III. Título.

CDD: 672.3

Bibliotecária: Vanusa Maciel CRB- 9/1928



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
SETOR DE TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA
MECÂNICA - 40001016040P5

TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Dissertação de Mestrado de LUBAR EDUARDO HORTMANN SANTOS RIVERO intitulada: **AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE DIFERENTES SUBSTRATOS**, sob orientação do Prof. Dr. ADRIANO SCHEID, que após terem inquirido o aluno e realizado a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua **APROVAÇÃO** no rito de defesa.

A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

CURITIBA, 29 de Agosto de 2019.

ADRIANO SCHEID

Presidente da Banca Examinadora (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

GELSON BISCAIA DE SOUZA

Avaliador Externo (UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA)

FABIANO OSCAR DROZDA

Avaliador Externo (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

AGRADECIMENTOS

Obrigado primeiramente ao provedor de tudo, Deus, por me dar saúde, discernimento, humildade, maturidade, oportunidade e guiar meus passos na busca dos meus sonhos sempre pelos melhores caminhos.

Ao amigo, professor e orientador, Prof. Dr. Adriano Scheid, humildemente agradeço por abrir as portas da UFPR, pela oportunidade no desenvolvimento deste trabalho, pelo empenho e amor a sua profissão, pela dedicação e preciosismo dos detalhes e por caminhar junto comigo no desenvolvimento acadêmico. Obrigado ainda por acreditar no meu potencial e ter sido fundamental em mais essa etapa do meu crescimento acadêmico e humano. Por tudo que me oportunizou, serei eternamente grato!

Ao amigo, parceiro de profissão e empreitada acadêmica, Prof. Alex Pizzatto, tendo sido minha primeira referência acadêmica, o primeiro professor a entrar em sala de aula no início do meu ensino superior, por quem tenho grande admiração e respeito. Agradeço ainda por abrir as portas nos laboratórios da Bosch para realização de grande parte dos ensaios desenvolvidos neste estudo.

Obrigado ao amigo, parceiro de profissão, Celso Prosdossimo, por me concedendo a primeira oportunidade de lecionar transmitindo conhecimento para pessoas na busca de conhecimento e da tão suada ascensão profissional. Agradeço ainda por abrir as portas das oficinas do Senai para usinar alguns dos materiais empregados neste estudo.

Agradeço a minha família, minha querida mãe Olga, que nunca mediu esforços na batalha da vida para dar o melhor aos filhos, a meus irmãos Juan e Paloma que sempre deram força e apoio mesmo nos momentos difíceis.

Ao meu querido pai, Juan Eduardo, um carinhoso agradecimento pela pessoa especial que foi, será eternamente lembrado. Sei que de onde está, certamente, ainda me conduz pelos melhores caminhos e torce pelas minhas conquistas.

Agradeço especialmente a minha amada esposa Jessica Caroline, parceira de todos os dias, pela garra, parceria, determinação com que enfrenta a vida em busca dos nossos sonhos. Por estar sempre ao meu lado, nos erros e acertos, pelo amor sublime que construímos juntos e pelo apoio incondicional em todas as fases de nossas vidas.

Por fim, agradeço aos colegas de trabalho no Banco do Brasil, Bruno Voicechovski, Diogo Siena, Fabricio Brandalise, Luiz Vitor Ferreira Ranieri, Marvio Pessanha e Pedro Saczkowski, cada qual em seu momento, pelo apoio e por oportunizar a chance de me ausentar em horários de trabalho para o desenvolvimento deste estudo.

“O único lugar onde o sucesso vem antes do trabalho é no dicionário.”

Albert Einstein (1879 – 1955).

RESUMO

O sistema de ligas NiCrMo vem sendo amplamente considerado na seleção de materiais para revestimentos de componentes que operam em condições agressivas envolvendo, alta temperatura e ambientes corrosivos em diferentes meios e, algumas vezes, desgaste. Neste sistema, a liga NiCrMoW, chamada de Hastelloy[®] C276, se destaca pela elevada resistência à corrosão por pite, atribuída ao elevado teor de cromo e molibdênio da liga. Dentre as inúmeras técnicas de deposição, o *Laser Cladding* ou deposição direta a laser apresenta algumas vantagens em relação aos processos de soldagem convencionais, como a baixa diluição ao substrato e consequente preservação da composição química original da liga. Por outro lado, alguns estudos têm indicado um desafio para a deposição sobre substratos ferrosos, especialmente devido à diferença no coeficiente de expansão térmica, que leva à formação de tensões residuais e trincas nos revestimentos. Neste sentido, surge a necessidade de pesquisa voltada à produção de camadas depositadas com diferentes parâmetros de processamento, como, por exemplo: potência do laser e tipo de substrato a ser revestido. Objetivou-se avaliar o efeito da potência do laser para sete diferentes níveis (1 a 4 kW) avaliados em intervalos de 0,5 kW, sobre as características de depósitos na forma de cordões únicos com a liga de níquel Hastelloy[®] C276. Os revestimentos foram processados sobre substrato de aço inoxidável AISI 304L e ferro fundido nodular GGG40 e caracterizados por meio da geometria dos cordões, diluição, microscopia ótica e eletrônica de varredura, difração de raios X, dureza Vickers, ensaio de risco e ensaio com tribômetro linear. Os resultados indicaram que a potência do laser influencia diretamente a diluição ao substrato. Contudo, para elevadas potências de laser, a diluição mostrou tendência de desvio da linearidade para o substrato de AISI 304L, alcançando um platô ou valor limite. O estudo mostrou a possibilidade de obtenção de diluição próxima à zero, desde que os parâmetros de deposição sejam ajustados. Neste caso, os revestimentos em ambos substratos apresentaram microestrutura muito similar, formada por dendritas de Ni (γ -CFC), contendo carbonetos interdendríticos em fração semelhante. Por outro lado, à medida que a diluição aumentou, os revestimentos apresentaram diferenças microestruturais conforme o substrato considerado, especialmente relacionadas à fração de carbonetos. À medida que a diluição aumentou, os revestimentos sobre AISI 304L apresentaram menor fração de carbonetos, enquanto os revestimentos sobre GGG40 mostraram uma fração crescente, atingindo um valor máximo para 3,5 kW. Uma explicação plausível é a de que uma diluição superior a este valor tenha resultado em um valor limite de elementos de liga formadores de carbonetos e, neste caso (4,0 kW), apesar da maior introdução de carbono a fração final de carbonetos não aumentou. Acompanhando as características microestruturais, observou-se uma redução na dureza dos revestimentos sobre AISI 304L para maiores diluições, enquanto uma dureza crescente foi verificada para os revestimentos sobre GGG40. De forma coerente, observou-se menores larguras de risco para revestimentos de dureza mais elevada e, ao mesmo tempo, revestimentos com maior dureza mostraram menores coeficientes de atrito em desgaste. Portanto, este trabalho apontou claramente que é possível obter revestimentos metalurgicamente muito similares mesmo para substratos diferentes, desde que a diluição seja baixa. De forma complementar, destaca-se ainda a importância de pesquisa e qualificação dos revestimentos para cada sistema liga-substrato, já que diferenças pronunciadas nos revestimentos foram observadas para diluições maiores, indicando a possibilidade de projeto a partir da diluição planejada para a obtenção de propriedades finais controladas e específicas.

Palavras-chave: Engenharia de superfícies. Revestimentos depositados a laser. Hastelloy[®] C276. Diluição. Microestrutura. Propriedades dos revestimentos.

ABSTRACT

NiCrMo alloy system has been widely considered in the materials selection field for coatings to protect components operating under aggressive conditions involving high temperature and corrosive environments and, sometimes, also wear. In this system, the NiCrMoW alloy, trade mark Hastelloy™ C276, stands out for its high pitting resistance, attributed to the high content of chromium and molybdenum in the alloy. Among the numerous deposition techniques, Laser Cladding or Laser Metal Deposition (LMD) presents some advantages over conventional welding processes, such as low dilution with the substrate and therefore keeping the original chemical composition of the alloy. On the other hand, some studies have indicated a challenge for the deposition on ferrous substrates, especially due to the difference in thermal expansion coefficient, which leads to residual stresses and cracks in the coatings. In light of this, there is a need for research focused on the production of deposited layers with different processing parameters, such as: laser power and kind of substrate. The objective of this work was to evaluate the effect of laser power to seven different levels (from 1 to 4 kW) on the characteristics of deposits as single beads coatings with Hastelloy™ C276 nickel base alloy. The coatings were processed on AISI 304L stainless steel and spheroidal cast iron GGG40 substrates and characterized by the bead geometry, dilution, optical and scanning electron microscopy, X-ray diffraction, Vickers hardness, scratch and ball-on-flat wear tests. The results indicated that the laser intensity directly influences the dilution with the substrate. However, higher laser intensities indicated that dilution deviate from linearity to the AISI 304L substrate, reaching a plateau or limited value. This study showed the possibility of obtaining dilution close to zero for both substrates, once under controlled deposition parameters. In this case, the coatings on both substrates showed a very similar microstructure, comprised of Ni (γ -CFC) dendrites, containing interdendritic carbides with near the same fraction. Further analysis indicated that, as the dilution increases, the higher the coatings microstructural differences, especially involving carbide fraction. The higher dilution for coatings on AISI 304L showed a lower fraction of carbides and the opposite was observed for coatings on GGG40. The highest fraction was met at 3.5 kW laser intensity on GGG40, which probably may be argued because the alloying limit was reached. In this case, despite the increased carbon introduction (4,0 kW), the lower was the measured carbide fraction. Following general microstructural features, the higher dilution decreased the coatings hardness on AISI 304L and, on the contrary trend, higher hardness was verified for coatings on GGG40. As expected, dilution also influenced the scratch and wear resistance of coatings. Lower scratch widths were observed for harder coatings which, at the same time, showed lower friction coefficients. Finally, this work pointed out that it is possible to obtain very similar coatings composition, microstructure and hardness even though processing on notably different substrates. Thus, this work highlighted how important is to proceed welding research and qualification for each chosen alloy-substrate system, since pronounced differences in the coatings features were mapped, indicating clearly the impact of dilution design on the properties.

Keywords: Surface engineering. Laser Cladding. Hastelloy™ C276. Dilution. Microstructure. Coatings Properties.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA TECNOLOGIA LASER CLADDING: DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTO SOB A FORMA DE PÓ (A) E DE FIO (B)	21
FIGURA 2 - ESQUEMA ILUSTRATIVO DO PROCESSO DE LASER CLADDING COM ALIMENTAÇÃO COAXIAL	24
FIGURA 3 - ESQUEMA ILUSTRATIVO DO PERCURSO DO FEIXE LASER - PROCESSO DE LASER CLADDING	25
FIGURA 4 - ESQUEMA REPRESENTATIVO DOS PRINCIPAIS COMPONENTES DE UM SISTEMA LASER CLADDING	26
FIGURA 5 - TIPOS DE CONFIGURAÇÃO GEOMÉTRICA DO NOZZLE: (A) - COAXIAL, (B) – LATERAL	27
FIGURA 6 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UM CORTE TRANSVERSAL DE UM SUBSTRATO REVESTIDO POR LASER CLADDING	30
FIGURA 7 - VARIAÇÃO DA REFLETIVIDADE DA RADIAÇÃO, PARA DIFERENTES MATERIAIS, EM FUNÇÃO DO RESPECTIVO COMPRIMENTO DE ONDA	31
FIGURA 8 - REPRESENTAÇÃO DOS TRÊS TIPOS DE CORDÃO, ALUSIVAS À DILUIÇÃO OU AO GRAU DE ADERÊNCIA DO REVESTIMENTO AO SUBSTRATO: A) DILUIÇÃO NULA, B) DILUIÇÃO EXCESSIVA C) DILUIÇÃO MODERADA	33
FIGURA 9 - PROPRIEDADES MECÂNICAS EM DEPENDÊNCIA DO TEOR DE PERLITA	36
FIGURA 10 - DEMONSTRAÇÃO DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES EM DIFERENTES LIGAS EM FUNÇÃO DO TEOR DE NÍQUEL E MOLIBDÊNIO	41
FIGURA 11 - FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL.....	43
FIGURA 12 - FIGURAS ILUSTRATIVAS DAS PARTÍCULAS DE PÓ DA LIGA ATOMIZADA A GÁS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES.....	44
FIGURA 13 - IMAGENS ILUSTRATIVAS ETAPAS DO PROCESSO DE PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS.....	45
FIGURA 14 - INSTALAÇÕES GERAIS EQUIPAMENTO LASER CLADDING FABRICANTE PRECO.....	48

FIGURA 15 - EQUIPAMENTO PRECO - LASER CLADDING – PROCESSO DE DEPOSIÇÃO	49
FIGURA 16 - EQUIPAMENTO PRECO - LASER CLADDING – DETALHAMENTO CONJUNTO BOCAL.....	49
FIGURA 17 - CORDÕES ÚNICOS DEPOSITADOS A LASER SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR GGG40 (A) AÇO INOXIDÁVEL 304L (B).....	50
FIGURA 18 - EQUIPAMENTO DE CORTE POR ELETROEROSÃO CHARMILLES ROBOFIL 290P®	51
FIGURA 19 - FOTOGRAFIA DAS AMOSTRAS REMOVIDAS POR ELETROEROSÃO A FIO: DEPÓSITOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR GGG40 (A) E SOBRE AÇO INOXIDÁVEL 304L (B).....	51
FIGURA 20 - SECCIONADORA BRILLANT 220®	52
FIGURA 21 - AMOSTRAS CORTADAS COM 5 MM DE ESPESSURA PARA EMBUTIMENTO	53
FIGURA 22 - ATM - OPAL 410® - EQUIPAMENTO DE EMBUTIMENTO EM BAQUELITES DE POLÍMERO SINTÉTICO	53
FIGURA 23 - FOTOGRAFIA TÍPICA DAS AMOSTRAS EMBUTIDAS	54
FIGURA 24 - ATM – SAPHIR 520® E TOPAS 130® - EQUIPAMENTO DE POLIMENTO DE AMOSTRAS EMBUTIDAS EM BAQUELITE.....	56
FIGURA 25 - EQUIPAMENTO MEV E EDS TM 3000 HITACHI E CÂMARA DE VÁCUO	57
FIGURA 26 - EQUIPAMENTO MEV COM EDS, MARCA TESCO VEGA 3 LMU	57
FIGURA 27 - ESQUEMA ILUSTRATIVO DE REGIÃO DE ANÁLISE NO CORTE TRANSVERSAL DOS REVESTIMENTOS PARA AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA	58
FIGURA 28 - IMAGENS TÍPICAS COM APLICAÇÃO DE 2 KX (A), 5 KX (B) E EDS (C)	58
FIGURA 29 - DESENHO ESQUEMÁTICO DE CÁLCULO DE DILUIÇÃO PELO MÉTODO DAS ÁREAS	59
FIGURA 30 - IMAGEM TÍPICA DO REVESTIMENTO EM SEÇÃO TRANSVERSAL, ADOTADO PARA O CÁLCULO DE ÁREA DE DILUIÇÃO.....	60
FIGURA 31 - FIGURA ESQUEMÁTICA DA SECÇÃO TRANSVERSAL DOS REVESTIMENTOS MOSTRANDO OS PARÂMETROS GEOMÉTRICOS AVALIADOS	60

FIGURA 32 - FIGURA ILUSTRATIVA DO TRATAMENTO DE IMAGEM REALIZADO COM O SOFTWARE IMAGE J [®]	61
FIGURA 33 - EQUIPAMENTO UTILIZADO NO ENSAIO DE DUREZA VICKERS HMV-G SERIES [®]	62
FIGURA 34 - INDENTADOR E LENTES EQUIPAMENTO HMV-G SERIES [®]	63
FIGURA 35 - EQUIPAMENTO MARCA UNAT ZWICK ROELL/ASMEC (A), E IMAGENS TÍPICAS DOS RISCOS REALIZADOS NOS MATERIAIS ESTUDADOS OBTIDAS EM MEV (B) E (C)..	65
FIGURA 36 - AMOSTRAS CORTADA (A), AMOSTRAS EM PROCESSO DE RETIFICA (B), AMOSTRAS FINALIZADAS GGG40 (C) E 304L (D).....	66
FIGURA 37 - LAVADORA ULTRASSÔNICA USC 700 [®] DO FABRICANTE UNIQUE..	67
FIGURA 38 - TRIBÔMETRO MODELO 1-124 [®] DO FABRICANTE CSM INSTRUMENTS.....	67
FIGURA 39 - IMAGEM TÍPICA EM MEV DE TRILHA DESGASTATE GERADA EM TRIBÔMETRO LINEAR E IMAGEM OBTIDA EM INTERFERÔMETRO DE LUZ BRANCA.....	68
FIGURA 40 - MACROGRAFIAS DOS CORDÕES DE LIGA HASTELLOY [®] C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W.....	70
FIGURA 41 - MACROGRAFIAS DOS CORDÕES DE LIGA HASTELLOY [®] C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W	71
FIGURA 42 - EFICIÊNCIA/RENDIMENTO VERSUS POTÊNCIA DE LASER.....	73
FIGURA 43 - DILUIÇÃO VERSUS POTÊNCIA DE LASER - MÉTODO DAS ÁREAS...75	
FIGURA 44 - DILUIÇÃO VERSUS POTÊNCIA DE LASER - MÉTODO TOYSERKANI75	
FIGURA 45 - TEOR DE FERRO VERSUS POTÊNCIA DE LASER.....	77
FIGURA 46 - TEOR DE CROMO VERSUS POTÊNCIA DE LASER.....	77
FIGURA 47 - TEOR DE MOLIBDÊNIO VERSUS POTÊNCIA DE LASER	78
FIGURA 48 - TEOR DE TUNGSTÊNIO VERSUS POTÊNCIA DE LASER	78
FIGURA 49 - FIGURA TÍPICA - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY [®] C276 COM POTÊNCIA DE 2500 W. SUBSTRATO: FERRO FUNDIDO GGG40	79
FIGURA 50 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY [®] C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO	

GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 2 KX.....	81
FIGURA 51 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 5 KX.....	82
FIGURA 52 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 10 KX.....	83
FIGURA 53 - FIGURA TÍPICA - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY® C276 COM POTÊNCIA DE 2500 W. SUBSTRATO: AISI 304 L.....	84
FIGURA 54 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 2 KX.....	86
FIGURA 55 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 5 KX.....	87
FIGURA 56 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 10 KX.....	88
FIGURA 57 - FRAÇÃO DE CARBONETOS NO REVESTIMENTO <i>VERSUS</i> POTÊNCIA DO LASER.....	89
FIGURA 58 - ESPAÇAMENTO DE BRAÇOS DENDRÍTICOS <i>VERSUS</i> POTÊNCIA DO LASER.....	91
FIGURA 59 - DUREZA VICKERS DO REVESTIMENTO <i>VERSUS</i> POTÊNCIA DO LASER.....	92
FIGURA 60 - LARGURA DE RISCO MÉDIO DO REVESTIMENTO <i>VERSUS</i> POTÊNCIA DO LASER.....	93
FIGURA 61 - DUREZA VICKERS DA ZTA <i>VERSUS</i> POTÊNCIA DO LASER.....	94
FIGURA 62 - LARGURA DE RISCO MÉDIO DA ZTA/SUBSTRATO <i>VERSUS</i> POTÊNCIA DO LASER.....	94

FIGURA 63 - VOLUME DE TRILHA DE DESGASTE DO REVESTIMENTO VERSUS POTÊNCIA DO LASER	96
FIGURA 64 - TAXA DE DESGASTE DO REVESTIMENTO VERSUS POTÊNCIA DO LASER.....	97
FIGURA 65 - MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIA DE 1500 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES	98
FIGURA 66 - MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIA DE 1500 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES	99
FIGURA 67 - MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIA DE 4000 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES	100
FIGURA 68 - MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 E POTÊNCIA DE 4000 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES	101

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - TIPOS DE LASER ADEQUADOS À TECNOLOGIA LASER CLADDING	28
TABELA 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) E APLICAÇÕES DE ALGUNS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	34
TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA PADRÃO DO AÇO AISI 304L	35
TABELA 4 - ESPECIFICAÇÃO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA - FERRO FUNDIDO NODULAR GGG 40	37
TABELA 5 - ESPECIFICAÇÃO DAS PROPRIEDADES QUÍMICAS DA LIGA HASTELLOY® C276	42
TABELA 6 - PROPRIEDADES PRINCIPAIS DAS LIGAS DE NÍQUEL	42
TABELA 7 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL DE ADIÇÃO E DOS SUBSTRATOS	44
TABELA 8 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO DE DEPOSIÇÃO HASTELLOY® C276 SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 E AÇO INOXIDÁVEL 304 L	47
TABELA 9 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO POLIDORA SAPHIR 520®	55
TABELA 10 - PARÂMETROS EQUIPAMENTO HMV-G SERIES®	63
TABELA 11 - PARÂMETROS DE ENSAIO DE MICRO RISCOS - EQUIPAMENTO UNAT ZWICK ROELL/ASMEC	65
TABELA 12 - PARÂMETROS DE ENSAIO DE DESGASTE TRIBÔMETRO 1-124® CSM INSTRUMENTS	68
TABELA 13 - GEOMETRIA DIMENSIONAL DOS CORDÕES CONFORME FIGURA 31	72

LISTA DE ABREVIATURAS

Al	Alumínio
C	Carbono
CAD	<i>Computer-Aided Design</i>
CAM	<i>Computer-Aided Manufacturing</i>
CO ₂	Dióxido de carbono ou gás carbônico
Cr ₂ O ₃	Óxido de Cromo
Cr	Cromo
CNC	Controle numérico computadorizado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
CGC	<i>Compositional graded coatings</i>
CoCrWC	Sistema de liga Cobalto Cromo Tungstênio Carbono
CoMoCrSi	Sistema de liga Cobalto Molibdênio Cromo Silício
Cu	Cobre
DIN	<i>Deutsche industrie norm</i>
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
EDX	<i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i>
Fe	Ferro
Fe ₃ W ₃ C	Composição química de carbonetos
HV ₁	Unidade de dureza (<i>Vickers Hardness</i>)
HVOF	<i>High Velocity Oxy Fuel Spraying</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de varredura
MC	Carbonetos na forma primária
M ₂₃ C ₆	Composição química de Carbonetos
M ₆ C	Composição química de Carbonetos
M ₇ C ₃	Composição química de Carbonetos
MIG	<i>Metal Inert Gas Welding</i>
Mg	Magnésio
NbC	Composição química de carbonetos
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Azoto
Nb:YAG	<i>Neodymium-Doped Yttrium Aluminum Garnet</i>
Ni	Níquel
NiCrMo	Sistema de liga Níquel Cromo Molibdênio
NiCrMoW	Sistema de liga Níquel Cromo Molibdênio Tungstênio
P	Fósforo
PTA	Plasma a Arco Transferido: Processo de soldagem a plasma
RPM	Rotações por minuto
S	Enxofre
Si	Silício
TIG	<i>Tungsten Inert Gas Welding</i>
TWI	<i>The Welding Institute</i>
(ZrO ₂)	Zircônia
ZTA	Zona termicamente afetada
W	Tungstênio

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

A (1)	Área do revestimento
A (2)	Área do substrato que sofreu fusão
D	Taxa de diluição (%)
t	Altura do cordão
X_s	Conteúdo de ferro no substrato
X_c	Teor de ferro da liga de revestimento
X_{c+s}	Teor de ferro do revestimento depositado
w	Largura do cordão
γ	Fase gama – matriz constituída de fase austenítica
γ'	Fase da liga de Níquel: $Ni_3(Al,Ti)$
γ''	Fase da liga de Níquel: Al_3Nb
η	Diluição
ρ_c	Densidade da liga de revestimento
ρ_s	Densidade do substrato
θ	Ângulo de molhamento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	18
2	OBJETIVOS	20
2.1	OBJETIVO GERAL	20
2.1.2	Objetivos específicos	20
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	21
3.1	<i>LASER CLADDING</i> OU <i>LASER METAL DEPOSITION (LMD)</i>	21
3.2	VANTAGENS E RESTRIÇÕES GERAIS DO PROCESSO	22
3.3	ESQUEMA DE FUNCIONAMENTO	23
3.3.1	Equipamento - <i>Laser Cladding</i>	26
3.4	APLICAÇÕES DA TECNOLOGIA	28
3.5	PARÂMETROS GERAIS DE PROCESSAMENTO	29
3.5.1	Parâmetros de Diluição	29
3.5.2	Ângulo de molhabilidade.....	32
3.6	SUBSTRATOS ADOTADOS	33
3.6.1	Justificativa da escolha dos substratos no projeto	33
3.6.2	Aços inoxidáveis austeníticos.....	34
3.6.2.1	Aço inoxidável AISI 304 L	35
3.6.3	Ferros fundidos nodulares.....	35
3.6.4	Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares	36
3.6.5	Ferro fundido nodular GGG 40 – DIN 1693	37
3.7	LIGA DE REVESTIMENTO - HASTELLOY® C276	38
3.7.1	Propriedades e características das ligas de níquel	38
3.7.2	Propriedades e características superliga Hastelloy® C276	40
4	MATERIAIS E MÉTODOS	43
4.1	FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL DA PESQUISA.....	43
4.2	MATERIAIS UTILIZADOS	44
4.3	PREPARAÇÃO DO SUBSTRATO	45
4.4	PROCESSO DE DEPOSIÇÃO - LASER CLADDING	46
4.5	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA CARACTERIZAÇÃO	50
4.5.1	Processo de usinagem – eletroerosão a fio	50
4.5.2	Processo de corte em seção transversal	52
4.5.3	Embutimento metalográfico	53

4.5.4	Lixamento e polimento metalográfico	55
4.6	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA COM EDS	56
4.6.1	Técnicas de cálculo de diluição	59
4.6.2	Quantificação de fração de fases - Software Image J®	61
4.6.3	Espaçamento de braços dendríticos	62
4.7	DUREZA DOS REVESTIMENTOS	62
4.8	ENSAIOS DE RISCO E DESGASTE	64
4.8.1	Ensaio de risco	64
4.8.2	Ensaio de desgaste em tribômetro linear	66
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	69
5.1	MACROGRAFIA E GEOMETRIA DOS CORDÕES	69
5.2	ANÁLISE DA EFICIÊNCIA DE FUSÃO OU RENDIMENTO.....	72
5.3	ANÁLISE DA DILUIÇÃO	74
5.4	ANÁLISE QUÍMICA SEMIQUANTITATIVA POR EDS.....	76
5.5	MICROESTRUTURAS DOS REVESTIMENTOS.....	79
5.6	DUREZA E RESISTÊNCIA AO RISCO NOS REVESTIMENTOS.....	91
5.7	DUREZA E RESISTÊNCIA AO RISCO NA ZTA	93
5.8	AVALIAÇÕES DE DESGASTE EM TRIBÔMETRO LINEAR	95
6	CONCLUSÃO.....	102
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	104
	REFERÊNCIAS.....	105
	APÊNDICE 1 - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY® C276 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W. SUBSTRATO: FERRO FUNDIDO GGG40.....	111
	APÊNDICE 2 - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY® C276 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W. SUBSTRATO: AISI 304 L	114

1 INTRODUÇÃO

Os componentes industriais comumente estão expostos a ambientes de operação agressivos. Estes, normalmente, podem envolver diferentes formas de desgaste e meios corrosivos, assim como carregamento mecânico cíclico superficial. A engenharia de superfícies, ciência criada na década de 70 na Inglaterra pelo TWI (The Welding Institute), dedica-se a buscar soluções de engenharia para quando desgaste, corrosão e fadiga superficial atuam na degradação de componentes mecânicos. Assim, existem diversas abordagens possíveis, que envolvem o projeto, a investigação, a formação ou mesmo a utilização de camadas superficiais. Existem inúmeras técnicas de modificação das propriedades superficiais como, por exemplo, por meio da deposição de revestimentos soldados. Os revestimentos são obtidos pela deposição de ligas selecionadas conforme o ambiente de operação, tipo de carregamento mecânico e mecanismos de desgaste envolvidos.

As superligas de níquel têm despertado grande interesse industrial para a proteção de componentes, especialmente quando expostos a ambientes corrosivos severos, tais como o sistema NiCrMo, em que se destacam a Inconel 625 e também a NiCrMoW, chamada de Hastelloy® C276. A C276 apresenta o melhor desempenho no quesito resistência à formação de pites, decorrente do elevado teor de cromo e molibdênio na composição química. Esta liga encontra aplicação nos mais diversos setores industriais, como geração de energia, óleo e gás e indústria química.

Na indústria atual, eficiência, economia de recursos naturais, reciclagem, reaproveitamento e redução de custos são termos muito comuns e amplamente empregados para elevar a competitividade. Alinhado a isso, buscam-se processos de fabricação que, potencialmente, elevem a vida útil de componentes. Portanto, é fundamental convergir para práticas que tragam benefícios operacionais para reduzir de forma significativa as paradas para manutenções corretivas ocasionadas pela degradação associada a fenômenos superficiais, como corrosão e desgaste prematuros de componentes.

Os revestimentos metálicos depositados pelos mais diversificados processos de fabricação ganham atenção crescente. O avanço nas pesquisas e desenvolvimento de novos materiais e ligas para revestimentos, assim como de novos processos de fabricação abrem possibilidades para novas soluções que visam aumentar a resistência ao desgaste e à corrosão. Assim, diversos estudos estão voltados para o processamento de revestimentos a plasma ou a laser.

A deposição a laser ou *Laser Cladding* vem sendo largamente estudada e diversas vantagens em relação às técnicas convencionais são apontadas. Dentre elas, destacam-se a baixa diluição ao substrato e, uma vez que o equipamento de deposição a laser pode apresentar dois ou mais reservatórios de alimentação surge, adicionalmente, a possibilidade de produção de composições variadas (*compositional graded coatings* - CGC). Neste caso, podem ser preparados revestimentos reforçados com partículas duras (carbonetos), permitindo ainda o projeto de camadas intermediárias (camadas funcionais) a partir de diferentes ligas de deposição ou mesmo mistura de ligas. Desta forma, depósitos de elevada qualidade e com controle da diluição e da microestrutura podem ser obtidos.

O objetivo desse trabalho foi estudar o efeito da potência do laser sobre as características de revestimentos de liga Hastelloy[®] C276 depositadas sobre aço inoxidável AISI 304L e ferro fundido nodular GGG40 pela técnica de *Laser Cladding*.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho foi investigar as características mecânico-metalúrgicas de revestimentos de liga Hastelloy[®] C276, obtidas pelo processo de deposição a laser com diferentes potências sobre substratos de aço inoxidável AISI 304L e ferro fundido nodular ferrítico GGG40.

2.1.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- a) avaliar a influência da intensidade do laser sobre a geometria dos cordões, diluição e composição química de revestimentos de liga Hastelloy[®] C276 depositados por Laser Cladding na forma de cordões únicos.
- b) compreender a influência da intensidade do laser e do tipo de substrato sobre a microestrutura e as fases formadas para as diferentes condições de deposição.
- c) compreender o impacto das condições de deposição sobre as propriedades mecânicas dos revestimentos por meio de ensaios de dureza, resistência ao risco e ao desgaste.
- d) avaliar a influência do tipo de substrato e intensidade do laser sobre a extensão e propriedades da ZTA (Zona Termicamente Afetada), utilizando ensaios de dureza e resistência ao risco.

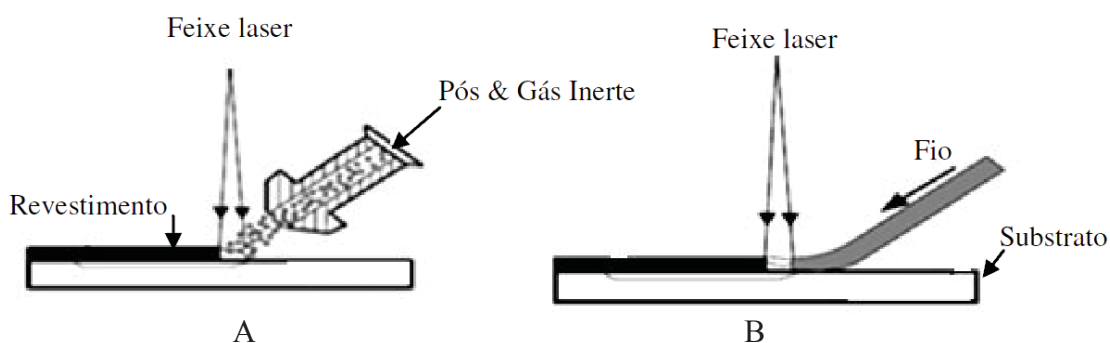
3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Será apresentada uma descrição do processo de deposição a laser, bem como seus parâmetros, aplicações gerais e vantagens quando comparada com as demais técnicas de deposição disponíveis. Também será apresentada uma breve revisão da superliga Hastelloy[®] C276 a ser estudada neste trabalho.

3.1 LASER CLADDING OU LASER METAL DEPOSITION (LMD)

A técnica de *Laser Cladding* consiste na deposição de um revestimento sobre a superfície de um substrato cuja fusão é assegurada pela energia fornecida por um feixe laser. A fusão simultânea do substrato e do material de adição, bem como a posterior solidificação e rápido resfriamento, promovem a formação de um revestimento com uma zona de ligação entre este e o metal de base (substrato). Normalmente são obtidos cordões com largura entre 0,2 e 6,0 mm e espessura que pode variar entre 0,1 e 2,0 mm (NOWOTNY et al., 2007). O material de adição pode ser utilizado na forma de pó atomizado ou ainda como um fio (BORGES, 2010), conforme mostra a FIGURA 1.

FIGURA 1 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA TECNOLOGIA LASER CLADDING: DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTO SOB A FORMA DE PÓ (A) E DE FIO (B)



FONTE: Souto (2013)

O uso de material de adição sob a forma de fio é mais vantajoso quando a finalidade é revestir peças com geometrias mais complexas devido à maior facilidade de ajuste do fio à posição da área onde se pretende depositar o revestimento. Contudo, tal procedimento exige um rigoroso controle dos parâmetros do laser, direção do seu avanço e posição do fio, considerando que qualquer falha pode afetar a qualidade final do revestimento. (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004).

Considerando a introdução do material de revestimento sob a forma de pó, o feixe de laser atravessa livremente o fluxo de pó, promovendo uma elevada absorção da sua energia, o que não ocorre quando se compara ao material de adição na forma de fio (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004). Observa-se ainda que a taxa de deposição é mais elevada quando se utiliza o material de deposição na forma de pó, elevando a produtividade (BORGES, 2010). Portanto, os revestimentos alimentados a pó apresentam elevada qualidade e geometria regular (largura e espessura) para um posicionamento adequado do laser, além de baixo percentual de diluição do substrato (entre 3 e 5%) (ZHENDA; CHEW; MING, 1996).

Segundo Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004), considerando a elevada e ampla disponibilidade de materiais na forma de pó atomizado, a aplicação do material de deposição em pó apresenta-se como a técnica atualmente mais empregada através do processo de *Laser Cladding*.

3.2 VANTAGENS E RESTRIÇÕES GERAIS DO PROCESSO

Em situações em que o objetivo é obter materiais com elevada resistência ao desgaste e à corrosão, normalmente são usados métodos convencionais de deposição (*plasma transferred arc* (PTA) e *high velocity oxyfuel spraying* (HVOF)). Contudo, tratando-se de revestimentos com baixa adesão ao substrato (ancoramento mecânico), com elevado nível de porosidade é muito comum observar distorções do material (GUO et al., 2012).

Por outro lado, no que diz respeito à produção, o processo de *Laser Cladding* apresenta aspectos favoráveis. Como grande atrativo, a principal vantagem reside na criação de componentes de geometria complexa adaptados à necessidade de cada cliente, ou seja, com determinadas regiões protegidas ou com desempenho superior ao restante do componente. Considerando que o processo parte de um arquivo ou algoritmo previamente desenvolvido (arquivo CAD), sem haver necessidade de recorrer a demais processos intermediários, é possível reduzir o tempo de produção e, conseqüentemente, os custos associados. A redução de refugos e perda de produção também é uma grande vantagem do processo. Há de se considerar ainda a eliminação de preocupações com o meio ambiente (em especial no processo de injeção de pó), pois a matéria-prima pode ser facilmente reciclada (MAZUMDER, 2000).

O processo de *Laser Cladding* apresenta algumas particularidades perante os processos de fabricação de revestimentos (convencionais) por soldagem. Destaca-se a possibilidade de adição de mais de um material durante a deposição do revestimento, já que

dois ou mais reservatórios de pó estão disponíveis neste processo. Portanto, é possível criar componentes com camadas de materiais dissimilares e composição variada (flexível). Considerando o modo de funcionamento e a facilidade de adotar um processo automatizado de múltiplos eixos, é possível revestir áreas de difícil acesso o que, em alguns casos, seria praticamente impossível com processos convencionais de soldagem. Além da possibilidade de produzir diretamente componentes por impressão 3D, o processo é ainda atrativo para práticas de reparo ou de revestimento de componentes (SOARES, 2014).

O processo de *Laser Cladding* apresenta, entretanto, algumas restrições. Uma das principais desvantagens do processo é o investimento inicial já que o custo de aquisição do equipamento ainda é bastante elevado. No entanto, este custo pode ser mitigado quando for considerada a potencial eliminação ou mesmo a redução de processos de tratamento térmico e de processamento mecânico posterior à deposição do revestimento, conforme propriedades que deseja-se obter do material (LEWIS; SCHLIENGER, 2000)

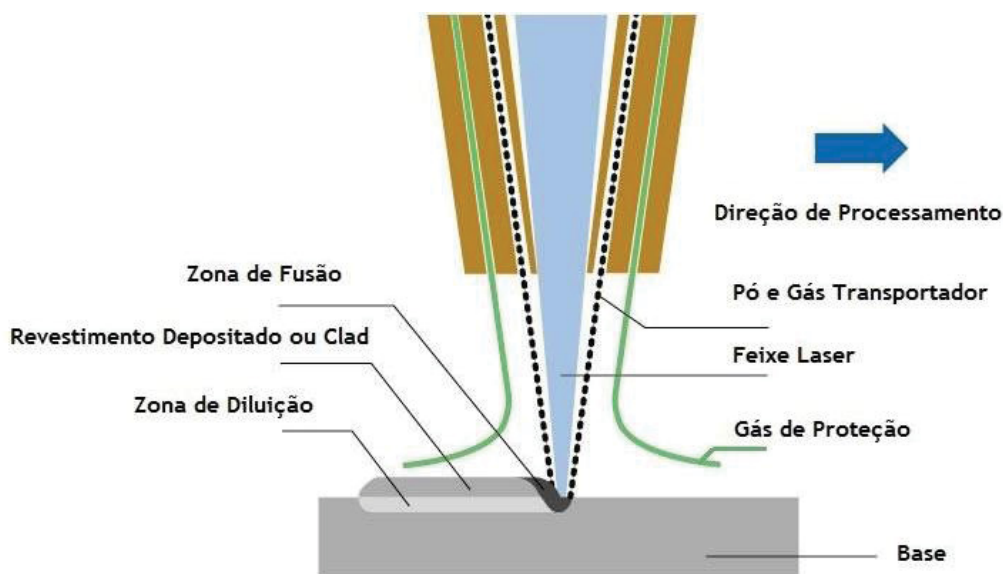
Além do custo, existem restrições que envolvem a necessidade de controle de parâmetros relacionados ao equipamento. Estes parâmetros de processamento precisam de controle adequado, sob risco de ocorrerem distúrbios no processo de deposição, comprometendo assim a qualidade final dos revestimentos (LIN; HWANG, 1999) e (HOFMEISTER; GRIFFITH, 2001)

Não menos importante, no que diz respeito ao uso de algumas fontes de energia, o processo de revestimento pode vir a falhar por falta de fusão na superfície. Contudo, considerando os diversos estudos em andamento como, por exemplo, acerca do uso de fibras óticas e de diodos de elevada potência, acredita-se em uma importante melhora da eficiência das fontes de laser promovendo assim fusão e adesão adequada ao substrato (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004).

3.3 ESQUEMA DE FUNCIONAMENTO

Visando facilitar o entendimento do funcionamento do processo de *Laser Cladding*, nesta seção serão apresentadas as diferentes características e especificações do processo. A FIGURA 2 mostra os componentes do processo de *Laser Cladding* com um sistema de distribuição coaxial com alimentação a pó (uma evolução das possibilidades apresentadas na FIGURA 1). Contudo, existem outras formas de distribuição além de inúmeros tipos de materiais para deposição (SOARES, 2014).

FIGURA 2 - ESQUEMA ILUSTRATIVO DO PROCESSO DE LASER CLADDING COM ALIMENTAÇÃO COAXIAL



FONTE: Soares (2014)

A energia gerada pelo feixe de laser incide direta e simultaneamente sobre o substrato e sobre o material na forma de pó a ser depositado. Neste caso, substrato e pó fundem e solidificam posteriormente, formando o chamado *clad* ou revestimento (SOARES, 2014). Durante a deposição do material de revestimento sobre o substrato ocorre a diluição (mistura) dos materiais, esses resfriados naturalmente a temperatura ambiente. Na região adjacente à poça de fusão, o substrato está exposto ao ciclo térmico de soldagem, formando uma zona termicamente afetada (ZTA) com propriedades mecânicas modificadas.

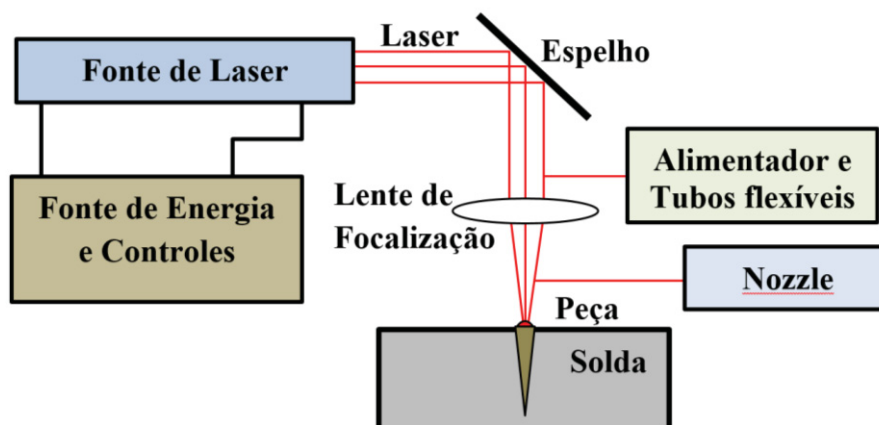
Devem-se considerar ainda outros fatores importantes além do feixe de laser e do material de adição, como o gás inerte utilizado. No processo de *Laser Cladding*, o fluxo de gás inerte tem duas funções, sendo a primeira relacionada à proteção contra a oxidação e a segunda associada ao transporte do material de revestimento na forma de pó atomizado do alimentador até a tocha na região com o laser focalizado (SOARES, 2014). Dessa forma, podemos considerar que o processo de *Laser Cladding* pode ser dividido em três vertentes no que tange os principais componentes ativos que participam do processo, sendo eles: o feixe laser responsável pela fusão, o material de revestimento a ser depositado sobre o substrato e por fim o gás inerte responsável pela proteção e transporte do material de revestimento (SOARES, 2014). Assim, torna-se importante compreender o caminho percorrido por cada um dos três componentes até finalmente convergirem à zona de fusão, conforme ilustrado na FIGURA 3.

O feixe laser é produzido na fonte e encaminhado para a tocha de deposição através de espelhos refletores e fibras óticas, dependendo do tipo do laser. Na entrada da tocha, o laser é submetido a um estreitamento, por meio do colimador, visando tornar o feixe mais paralelo possível. Após a colimação, o laser passa por um conjunto de lentes com diferentes distâncias focais com o objetivo de direcionar o feixe para um determinado ponto focal. A última lente, que fica mais próxima da superfície de trabalho, tem a função de determinar o exato ponto focal onde o laser será aplicado, sendo possível ainda determinar o diâmetro do feixe focalizado sobre a superfície (SOARES, 2014).

O material de revestimento fica armazenado no alimentador. Ao deixar o alimentador o material é transportado até a tocha coaxial ou *nozzle* (*nozzle*: dispositivo responsável pela distribuição do pó) por meio de tubulações flexíveis. No transporte, o pó mistura-se ao gás inerte que também tem como função transportar o material de revestimento até a superfície de deposição (SOARES, 2014).

Finalmente, o gás inerte é acionado quando a deposição inicia, sendo liberado por vários canais. Em um primeiro momento, a tocha de deposição é alimentada com gás para evitar oxidação dos componentes e, logo em seguida, liberado para a superfície de deposição ou de trabalho. Ocorre então a liberação do pó que é arrastado até a tocha. O gás também pode ser usado diretamente na superfície de trabalho ou lateralmente à tocha, a fim de prevenir possíveis oxidações na superfície de trabalho (SOARES, 2014).

FIGURA 3 - ESQUEMA ILUSTRATIVO DO PERCURSO DO FEIXE LASER - PROCESSO DE LASER CLADDING



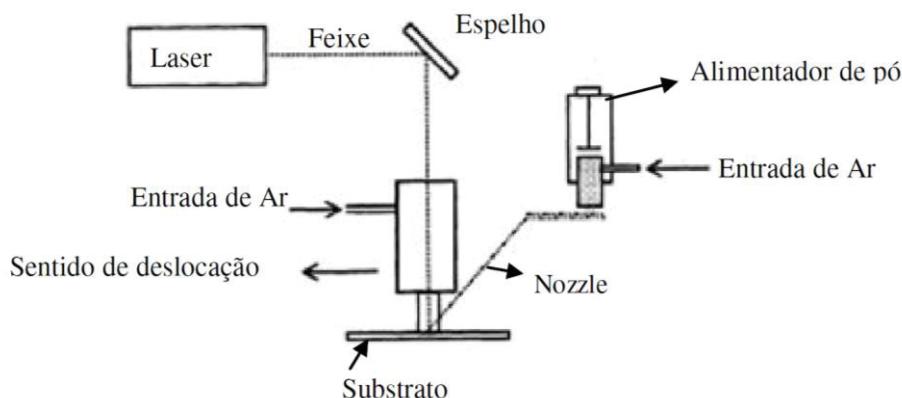
FONTE: Adaptado de Leme et al. (2010)

3.3.1 Equipamento - *Laser Cladding*

A FIGURA 4 apresenta de forma esquemática o equipamento de *Laser Cladding*. Segundo Nowotny et al (2007), o equipamento é basicamente composto pelos seguintes componentes:

- Sistema de alimentação de pó com uma tocha de injeção (*nozzle*);
- Dispositivo gerador de laser;
- Dispositivo de posicionamento com a tecnologia robótica (CNC) operado por *software* tipo CAD/CAM;

FIGURA 4 - ESQUEMA REPRESENTATIVO DOS PRINCIPAIS COMPONENTES DE UM SISTEMA LASER CLADDING



FONTE: Souto (2013)

Dentre todos os componentes do equipamento, o principal deles é a tocha ou *nozzle*, (que pode ser lateral ou coaxial) componente chave de funcionamento de todo o processo. O *nozzle* tem a capacidade de promover o escoamento do pó de modo uniforme, contínuo e ordenado (NOWOTNY et al., 2007).

Adicionalmente, é importante conhecer as características do pó a ser empregado. A distribuição granulométrica, a forma das partículas de pó atomizado e o teor de umidade afetam diretamente a taxa de escoamento. Portanto, justifica-se o uso de um sistema capaz de gerar um fluxo uniforme, contínuo e ordenado para determinada taxa de deposição previamente estabelecida (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004).

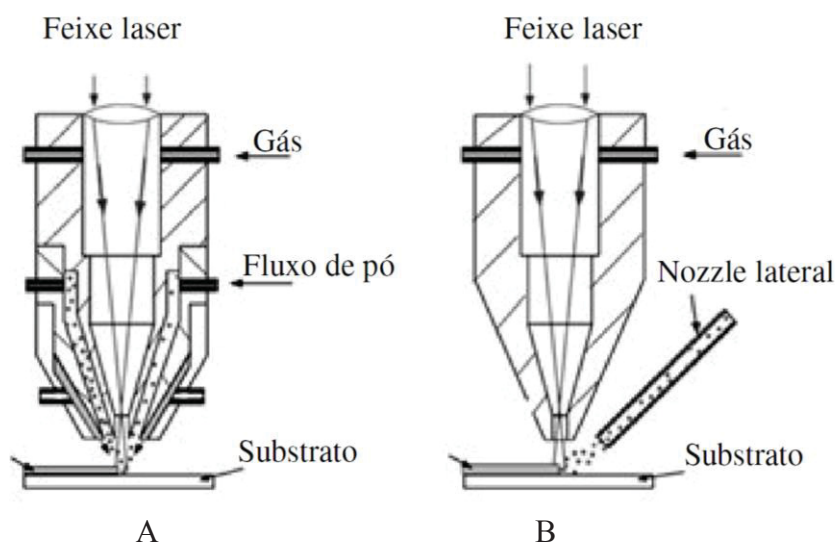
Segundo Leyens, Bruckner e Nowotny (2012) e Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004), além das características do pó a ser processado e complexidade geométrica do substrato, existem diversos tipos de sistemas de alimentação de pó que podem ser

categorizados seguindo princípios gravitacionais, vibracionais, entre outros, podendo ser feita a alimentação coaxial (a) e lateral (b), conforme ilustra a FIGURA 5.

No sistema de deposição a laser, a tocha com injeção coaxial é a mais utilizada por sua simplicidade de alinhamento e elevado rendimento na taxa de deposição do pó onde 60 a 90% dos cordões depositados possuem largura superior a 1,5 mm (NOWOTNY; SCHAREK; SCHMIDT, 2007).

Conforme FIGURA 5, há o envolvimento do fluxo de pó pelo feixe laser. A saída das partículas - através da cabeça de injeção - ocorre em regime laminar paralelo ao perfil do feixe laser. Entende-se que o regime de escoamento laminar é determinante na obtenção de elevado rendimento de deposição, elevada precisão dimensional e alta qualidade superficial (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004).

FIGURA 5 - TIPOS DE CONFIGURAÇÃO GEOMÉTRICA DO NOZZLE: (A) - COAXIAL, (B) – LATERAL



FONTE: Souto (2013)

A TABELA 1 apresenta os tipos de lasers adequados para a tecnologia de *Laser Cladding*. O regime de operação pode ser contínuo ou pulsado dependendo da aplicação (SOUTO, 2013).

TABELA 1- TIPOS DE LASER ADEQUADOS À TECNOLOGIA *LASER CLADDING*

Laser	Comprimento de onda (μm)	Qualidade do feixe
CO ₂	10,6	Alta
Nd:YAG	1,06	Baixa
Fibra ótica	1,07	Alta
Semicondutores	0,8 – 1	Baixa

FONTE: Souto (2013).

Atualmente, o sistema a laser mais utilizado para realizar a deposição de revestimentos por *Laser Cladding* é o tipo semicondutor. Justifica-se o uso deste método devido sua capacidade de operar com potências até os 6 kW e ainda possuir elevada eficiência energética (entre 35% à 50%) quando comparado com outros demais tipos, conforme citados na TABELA 1 (NOWOTNY et al., 2007) e (PENN, 2008).

3.4 APLICAÇÕES DA TECNOLOGIA

Observa-se um ascendente interesse científico pela tecnologia *Laser Cladding*, não apenas para a produção de revestimentos, mas também para outras aplicações como reparos em componentes e desenvolvimento de protótipos (impressão 3D) (NOWOTNY et al., 2007).

É muito comum observar o uso da tecnologia para recuperar peças mecanicamente desgastadas, como pás de bombas e turbinas que sofrem pelo efeito da cavitação, ferramentas de uso geral e ainda componentes empregados na área militar (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004). Um exemplo está na recuperação de componentes com elevado valor agregado, em que a forma original da peça é restaurada por meio da deposição de revestimentos com excelente controle das propriedades mecânicas.

Comparativamente a diversas técnicas de reparação convencional disponíveis no mercado, como TIG e MIG, a tecnologia *Laser Cladding* tem se destacado pela capacidade de obter peças com propriedades mecânicas superiores através do controle da diluição. No processo de recuperação de componentes pelo processo TIG, por exemplo, é comum observar ainda uma grande degradação térmica na ZTA. Já em componentes revestidos a *Laser*, como o aporte de calor está localizado na região da peça onde se deseja efetuar a recuperação, a ZTA é reduzida. Assim, de modo geral, o resultado obtido é superior aos métodos convencionais, pois o reparo realizado é isento de porosidades, fissuras e a vida útil do componente pode ser superior comparativamente (SEXTON et al., 2002).

Na área de desenvolvimento de protótipos rápidos e ferramentaria, a tecnologia a laser apresenta grande destaque, pois permite a significativa redução no tempo de fabricação

de ferramentas e componentes mecânicos complexos a partir de modelagem CAD (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004).

Alguns exemplos de sucesso na concepção de protótipos e ferramentas através do processo de *Laser Cladding* foram obtidos com os seguintes materiais: aços inoxidáveis (316, 304L, 309, 420), aços martensíticos (M300, M2), aços-ferramenta (H13, P20, P21, S7, D2), ligas de níquel (Inconel 600, 625, 690, 718), ligas de titânio (Ti-6Al-4V), alumínio e suas ligas, cobre e suas ligas, Stellites, e ligas reforçadas com carboneto de tungstênio. (LUDOVICO; ANGELASTRO; CAMPANELLI, 2010).

3.5 PARÂMETROS GERAIS DE PROCESSAMENTO

No processamento a laser, deve-se considerar a correlação entre diversas variáveis que controlam o funcionamento do laser e a qualidade do revestimento a ser depositado (EMAMIAN; CORBIN; KHAJEPOUR, 2011). De forma simplificada, pode-se considerar como variáveis a serem controladas de forma isolada e combinada:

- Potência e o diâmetro da mancha focal estabelecida para o laser;
- Velocidade de injeção do fluxo de pó;
- Taxa de deposição do pó;
- Velocidade de deslocamento da peça a ser revestida;
- Ângulo entre a tocha e o substrato;

Ainda assim, além dos parâmetros analisados, faz-se necessário avaliar a influência na qualidade do revestimento depositado. Desta forma, é fundamental avaliar ainda o grau de diluição presente no revestimento (SOUTO, 2013).

3.5.1 Parâmetros de Diluição

A fim de assegurar uma adequada preservação das propriedades da liga original de revestimento, a diluição ao substrato deve ser a menor possível. Por outro lado, deve haver diluição mínima para o estabelecimento de uma ligação metalúrgica entre a zona de fusão (revestimento) e o substrato (BORGES, 2010).

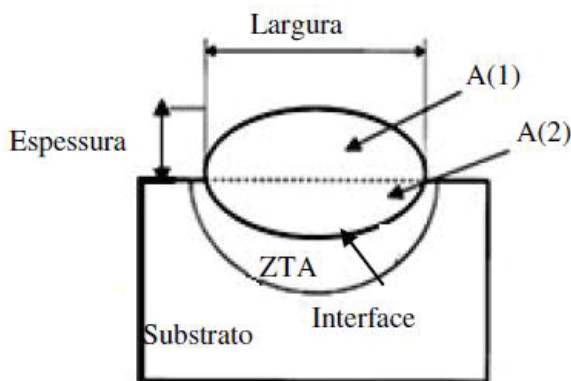
A diluição – D (%) é a proporção de material do substrato que é fundido durante o processo de deposição em relação ao material de revestimento. Desta forma, quanto menor a

diluição, menor será a influência do material que está sendo revestido (substrato) sobre a composição química original da liga de deposição (MOOSA; KADHIM; SUBHI, 2011). A diluição pode ser calculada através do método das áreas, conforme a EQUAÇÃO 1, sendo as áreas A (1) e A (2) representadas na FIGURA 7. Este método alia simplicidade e boa exatidão quando os materiais (substrato e material de adição) apresentam densidade semelhante.

$$D (\%) = \frac{A (2)}{A (1) + A (2)} \cdot 100 \quad (1)$$

Para o cálculo, faz-se necessário o uso de software específico para análise de imagens. O software é usado para medir as áreas A (1) e A (2), normalmente a partir de imagens obtidas de macrografias em microscópio ótico (MOOSA; KADHIM; SUBHI, 2011). É de extrema relevância avaliar ainda a geometria dos cordões – largura e espessura - (FIGURA 6), influenciada pelos parâmetros de deposição (SOUTO, 2013).

FIGURA 6- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UM CORTE TRANSVERSAL DE UM SUBSTRATO REVESTIDO POR LASER CLADDING



FONTE: Souto (2013)

A diluição depende de diversos fatores, conforme segue:

- Condutividade térmica e temperatura inicial do substrato:

O feixe de laser aquece o substrato a uma determinada temperatura e, conforme a temperatura de fusão do material do substrato, uma maior ou menor fração deste será fundida, correspondendo a um determinado percentual de diluição final. Desta forma, tanto o pré-aquecimento quanto a capacidade de dissipar o calor influenciam na diluição obtida. (SEXTON et al., 2002)

- Taxa de deposição do pó:

A redução na taxa de deposição do pó promove o aumento da diluição, sendo importante e perfeitamente possível controlar a taxa de alimentação do pó durante a deposição. (REIS et al., 1998).

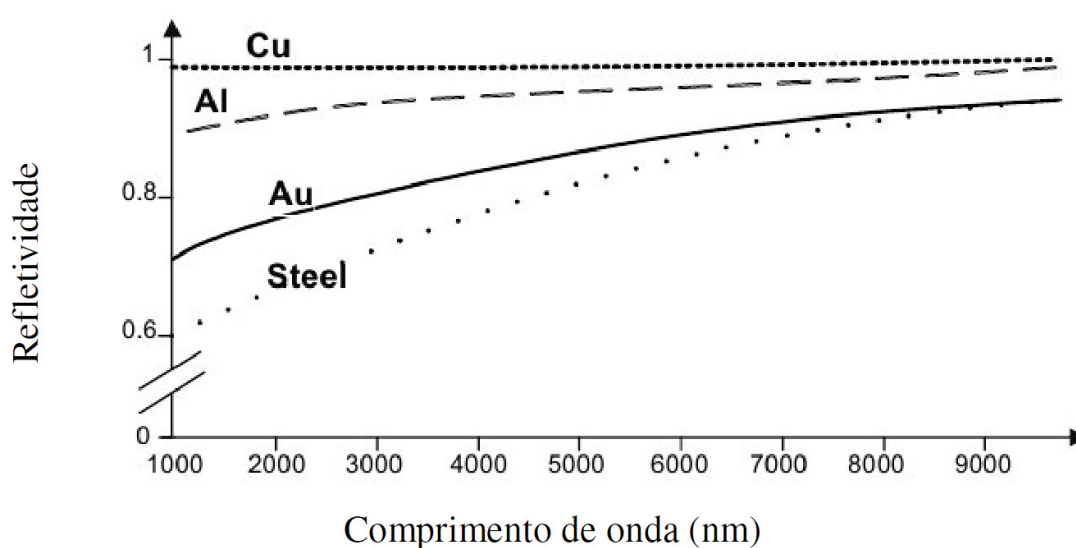
- Potência do laser:

De acordo com o material a ser estudado, quando o revestimento é depositado empregando feixe laser de baixa potência, normalmente é observada baixa fusão do substrato e, conseqüentemente, a aderência do revestimento pode ser comprometida. Da mesma forma, quando o feixe laser é aplicado com potência elevada observa-se elevada fusão do substrato, o que também é indesejado e tende a elevar significativamente a diluição (SEXTON et al., 2002).

- Refletividade do material no comprimento de onda da radiação usada:

Quando se pretende fazer deposição de materiais de revestimentos através de *Laser Cladding*, um problema relevante, o qual deve ser observado com atenção, é a refletividade da radiação que está associada ao comprimento de onda e ainda ao material a ser processado (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004), conforme apresentado na FIGURA 7.

FIGURA 7 - VARIAÇÃO DA REFLETIVIDADE DA RADIAÇÃO, PARA DIFERENTES MATERIAIS, EM FUNÇÃO DO RESPECTIVO COMPRIMENTO DE ONDA



FONTE: Souto (2013)

3.5.2 Ângulo de molhabilidade

Três tipos de geometrias de cordões de solda podem ser obtidos através do processo de revestimentos por *Laser Cladding*, conforme pode ser observado na FIGURA 8, sendo:

- Com diluição nula (A)

Situação tipicamente indesejável devido à falta de aderência do revestimento ao substrato ou aderência insuficiente, que pode causar o deslocamento ou baixa aderência. Normalmente é observado em situações em que a energia empregada no processo é insuficiente para promover a fusão adequada. Contudo, pode ocorrer ainda devido a anomalias na superfície do substrato (WEERASINGHE; STEEN, 1987).

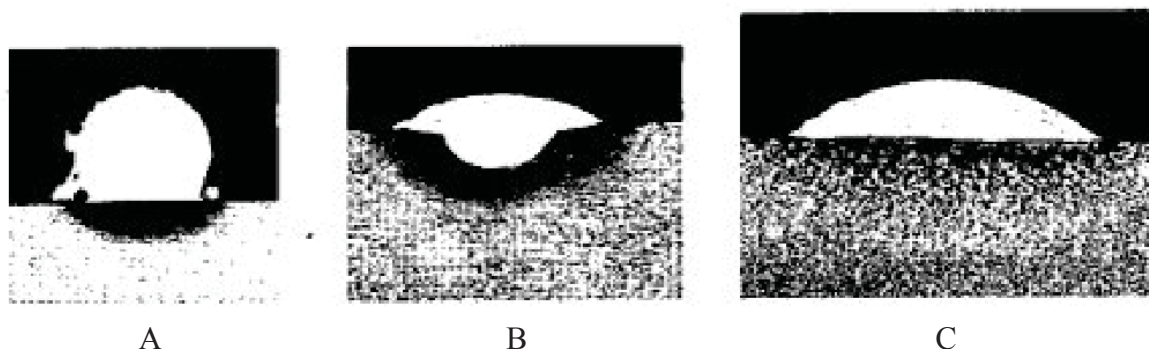
- Com diluição excessiva (B)

Tipicamente é observado o oposto ao descrito na diluição nula. Ocorre quando a parametrização do equipamento de deposição a laser resulta em transferência de elevado aporte térmico ao substrato, promovendo assim a diluição excessiva (WEERASINGHE; STEEN, 1987)

- Com diluição moderada (C)

Normalmente é o tipo de deposição de revestimento desejada. Neste tipo de revestimento, é observado um perfil com pequeno ângulo de molhamento. Normalmente, para obter tais cordões de revestimento, deve-se buscar alta taxa de deposição ou realizar o procedimento com elevadas velocidades de processamento, conforme material a ser processado. Assim, a maior parte da energia aportada no processo é consumida para a fusão do pó, restando energia suficiente para fundir uma pequena área do substrato. Como resultado, observa-se ainda um revestimento isento de porosidade e ótimo acabamento superficial (WEERASINGHE; STEEN, 1987).

FIGURA 8 – REPRESENTAÇÃO DOS TRÊS TIPOS DE CORDÃO, ALUSIVAS À DILUIÇÃO OU AO GRAU DE ADERÊNCIA DO REVESTIMENTO AO SUBSTRATO: A) DILUIÇÃO NULA, B) DILUIÇÃO EXCESSIVA C) DILUIÇÃO MODERADA



FONTE: Weerasinghe e Steen (1987)

3.6 SUBSTRATOS ADOTADOS

Neste capítulo serão abordados os principais aspectos relacionados aos substratos utilizados no estudo, como classes, tipos, características e normas.

3.6.1 Justificativa da escolha dos substratos no projeto

Um dos grandes desafios iniciais deste projeto foi definir, selecionar e justificar adequadamente os tipos de substrato a serem revestidos a laser. Inicialmente, uma busca bibliográfica indicou diversos estudos voltados para a deposição de superligas sobre aços inoxidáveis austeníticos. Alguns autores justificam esta escolha baseados em demandas de operação extremamente críticas e que envolvem ambientes agressivos (Abioye, McCartney, Clare, 2015).

Existe ainda estudo realizado sobre a produção de revestimentos sobre substratos de ferros fundidos cinzentos, como Fernandes, Cavaleiro e Loureiro (2012). Portanto, é importante destacar que, além do desafio tecnológico relacionado à obtenção de revestimentos livres de trincas, esta possibilidade traz ainda a vantagem relacionada ao baixo custo relativo dos ferros fundidos. Portanto, a possibilidade de obtenção de revestimentos com microestrutura e propriedades similares obtidas sobre dois tipos de substratos com características mecânicas, microestruturais e de custo notavelmente diferentes, faz parte do desafio desta pesquisa.

3.6.2 Aços inoxidáveis austeníticos

Aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados por possuírem elevada resistência a corrosão, alta resistência mecânica e grande capacidade de conformação. Em temperatura ambiente possuem baixo limite de escoamento e elevada ductilidade, trazendo ainda excelente soldabilidade (MODENESI, 2001).

Esta associação de características leva à utilização em meios criogênicos, em motores a jato, fornos de alta temperatura e ainda na composição de biomateriais, indústria química, alimentícia e de produção de petróleo (KOCH *et al.*, 2002; MODENESI, 2001).

Dentre os aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis austeníticos são os que formam o maior grupo, representando entre 65 e 70% do total produzido. A microestrutura é austenítica e não há endurecimento por tratamento térmico. Sua composição ainda possui níquel na proporção de 6% a 26%, cromo entre 16% a 30%, menos de 0,3% de carbono e um teor total de elementos de liga de pelo menos 26%. Essa classe de aços inclui, em sua composição, as ligas Fe–Cr–Ni, embora existam casos em que uma parte do percentual de níquel é substituída por manganês e nitrogênio (MODENESI, 2001).

A TABELA 2 apresenta o resumo de alguns tipos de aços inoxidáveis austeníticos, classificados segundo norma AISI (CHIAVERINI, 1977)

TABELA 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) E APLICAÇÕES DE ALGUNS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

AISI	C	Cr	Ni	Outros elementos	Propriedades Gerais e aplicações típicas
301	0,15	16,0 18,0	6,0 8,0	Mn: 2,0 Max. Si: 1,0 Max.	Tipo para aplicações gerais; Boa condição de trabalho; ornamentação, utensílios domésticos, fins estruturais; equipamentos para a indústria química, naval, alimentícia, transportes, etc.
302	0,15	17,0 19,0	8,0 10,0	Mn: 2,0 Max. Si: 1,0 Max.	Idem, para aplicações decorativas ou de resistência à corrosão como as indicadas para o tipo 301
302B	0,15	17,0 19,0	8,0 10,0	Mn: 2,0 Max. Si: 2,0 a 3,0	Melhor resistência à formação da camada de óxido a altas temperaturas devido à presença de Si.
303	0,15	17,0 19,0	8,0 10,5	P/S/Se: 0,07 Min Zr/Mo: 0,06 Max. Si: 1,0 Max. Mn: 2,0 Max.	Tipo 18:8 de usinagem fácil, para eixos, parafusos, porcas, peças de carburadores, etc.
304	0,08	18,0 20,0	8,0 11,0	Mn: 2,0 Max. Si: 1,0 Max.	Tipo 18:8 de C mais baixo, soldável com menor perigo de corrosão intercrystalina, mesmas aplicações dos tipos 301 e 302.

FONTE: Adaptado de Chiaverini (1977).

3.6.2.1 Aço inoxidável AISI 304 L

O aço inoxidável AISI 304 L é uma liga ferrosa que contém cromo e níquel como elementos de liga predominantes, de microestrutura austenítica, não magnético, do tipo 18-8 (que se refere à composição química mássica aproximada de Cr e Ni, respectivamente presente na composição desse aço). Apresenta-se com elevada resistência a corrosão e oxidação quando expostos até 850 °C. Quando comparado com o AISI 304 possui resistência a corrosão intergranular mais elevada justamente devido ao baixo percentual de carbono presente em sua composição. O AISI 304L, em temperaturas extremamente baixas, apresenta boas características de tenacidade o que torna essa liga adequada para aplicações em ambientes criogênicos (GRIPA, 2007). A TABELA 3 apresenta a composição química mássica média do aço AISI 304L.

TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA PADRÃO DO AÇO AISI 304L

Elemento	Cr	Ni	Mn	N	C	Si	P	S
% em massa	18 a 20	8 a 12	2	0,1	0,03	1	0,045	0,030

FONTE: Adaptado de Gripa (2007).

O aço 304L é uma liga com aplicabilidade podendo ser facilmente encontrado em residências (talheres e panelas). Contudo, é mais comum ser encontrada para aplicações de responsabilidade na indústria mecânica. Conforme a necessidade de aplicação, outros elementos podem estar presentes, como molibdênio, nióbio, titânio, nitrogênio, alumínio entre vários outros. As proporções podem variar conforme necessidade e aplicação requerida para o componente, principalmente as propriedades mecânicas do elemento que será aplicação em serviço (CARBÓ, 2008).

3.6.3 Ferros fundidos nodulares

O ferro fundido nodular apresenta elevada ductilidade, módulo de elasticidade e força mecânica. As propriedades são obtidas a partir de adições controladas de elementos como o magnésio e cério antes do vazamento, o que promove a esferoidização da fase rica em carbono (grafita) resultando no chamado ferro fundido nodular. Por ser de baixo custo relativo e de fácil produção, é empregado como material estrutural. Nos últimos anos, com o aprimoramento das ligas, o ferro fundido nodular tem sido amplamente empregado na

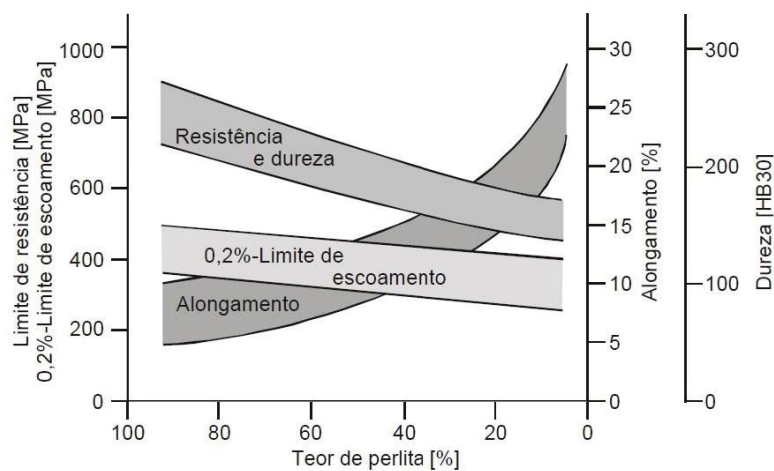
indústria mecânica para a fabricação de virabrequins, carcaças de bombas de água, válvulas e articulações (TOKTAS; TAYANÇ; TOKTAS, 2006).

A inoculação com magnésio auxilia na formação dos nódulos de grafita esferoidal, alterando as condições de solidificação, principalmente pela redução do superresfriamento, que leva à solidificação próxima ao sistema estável Fe-C ou Fe-Grafita. Os nódulos desta classe estão distribuídos em matriz que contém ferrita, perlita, bainita ou ainda martensita. Contudo, outros elementos de liga como cobre, cromo, níquel, vanádio e molibdênio costumam ser adicionados aos fundidos nodulares com o objetivo de se obter propriedades específicas de acordo conforme a aplicação final (MALUF, 2002).

3.6.4 Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares

Para analisar os ferros fundidos nodulares, é importante o estudo das propriedades mecânicas em tração (GUESSER, 2009). No caso dos ferros fundidos nodulares, as propriedades mecânicas estão diretamente ligadas às características estruturais da matriz e da forma esférica da grafita (HASSE, 1996). A FIGURA 9 mostra as propriedades mecânicas em função do teor de perlita, por exemplo.

FIGURA 9 - PROPRIEDADES MECÂNICAS EM DEPENDÊNCIA DO TEOR DE PERLITA



FONTE: Hasse (1996)

Conforme ocorre o aumento do teor de perlita também ocorre o aumento da dureza, o limite de escoamento e ainda o limite de resistência do material, ao passo que as propriedades de ductilidade diminuem (FIGURA 9), conforme (HASSE, 1996).

Neste momento, torna-se importante destacar ao leitor que as principais razões acerca da seleção do substrato GGG40, ferro fundido nodular ferrítico como substrato a ser

revestido a laser foram o baixo custo e a matriz ferrítica que apresenta uma menor resistência mecânica e maior ductilidade.

Além do baixo custo relativo desta classe (GGG40), é importante destacar que a matriz ferrítica é praticamente isenta de carbono em solução sólida e o carbono está concentrado na grafita esferoidal. Assim, além de uma matriz de elevada ductilidade capaz de “tolerar” tensões residuais de processamento na deposição a laser, o risco de redissolver carbono da grafita e levar à formação de fases potencialmente deletérias como a martensita na ZTA, ficam potencialmente reduzidas.

Evidentemente que estas são boas justificativas para a seleção deste material como substrato, mas não são as únicas. É crucial nesta fase da pesquisa, deixar claro ainda a baixa resistência à corrosão deste ferro fundido. Assim, objetivou-se investigar as possibilidades de produção de componentes estruturais aliando as boas propriedades do ferro fundido escolhido com elevada resistência à corrosão advinda da aplicação do revestimento liga de níquel Hastelloy® C276, considerando obviamente a possibilidade de obter um custo final relativamente baixo.

3.6.5 Ferro fundido nodular GGG 40 – DIN 1693

O ferro fundido nodular GGG 40 DIN 1693 apresenta boa resistência ao impacto, boa resistência à fadiga, boa usinabilidade e ductilidade e suas propriedades podem ser comparadas com as do aço fundido. Trata-se de um ferro fundido com grafita nodular em matriz ferrítica sendo um dos mais comuns usados no mundo. Em termos de resistência, são muito melhores que o ferro fundido cinzento. Esse tipo de material é usado para produzir peças resistentes a impactos e choques, como os cubos das rodas no setor automotivo, carcaça do eixo motor, suporte diferencial, caixas de motor dentre outras aplicações (VOINA et al., 2018).

A TABELA 4 apresenta a especificação de composição química do ferro fundido nodular GGG 40.

TABELA 4 - ESPECIFICAÇÃO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA - FERRO FUNDIDO NODULAR GGG 40

Material	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cu	%Al	%Mg	%Cr	%Ni
GGG40	3,5	2,6	0,2	0,08	0,025	0,11	0,025	0,026	0,155	0,1
	3,75	2,9	0,4	Max	Max	Max	Max	0,05	Max	Max

FONTE: DIN 1693 – 1 (1973).

3.7 LIGA DE REVESTIMENTO - HASTELLOY® C276

Neste capítulo será apresentada uma breve revisão sobre o níquel, associando ainda suas características, propriedades e aplicação e, por fim, as propriedades da liga Hastelloy® C276 a qual é objeto do presente estudo.

3.7.1 Propriedades e características das ligas de níquel

O níquel apresenta-se como um metal branco prateado, com boa resistência à oxidação e corrosão. É amplamente utilizado como elemento de liga, onde melhora a resistência mecânica, principalmente em altas temperaturas e ainda a resistência a meios corrosivos severos (MUNEKATA, 2011).

O avanço tecnológico tem acompanhando de forma singular a necessidade do desenvolvimento de materiais com maior resistência ao desgaste, à corrosão e à oxidação, maior tenacidade e resistência mecânica em altas temperaturas (MUNEKATA, 2011). A solução inicial para atender tais necessidades normalmente envolve a seleção de aços inoxidáveis e ligas de aços. Contudo, apesar do elevado custo, nos últimos anos tem se tornado comum o desenvolvimento de ligas refratárias e superligas (MUNEKATA, 2011).

As ligas de níquel se destacam ainda por serem amplamente empregadas na indústria aeronáutica, automobilística, naval, na produção de turbinas a gás. Atualmente, encontram aplicações em veículos espaciais, na engenharia de foguetes, aviões experimentais, reatores nucleares, plantas movidas a vapor, indústria petroquímica, além de inúmeras outras. O uso das ligas de níquel nestas áreas é justificado, principalmente, pela alta resistência mecânica em temperaturas elevadas, alta resistência à fluência, alta resistência à fadiga e boa resistência à corrosão (EZUGWU; WANG; MACHADO, 1999).

O termo “superligas” faz menção a uma ampla variedade de ligas a base de níquel, cobalto e ferro, as quais são desenvolvidas especificamente para aplicações que exigem resistência à corrosão, à oxidação e resistência mecânica inclusive em elevadas temperaturas de trabalho (MUNEKATA, 2011).

As ligas à base de níquel possuem matriz constituída de uma fase austenítica com estrutura cúbica de face centrada, a qual é chamada de fase gama (γ). Sua matriz pode conter ferro, cromo, cobalto, molibdênio e tungstênio em solução sólida, sendo este o mecanismo de endurecimento mais primário. As ligas com elevado teor de cromo e molibdênio apresentam elevada resistência à corrosão por pites. Observa-se ainda que a adição de ferro reduz a

suscetibilidade de oxidação interna, enquanto a presença de alumínio permite o endurecimento por precipitação a partir da formação de fases intermetálicas. A presença de cromo nas ligas de níquel permite o uso em ambientes sujeitos a oxidação por formar uma camada superficial de óxidos de cromo (Cr_2O_3) (EZUGWU; WANG; MACHADO, 1999; MANKINS; LAMB, 1992).

A inclusão de alumínio e titânio promove a precipitação e certa elevação da fração volumétrica (γ') a partir da fase primária (γ). Geralmente, o endurecimento por precipitação ocorre pela precipitação de γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, podendo ainda conter cromo, tântalo de nióbio. A fase intermetálica, que é formada por estrutura cúbica de face centrada (CFC), possui parâmetro de rede similar a da matriz γ (CFC) de níquel, promovendo uma distorção de 1%, formando interface cristalina precipitado/matriz (γ'/γ) coerente com a matriz. A fase γ'' (Al_3Nb) pode também se formar e concentra menos energia interfacial, apresentando uma maior estabilidade dimensional (EZUGWU; WANG; MACHADO, 1999) e (MUNEKATA, 2011).

A fração de γ' é função do teor de elementos de liga formadores desta fase, ou seja, do teor de alumínio, titânio, nióbio e tântalo. De modo geral, a fase γ' apresenta-se de forma cuboidal em ligas a base de níquel e sua morfologia pode ainda ser alterada pela adição de molibdênio. A fração volumétrica, tamanho e distribuição desta fase intermetálica são importantes no controle de propriedades mecânicas das ligas de níquel (MUNEKATA, 2011).

O carbono pode ser adicionado intencionalmente a algumas ligas de níquel, em percentuais que variam entre 0,5 a 2,0 % em peso, e sua função é a formação de carbonetos primários do tipo MC. A partir de tratamentos térmicos, o carbono se decompõe podendo formar carbonetos M_{23}C_6 e o M_6C em contorno de grão (EZUGWU; WANG; MACHADO, 1999).

A formação dos carbonetos MC geralmente ocorre em grandes blocos com distribuição randômica indesejada. Os carbonetos mais comuns são os de titânio e nióbio. Os carbonetos do tipo M_6C geralmente também se apresentam em forma de blocos em contornos de grão e são usados para controlar o tamanho de grãos. Tais carbonetos em ligas de níquel são ricos em molibdênio e tungstênio, podendo ainda apresentar os elementos cromo e cobalto em substituição ao molibdênio e tungstênio (MANKINS; LAMB, 1992).

Outro tipo de carboneto que pode se formar é o tipo M_{23}C_6 . A microestrutura desejada é, para componentes conformados, a forma de cadeia contendo pequenas partículas globulares em contorno de grão, entretanto, filmes, lamelas e placas também são observados. A presença de filmes em contorno de grão prejudica a liga, reduzindo a tenacidade à fratura.

O cromo presente na liga é o principal formador de este carboneto, porém outros elementos podem substituí-lo, como o níquel, cobalto, ferro, molibdênio e tungstênio (MANKINS; LAMB, 1992).

As ligas da família Hastelloy[®] têm como componente básico o molibdênio, cromo e níquel em sua composição. Algumas das ligas possuem ferro e outros elementos como nióbio, cobalto, cobre e tungstênio. A liga Hastelloy[®] B-1 que possui 68% de níquel e 28% de molibdênio, tem surpreendente resistência à corrosão por pites e sob tensão. Destacam-se ainda a resistência à formação de carbonetos precipitados nos contornos de grão e na região afetada pelo calor durante os processos de soldagem. Tal característica confere elevada soldabilidade, o que torna seu uso bastante comum na fabricação de componentes para a indústria química e petroquímica considerando sua elevada resistência à corrosão em meios agressivos. Por outro lado, a liga de Hastelloy[®] B-2 tem como característica a resistência mecânica a temperaturas elevadas. Contudo, esta liga não apresenta as mesmas características de resistência à oxidação como as demais ligas que também contém cromo em sua composição. Existem outras ligas da família Hastelloy[®] como a C276, que possuem cromo, elemento que confere maior resistência à oxidação e à corrosão. (MUNEKATA, 2011)

O sistema de classificação utilizado para o níquel considera a divisão em cinco famílias, sendo elas:

- Níquel comercialmente puro;
- Ligas binárias, tais como Ni-Cu e Ni-Mo;
- Ligas ternárias, tais como, Ni-Cr-Fe e Ni-Cr-Mo;
- Ligas complexas, como Ni-Cr-Fe-Mo-Cu (com a possibilidade de outros elementos adicionais);
- Superligas. As ligas são melhores reconhecidas pelos seus nomes comerciais, tais como Monel, Hastelloy[®], Inconel e Incoloy.

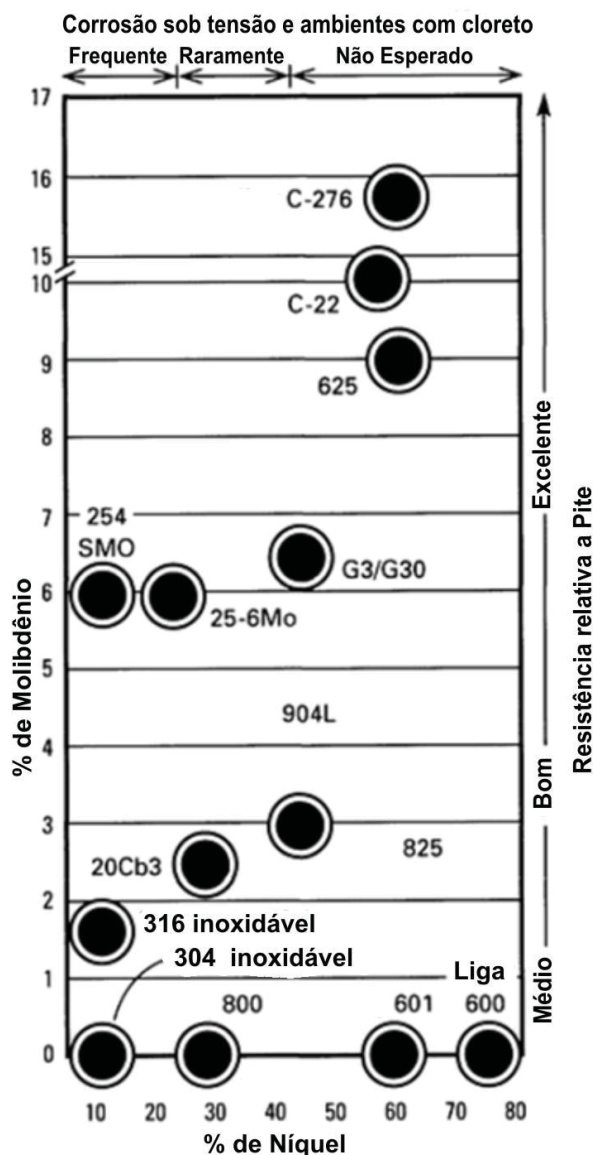
3.7.2 Propriedades e características superliga Hastelloy[®] C276

Conforme citado no item anterior, o liga de níquel Hastelloy[®] C276 está classificada na família das superligas. Esta liga tem como base níquel-cromo-molibdênio com adição de tungstênio. Foi projetada para operação em ambientes corrosivos severos já que a sua composição química confere elevada resistência à corrosão. Apresenta baixo teor de carbono que tende a minimizar a precipitação dos carbonetos durante processos de soldagem ou

deposição da liga por revestimento. Dessa forma, assegura-se a resistência a corrosão intergranular nas zonas termicamente afetadas (ZTA) resultantes dos ciclos térmicos na soldagem (SPECIAL METALS CORPORATION, 2004).

Conforme a FIGURA 10, a liga Hastelloy® C276 possui elevado teor de níquel e molibdênio. Tais elementos conferem elevada resistência à corrosão por pites ao passo que o cromo confere elevada resistência em meios oxidantes (MUNEKATA, 2011). De acordo com Ferreira (2014), a liga em estudo possui elevada resistência à corrosão quando exposta a meios químicos oxidantes como cloreto férrico e cloretos cúpricos, meios aquecidos e contaminados (orgânicos e inorgânicos), cloro, ácido fórmico e ácido acético, anidrido acético, água do mar e soluções de salinas.

FIGURA 10 – DEMONSTRAÇÃO DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES EM DIFERENTES LIGAS EM FUNÇÃO DO TEOR DE NÍQUEL E MOLIBDÊNIO



FONTE: Mankins e Lamb (1997).

O teor de molibdênio da liga garante o aumento da resistência à corrosão por pites. Dentre as ligas de níquel que contém molibdênio em sua composição, a Hastelloy® C276 é a que apresenta a melhor resistência à corrosão por pites (MANKINS; LAMB, 1997).

Em função de sua composição química e características, a liga Hastelloy® C276 é empregada em processos químicos, controle de poluição, na indústria de produção de papel celulose, tratamento de resíduos industriais e urbanos, recuperação de gases, controle de poluição, rede de dutos, amortecedores, pilha de gás de sistemas de reaquecimento, sistemas de ventilação, sistemas de trocadores de calor entre diversas outras aplicações (FERREIRA, 2014). A TABELA 5 apresenta a especificação de composição química da liga C276 usada nesta pesquisa. A TABELA 6 apresenta algumas das principais propriedades das ligas de níquel.

TABELA 5 - ESPECIFICAÇÃO DAS PROPRIEDADES QUÍMICAS DA LIGA HASTELLOY® C276

Propriedades Químicas	Mínimo (%)	Máximo (%)
Carbono	0,10	0,14
Fósforo	0	0,025
Enxofre	0	0,01
Molibdênio	14	18
Tungstênio	3,5	5,5
Ferro	2,0	4,0
Manganês	0,9	1,5
Cromo	14,0	17,0
Silício	0,2	0,8
Oxigênio	0	0,05
Vanádio	0,2	0,8

FONTE: HÖGANÄS, 2011.

TABELA 6 - PROPRIEDADES PRINCIPAIS DAS LIGAS DE NÍQUEL

Principais Propriedades	Valor de Referência
Densidade	8,89 g/cm ³
Ponto de Fusão	1370°C
Coefficiente de expansão térmica	11,2µm/m °C (20 – 100°C)
Módulo de Rigidez	78,6 kN/mm ²
Módulo de Elasticidade	205,5 kN/mm ²

FONTE: ALLOYWIRE INTERNATIONAL.

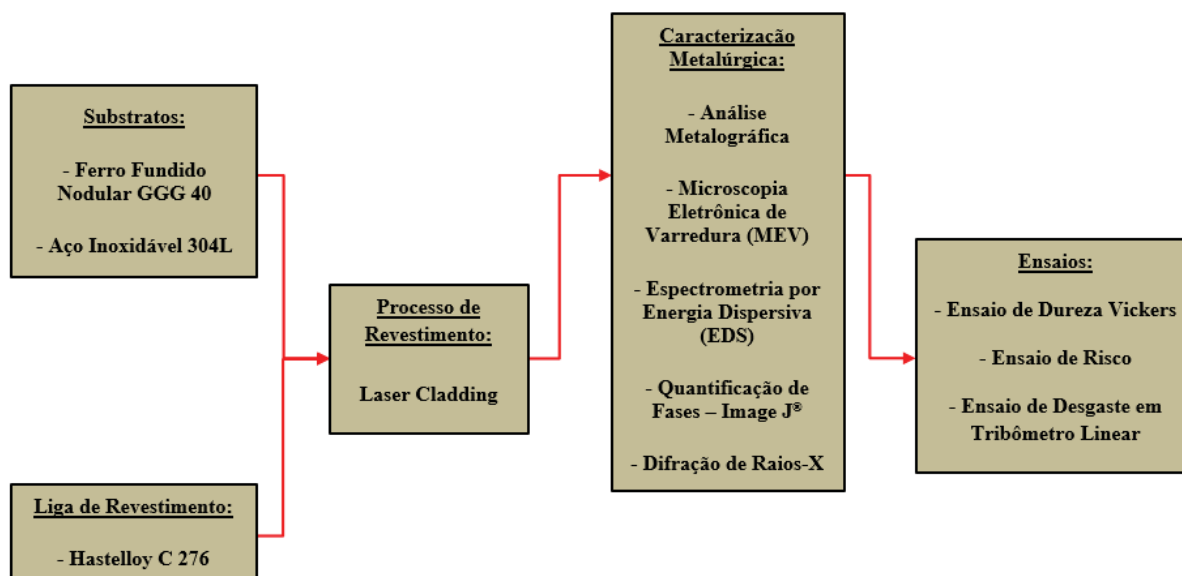
4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão detalhados os principais materiais, técnicas e métodos empregados. Partindo do fluxograma experimental, materiais e principais técnicas de caracterização adotadas, de forma detalhada, a fim de permitir a sua reprodução.

4.1 FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL DA PESQUISA

A presente pesquisa avaliou o efeito da potência de laser sobre as características dos revestimentos de liga de níquel Hastelloy[®] C276, depositados sobre dois substratos distintos. Os revestimentos foram preparados, produzidos e caracterizados visando qualificar os depósitos na forma de cordões únicos, como etapa preliminar à produção de revestimentos de componentes industriais. A FIGURA 11 apresenta o fluxograma experimental empregado na pesquisa.

FIGURA 11 – FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL

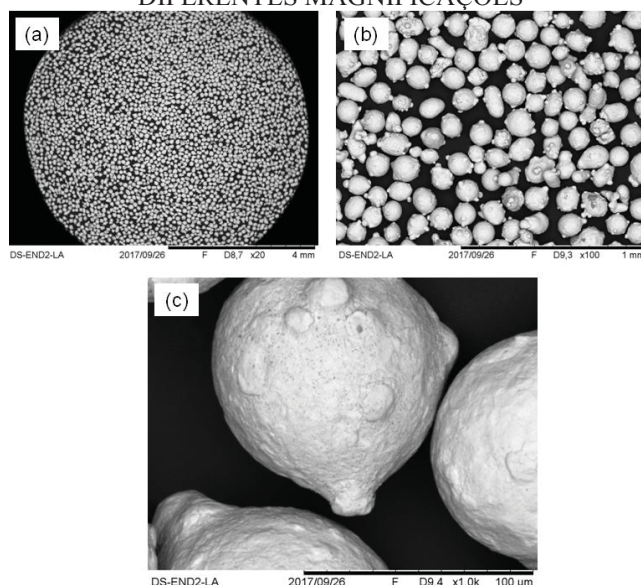


FONTE: O autor (2019).

4.2 MATERIAIS UTILIZADOS

Utilizou-se a liga NiCrMoW (Hastelloy® C 276) na forma de pó atomizado a gás contendo partículas satélite e tamanho entre 50 e 150 µm, conforme ilustra a FIGURA 12 em diferentes magnificações (a, b e c). Os revestimentos foram depositados sobre substratos de aço inoxidável AISI 304L e ferro fundido nodular ferrítico GGG40 com 12,0 e 13,5 mm de espessura, respectivamente. A composição química dos materiais utilizados é apresentada na TABELA 7.

FIGURA 12 – FIGURAS ILUSTRATIVAS DAS PARTÍCULAS DE PÓ DA LIGA ATOMIZADA A GÁS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES



FONTE: O autor (2019).

Os substratos foram selecionados em função da sua ampla aplicação industrial, sendo uma atrativa solução adotar revestimentos para os casos em que os componentes estiverem expostos à meios corrosivos.

TABELA 7 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL DE ADIÇÃO E DOS SUBSTRATOS

Material / Elemento	Composição Química (wt %)					
	Ni	Cr	Mo	W	Fe	C
NiCrMoW*	Bal.	15,4	15,9	4,5	3,1	0,10
Substrato #1	Fe	Si	Cr	Mn	Ni	C
AISI 304L**	Bal.	0,4	18,1	1,3	8,0	0,02
Substrato #2	Fe	Si	Mn	P	S	C
GGG40***	Bal.	2,8	0,1	0,03	0,02	3,9

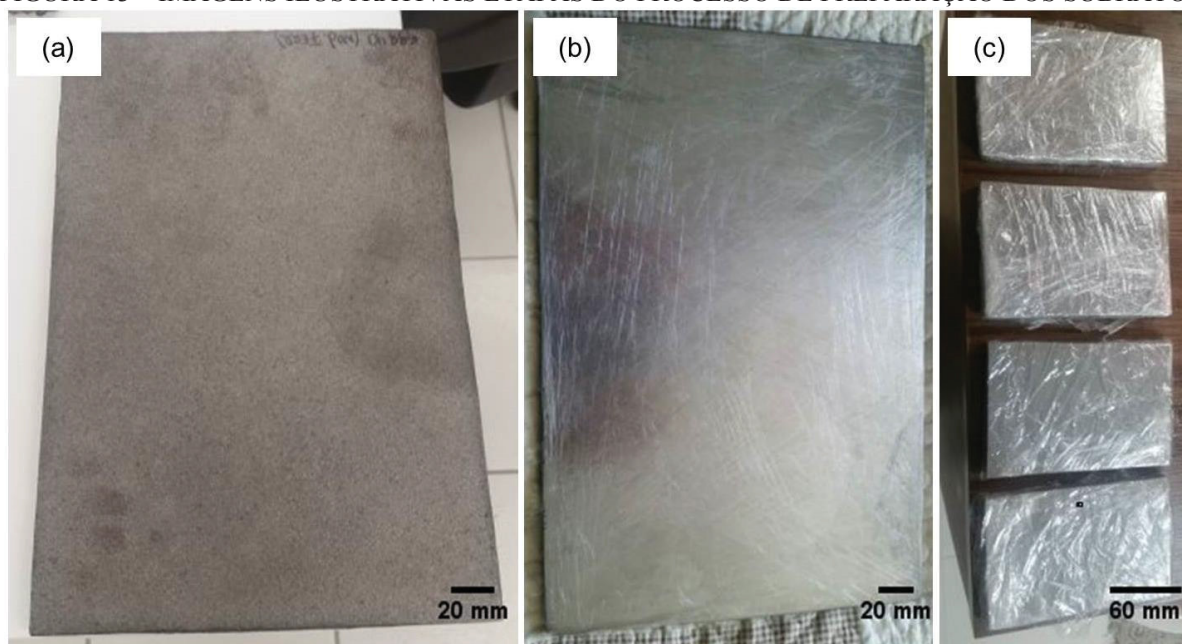
FONTE: * HÖGANÄS / ** Certificado Aperam 1592288 / ***Verificada pelo autor através de espectrometria

4.3 PREPARAÇÃO DO SUBSTRATO

Considerando a importância da preparação dos substratos para a deposição a laser, foram adotadas três etapas para a preparação da superfície, conforme segue:

- Limpeza: as chapas dos substratos foram usinadas a fim de assegurar as superfícies planas e então retificadas até as espessuras de 12,0 e 13,5mm para o AISI 304L e GGG40, respectivamente, conforme ilustra a FIGURA 13(a).
- Corte: as chapas foram então cortadas em tamanho menor com aproximadamente 100 x 150 mm a fim de facilitar o manuseio e facilitar o processo de disposição, conforme ilustra a FIGURA 13(b).
- Preparação fina da superfície: depois de retificadas, todas as placas passaram por processo de jateamento com granalhas de óxido de alumínio, conforme observado na FIGURA 13(c). O processo de jateamento utilizado garante a preservação da superfície usinada e reduzindo a refletividade da superfície das chapas. O jateamento é importante para que uma parte da energia do laser seja absorvida pelo substrato, assegurando a união metalúrgica entre revestimento e substrato.

FIGURA 13 – IMAGENS ILUSTRATIVAS ETAPAS DO PROCESSO DE PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS



FONTE: O autor (2019).

4.4 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO - LASER CLADDING

A primeira etapa desta pesquisa envolveu a produção de cordões através da deposição com um cabeçote com feixe de laser com sete potências diferentes, variando entre 1,0 e 4,0 kW em intervalos de 0,5 kW. Os revestimentos foram depositados e avaliados visualmente quanto à qualidade superficial e aderência aos substratos. Inicialmente, para os parâmetros de deposição escolhidos a aparência superficial foi boa, sendo que, para a potência de laser de 1,0 kW, não houve união metalúrgica, sendo esta condição descartada. Desta forma, somente os depósitos com boa aderência foram caracterizados.

Os parâmetros de deposição foram previamente tabulados, mediante estudo realizado na literatura disponível sobre o tema, com o objetivo de aperfeiçoar o processamento do material e ainda convergir para os resultados satisfatórios, previamente fundamentados nas literaturas de (REIS et al., 1998), (SOUTO, 2013), (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015), (NAVAS et al., 2006), (KUSMOKO; DUNNE; LI, 2015), (GANESH et al., 2010) e (GRAF et al., 2013).

Os dois parâmetros investigados nesse trabalho foram:

- O tipo de Substrato.
- A Potência de laser.

Os parâmetros a seguir foram controlados e replicados em todas as deposições:

- Preparação de superfície.
- Revestimentos.
- Características do pó atomizado.
- Velocidade de processamento.
- Taxa de alimentação de pó atomizado.
- Gás de proteção e de arrasto do pó atomizado.
- Diâmetro de bocal e de mancha focal.
- Comprimento e distância focal.

Dessa forma, foram mantidos fixos a taxa de alimentação de pó, distância focal, diâmetro do ponto focal, tipo e fluxo do gás de proteção, gás de arraste e velocidade de avanço. A TABELA 8 apresenta os parâmetros empregados na deposição a laser.

TABELA 8 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO DE DEPOSIÇÃO HASTELLOY® C276 SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 E AÇO INOXIDÁVEL 304 L

Amostras	2FF	3FF	4FF	5FF	6FF	7FF
	2SS	3SS	4SS	5SS	6SS	7SS
Potência (W)	1500	2000	2500	3000	3500	4000
Taxa de alimentação de pó (g/min)	30	30	30	30	30	30
Velocidade de avanço (mm/min)	800	800	800	800	800	800
Distância focal (mm)	20	20	20	20	20	20
Diâmetro do ponto focal (mm)	5	5	5	5	5	5
Gás de proteção e arraste Argônio (m³/h)	0,42	0,42	0,42	0,42	0,42	0,42

FONTE: O AUTOR (2019).

Para a deposição, foi utilizado equipamento de deposição por *Laser Cladding* do fabricante PRECO modelo SL 9000 Series®, conforme FIGURAS 14, 15 e 16.

O equipamento utiliza fonte de Diodo com potência de até 6 kW, o feixe laser pode ser contínuo ou pulsado (para o presente estudo foi utilizado feixe contínuo) com comprimento de onda variando entre 980 e 1060 nm (conforme potência) onde o feixe de laser é transportado até o cabeçote através de fibra ótica.

FIGURA 14 – INSTALAÇÕES GERAIS EQUIPAMENTO LASER CLADDING FABRICANTE PRECO



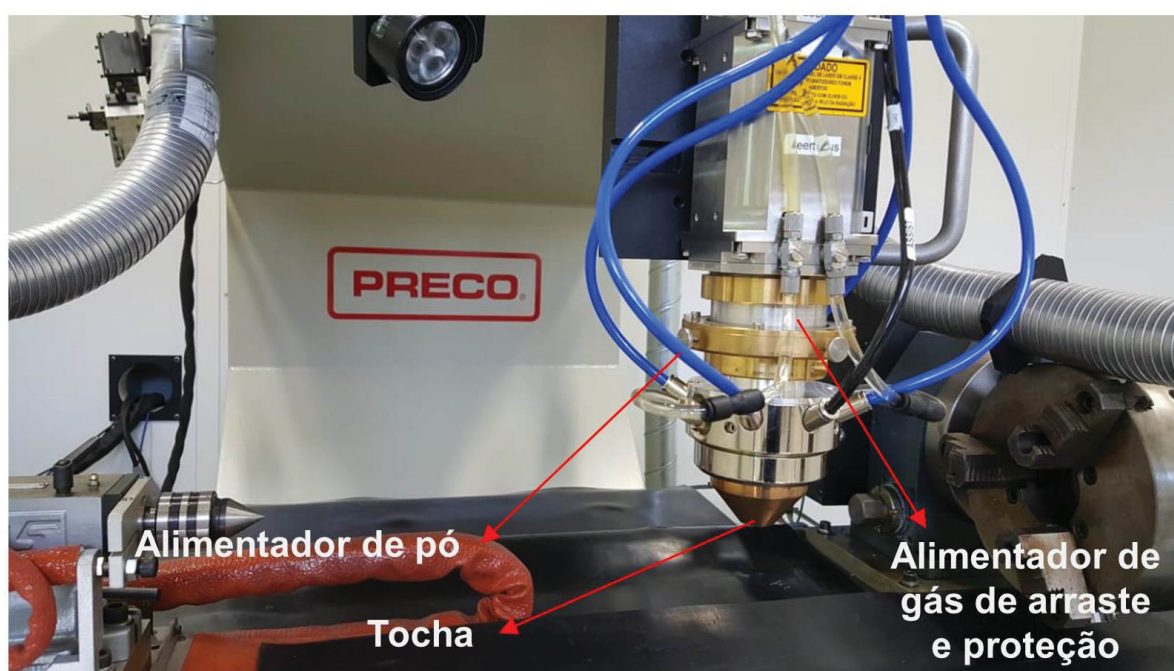
FONTE: O autor (2019).

FIGURA 15 – EQUIPAMENTO PRECO - LASER CLADDING – PROCESSO DE DEPOSIÇÃO



FONTE: O autor (2019).

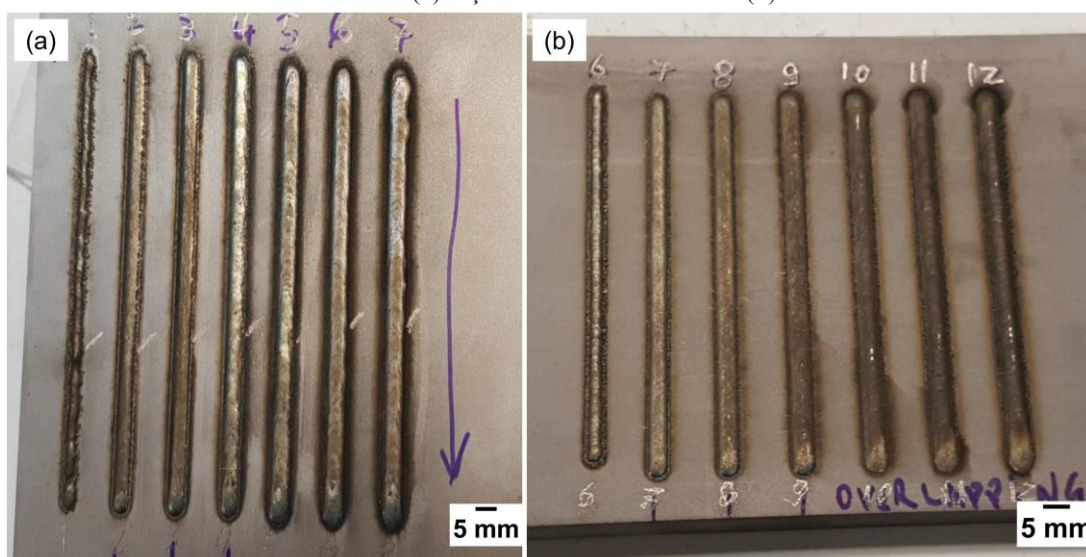
FIGURA 16 - EQUIPAMENTO PRECO - LASER CLADDING – DETALHAMENTO CONJUNTO BOCAL



FONTE: O autor (2019).

A FIGURA 17 apresenta a fotografia típica dos revestimentos na forma de cordões únicos: a) sobre Ferro Fundido Nodular Ferrítico e b) sobre Aço Inoxidável 304 L. Foram considerados depósitos com energias variando de 1,5 a 4,0 kW (2 à 7 para (a) e 7 à 12 para (b)) uma vez que o menor nível de potência de laser (1,0 kW, 1(a) e 6(b)) não promoveu a aderência adequada, sendo então descartadas.

FIGURA 17 – CORDÕES ÚNICOS DEPOSITADOS A LASER SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR GGG40 (a) AÇO INOXIDÁVEL 304L (b)



FONTE: O autor (2019).

4.5 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA CARACTERIZAÇÃO

4.5.1 Processo de usinagem – eletroerosão a fio

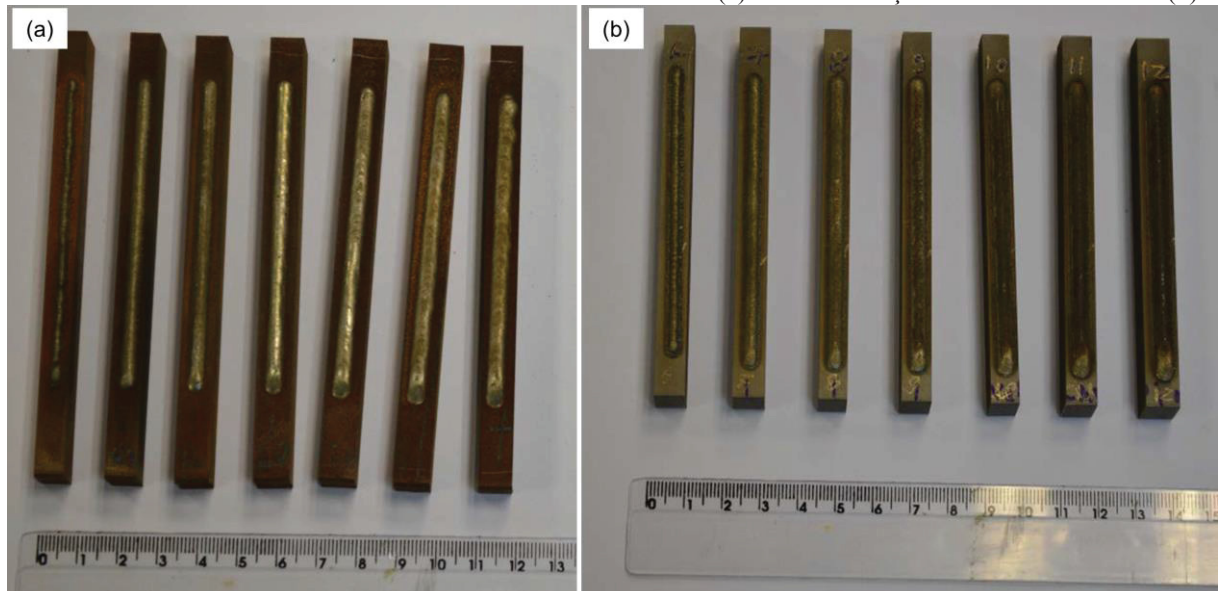
As amostras previamente qualificadas na inspeção visual foram seccionadas por eletroerosão para a retirada dos cordões do substrato revestido e redução do tamanho da amostra. Adjacente aos cordões únicos depositados, o substrato foi mantido a fim de servir de referência superficial para as caracterizações. A eletroerosão a fio foi escolhida a fim de reduzir o risco de alteração microestrutural. Neste processo, a peça permanece submersa em um líquido e, conseqüentemente, acontece a rápida dissipação do calor gerado durante as descargas elétricas aplicadas para o corte ou separação das partes. Da mesma forma, alterações induzidas por ação mecânica são também mitigadas. O equipamento utilizado para a realização do processo foi a ROBOFIL 290P[®] do fabricante Charmilles, conforme apresentado na FIGURA 18. A FIGURA 19 apresenta as amostras separadas a partir deste processo.

FIGURA 18 - EQUIPAMENTO DE CORTE POR ELETROEROSÃO CHARMILLES ROBOFIL 290P®



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 19 – FOTOGRAFIA DAS AMOSTRAS REMOVIDAS POR ELETROEROSÃO A FIO: DEPÓSITOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR GGG40 (a) E SOBRE AÇO INOXIDÁVEL 304L (b)

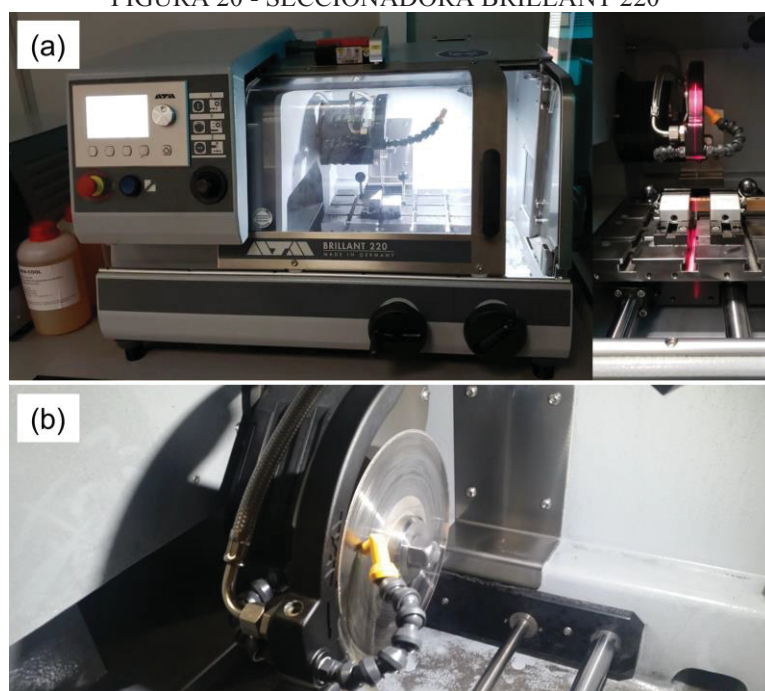


FONTE: O autor (2019).

4.5.2 Processo de corte em seção transversal

Após a retirada dos cordões do substrato por eletroerosão a fio, a extremidade dos cordões foi descartada em 15 mm e então as amostras foram cortadas com espessura aproximada de 5 mm. O processo de corte foi realizado na seccionadora Brillant 220[®] do fabricante ATM, conforme pode ser observado na FIGURA 20. A figura apresenta a visão geral do equipamento (a) e o detalhe do disco de corte diamantado e sistema de fixação da amostra (b).

FIGURA 20 - SECCIONADORA BRILLANT 220[®]



FONTE: O autor (2019).

De forma descritiva, trata-se de um equipamento compacto e de fácil manuseio, opera com 3 eixos (X, Y e Z) em cortes cruzados possuindo ainda diversos programas de corte. Opera com abertura frontal e iluminação interna por lâmpadas de *led* com solução refrigeração a base de água, alimentada através de mangueiras flexíveis. O equipamento é controlado de forma automatizada ou por *joystick* e *display* externo, podendo ainda ter seus parâmetros alterados durante a execução do processo e gravação dos programas para repetição em escala. Dispõe de sistema de corte intermitente que permite a entrada do líquido de arrefecimento e limpeza dos detritos de corte, mantendo assim o material e disco sempre devidamente refrigerados. Nesta pesquisa, foi utilizado disco diamantado com 0,4 mm de

espessura e aditivo de corte e refrigeração na proporção 1:45 (água/aditivo) da marca AKA-COOL[®]. A FIGURA 21 apresenta as amostras removidas a partir do procedimento descrito.

FIGURA 21 - AMOSTRAS CORTADAS COM 5 MM DE ESPESSURA PARA EMBUTIMENTO

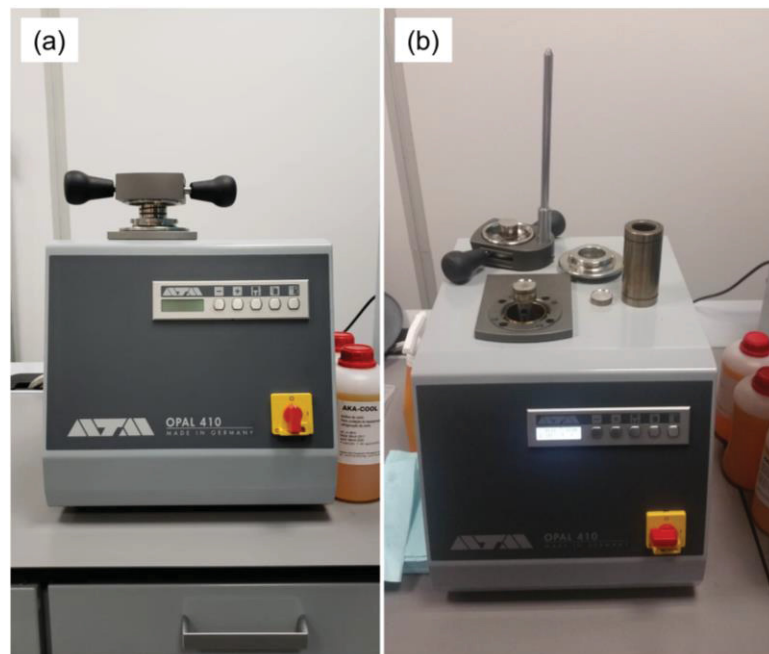


FONTE: O autor (2019).

4.5.3 Embutimento metalográfico

As amostras foram embutidas a quente em resina polimérica do tipo baquelite. O equipamento usado foi o modelo OPAL 410[®] do fabricante ATM, conforme FIGURA 22.

FIGURA 22 - ATM - OPAL 410[®] - EQUIPAMENTO DE EMBUTIMENTO EM BAQUELITES DE POLÍMERO SINTÉTICO

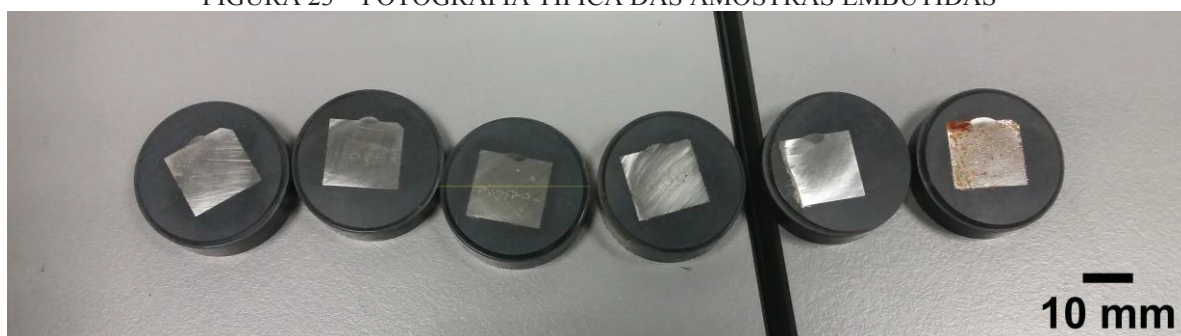


FONTE: O autor (2019).

Trata-se de uma prensa hidráulica de montagem a quente e refrigeração a água desenvolvida para embutimento de amostras para preparação metalográfica. Todo seu processo é realizado de forma automatizada e controlado pelo *display* do equipamento, desde que previamente configurada. Pode ainda ter parâmetros alterados durante a execução do processo de embutimento. Possui um conjunto de moldes, variando do diâmetro de 25 até 40 mm, que podem ser facilmente trocados de forma manual e sem o uso de ferramentas. Além da pressão de operação padrão para cada tamanho de molde, o equipamento dispõe ainda de mais seis pressões diferentes que podem ser selecionadas conforme tamanho dos moldes escolhidos e número de amostras embutidas simultaneamente (limite de 2 amostras). O aquecimento da prensa é realizado através de resistências (4 x 500 W) que dentro de poucos minutos, depois de iniciado o processo, atinge a temperatura previamente configurada (variando de 20 à 200 °C). A refrigeração do equipamento e da baquelite é realizado através de água que pode ser configurada para ocorrer de forma contínua ou pulsada.

Para as amostras estudadas, os parâmetros de embutimento usados foram padronizados. Em função do tamanho das amostras, o molde selecionado foi o de 30 mm de diâmetro, dosagem de granulado de resina fenólica com medidor padrão e pressão padrão de trabalho do equipamento (124 bar) para prensagem das amostras. A temperatura selecionada para pré-aquecimento foi de 180°C e embutimento de 1 amostra por operação. Ao atingir a temperatura selecionada, a amostra permaneceu por 2,5 minutos sendo então resfriada, conforme ilustra a FIGURA 23.

FIGURA 23 – FOTOGRAFIA TÍPICA DAS AMOSTRAS EMBUTIDAS



FONTE: O autor (2019).

4.5.4 Lixamento e polimento metalográfico

Nessa etapa, as amostras embutidas passam pela preparação da superfície a ser analisada ao microscópio. Na etapa de lixamento, o objetivo é eliminar as alterações oriundas da etapa de corte e seguir progressivamente para uma superfície plana e bem-acabada. O lixamento envolveu a sequência de discos com granulometrias FEPA P240 (58,5 Microns) e FEPA P800 (25,8 Microns). Após o lixamento automático, as amostras foram polidas inicialmente com pasta de diamante de 3 micrometros e polimento final com alumina de 0,06 micrometros. Os principais parâmetros do processo de lixamento e polimento são apresentados na TABELA 9. O equipamento usado para esse processo de lixamento e polimento foi o modelo Saphir 520[®] e a Dosadora Topas 130[®] ambas do fabricante ATM, conforme FIGURA 24.

TABELA 9 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO POLIDORA SAPHIR 520[®]

	Parâmetros de processamento – Saphir 520 [®]						
	Amostras	2FF 2SS	3FF 3SS	4FF 4SS	5FF 5SS	6FF 6SS	7FF 7SS
1ª Etapa Disco Verde FEPA P240	Carga Aplicada (N)	50	50	50	50	50	50
	Tempo lixamento (min)	5	5	5	5	5	5
	Velocidade (RPM)	240	240	240	240	240	240
2ª Etapa Disco Amarelo FEPA P800	Carga Aplicada (N)	25	25	25	25	25	25
	Tempo lixamento (min)	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5
	Velocidade (RPM)	250	250	250	250	250	250
3ª Etapa Disco com Estopa de Polimento Água C/ Alumina 0,06 µ	Carga Aplicada (N)	20	20	20	20	20	20
	Tempo Polimento (min)	5	5	5	5	5	5
	Velocidade (RPM)	250	25	250	250	250	250
4ª Etapa Disco com Estopa de Polimento C/ Álcool Etílico + Suspensão de Diamante 3 µm a base de água	Carga Aplicada (N)	5	5	5	5	5	5
	Tempo Polimento (min)	5	5	5	5	5	5
	Velocidade (RPM)	150	150	150	150	150	150

FONTE: O AUTOR (2019).

FIGURA 24 - ATM – SAPHIR 520[®] E TOPAS 130[®] - EQUIPAMENTO DE POLIMENTO DE AMOSTRAS EMBUTIDAS EM BAQUELITE



FONTE: O autor (2019).

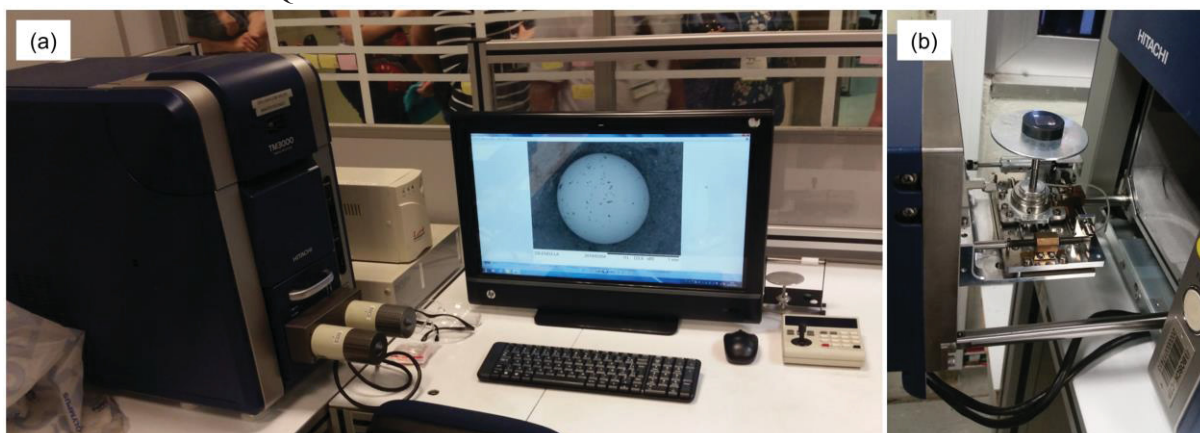
4.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA COM EDS

A etapa de caracterização da superfície das amostras foi realizada através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (EDS). O MEV é um microscópio eletrônico desenvolvido para produzir imagens de superfícies de amostras em geral. EDS é um recurso associado ao MEV e usado para caracterização da composição química de forma semi-quantitativa de amostras. É uma técnica de espectrometria que se baseia na emissão de raios X característicos originados da interação do feixe de elétrons da coluna principal do MEV com a amostra. Considerando que cada elemento químico tem uma estrutura atômica única com elétrons distribuídos em camadas com energias bem definidas, a excitação destes elétrons resulta em emissão de raios X característicos quando um elétron ocupa novamente uma posição livre na camada que teve o

elétron excitado anteriormente. Assim, é possível realizar uma análise química semi-quantitativa, mapeando a composição de fases e microconstituintes.

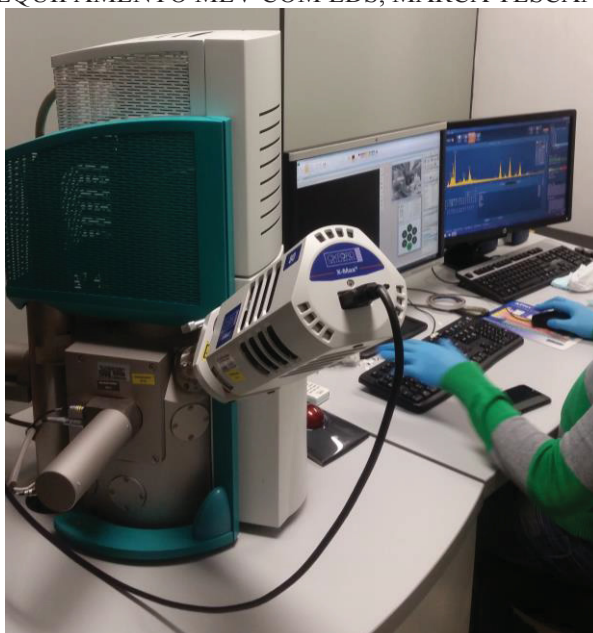
Para o presente estudo utilizam-se dois microscópios eletrônicos de varredura. O primeiro - TM 3000[®] HITACHI - (FIGURA 25) conta com resolução de 3 nm permite ampliação até 30 kX. Opera com pressão controlada entre 3 a 500 Pa e apresenta um sistema de análise química tipo EDS (marca Bruker) com software Quantax 70[®] com detector tipo SDD de 80 mm². O segundo - TESCAN VEGA 3 LMU[®] - (FIGURA 26) conta com resolução de 3 nm permite ampliações de até 300 kX. Possui um sistema de análise química tipo EDS (Oxford) com software AZTech[®] (Advanced). A FIGURA 27 ilustra a região analisada dos revestimentos.

FIGURA 25 - EQUIPAMENTO MEV E EDS TM 3000 HITACHI E CÂMARA DE VÁCUO



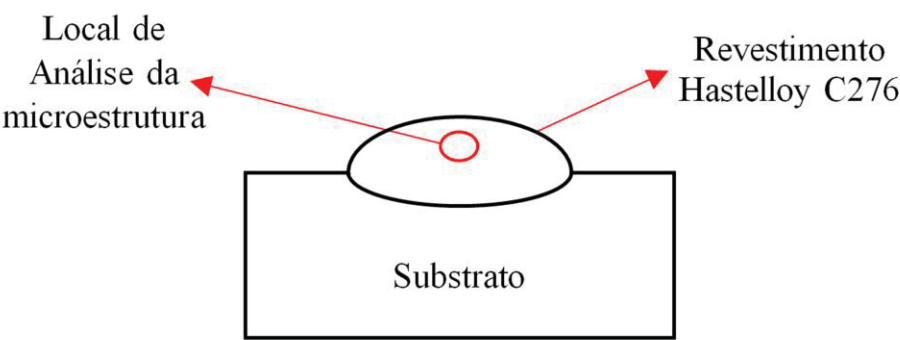
FONTE: O autor (2019).

FIGURA 26 - EQUIPAMENTO MEV COM EDS, MARCA TESCAN VEGA 3 LMU



FONTE: O autor (2019).

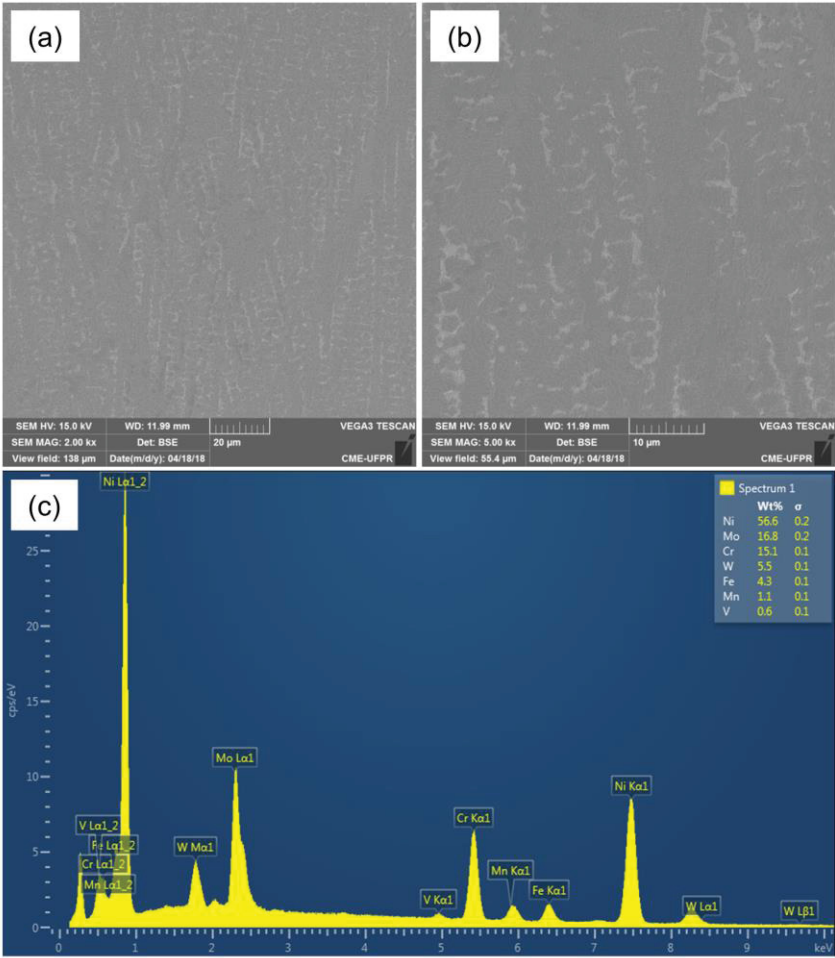
FIGURA 27 - ESQUEMA ILUSTRATIVO DE REGIÃO DE ANÁLISE NO CORTE TRANSVERSAL DOS REVESTIMENTOS PARA AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA



FONTE: O autor (2019).

As imagens foram geradas com ampliações de 2 e 5 kX. Análises por EDS foram realizadas de forma pontual, em áreas e em linha através dos depósitos. Exemplos de imagens obtidas com ampliação de 2 kX, 5 kX e EDS podem ser observados na FIGURA 28.

FIGURA 28 – IMAGENS TÍPICAS COM APLICAÇÃO DE 2 KX (A), 5 KX (B) E EDS (C)

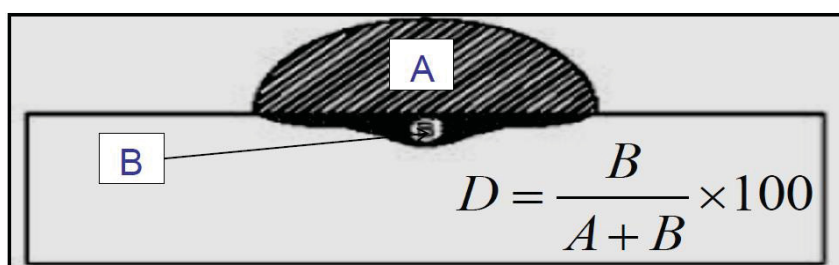


FONTE: O autor (2019).

4.6.1 Técnicas de cálculo de diluição

A diluição normalmente é determinada com base em técnicas empregadas com a amostra de cordão único preparada em seção transversal, a partir da razão entre a área fundida do substrato e a área total fundida do revestimento, conforme FIGURA 29. Esse método é conhecido como método das áreas, onde D é a diluição, $A + B$ é a área total fundida do revestimento, e B é a área fundida do substrato (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2004).

FIGURA 29 - DESENHO ESQUEMÁTICO DE CÁLCULO DE DILUIÇÃO PELO MÉTODO DAS ÁREAS



FONTE: O autor (2019).

Segundo Toyserkani et al (2005), também referenciado por Abioye; McCartney; Clare (2015) e Stefanello (2017), a diluição pode ser também calculada a partir da determinação do teor de ferro dos revestimentos, conforme a EQUAÇÃO 2.

$$\eta = \frac{\rho_c (X_{c+s} - X_c)}{\rho_s (X_s - X_{c+s}) + \rho_c (X_{c+s} - X_c)} \quad (2)$$

Onde:

η é a Diluição.

ρ_c é a densidade da liga de revestimento.

ρ_s é a densidade do substrato.

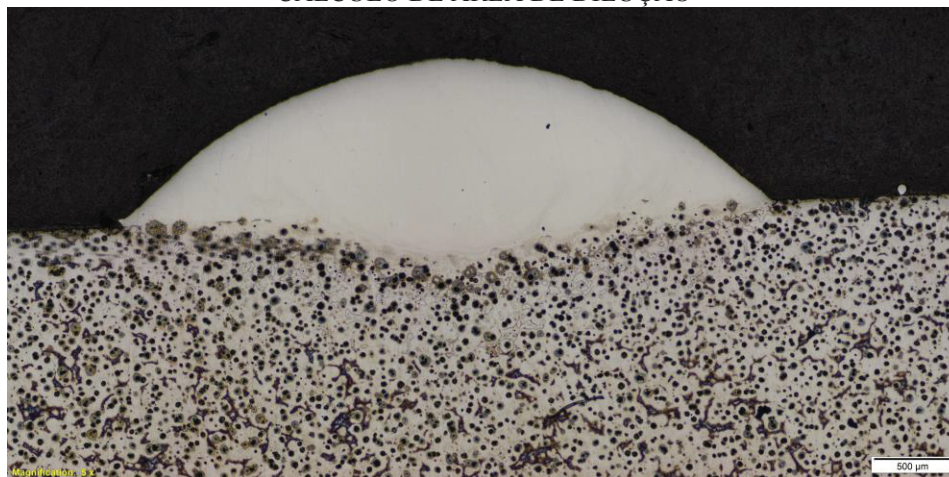
X_s é o conteúdo de ferro no substrato.

X_c é o teor de ferro da liga de revestimento.

X_{c+s} é o teor de ferro do revestimento depositado.

Foram obtidas imagens em MEV em seção transversal para as 12 condições estudadas. Na FIGURA 30 pode ser observado exemplo de imagem obtida para o desenvolvimento do cálculo pelo método das áreas.

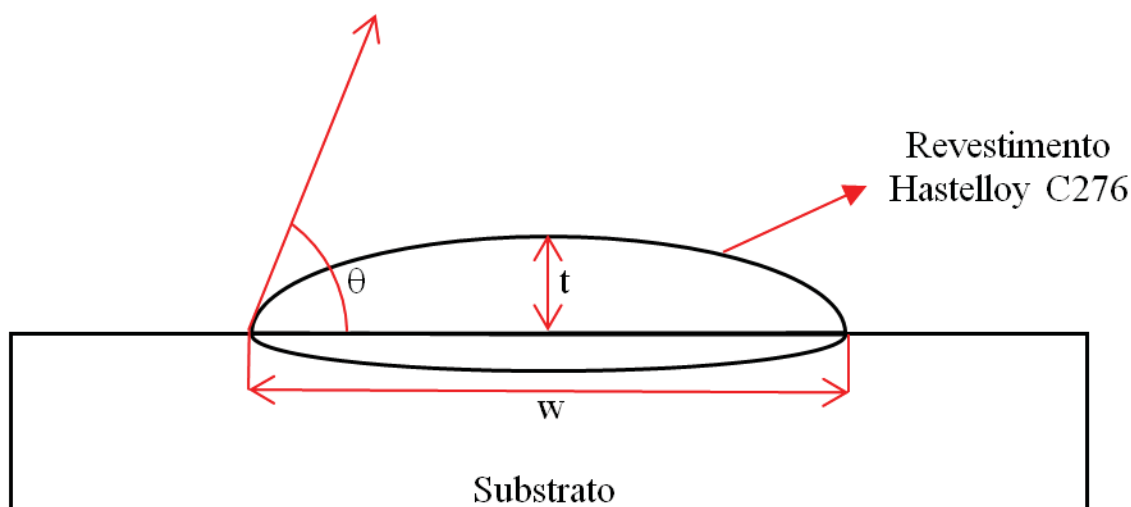
FIGURA 30 – IMAGEM TÍPICA DO REVESTIMENTO EM SEÇÃO TRANSVERSAL, ADOTADO PARA O CÁLCULO DE ÁREA DE DILUÇÃO



FONTE: O autor (2019).

A partir da macrografia dos cordões em seção transversal (FIGURA 30) foram analisados os parâmetros geométricos: ângulo de molhamento (θ), altura de reforço (t) e largura dos cordões (w), conforme ilustra a FIGURA 31.

FIGURA 31 – FIGURA ESQUEMÁTICA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DOS REVESTIMENTOS MOSTRANDO OS PARÂMETROS GEOMÉTRICOS AVALIADOS



FONTE: O autor (2019).

4.6.2 Quantificação de fração de fases - Software Image J®

A partir das imagens da microestrutura dos revestimentos em MEV no modo de elétrons retroespalhados, realizou-se uma análise da fração de fases por meio do *Software Image J®*. O procedimento consiste em tornar a imagem binária e acertar o contraste das fases visando destacar em especial a fração de carbonetos. O tratamento das imagens foi realizado conforme os seguintes passos:

1° - Enhance Contrast/ Smooth

2° - Set scale

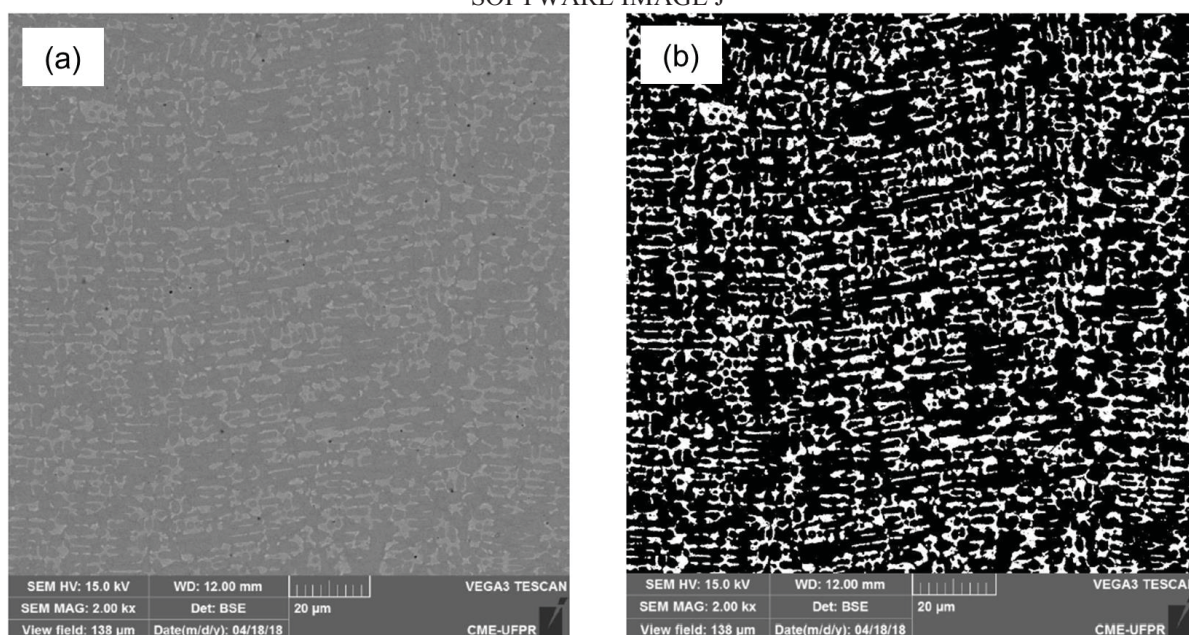
3° - 8 bytes image

4° - Adjust threshold

5° - Measure / area fraction

A FIGURA 32 apresenta um exemplo do tratamento de imagens realizado para a quantificação de fases nas diversas condições. Os carbonetos aparecem na cor branca após o tratamento da imagem.

FIGURA 32 – FIGURA ILUSTRATIVA DO TRATAMENTO DE IMAGEM REALIZADO COM O SOFTWARE IMAGE J®



FONTE: O autor (2019).

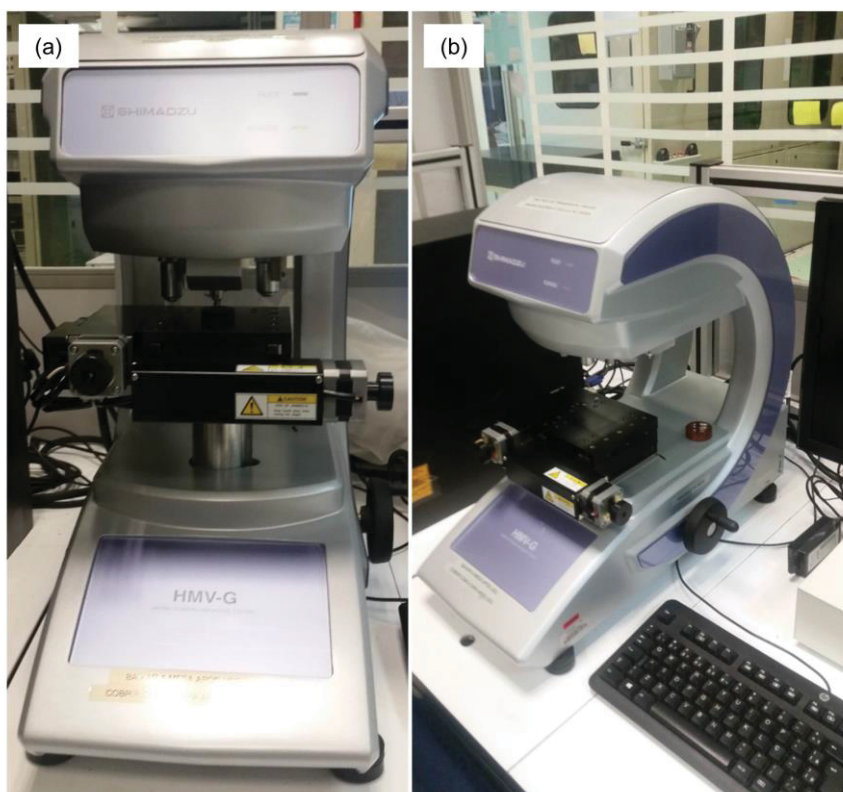
4.6.3 Espaçamento de braços dendríticos

Para a realização do cálculo de espaçamento de braços dendríticos, realizou-se um ataque eletrolítico para revelar a estrutura de solidificação e visualização das dendritas bem como a definição de seus contornos. O ataque foi realizado a partir de ácido oxálico diluído água destilada (10 g/100 mL), utilizando 3 V por 15 segundos. A macroestrutura foi fotografada em microscópio ótico e posteriormente utilizada para a medição do grau de refinamento da estrutura.

4.7 DUREZA DOS REVESTIMENTOS

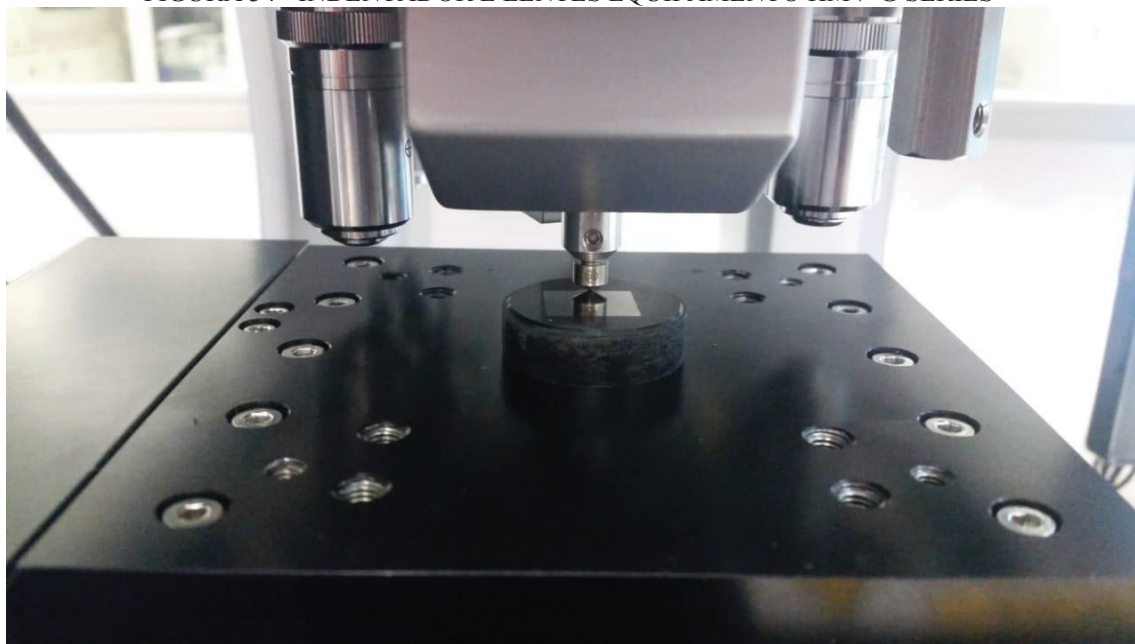
O ensaio de dureza Vickers teve como objetivo avaliar a influência da intensidade do laser e do tipo de substrato sobre os revestimentos. O equipamento utilizado foi o HMV-G Series[®] do fabricante Shimadzu, conforme FIGURA 33 e FIGURA 34.

FIGURA 33 – EQUIPAMENTO UTILIZADO NO ENSAIO DE DUREZA VICKERS HMV-G SERIES[®]



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 34 - INDENTADOR E LENTES EQUIPAMENTO HVM-G SERIES®



FONTE: O autor (2019).

O equipamento para ensaio de dureza Vickers opera de forma automatizada na medida das diagonais da impressão, o que reduz os erros de medição. O equipamento dispõe de 3 lentes de ampliação (10X, 40X e 50X) que se ajustam automaticamente conforme a necessidade de recuo para perfeito enquadramento da área impressa pelo indentedor, permitindo ainda a ampliação, conforme necessidade. Para as amostras estudadas, os dados de medição foram padronizados para todas as amostras, conforme TABELA 10.

TABELA 10 - PARÂMETROS EQUIPAMENTO HVM-G SERIES®

Parâmetros – HVM-G Series®						
Amostras	2FF 2SS	3FF 3SS	4FF 4SS	5FF 5SS	6FF 6SS	7FF 7SS
Indentador	Vickers	Vickers	Vickers	Vickers	Vickers	Vickers
Carga aplicada (kgf)	1	1	1	1	1	1
Tempo de permanência pós carregamento (segundos)	15	15	15	15	15	15
Lente enquadramento (n° X)	40	40	40	40	40	40

FONTE: O AUTOR (2019).

4.8 ENSAIOS DE RISCO E DESGASTE

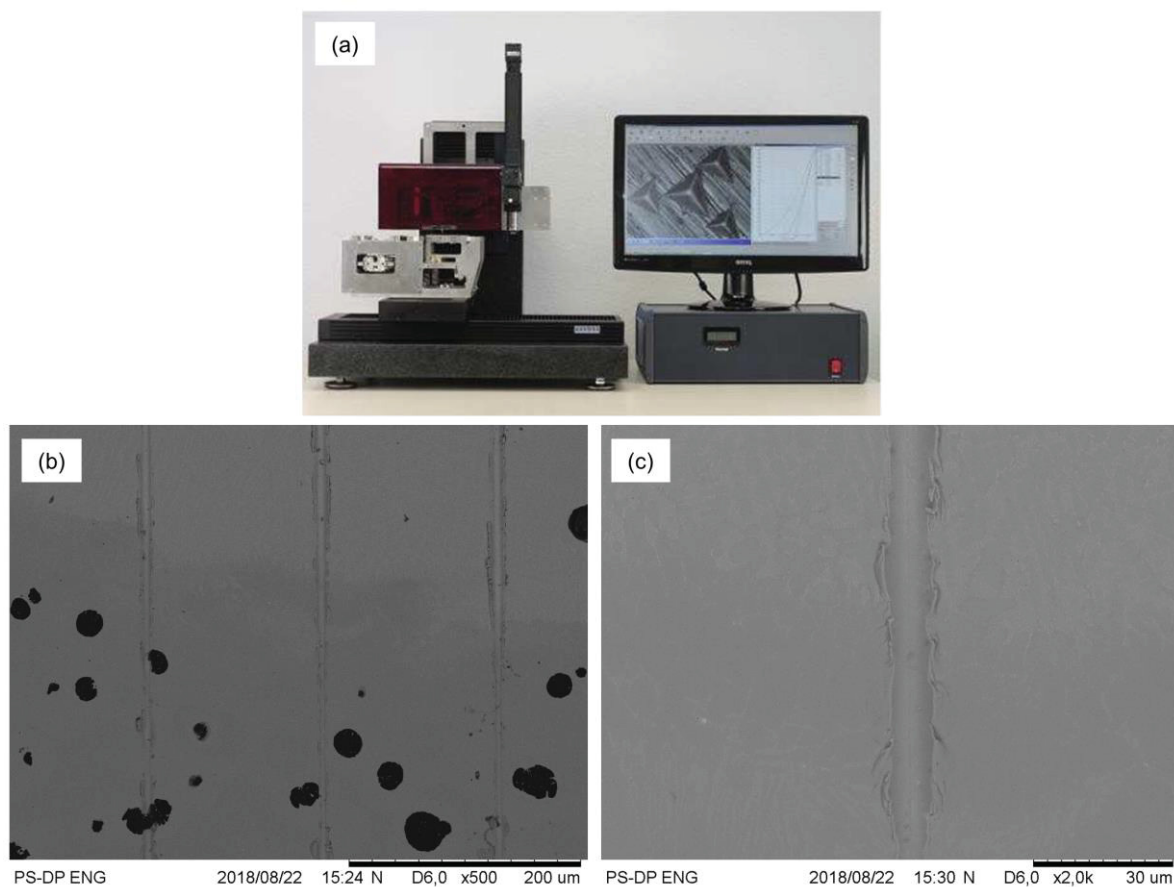
4.8.1 Ensaio de risco

O presente ensaio visa medir a resistência ao risco realizado de forma padronizada na área do revestimento de interesse. O ensaio foi realizado a partir do centro dos cordões, atravessando a ZTA até alcançar o substrato revestido. O ensaio teve como finalidade a avaliação do efeito do processamento a laser e do tipo de substrato sobre as características finais dos revestimentos de liga Hastelloy® C276. Adicionalmente, foi possível realizar a avaliação da extensão da ZTA para cada tipo de substrato avaliado. Portanto, além de permitir avaliar a extensão da ZTA por meio da largura do risco, foi possível avaliar comparativamente o efeito do ciclo térmico sobre os dois substratos escolhidos. O equipamento utilizado para a realização do ensaio foi o UNAT do fabricante ZwickRoell® Asmec com o uso do *software* de automação Asmec GMBH - Inspector X.

O ensaio foi realizado com aplicação de carga de escaneamento da superfície de 1 mN e, nessa etapa, o equipamento mapeia o perfil da superfície das amostras. O mesmo procedimento é realizado após a realização dos riscos quando o *software* permite a sobreposição das curvas de nível da superfície das amostras fazendo assim a comparação graficamente.

Após o modelamento do perfil da superfície, o equipamento realizou a aproximação e aplicação da carga constante de 200 mN sobre a superfície das amostras por um percurso de 2000 μm a uma velocidade de 10 $\mu\text{m/s}$ usando uma ponta cônica com raio de 5 μm . Foram realizados 3 riscos em cada amostra com distância de 150 μm paralelamente entre eles. Todo o ensaio foi realizado de forma automatizada com os dados previamente configurados no *software* do equipamento. A FIGURA 35 (a) e (b) apresenta imagens do equipamento utilizado para o ensaio de risco e imagens típicas em MEV dos riscos com (c) e (d). A TABELA 11 apresenta os principais parâmetros de processamento usados na realização do ensaio de riscamento.

FIGURA 35 - EQUIPAMENTO MARCA UNAT ZWICK ROELL/ASMEC (a), E IMAGENS TÍPICAS DOS RISCOS REALIZADOS NOS MATERIAIS ESTUDADOS OBTIDAS EM MEV (b) E (c).



FONTE: (a) Catálogo de produtos Asmec (2019) – (b) e (c) O Autor (2019)

TABELA 11 - PARÂMETROS DE ENSAIO DE MICRO RISCOS - EQUIPAMENTO UNAT ZWICK ROELL/ASMEC

Parâmetros – UNAT ZWICKROELL/ASMEC						
Amostras	2FF	3FF	4FF	5FF	6FF	7FF
	2SS	3SS	4SS	5SS	6SS	7SS
Comprimento dos riscos (µm)	2000	2000	2000	2000	2000	2000
Carga constante aplicada (mN)	200	200	200	200	200	200
Velocidade (µm/s)	10	10	10	10	10	10
Distância entre riscos (µm)	150	150	150	150	150	150
Ponta esférica (cônica) - Raio (µm)	5	5	5	5	5	5
Carga escâner pré e pós ensaio (mN)	1	1	1	1	1	1

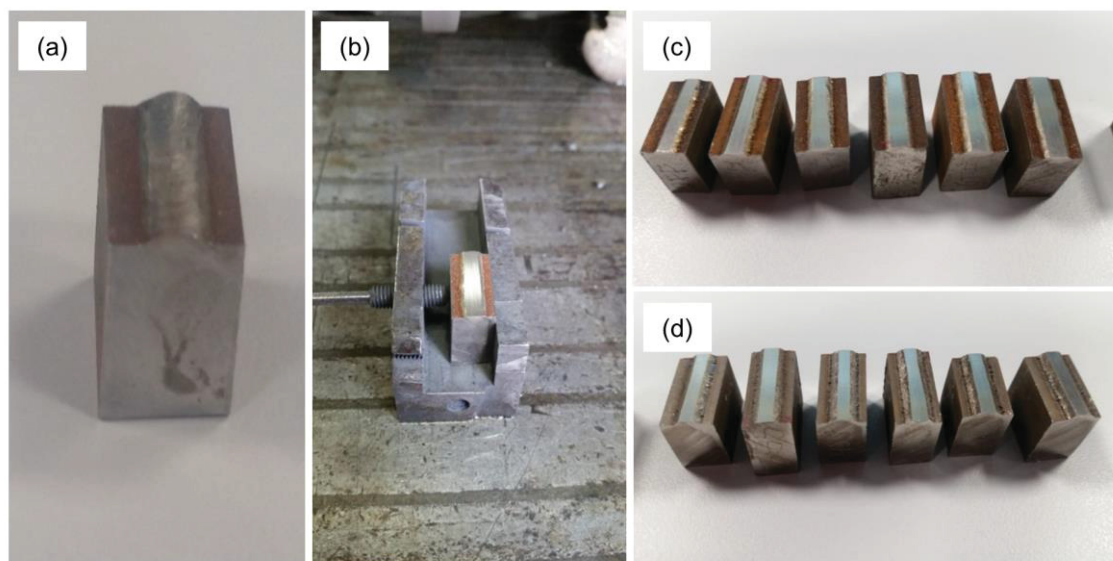
FONTE: O AUTOR (2019).

4.8.2 Ensaio de desgaste em tribômetro linear

O Ensaio em tribômetro linear foi realizado em apenas 4 amostras estudadas, sendo utilizadas as amostras com mínimas e máximas diluições. As amostras foram cortadas com o comprimento de 10 mm, conforme a FIGURA 36 (a). Após serem cortadas transversalmente, as mesmas foram usinadas (retifica, FIGURA 36 (b)) a partir do topo dos cordões para remoção de 0,3 mm na altura de reforço obtendo assim área plana para a realização do desgaste. A região usinada foi então lixada e polida antes da realização do ensaio, FIGURA 36 (cd).

A última etapa no processo de preparação das amostras consistiu no processo de retifica nas laterais para deixar as amostras devidamente esquadradas com todos os ângulos perpendiculares (exatidão em 90°) e posterior certificação (quanto a exatidão do ângulo) avaliada em projetor de perfil. O objetivo desta etapa foi garantir o posicionamento adequado no equipamento (Tribômetro Linear) para a avaliação em desgaste.

FIGURA 36 – AMOSTRAS CORTADA (A), AMOSTRAS EM PROCESSO DE RETIFICA (B), AMOSTRAS FINALIZADAS GGG40 (C) E 304L (D)



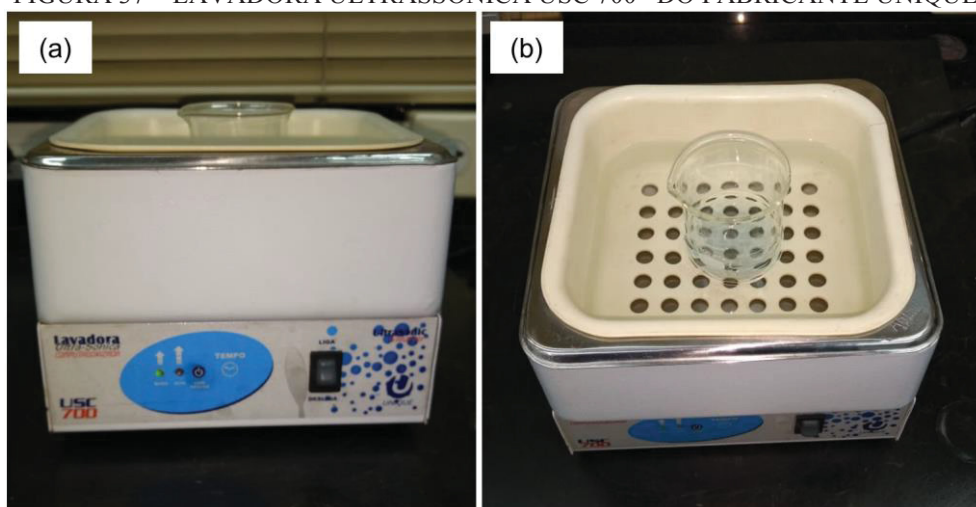
FONTE: O autor (2019).

O tribômetro linear é um equipamento amplamente utilizado para realização de ensaios de desgaste e permite a determinação do coeficiente de atrito para um determinado par tribológico, além da possibilidade da estimativa da taxa de perda de massa-volume ou taxa de desgaste. Isso permite a realização de avaliações comparativas laboratoriais a respeito da

potência do laser e o tipo de substrato, avaliados neste trabalho. O ensaio foi realizado em ambiente controlado com parâmetros previamente definidos e constantes.

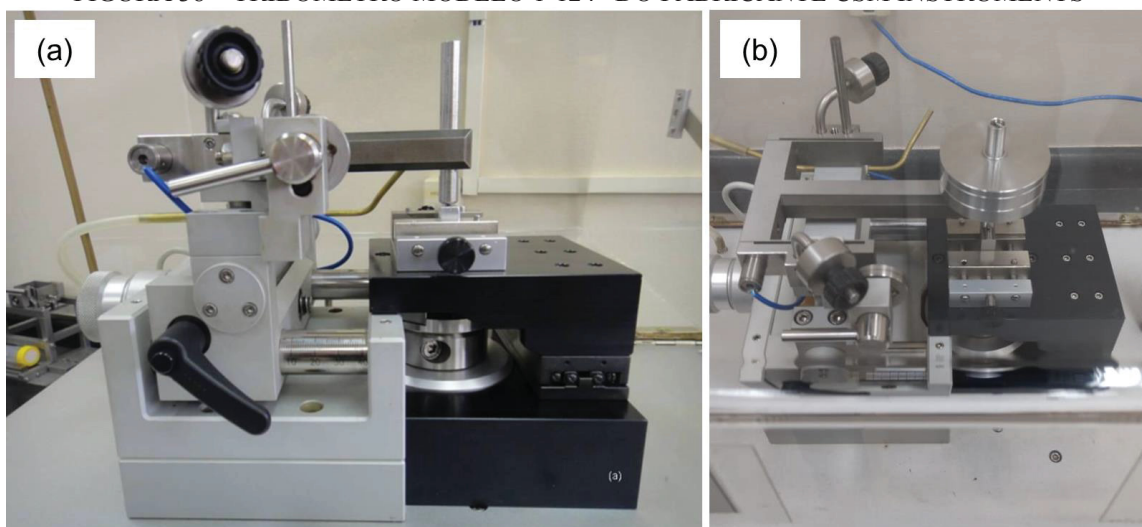
Antes da realização do ensaio, as amostras são limpas com acetona em lavadora ultrassônica, modelo USC 700[®] do fabricante Unique, pelo período de 10 minutos, conforme pode ser observado na FIGURA 37 (a) e (b). O equipamento utilizado para a realização o ensaio de desgaste foi o modelo 1-124[®] do fabricante CSM Instruments. A FIGURA 38 (a) e (b) apresenta imagens do equipamento utilizado no ensaio.

FIGURA 37 – LAVADORA ULTRASSÔNICA USC 700[®] DO FABRICANTE UNIQUE



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 38 – TRIBÔMETRO MODELO 1-124[®] DO FABRICANTE CSM INSTRUMENTS



FONTE: O autor (2019).

Devido ao elevado grau de dureza, para determinação do coeficiente de atrito, as amostras foram desgastadas utilizando esfera de Zircônia (ZrO_2) com diâmetro nominal de 5mm como contra corpo que deslizaram sobre a superfície das amostras preparadas, conforme descrito anteriormente neste capítulo e parâmetros apresentados na TABELA 12. As avaliações foram realizadas em duplicata.

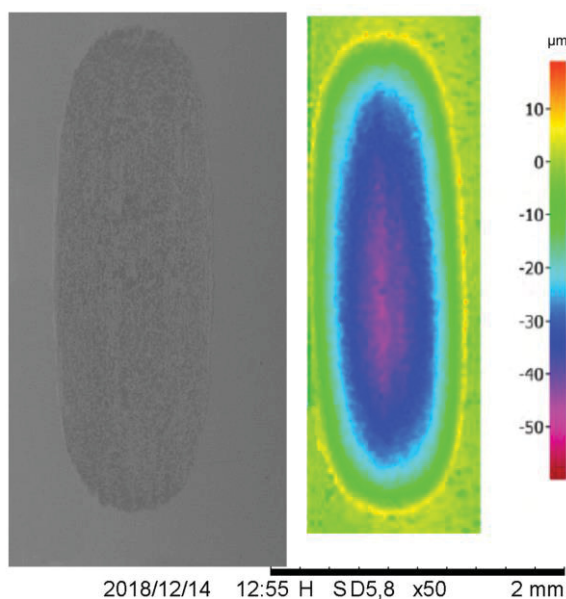
TABELA 12 - PARÂMETROS DE ENSAIO DE DESGASTE TRIBÔMETRO 1-124® CSM INSTRUMENTS

Parâmetros Tribômetro 1-124® CSM Instruments	
Carga (N)	5
Taxa de aquisição (Hz)	30
Temperatura (°C)	23,4
Umidade relativa do ar (%)	53
Velocidade (mm/s)	40
Distância percorrida por amostra (m)	120
½ amplitude (mm)	2
Tempo médio de ensaio por amostra (h)	1:15

FONTE: O Autor (2019)

Após a realização dos ensaios de desgaste, foram obtidas imagens em MEV e interferômetro de luz branca para análise da superfície desgastada e determinação do volume de material removido dos revestimentos depositados. A FIGURA 39 apresenta uma imagem típica usada para realizar esse tipo de análise obtida através de interferômetro de luz branca com uso do equipamento Infinity Focus® do fabricante Alicona.

FIGURA 39 – IMAGEM TÍPICA EM MEV DE TRILHA DESGASTATE GERADA EM TRIBÔMETRO LINEAR E IMAGEM OBTIDA EM INTERFERÔMETRO DE LUZ BRANCA



FONTE: O autor (2019).

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

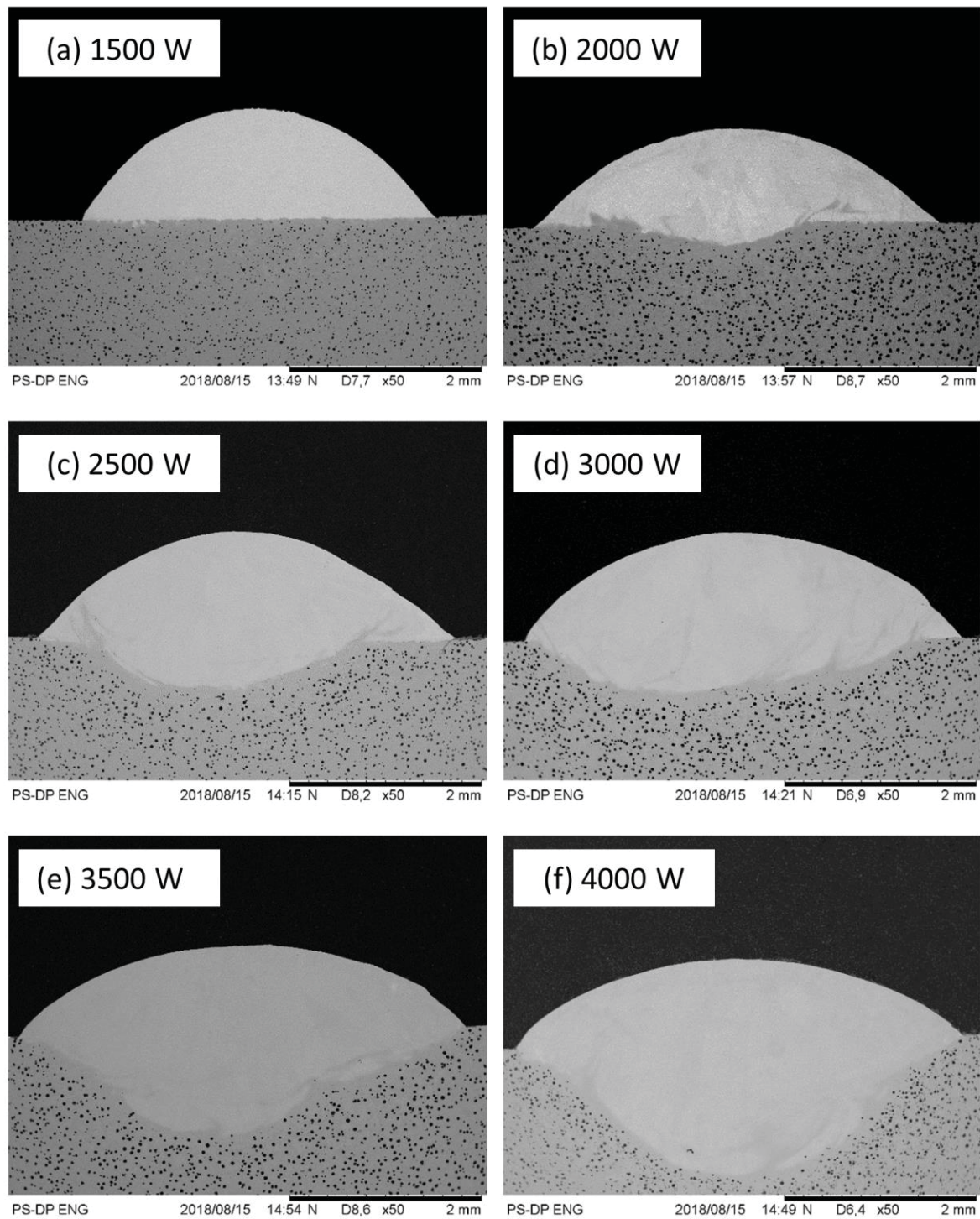
Neste tópico são apresentados e discutidos os resultados desta pesquisa. Primeiramente em termos de geometria dos cordões, o que indica características associadas à produção prática de áreas revestidas. Em seguida, uma análise do efeito da corrente de deposição e do tipo de substrato sobre a diluição, microestrutura e propriedades é apresentada. Ao final, analisa-se o efeito das condições de processamento e do tipo de substrato sobre a resistência ao desgaste dos revestimentos de liga Hastelloy[®] C276 depositados sobre Ferro Fundido Nodular GGG 40 e aço inoxidável Austenítico AISI 304L.

5.1 MACROGRAFIA E GEOMETRIA DOS CORDÕES

A análise dos revestimentos em secção transversal indicou que os parâmetros adotados para a deposição foram adequados, uma vez que não foram observados defeitos superficiais tais como trincas, porosidades, mordeduras, respingos, falta de fusão ou mesmo defeitos na interface revestimento/substrato, conforme observado em trabalhos anteriores (REIS et al., 1998), (SOUTO, 2013), (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015), (NAVAS et al., 2006), (KUSMOKO; DUNNE; LI, 2015), (GANESH et al., 2010) e (GRAF et al., 2013).

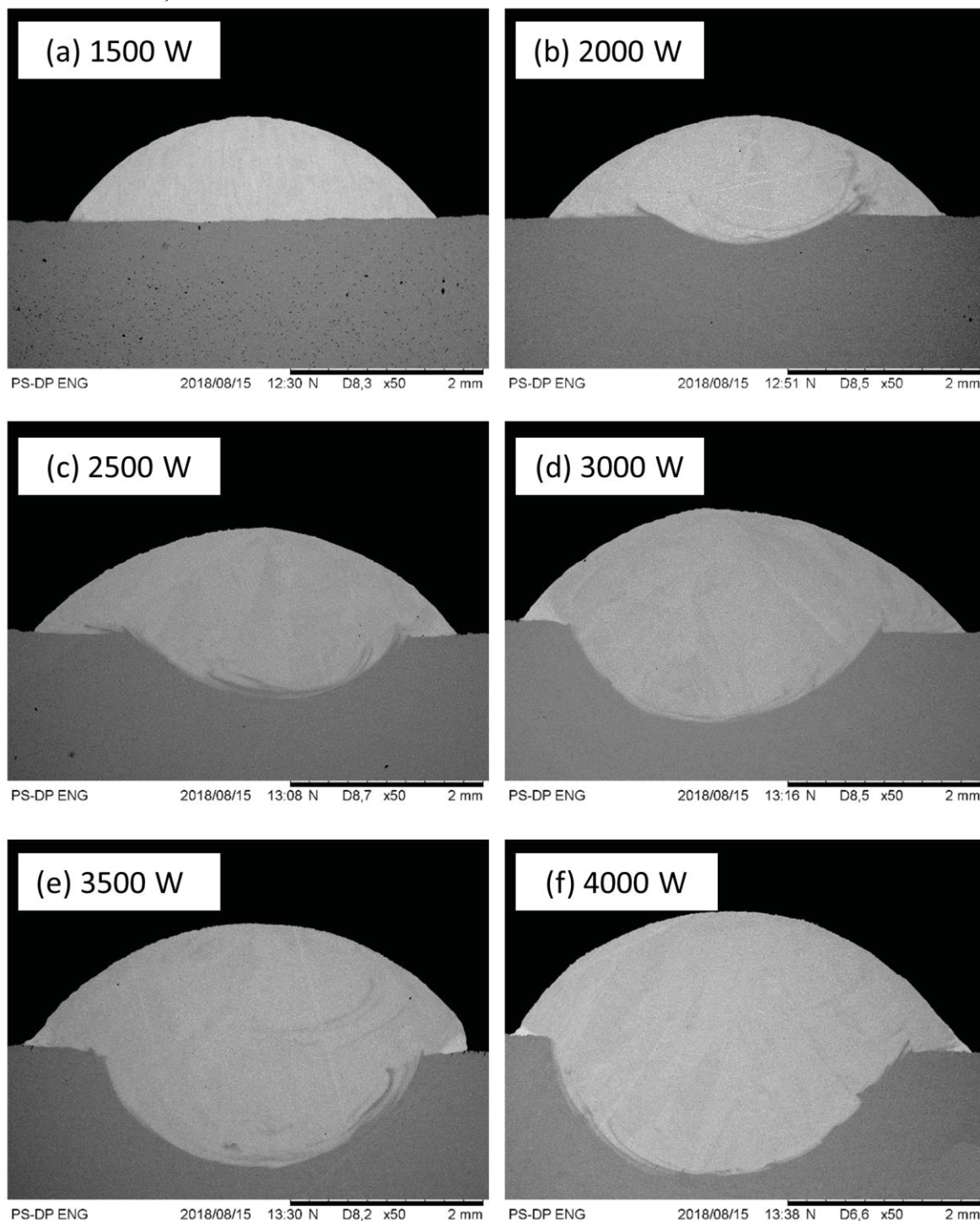
Adicionalmente, foram observadas diferenças significativas na geometria dos cordões estudados em decorrência da larga faixa de potência de laser estudada (1500 a 4000 W). As FIGURAS 40 e 41 apresentam as macrografias dos depósitos (cordões) de liga Hastelloy[®] C276, evidenciando a boa qualidade e ausência de defeitos para os substratos estudados.

FIGURA 40 – MACROGRAFIAS DOS CORDÕES DE LIGA HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 41 – MACROGRAFIAS DOS CORDÕES DE LIGA HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W



FONTE: O autor (2019).

A análise do ângulo de molhamento (θ) para os revestimentos depositados sobre GGG 40 indicam que não há uma tendência clara de modificação em função da potência de laser, contudo observou-se uma variação inferior a 10%. Por outro lado, o ângulo de molhamento verificado para os depósitos sobre AISI 304L apresentou variação de até 25%,

mantendo comportamento aleatório sem indicativo de tendência de variação com relação a potência adotada, conforme indicado na TABELA 13.

A partir da avaliação da largura dos cordões (w), observou-se uma tendência geral de aumento da largura dos cordões à medida que a potência do laser é elevada, para os ambos os casos estudados, atingindo variação máxima de aproximadamente 20%. Os resultados mostram que, à medida que a potência aumenta, a largura se aproxima do valor nominal da mancha focal do laser (spot size: 5 mm). Estes resultados são coerentes com o fato de que a energia do laser apresenta uma distribuição gaussiana (menor energia próximo à faixa externa da mancha) e que uma maior energia adotada significa fundir uma maior quantidade de material, especialmente aquele que passa próximo ao limite externo da mancha focal. Em adição, a altura de reforço (t) dos depósitos foi avaliada e variou entre 15 e 25% e, assim como o ângulo de molhamento, não foi observada uma tendência de alteração com relação à potência do laser, conforme indicado na TABELA 13.

TABELA 13 – GEOMETRIA E ANÁLISE DIMENSIONAL DOS CORDÕES CONFORME FIGURA 31

Potência do Laser (W)	Substratos					
	Ferro Fundido GGG40			AISI 304L		
	θ (°)	w (mm)	t (mm)	θ (°)	w (mm)	t (mm)
1500	57	3,7	1,2	50	3,9	1,1
2000	43	4,2	1,0	49	4,1	1,1
2500	43	4,4	1,1	46	4,4	1,1
3000	54	4,5	1,1	48	4,7	1,2
3500	50	4,7	0,9	49	4,7	1,3
4000	48	4,7	0,9	49	4,8	1,3

FONTE: O Autor (2019)

Os resultados de ângulo de molhamento e de altura de reforço não seguem a tendência observada para processos convencionais (FERREIRA, GRAF E SCHEID, 2015). Este comportamento está relacionado à eficiência de fusão, que será tratado no próximo capítulo.

5.2 ANÁLISE DA EFICIÊNCIA DE FUSÃO OU RENDIMENTO

No presente estudo e, durante a deposição, observou-se o acúmulo de pó atomizado não fundido ao redor da peça revestida. Este volume de pó não fundido foi considerado neste estudo e motivou o cálculo da chamada “Eficiência de Fusão”. A eficiência é a razão entre a massa de material depositada e a massa de material abastecida pelo alimentador. A

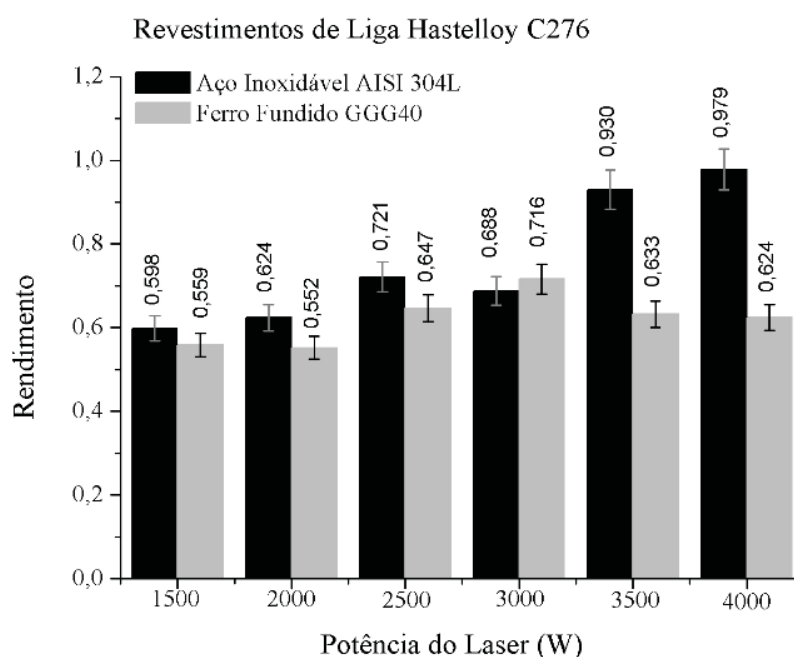
FIGURA 42 apresenta de forma compilada o rendimento para a deposição nas condições estudadas.

Para o substrato de Aço Inoxidável AISI 304L, observou-se um aumento progressivo da eficiência da fusão do pó atomizado com o aumento da potência do laser. Contudo, a análise dos resultados mostrou que, para potências de 1500 e 2000 W a eficiência manteve-se constante em 60% enquanto para 2500 e 3000 W a eficiência aumentou para 70%. Finalmente, nas intensidades de laser de 3500 e 4000 W, a eficiência atingiu valores superiores a 90%.

Por outro lado, uma menor eficiência foi observada para a fusão sobre substrato de Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40. Para potências de 1500 e 2000 W a eficiência de fusão foi baixa, não ultrapassando ~56%. Neste caso, o maior rendimento foi verificado para potências de 2500 e 3000 W, atingindo 72%. A posterior elevação da intensidade do laser para 3500 e 4000 W promoveu a redução da eficiência para cerca de 60 %.

A literatura relata que a deposição por *Laser Cladding* - comparado com os métodos tradicionais – resulta em melhores resultados em termos de homogeneidade, dureza e microestrutura. Contudo, o processo de deposição a laser ainda apresenta aspectos desfavoráveis quanto ao rendimento e custo de produção para grandes áreas a serem revestidas (Schneider, 1998; Torres, 2015).

FIGURA 42 – EFICIÊNCIA/RENDIMENTO *VERSUS* POTÊNCIA DE LASER



FONTE: O autor (2019).

Um aspecto importante do rendimento é que deve ser destacado é a sua influência sobre as características geométricas dos cordões. Segundo (NOWOTNY et al., 2007) a eficiência de rendimento para deposição a laser pode variar entre 60 e 90% em função do alinhamento do cabeçote e quando a largura do cordão depositado é superior a 1,5 mm. Conforme capítulo anterior, ângulo de molhamento e a altura de reforço não seguiram a tendência normal relatada pela literatura para processos convencionais, que são processos com eficiência de fusão de 100% (FERREIRA, 2014; FERREIRA, GRAF E SCHEID, 2015). É razoável afirmar aqui que, à medida que a eficiência de fusão é alterada - um diferente volume de material metálico é fundido - levando a diferentes valores de reforço e ângulo de molhamento da poça de fusão. Esta é uma explicação plausível para a ausência de clara correlação entre estes parâmetros e a intensidade do laser. É importante ainda destacar que o tipo de substrato influenciou a eficiência de fusão, provavelmente em decorrência da diferente refletividade / absortividade do laser.

5.3 ANÁLISE DA DILUIÇÃO

Existem duas formas comuns de determinação da diluição na soldagem. Uma delas está baseada na medida do teor de ferro e considera a densidade dos materiais de adição e substrato, enquanto a outra forma é mais simples e baseada na medição macroscópica da área fundida do substrato e da área total fundida do cordão de solda em secção transversal.

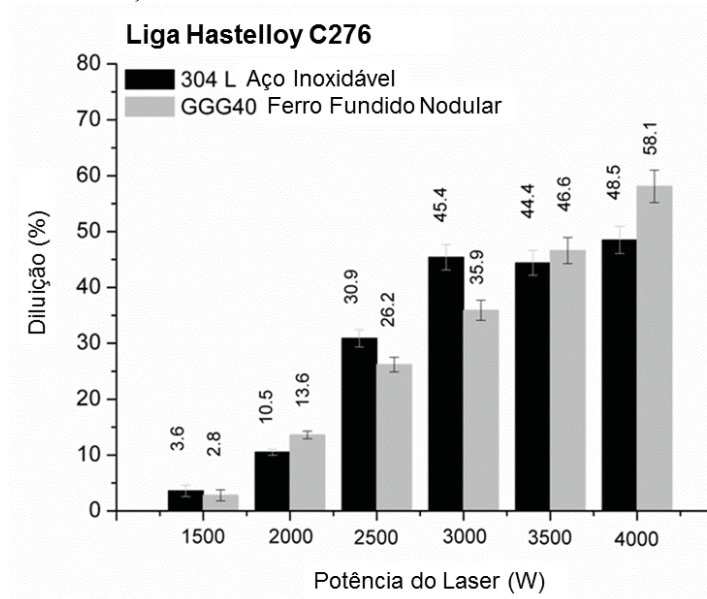
Para o método das áreas observou-se diluição entre 2,8 a 58,1% para o GGG40 e 3,6 a 48,5% para o AISI 304L, conforme FIGURA 43. A diluição calculada pelo teor de ferro dos revestimentos indicou valores entre 1,6 e 58,5% sobre GGG40 e entre 1,6 e 50,0% sobre AISI 304L, conforme FIGURA 44. A determinação a partir das duas metodologias mostrou valores muito coerentes e próximos. O aumento da diluição está associado à elevação da potência do laser ou, em outras palavras, do aporte térmico na soldagem. Observou-se que, quanto maior a potência do laser, maior é a diluição para os depósitos sobre ferro fundido GGG40. Por outro lado, para os depósitos sobre AISI 304L, a diluição apresentou aumento até a potência de laser de 3000 W. A partir de 3000 W, verificou-se um valor aproximadamente constante para a diluição. Este comportamento está provavelmente relacionado à transferência de energia do laser para as partículas da liga depositada e para o substrato avaliado.

Em consonância ao que relata a literatura para processos convencionais, observou-se claramente que o aumento da potência ou aporte térmico na deposição promove aumento da

diluição (ANTOSZCZYSZYN et al., 2014, PAES E SCHEID, 2015, FERREIRA, GRAF E SCHEID, 2015).

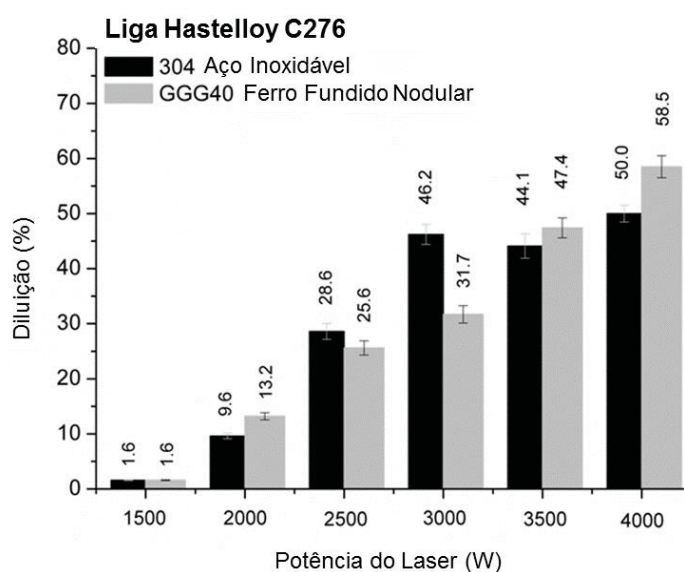
Trabalhos anteriores apontam para a importância do conhecimento do efeito do substrato e das condições de processamento sobre a diluição, microestrutura e fases formadas e propriedades de revestimentos de superliga Hastelloy® C276 (FERREIRA, GRAF E SCHEID, 2014).

FIGURA 43 – DILUIÇÃO *VERSUS* POTÊNCIA DE LASER - MÉTODO DAS ÁREAS



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 44 - DILUIÇÃO *VERSUS* POTÊNCIA DE LASER - MÉTODO TOYSERKANI



FONTE: O autor (2019).

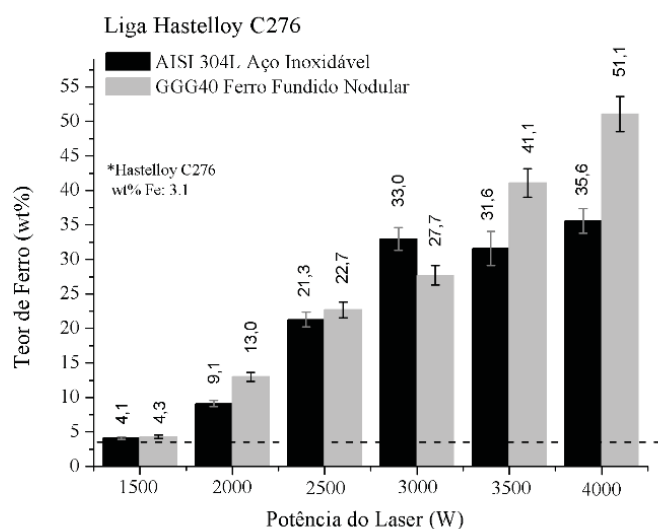
5.4 ANÁLISE QUÍMICA SEMIQUANTITATIVA POR EDS

As FIGURAS 45, 46, 47 e 48 apresentam o mapeamento químico por EDS realizado para ferro, cromo, molibdênio e tungstênio para as condições estudadas. É importante destacar primeiramente que o teor de ferro foi utilizado para determinar a diluição pelo método de Toyserkani (ver capítulo 5.3). Adicionalmente, a análise do percentual de ferro apresentada na FIGURA 46 auxilia a compreensão do efeito da diluição sobre os mecanismos de endurecimento da liga Hastelloy[®] C276. Considerando que os dois substratos estudados são ligas ferrosas, é razoável sugerir que, à medida que a diluição aumenta, o teor de ferro também aumenta, reduzindo proporcionalmente o percentual dos principais elementos de liga (Cromo, Tungstênio e Molibdênio). Vale destacar uma exceção a esta consideração, que é o caso do teor de Cromo para os revestimentos depositados sobre AISI 304L e que será discutida posteriormente nesta seção.

Antoszczyszyn (2014) avaliou revestimentos de liga de níquel IN 625 depositados por PTA (Plasma com arco transferido) sobre substratos AISI 316L e API 5L X70 e mostrou aumento linear no teor de ferro para os substratos estudados. No presente estudo, para o substrato AISI 304L, o mesmo comportamento foi observado.

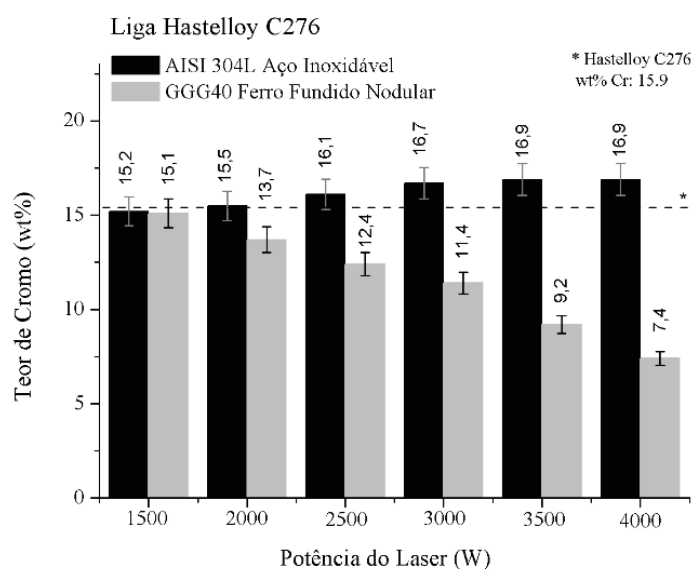
Para o caso do aço inoxidável AISI 304L, observou-se um comportamento linear para a faixa de potência entre 1500 e 3000 W. Para potências maiores, observou-se que o incremento do teor de ferro não acompanha o incremento de potência, o que pode ser explicado pelo alcance do limite máximo de absorção da energia do laser pelo substrato considerado, ou seja, limite de diluição observado.

Por outro lado, para o caso dos revestimentos depositados sobre Ferro Fundido Nodular GGG40, observou-se que o teor de ferro aumenta linearmente para toda a faixa de potências de laser estudadas. É importante destacar que a alteração do substrato (para ferro fundido) mostrou claramente que a absorção da energia do laser é diretamente dependente deste, devendo (o tipo de substrato) ser considerado nos procedimentos de pesquisa e desenvolvimento.

FIGURA 45 – TEOR DE FERRO *VERSUS* POTÊNCIA DE LASER

FONTE: O autor (2019).

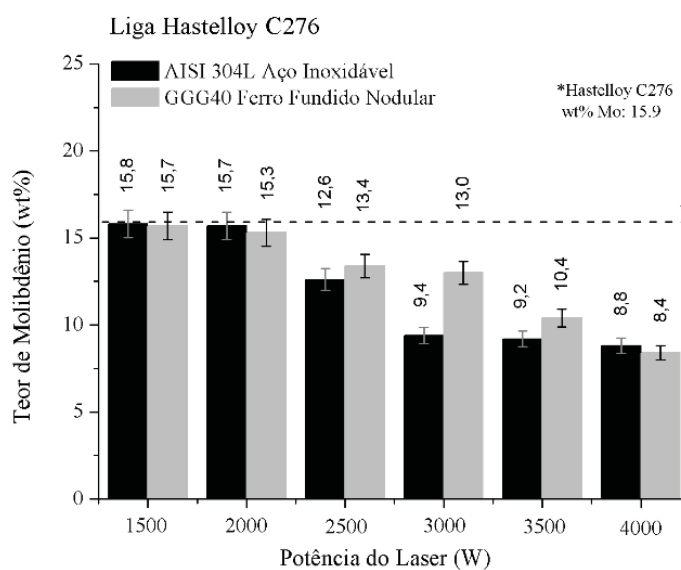
Em seguida o teor de cromo foi avaliado, conforme FIGURA 46. Observou-se o aumento no teor de Cromo para os revestimentos depositados sobre o substrato de aço inoxidável AISI 304L, o que era esperado, já que este substrato apresenta um teor de Cromo de 18,1%, enquanto a liga C276 apresenta 15,4%. Portanto, uma maior diluição a este substrato - observada para maior intensidade de laser – resulta na discreta elevação do teor de Cromo, apesar da introdução de ferro. Por outro lado, para os revestimentos sobre substrato GGG40 (que não apresenta Cromo em sua composição) o aumento na intensidade do laser levou a uma tendência de redução para este elemento.

FIGURA 46 – TEOR DE CROMO *VERSUS* POTÊNCIA DE LASER

FONTE: O autor (2019).

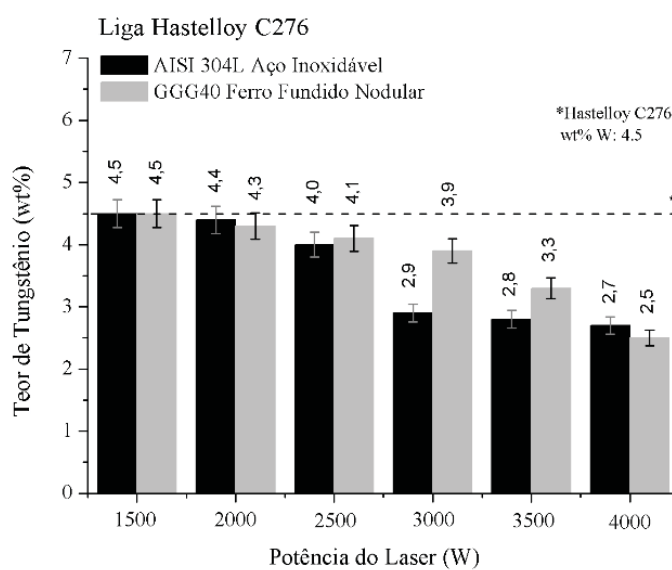
Adicionalmente, observou-se a redução linear do teor de molibdênio e tungstênio à medida que a intensidade do laser aumentou, conforme FIGURA 47 e FIGURA 48. Portanto, considerando que estes são elementos que promovem endurecimento por soluções sólidas, a dureza foi diretamente influenciada, em consonância com o que relata a literatura (KESAVAN, KAMARAJ, 2011; HOU, et al., 2009; GUOQING, et al., 2013; ANTOSZCZYSZYN et al., 2014, FERREIRA, 2014, FERREIRA, GRAF E SCHEID, 2015).

FIGURA 47 – TEOR DE MOLIBDÊNIO *VERSUS* POTÊNCIA DE LASER



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 48 – TEOR DE TUNGSTÊNIO *VERSUS* POTÊNCIA DE LASER



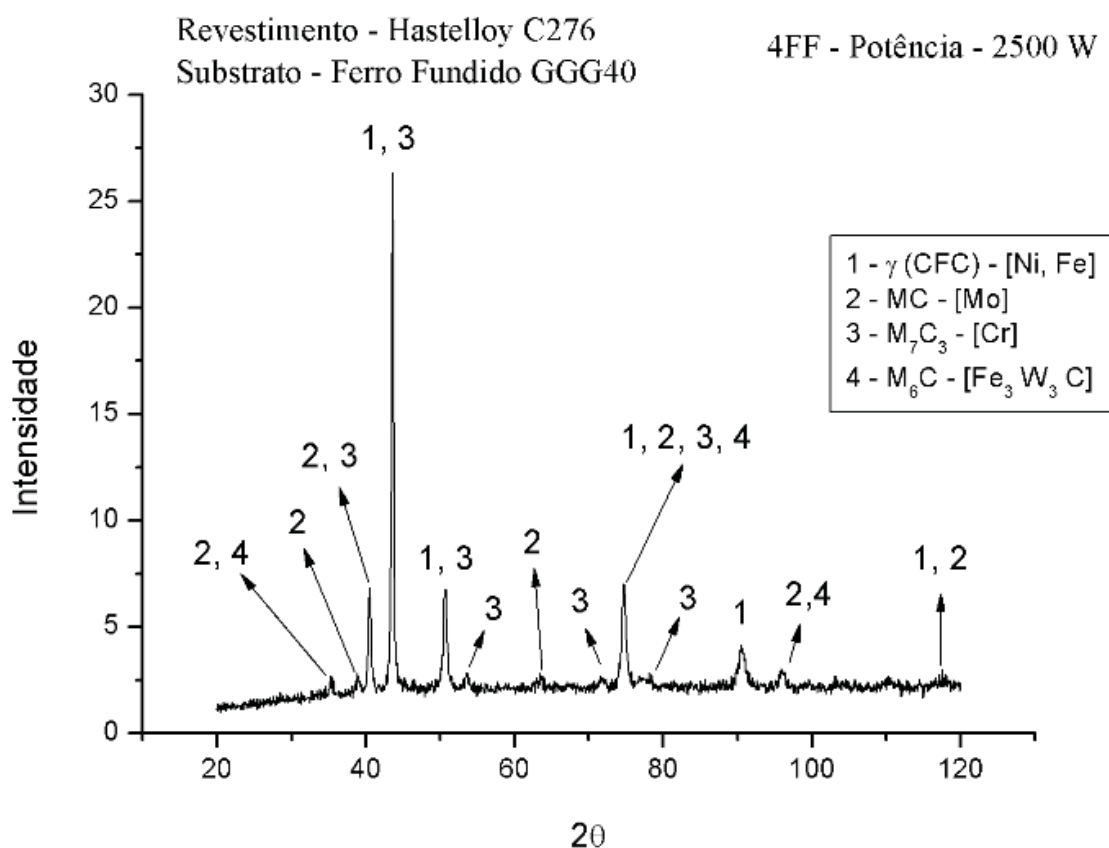
FONTE: O autor (2019).

5.5 MICROESTRUTURAS DOS REVESTIMENTOS

A partir das análises de difração de raios X dos revestimentos depositados sobre ferro fundido GGG40 observou-se a formação de fases γ (CFC) [Ni, Fe], além de carbonetos do tipo M_7C_3 [Cr], carbonetos do tipo MC [Mo] e M_6C [Fe_3W_3C], conforme pode ser observado na FIGURA 49.

Segundo Ferreira (2014), revestimentos de liga Hastelloy C276 depositados sobre aço API 5L X70 desenvolveram as seguintes fases formadas: γ (CFC) [Ni], carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ [Cr], carbonetos dos tipos MC [Mo] e M_6C [Fe_3W_3C]. Destaca-se a diferença observada para o carboneto de cromo, que neste trabalho apresentou a estequiometria menos estável M_7C_3 [Cr]. É importante destacar que as variações microestruturais observadas podem estar relacionadas à elevada taxa de resfriamento durante a solidificação da liga, o que é esperado para a deposição a laser (ZHONG e LIU, 2010).

FIGURA 49 – FIGURA TÍPICA - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY® C276 COM POTÊNCIA DE 2500 W. SUBSTRATO: FERRO FUNDIDO GGG40

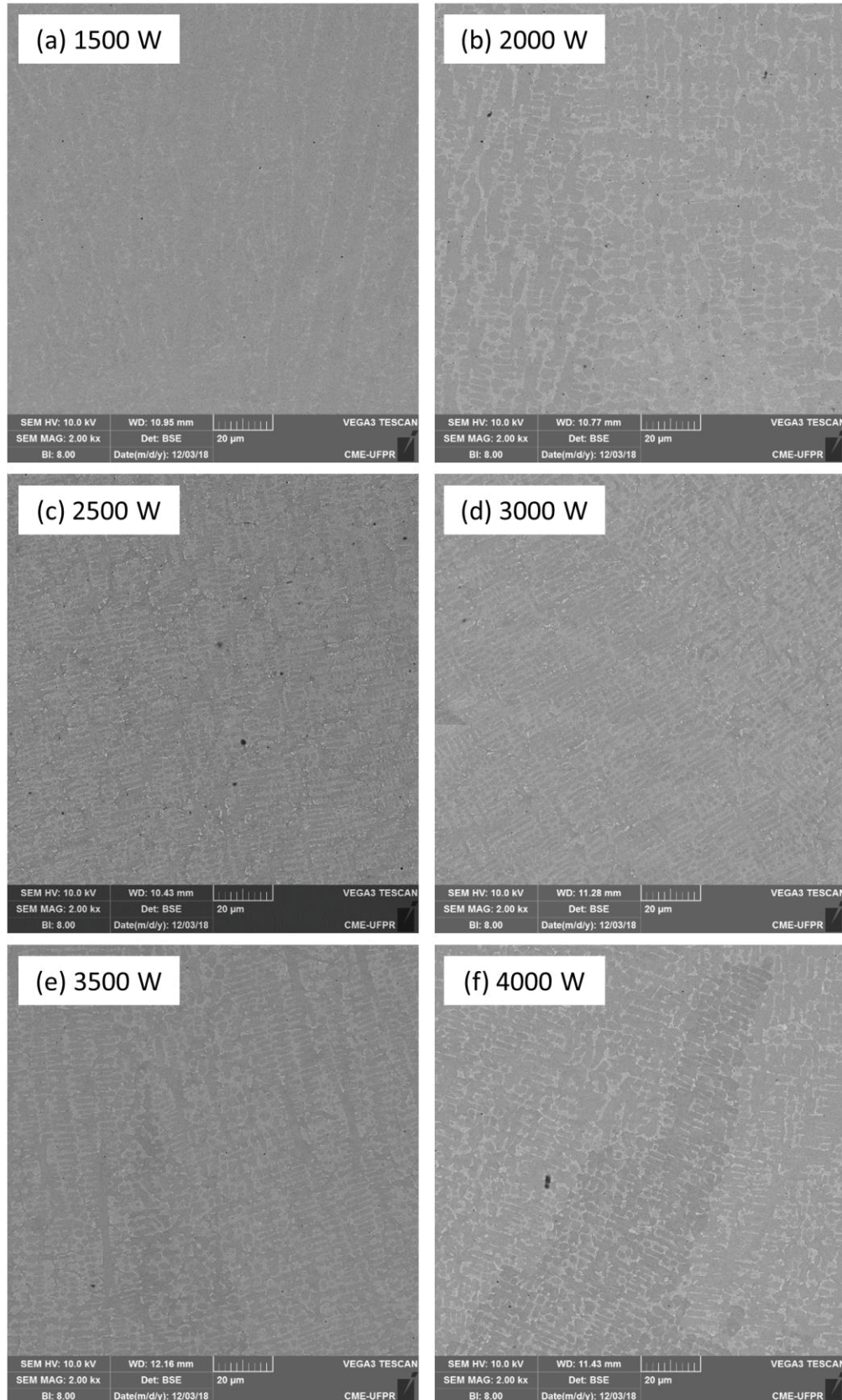


FONTE: O autor (2019).

A microestrutura dos revestimentos é composta por dendritas de γ (Ni-CFC), contendo carbonetos interdendríticos. As FIGURAS 50, 51 e 52, mostram a microestrutura típica da liga Hastelloy[®] C276, depositada por laser para o substrato de Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40 nas diversas potências de laser estudadas. É importante destacar que a microestrutura evoluiu conforme a diluição adotada de forma bastante coerente. A deposição da liga C276 sobre GGG40 mostrou que o aumento da diluição promove o aumento da fração de carbonetos interdendríticos. Isto é razoável, já que a liga de deposição (Hastelloy[®] C276) apresenta 0,10 wt % carbono e o substrato apresenta 3,9 wt% carbono. Portanto, o aumento da diluição resulta em redução no teor de elementos de liga formadores de carbonetos (Mo, W) mas, por outro lado, ocorre o aumento do teor de carbono final do revestimento, justificando assim o aumento na fração de segunda fase endurecedora.

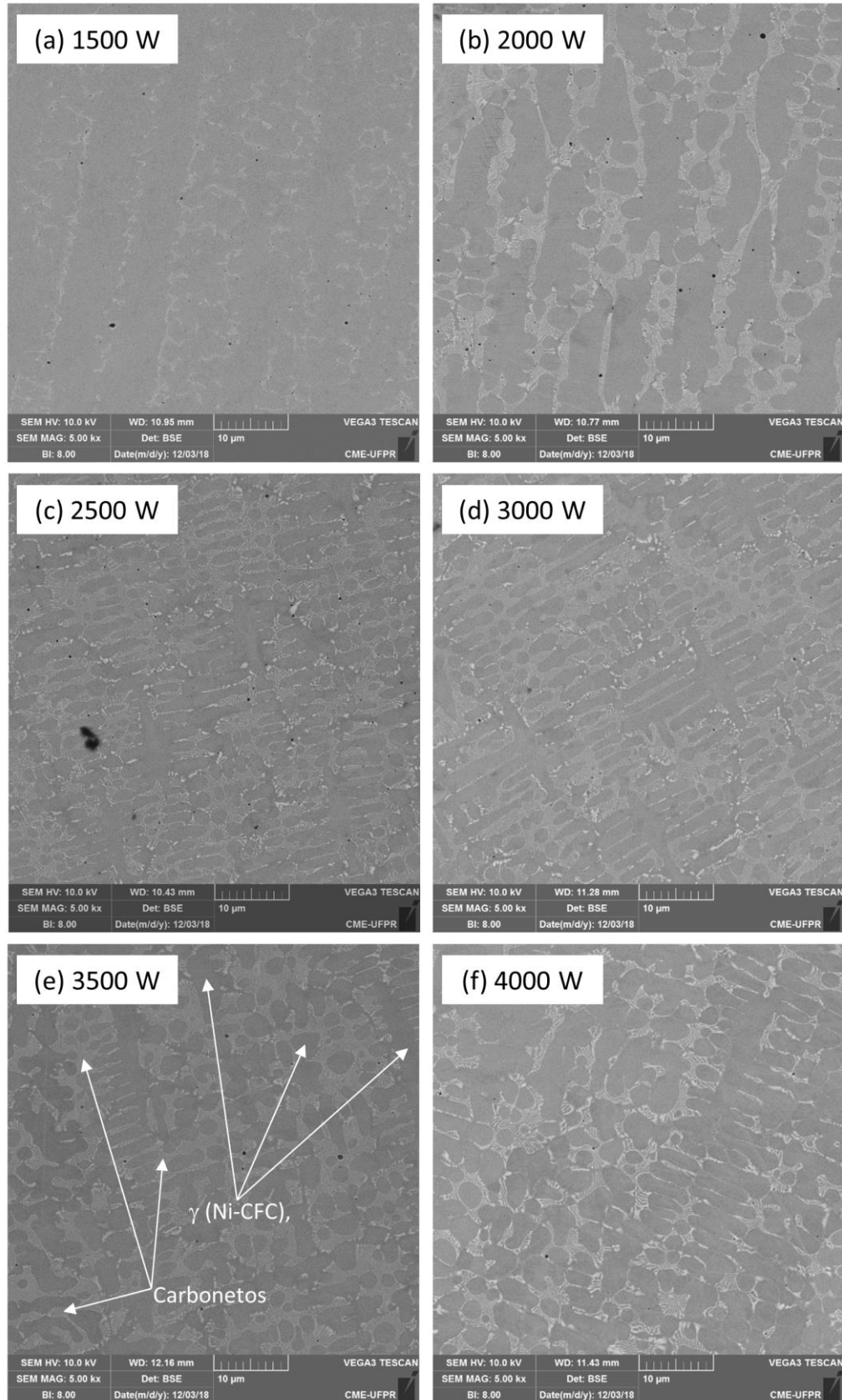
Vale destacar que, até a potência de 3500 W, houve aumento da fração de carbonetos na microestrutura. A partir daí, para 4000 W observou-se que a fração de carbonetos foi reduzida. Uma provável causa para esta redução foi a redução no teor de elementos importantes formadores de carbonetos, neste caso, tungstênio, molibdênio e cromo. Assim, a redução do teor destes elementos foi limitante na fração de segunda fase, mesmo sendo introduzido mais carbono durante a deposição.

FIGURA 50 – MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 2 KX



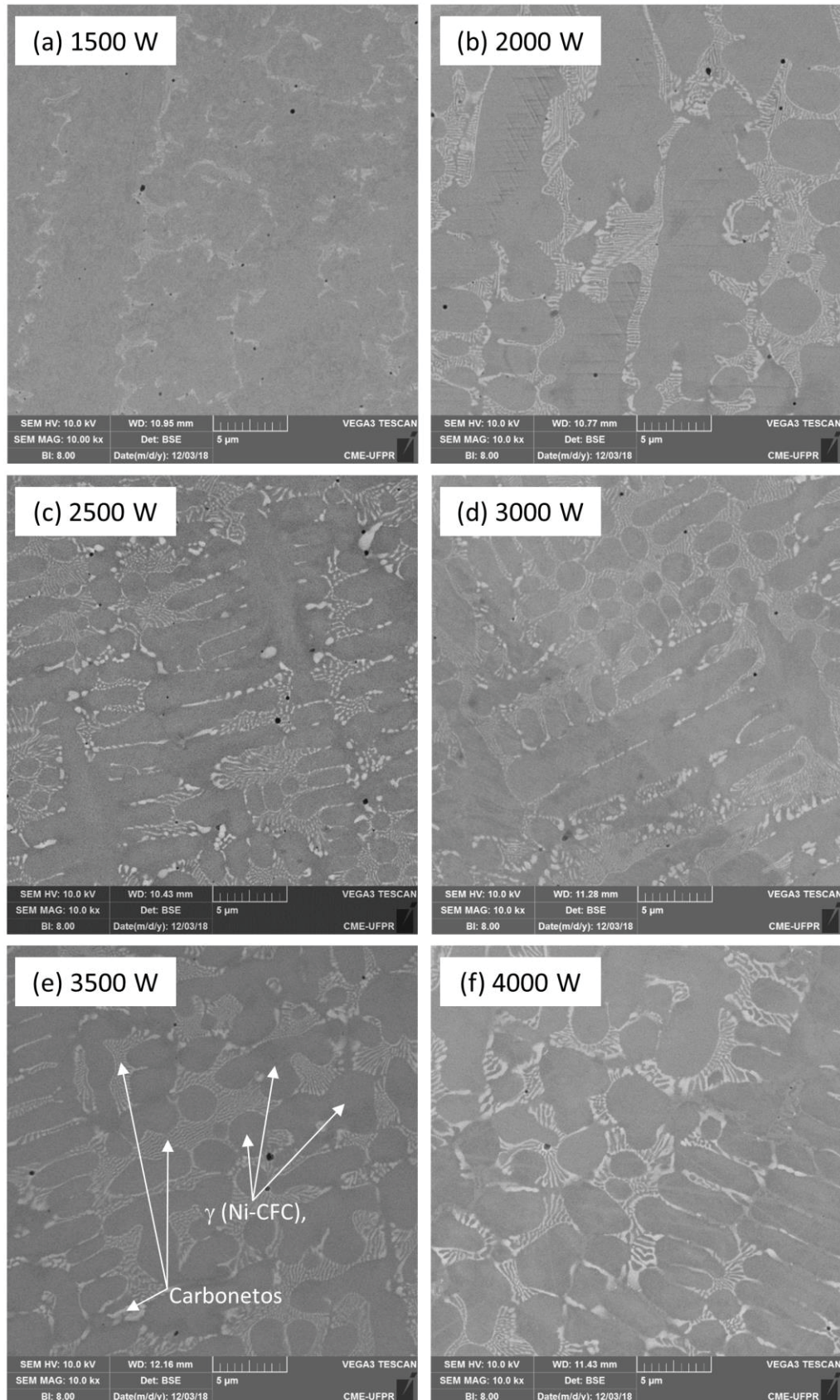
FONTE: O autor (2019).

FIGURA 51 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 5 KX



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 52 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 10 KX

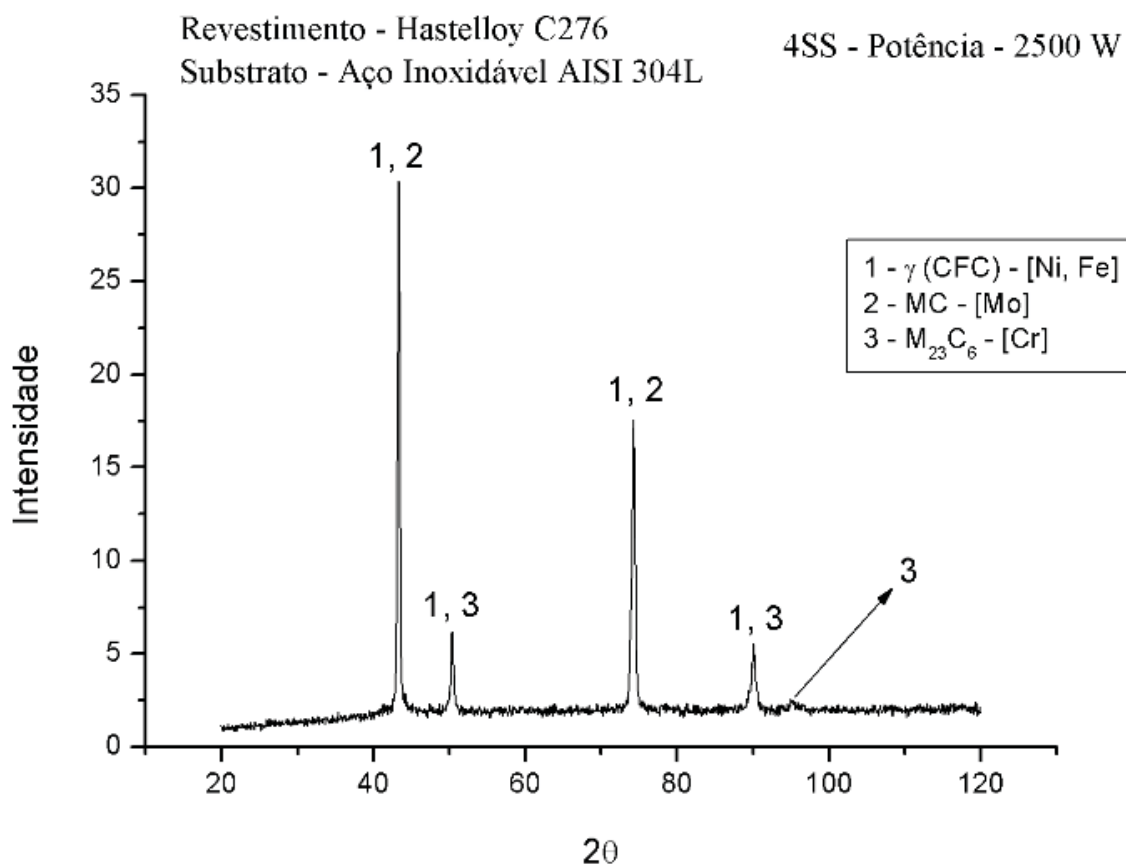


FONTE: O autor (2019).

A partir das análises de difração de raios X dos revestimentos depositados sobre aço inoxidável AISI 304L observou-se a formação de fases γ (CFC) [Ni, Fe], além de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ [Cr] e carbonetos do tipo MC [Mo], conforme pode ser observado na FIGURA 53.

Tendo utilizado a liga Hastelloy C276 em seu estudo e o Aço AISI 316L como substrato, Ferreira, Graf e Scheid (2015) indicam a formação das fases γ (CFC) [Ni], além de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ [Cr] e carbonetos do tipo MC [Mo]. No presente estudo, foram verificadas as mesmas fases, apesar da mais elevada taxa de resfriamento imposta na deposição a laser. Segundo a literatura, estas fases precipitam quando a estrutura está em formação gradual em altas temperaturas (GEDDES; LEON; HUANG, 2010). A fase $M_{23}C_6$ [Cr] está quase sempre presente em ligas em que o teor de cromo varia entre 10 e 15% (não abaixo disso) e ocorre sempre (em todos os casos) em ligas com o teor de cromo variando entre 18 e 20% (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

FIGURA 53 – FIGURA TÍPICA - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY® C276 COM POTÊNCIA DE 2500 W. SUBSTRATO: AISI 304 L

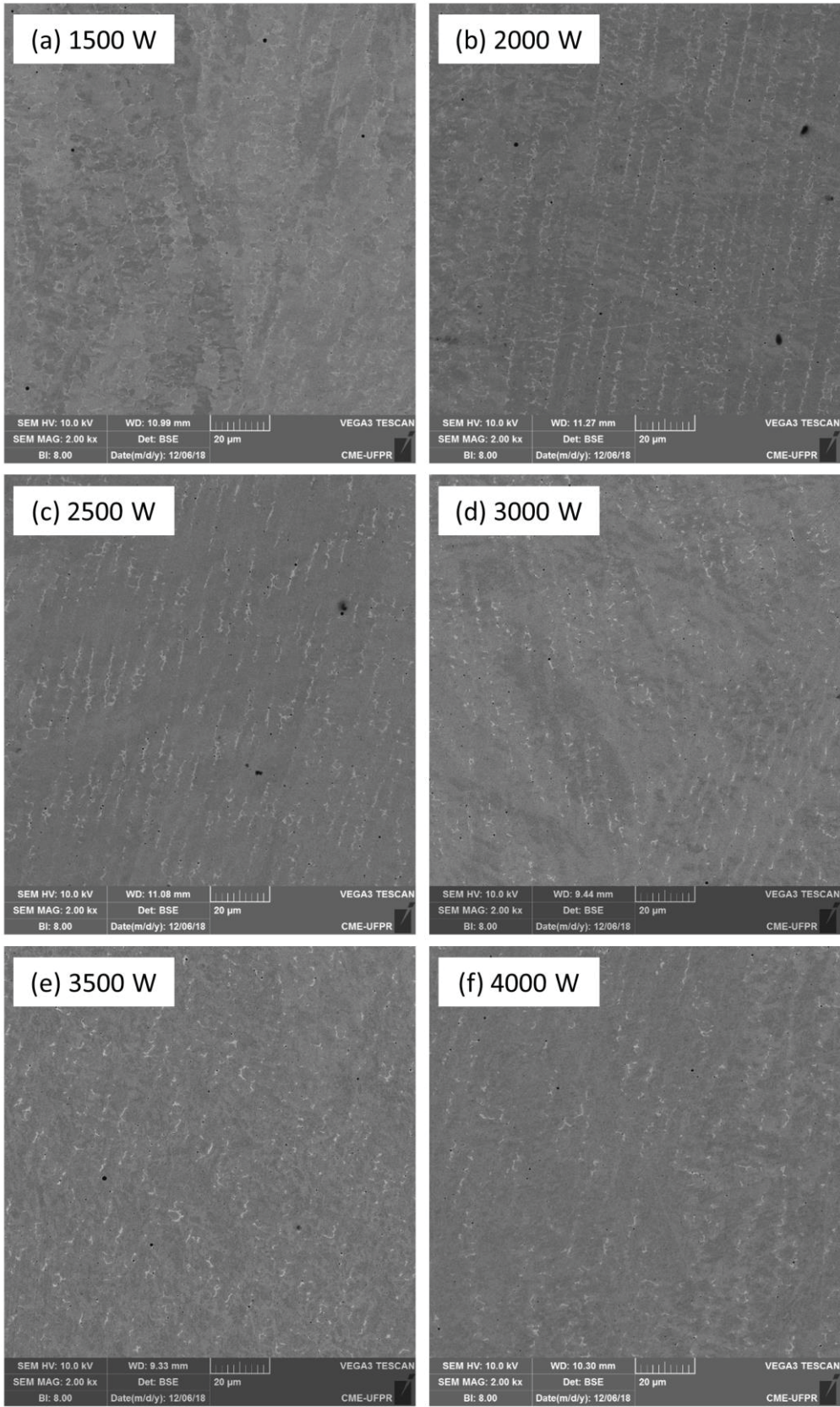


FONTE: O autor (2019).

A microestrutura dos revestimentos depositados sobre AISI 304L é também composta por dendritas de γ (Ni-CFC), contendo carbonetos interdendríticos, conforme FIGURAS 54, 55 e 56.

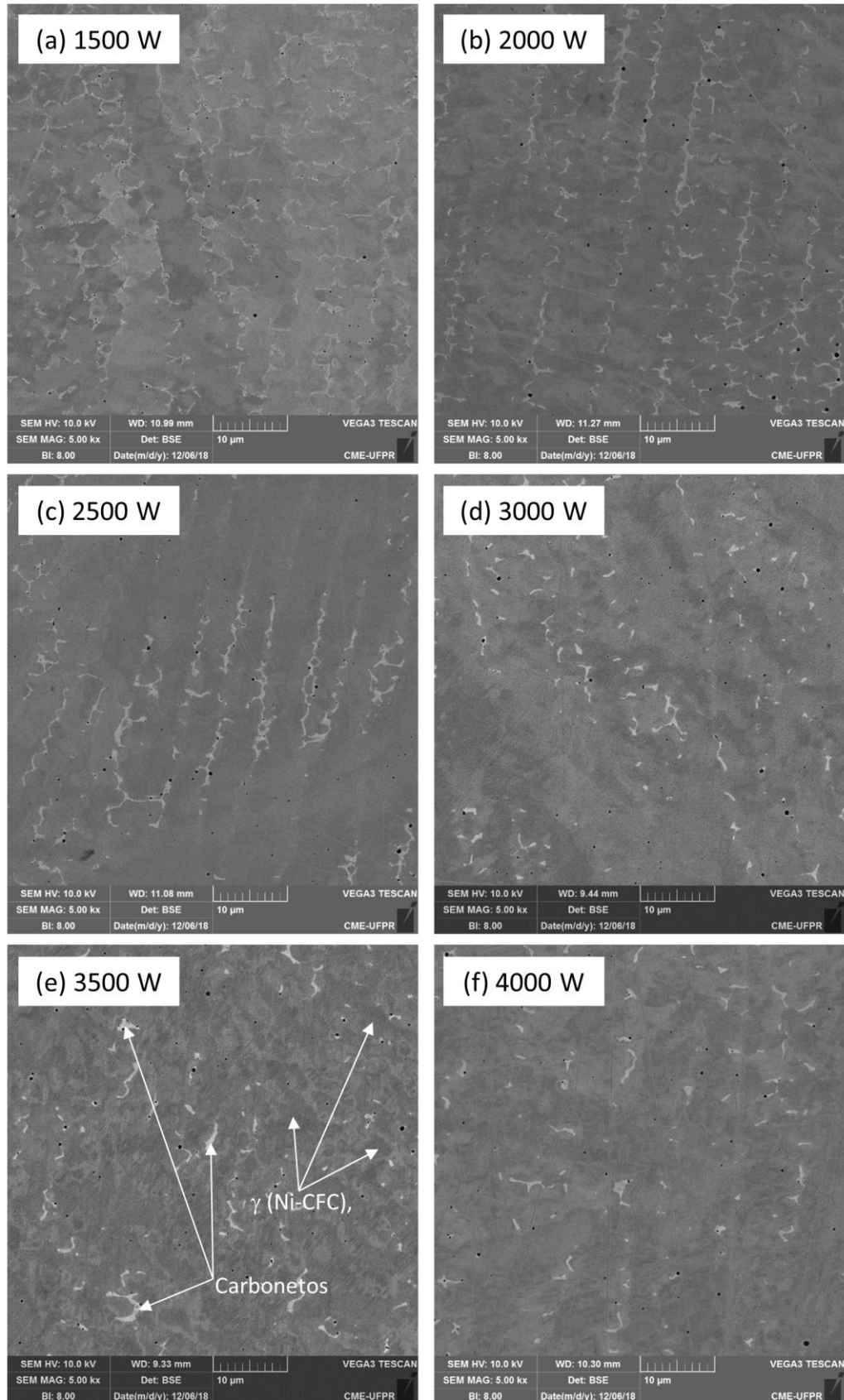
Adicionalmente, a microestrutura mostrou que o aumento da diluição promove, neste caso, a redução da fração de carbonetos interdendríticos. Isto é razoável, já que a liga de deposição (Hastelloy[®] C276) apresenta 0,10 wt % carbono e o substrato apresenta 0,02 wt% carbono. Portanto, o aumento da diluição resulta em redução no teor de elementos de liga formadores de carbonetos (Mo, W) e, ao mesmo tempo, ocorre a redução do teor de carbono final do revestimento, justificando assim redução gradual na fração de segunda fase endurecedora.

FIGURA 54 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 2 KX



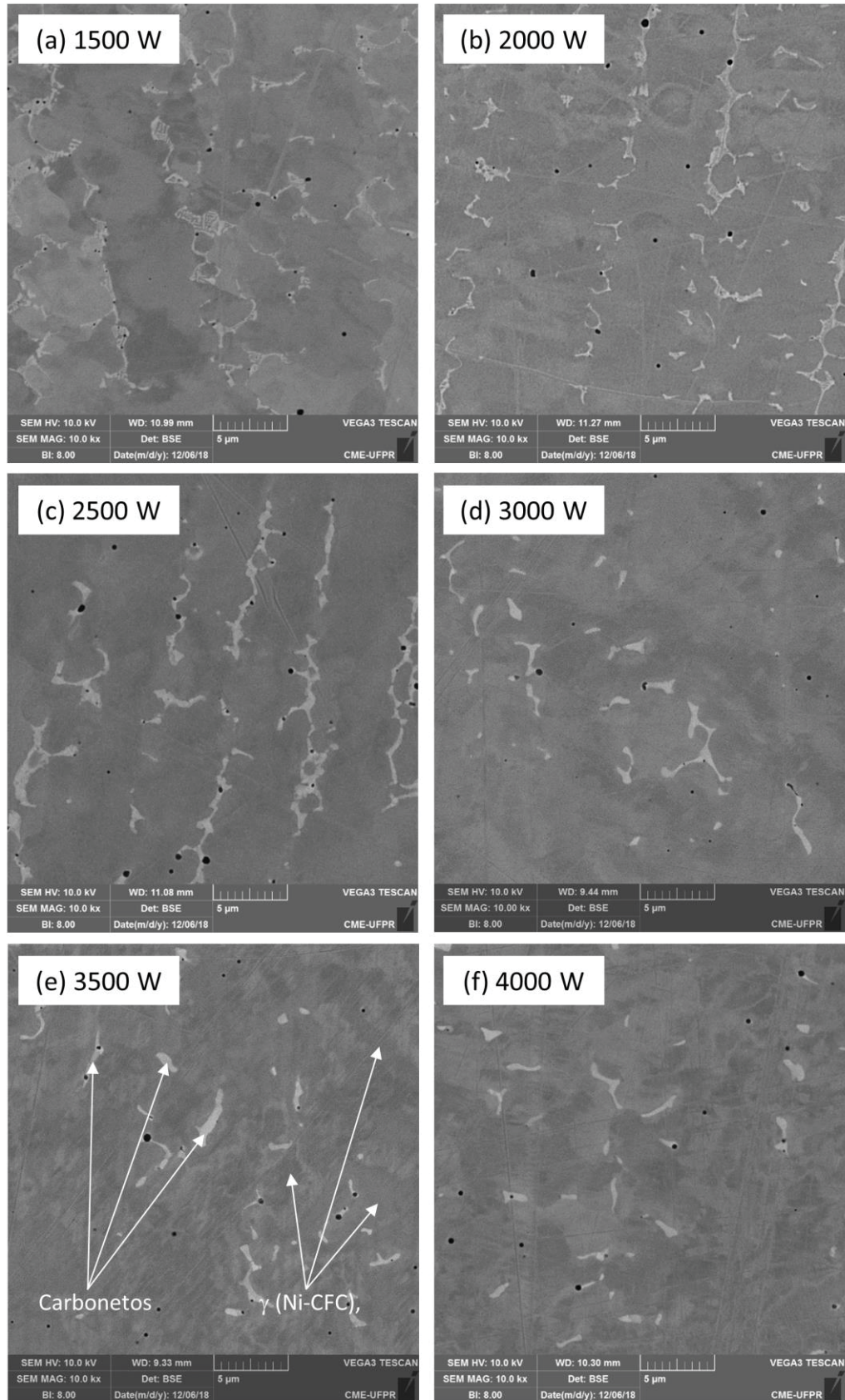
FONTE: O autor (2019).

FIGURA 55 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 5 KX



FONTE: O autor (2019).

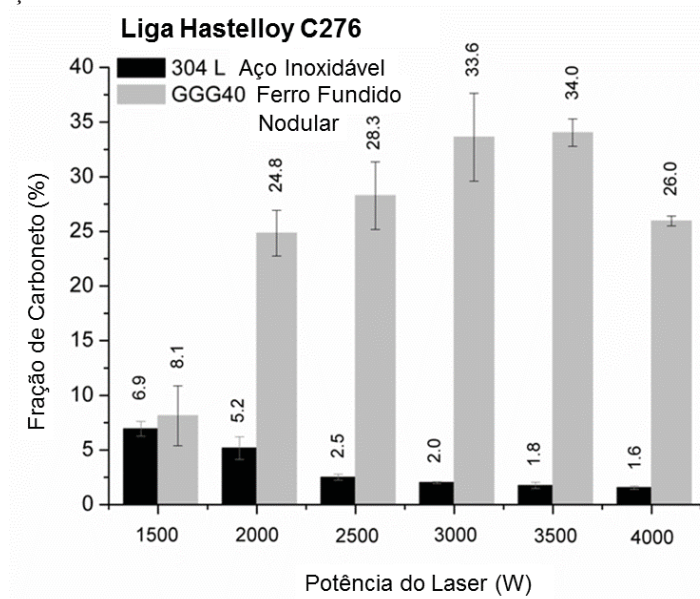
FIGURA 56 - MICROSCOPIA DE REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W COM AMPLIAÇÃO DE 10 KX



FONTE: O autor (2019).

A FIGURA 57 apresenta a fração de carbonetos *versus* a potência do laser e tipo de substrato. De modo geral, a fração de carbonetos mostra tendência de elevação para os revestimentos depositados sobre o Ferro Fundido Nodular GGG40. A maior fração é decorrente do elevado teor de carbono do substrato. Comportamento contrário foi observado nos revestimentos sobre AISI 304L onde, de modo geral, o aumento da intensidade do laser promove a redução na fração de carbonetos.

FIGURA 57 – FRAÇÃO DE CARBONETOS NO REVESTIMENTO *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER



FONTE: O autor (2019).

Segundo Antoszczyszyn (2014) e Ferreira, Graf e Scheid (2015), observou-se alteração no grau de refinamento da microestrutura à medida que a corrente de deposição aumenta. Esta medida foi realizada com base no espaçamento de braços dendríticos. Desta forma, o espaçamento de braços dendríticos foi avaliado, conforme FIGURA 58. Contudo, não é possível apresentar uma correlação ou tendência entre a potência do laser e o espaçamento dendrítico, tal como foi realizado para revestimentos depositados a plasma (PTA).

Primeiramente, para os revestimentos sobre GGG40, a correlação não pode ser realizada já que uma expressiva variação na fração de carbonetos (fase distribuída de forma interdendrítica) ocorre em função da variação na intensidade do laser e, como consequência, da diferente diluição ao substrato. Mesmo assim, possibilitou-se observar que ocorre uma redução no espaçamento dendrítico à medida que a intensidade do laser aumenta ou, em outras palavras, à medida que a fração de carbonetos também aumenta. Apesar disso, o

espaçamento de braços dendríticos pode ser comparado ao trabalho de Ferreira, Graf e Scheid (2015), que verificou frações similares de carbonetos para a mesma liga depositada com o processo a plasma (PTA). Neste caso, conforme relata a referência, o espaçamento dendrítico para revestimentos depositados por PTA variou entre 6 e 13 μm , tendo fração de carbonetos entre 1,8 e 3,6 %. Contudo, no presente estudo sobre a deposição a laser, frações similares de carbonetos foram obtidas para baixos valores de diluição. Nestas condições, observou-se um espaçamento cerca de três vezes menor em comparação ao PTA, com espaçamento ficando próximo a 2,5 μm . É importante destacar que estas variações microestruturais (refinamento maior) confirmam a elevada taxa de resfriamento na solidificação da liga para a deposição a laser, conforme apontam (ZHONG E LIU, 2010).

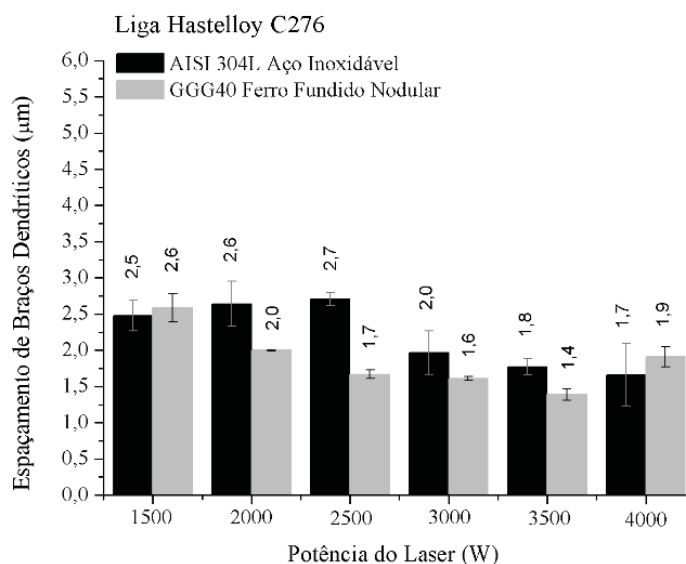
Pode-se observar ainda que o espaçamento dendrítico para os revestimentos depositados sobre AISI 304L apresentaram valores próximos um pouco superiores aos observados para o substrato GGG40. Ferreira, Graf e Scheid (2015), verificaram um maior espaçamento dendrítico para os revestimentos depositados sobre aço inoxidável e atribuíram estas diferenças à menor condutividade térmica deste substrato, o qual induz menores taxas de resfriamento na solidificação. No presente trabalho, a maioria das condições seguiu esta tendência, apesar de algumas variações indicarem que existem outros fatores, como o da fração de carbonetos, que também influenciou o espaçamento observado.

Em adição, observou-se uma tendência de leve redução no espaçamento dendrítico à medida que a intensidade do laser aumenta. Estas variações podem ainda estar relacionadas à dificuldade encontrada para a medição deste parâmetro para diluições maiores sobre aço AISI 304L, em razão da reduzida fração de carbonetos o que dificulta a observação clara das dendritas (mesmo adotando ataque eletrolítico).

Finalmente, uma outra possível explicação para o menor espaçamento dendrítico pode estar relacionado ao rendimento de fusão. Para baixas potências de laser, o rendimento é baixo (~60%) e a taxa de deposição é apenas uma fração da nominal de alimentação. Ao mesmo tempo, o aumento da potência do laser induz ao aumento do rendimento (ultrapassando 90% para a deposição sobre AISI 304L) e aumento da taxa de deposição, resultando em estruturas mais refinadas. Estudos anteriores relacionados à deposição a plasma (PTA) mostram que o aumento da taxa de deposição resulta em menor diluição como consequência da menor temperatura da poça de fusão (para a mesma energia de deposição) (DÍAZ; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010). Portanto, uma outra hipótese plausível para estes resultados observados e que não seguem à risca a literatura de soldagem convencional, está

associada às particularidades da deposição a laser e seus aspectos relacionados à transferência de energia.

FIGURA 58 – ESPAÇAMENTO DE BRAÇOS DENDRÍTICOS *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER



FONTE: O autor (2019).

5.6 DUREZA E RESISTÊNCIA AO RISCO NOS REVESTIMENTOS

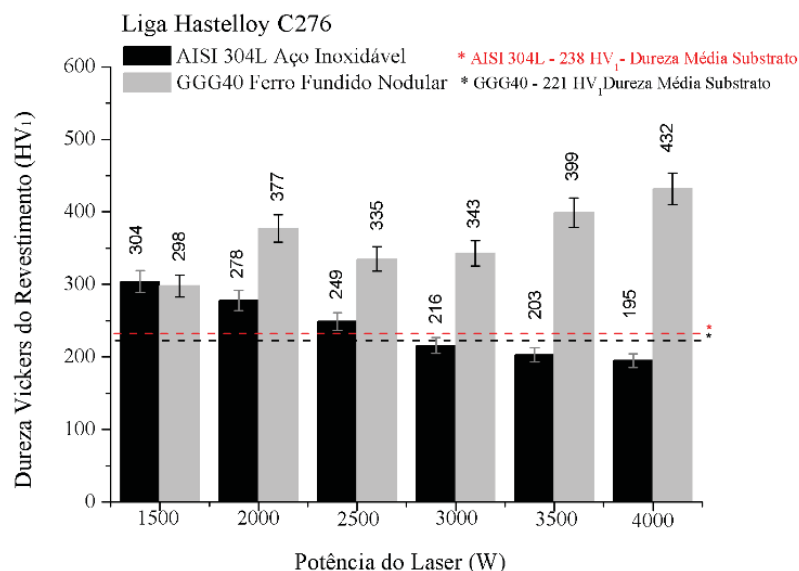
Tendo finalizado a caracterização microestrutural dos revestimentos, fica agora evidente que, tanto o substrato quanto a intensidade do laser influenciam significativamente as características metalúrgicas dos depósitos. Portanto, torna-se necessária a avaliação do impacto destas alterações sobre as propriedades mecânicas dos revestimentos. A FIGURA 59 apresenta a dureza dos revestimentos em função do tipo de substrato e da potência do laser.

Tomando primeiramente os revestimentos depositados sobre ferro fundido GGG40, observou-se que a dureza aumentou de forma diretamente proporcional à potência do laser. Neste caso, durezas entre 298 e 432 HV₁ foram medidas para intensidades de laser entre 1500 e 4000 W e, como uma tendência geral, a escolha do substrato ferro fundido nodular resultou em uma maior dureza (em comparação aos revestimentos sobre aço inoxidável). Apesar dos mecanismos competitivos de endurecimento, isto é, menor teor de elementos em solução sólida e maior fração de carbonetos (ambos para maior diluição), o segundo mecanismo foi dominante em relação ao primeiro.

Por outro lado, a dureza dos revestimentos depositados sobre aço AISI 304L mostrou correlação inversamente proporcional e, à medida que a potência aumentou, a dureza foi

reduzida entre 304 e 195 HV₁, para a faixa entre 1500 e 4000 W. Para estes depósitos, tanto a fração de carbonetos quanto a menor quantidade de elementos em solução sólida (observados para maior diluição) foram responsáveis pela menor dureza.

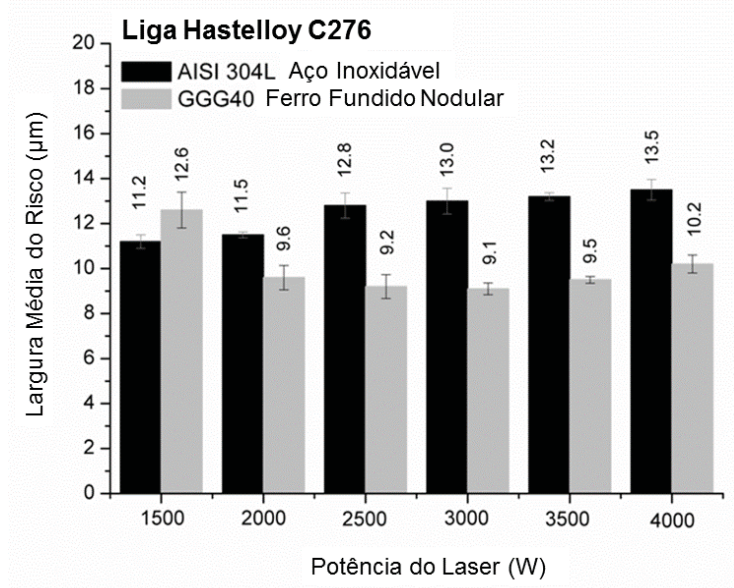
FIGURA 59 – DUREZA VICKERS DO REVESTIMENTO *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER



FONTE: O autor (2019).

Conforme a literatura, Antoszczyszyn, (2014) e Ferreira, Graf e Scheid, (2015), a introdução de ferro afeta diretamente a dureza final de revestimentos de ligas de níquel endurecidas por soluções sólidas (ligas NiCrMo e NiCrMoW). Os autores relatam que, por um lado, a maior diluição leva à redução no teor de elementos em solução sólida e também podem influenciar a fração de segunda fase (carbonetos) formada. Este trabalho de deposição a laser indicou que, para a deposição sobre aço AISI 304L, a mesma regra foi observada. Contudo, quando o substrato analisado é o ferro fundido GGG40, os resultados indicam uma tendência contrária em relação ao processamento sobre aços, passando a evidenciar uma influência predominante da fração de carbonetos sobre a dureza final.

A FIGURA 60 apresenta os resultados da largura de risco nos revestimentos avaliados. Verificou-se uma menor resistência ao risco para os revestimentos depositados sobre AISI 304L em relação aos revestimentos sobre GGG40, ou seja, riscos com maior largura foram verificados para o primeiro substrato. Além disso, uma pequena variação foi também observada de menor resistência ao risco para maior diluição sobre 304L e maior resistência (menor largura) para os revestimentos sobre GGG40.

FIGURA 60 – LARGURA DE RISCO MÉDIO DO REVESTIMENTO *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER

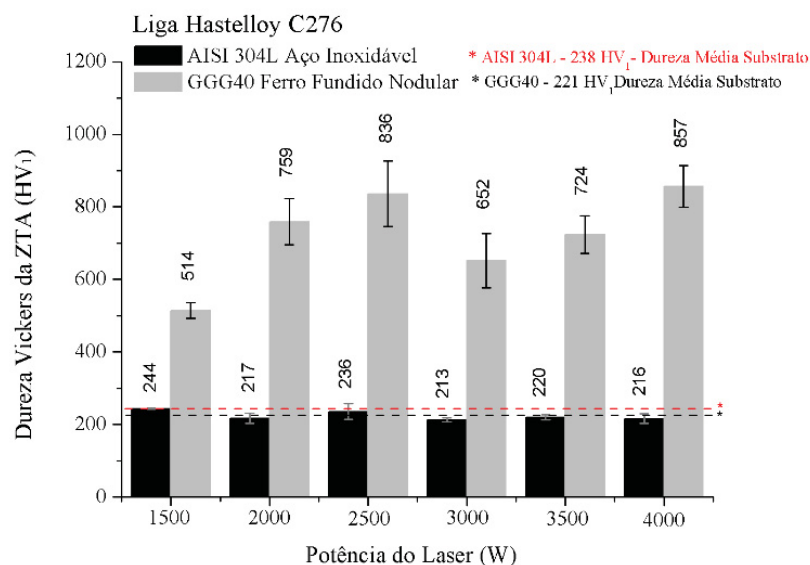
FONTE: O autor (2019).

5.7 DUREZA E RESISTÊNCIA AO RISCO NA ZTA

Tendo finalizado a caracterização microestrutural dos revestimentos, resta ainda uma avaliação importante acerca das alterações ocorridas na Zona Termicamente Afetada (ZTA) dos substratos avaliados. Destaca-se a importância desta caracterização, já que transformações ocorridas na ZTA influenciam diretamente a geração de tensões residuais nos revestimentos e que podem resultar em trincamento.

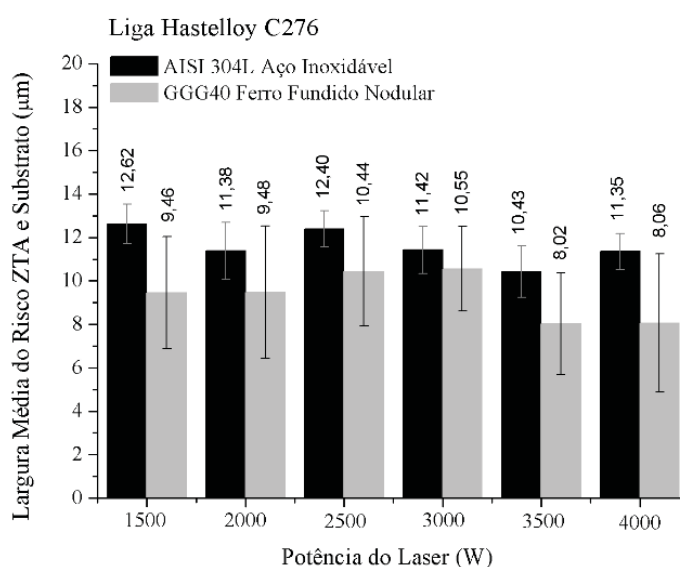
A FIGURA 61 apresenta os resultados de dureza na ZTA revestimento/substratos. No caso do Aço Inoxidável AISI 304L, observou-se que a dureza permanece praticamente constante para todas as condições, na média de 225 HV₁ mesmo com a variação da potência de laser, permanecendo muito próxima da dureza original do substrato.

Por outro lado, a ZTA formada no ferro fundido nodular GGG40 (exposta ao ciclo térmico e ao rápido resfriamento) apresentou uma elevação significativa da dureza. Dias (2011), desenvolveu um estudo com a liga Hastelloy X para avaliar os efeitos da variação de intensidade de corrente na deposição do substrato, onde mediu durezas na região da ZTA variando entre 500 à 654 HV₁, de acordo com a corrente aplicada na deposição, essa variando entre 50 e 110A, tendo o mesmo utilizado como substrato o aço carbono SAE 4140. Dessa forma, comprova-se que os valores obtidos no presente estudo estão coerentes com a literatura.

FIGURA 61 – DUREZA VICKERS DA ZTA *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER

FONTE: O autor (2019).

A FIGURA 62 apresenta os resultados da largura de risco na ZTA dos substratos avaliados. A partir da análise da resistência ao risco realizada na ZTA, observou-se nitidamente uma maior sensibilidade ao ciclo térmico para o ferro fundido nodular GGG40, que apresentou uma redução expressiva na largura de risco. Já o riscamento na ZTA/substrato do aço AISI 304L mostrou uma menor susceptibilidade de alteração.

FIGURA 62 – LARGURA DE RISCO MÉDIO DA ZTA/SUBSTRATO *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER

FONTE: O autor (2019).

5.8 AVALIAÇÕES DE DESGASTE EM TRIBÔMETRO LINEAR

Considerando as avaliações dos revestimentos nas condições extremas de diluição, realizadas a partir de um conjunto fixo de parâmetros (TABELA 12), dois aspectos importantes foram avaliados os volumes desgastados pela produção da trilha na superfície dos revestimentos (μm^3) e a taxa de desgaste (volume normalizado pela força e distância - $\mu\text{m}^3/\text{Nm}$). A FIGURA 63 apresenta o volume da trilha de desgaste gerada no ensaio em tribômetro linear. Desataca-se mais uma vez que, face ao grande número de condições experimentais deste estudo, decidiu-se avaliar em desgaste as amostras que apresentaram maiores e menores diluições. Os mesmos resultados são ainda apresentados em termos de taxa normalizada de desgaste, conforme FIGURA 64.

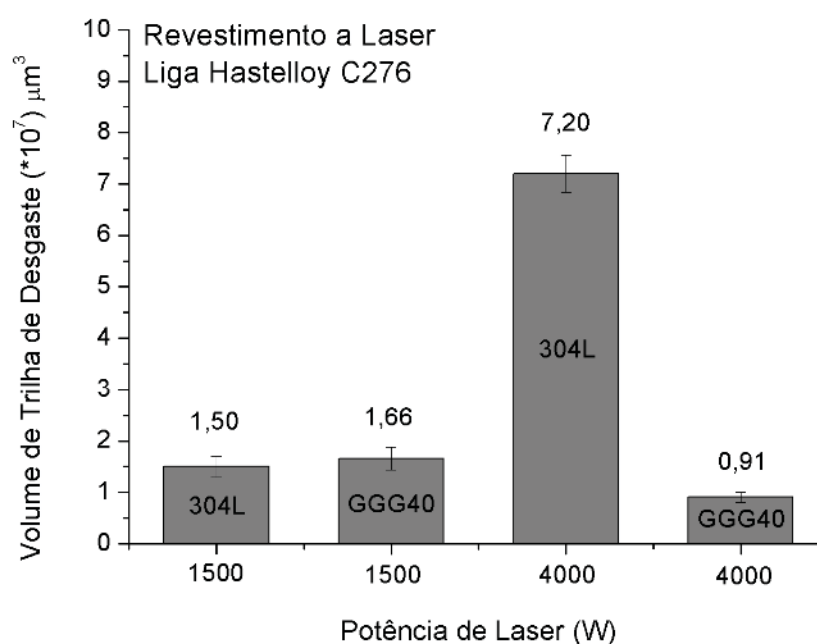
Segundo Scheid e D'Oliveira (2013), uma maior diluição pode promover significativas mudanças na taxa de perda de massa dos revestimentos. No estudo realizado por Scheid e D'oliveira (2013), foram utilizadas ligas de CoMoCrSi (Tribaloy T400[®]) e CoCrWC (Stellite 6), depositados em substrato AISI 316L. Os autores apresentam perda linear de massa conforme distância de deslizamento aplicada nos ensaios. Ainda segundo Ferreira, Graf e Scheid (2015), revestimentos de liga Hastelloy C276 por PTA para diferentes substratos apresentaram uma elevação na taxa de desgaste conforme a diluição aumentou. No presente estudo, a análise dos revestimentos aponta para uma influência da diluição ao aço AISI 304L que segue os relatos dos autores citados. Entretanto, os revestimentos de liga Hastelloy[®] C276 depositados a laser sobre ferro fundido GGG40 mostraram uma correlação diferente. Neste caso, considerando a composição química do revestimento e do substrato GGG40, observou-se a elevação da fração de carbonetos (fase endurecedora), o que motivou esta investigação em desgaste.

Primeiramente considerando as menores diluições, verificou-se um volume de trilha de desgaste bastante similar e independente do substrato. Esse comportamento pode ser explicado a partir da diluição ao substrato $< 5\%$, o que resultou em microestruturas muito similares, inclusive considerando a fração de carbonetos e o percentual de elementos em solução sólida (mecânicos de endurecimento considerados e avaliados anteriormente). Adicionalmente, é importante destacar a proximidade da dureza medida para os revestimentos nessas condições ($\sim 300\text{HV}$) o que reforça o comportamento similar em desgaste verificado.

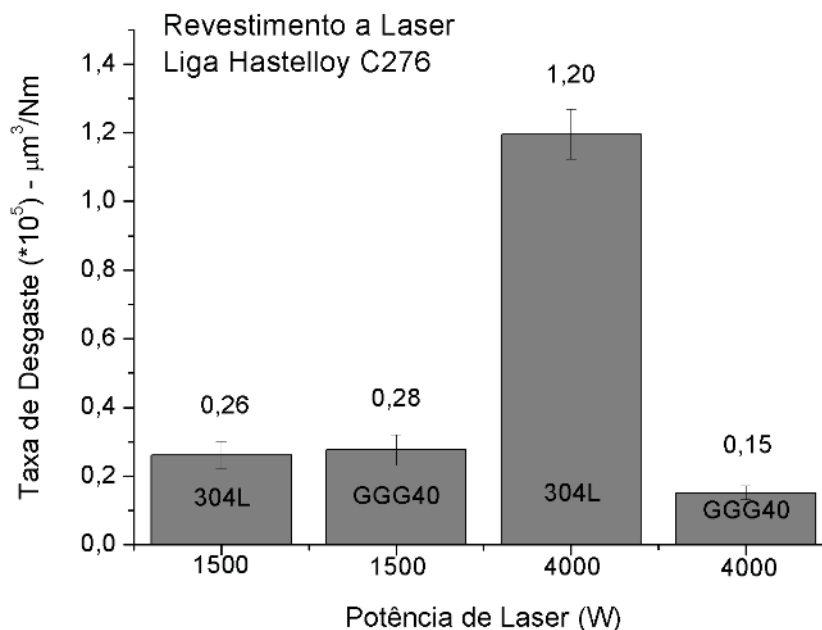
Por outro lado, as amostras que apresentaram maior diluição revelaram claramente o efeito do substrato sobre os revestimentos depositados. Para o caso dos revestimentos depositados sobre AISI 304L com diluição de $\sim 50\%$, observou-se que a taxa de desgaste foi

elevada em 5X quando comparada com as amostras com diluição <5%. Tal comportamento pode ser explicado pela redução na fração de carbonetos (ver FIGURA 57) como também pela redução no efeito de endurecimento relacionado aos elementos Molibdênio (Mo) e Tungstênio (W). Finalmente, para a condição depositada sobre ferro fundido - revestimentos com diluição de 58% - constatou-se que, apesar da importante redução de elementos endurecedores em solução sólida (Mo e W), a introdução de carbono do substrato levou a formação de uma elevada fração de carbonetos, induzindo a redução na taxa de desgaste em aproximadamente ~55% quando comparada à liga com diluição menor que 5%.

FIGURA 63 – VOLUME DE TRILHA DE DESGASTE DO REVESTIMENTO *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER



FONTE: O autor (2019).

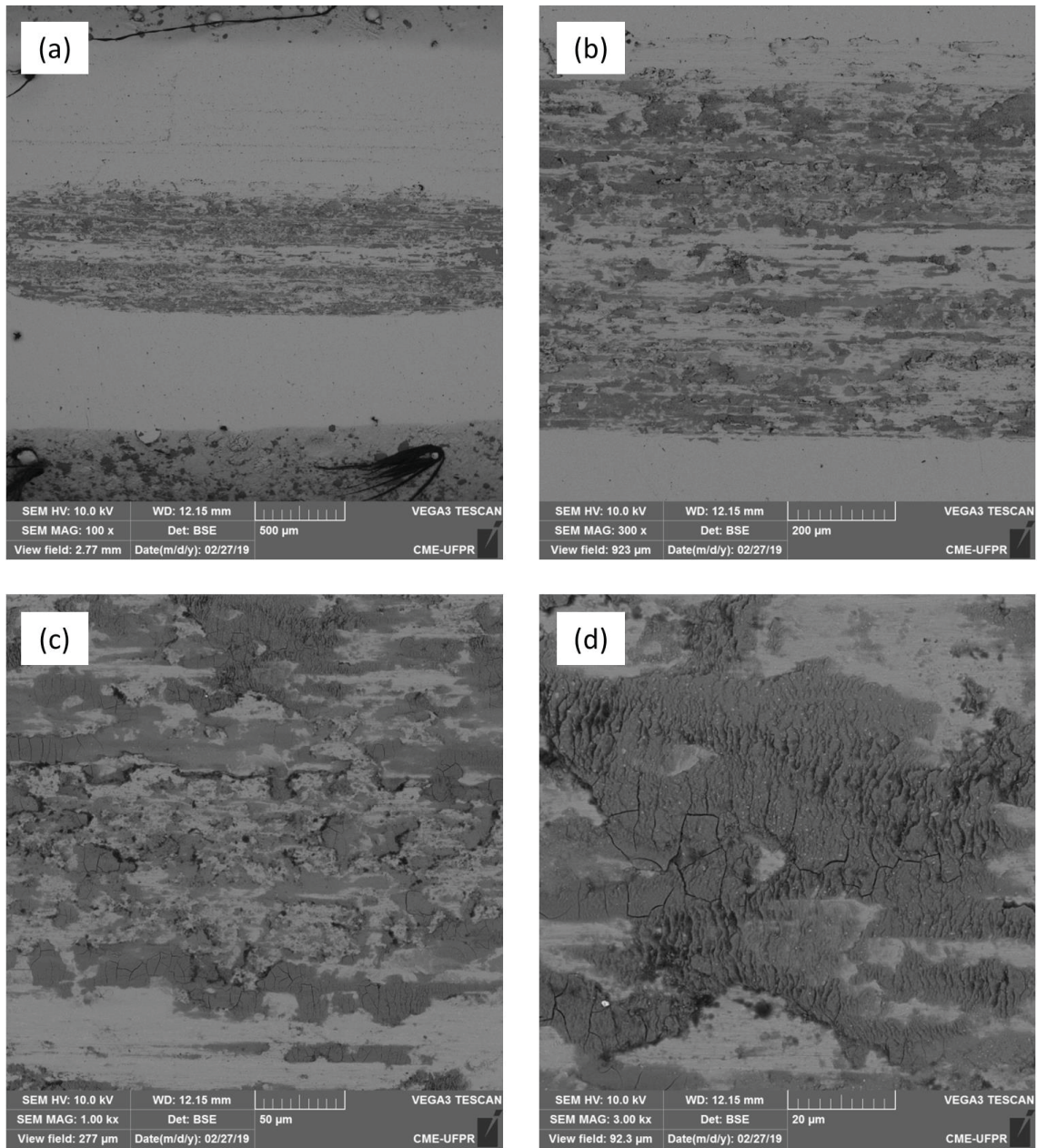
FIGURA 64 – TAXA DE DESGASTE DO REVESTIMENTO *VERSUS* POTÊNCIA DO LASER

FONTE: O autor (2019).

Uma avaliação adicional envolveu a análise das trilhas de desgaste por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), conforme FIGURAS 65, 66, 67 e 68. A partir da análise complementar por EDS, verificou-se a formação de óxidos de elementos de liga importantes, como Molibdênio (Mo) e Cromo (Cr) nas trilhas de desgaste. Destaca-se que os óxidos aparecem como regiões escurecidas e apresentadas em detalhe (c) e (d). É importante destacar que a formação desses óxidos ocorre de forma mais intensa nas condições de baixa diluição e também na condição de alta diluição sobre AISI 304L, uma vez que o teor de Cromo é elevado.

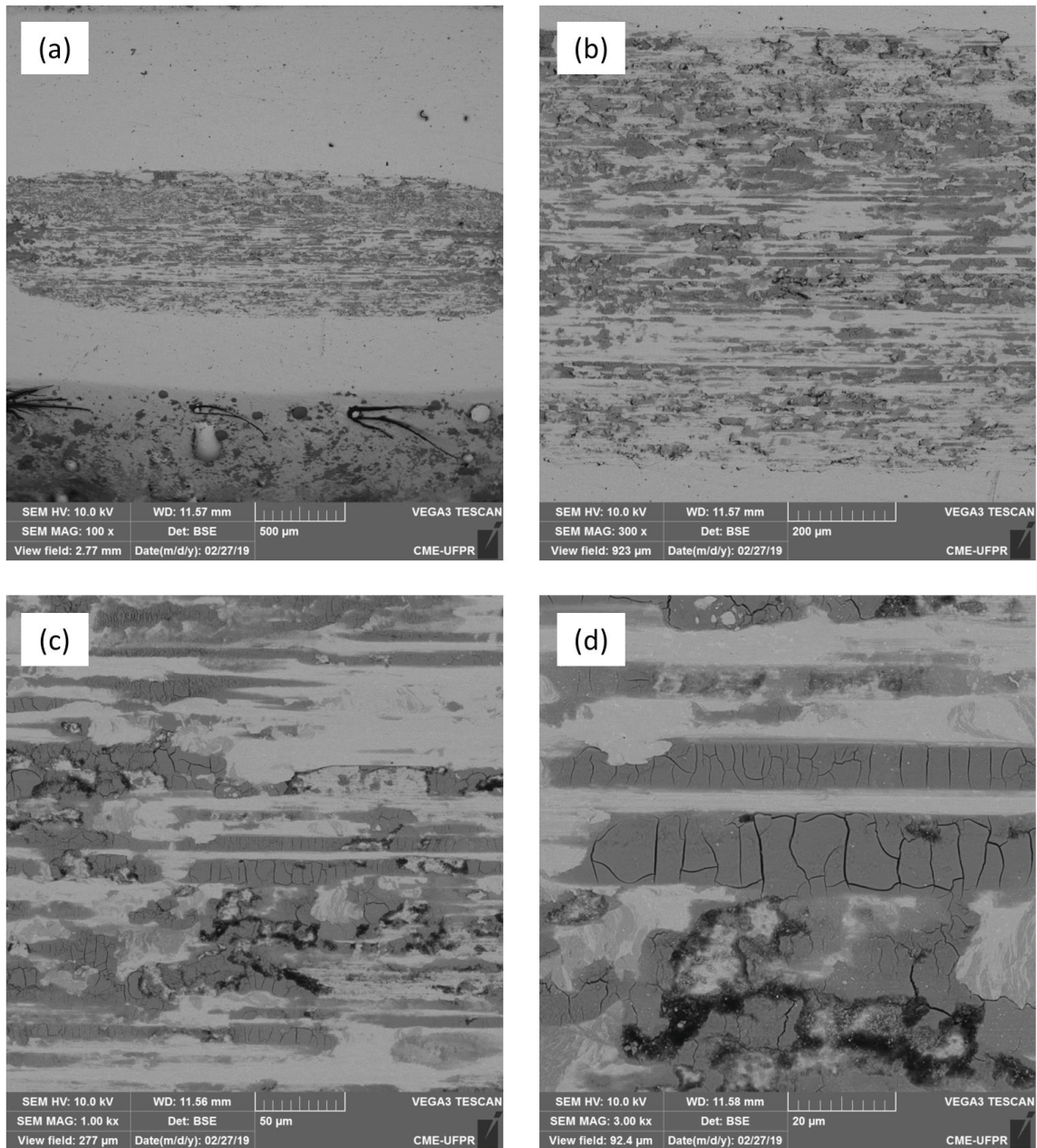
Portanto, pode-se concluir que, em adição ao fato de que essas condições são as que apresentam a menor dureza, a oxidação da superfície durante o ensaio de desgaste levou ao desenvolvimento de uma condição ainda mais agressiva, resultando nas maiores taxas de desgaste verificadas. É importante observar a FIGURA 68, onde além da mais alta dureza obtida para os revestimentos, praticamente não houve oxidação superficial resultando na menor taxa de desgaste superficial. Tal comportamento pode ser explicado pela elevada diluição, que induz a uma significativa redução no teor dos elementos formadores de óxidos, além de induzir à formação de elevada fração de carbonetos.

FIGURA 65 – MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIA DE 1500 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES



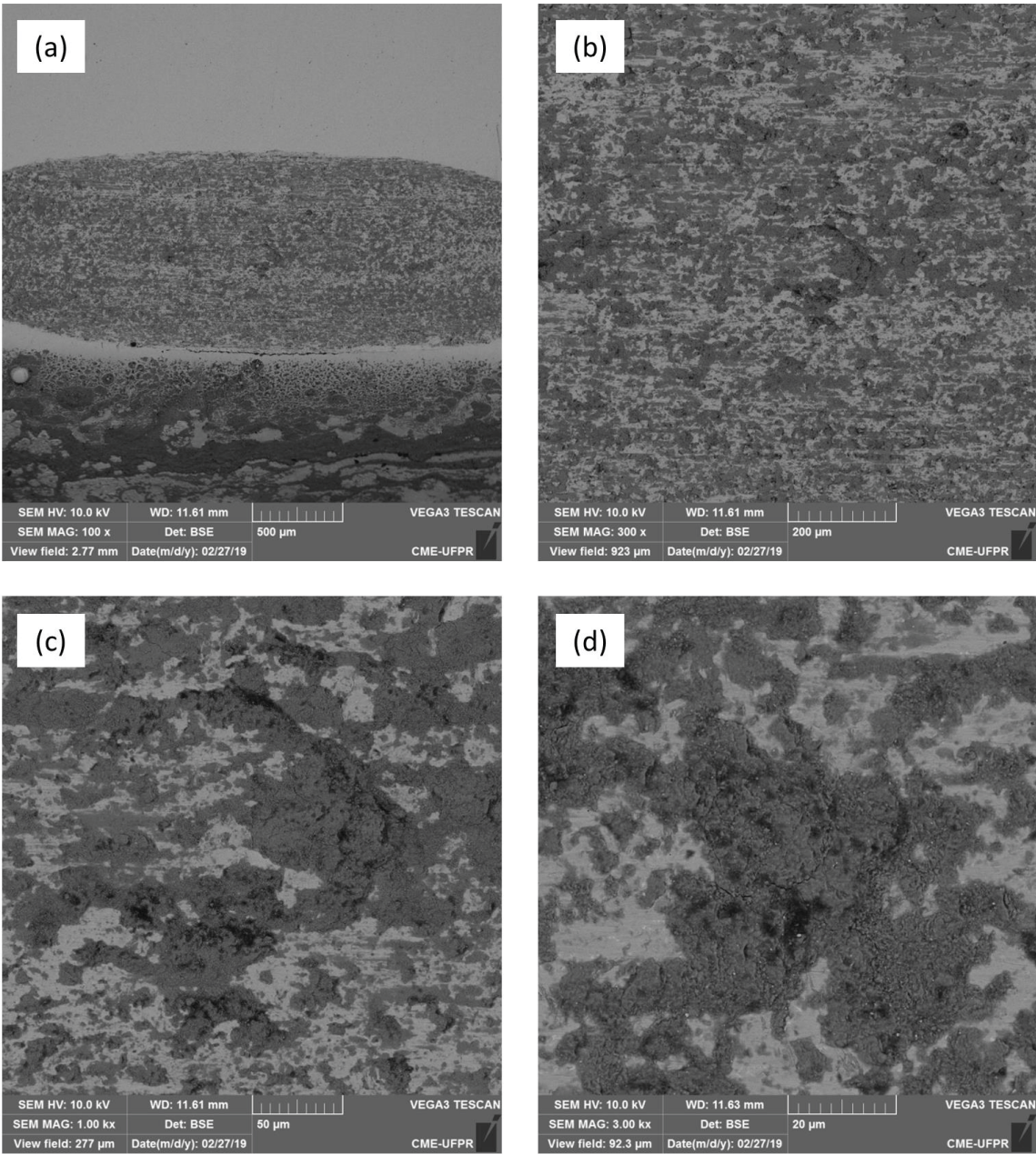
FONTE: O autor (2019).

FIGURA 66 – MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR
 REVESTIMENTO HASTELLO[®]Y C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR
 FERRÍTICO GGG40 COM POTÊNCIA DE 1500 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES



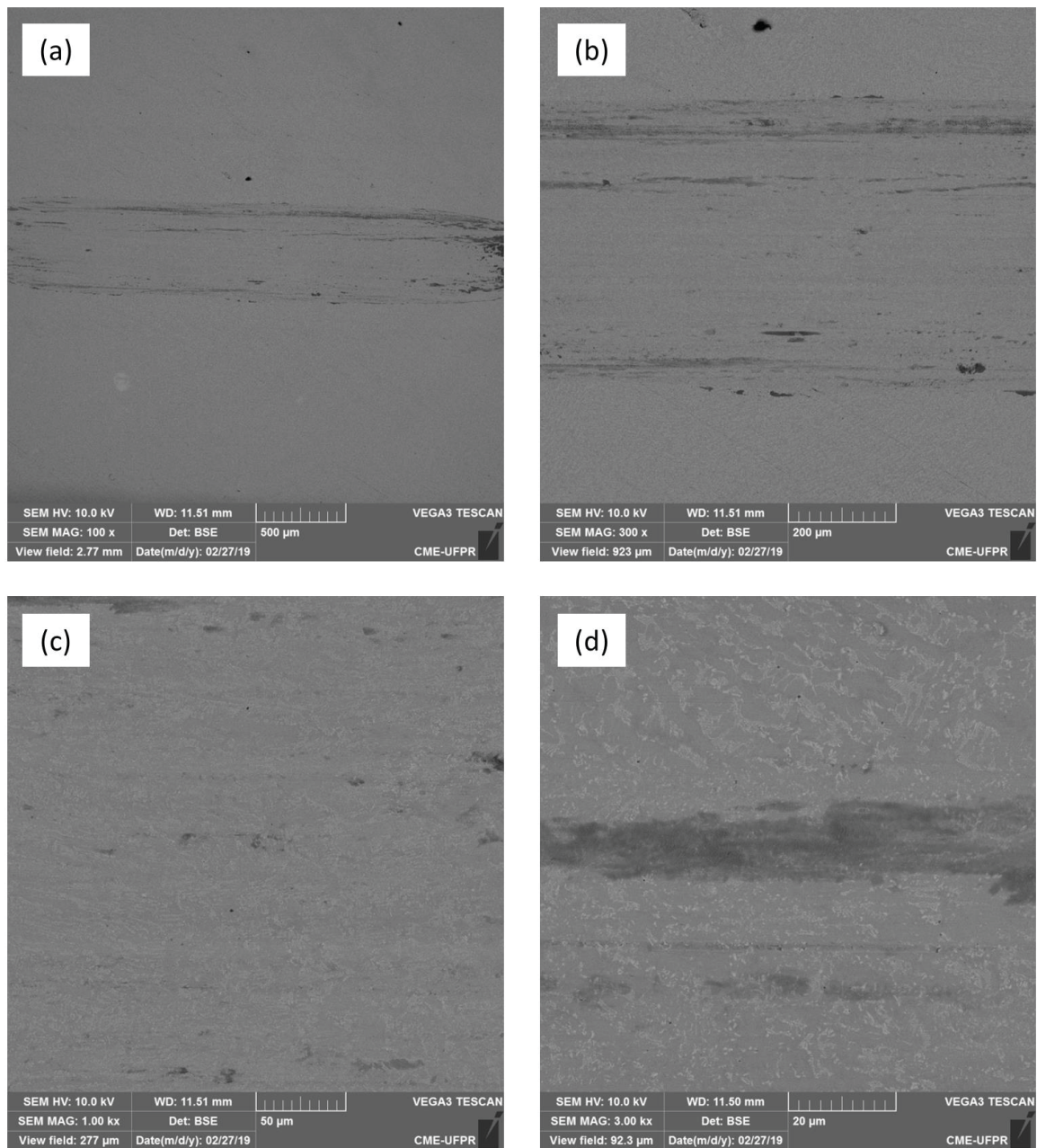
FONTE: O autor (2019).

FIGURA 67 – MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR REVESTIMENTO HASTELLOY® C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304L COM POTÊNCIA DE 4000 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES



FONTE: O autor (2019).

FIGURA 68 – MICROSCOPIA DE TRILHA DESGASTATA EM TRIBÔMETRO LINEAR REVESTIMENTO HASTELLOY[®] C276 DEPOSITADOS A LASER SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 E POTÊNCIA DE 4000 W EM DIFERENTES AMPLIAÇÕES



FONTE: O autor (2019).

6 CONCLUSÃO

Este trabalho avaliou a influência da potência de laser sobre a diluição, microestrutura e propriedades de revestimentos de liga NiCrMoW Hastelloy® C276 depositados por *Laser Cladding* sobre aço inoxidável AISI304L e ferro fundido nodular GGG40. As principais contribuições são apresentadas conforme segue:

- O aumento da intensidade do laser promove a formação de cordões de largura próxima à da mancha focal de 5 mm de diâmetro. Entretanto, não foi possível observar uma correlação direta entre o ângulo de molhamento e altura de reforço com a intensidade do laser. Uma justificativa plausível é a de que o rendimento na deposição esteja afetando estas características geométricas, uma vez que a taxa de deposição não é constante.
- Um maior rendimento na deposição foi verificado para o aumento na intensidade do laser sobre substrato de aço AISI 304L, alcançando até 98%. Por outro lado, o rendimento observado na deposição sobre ferro fundido GGG40 apresentou aumento até energias intermediárias, vindo a cair novamente para maiores energias e oscilando, de forma geral, entre 60 e 72%. As avaliações do rendimento na deposição apontam para um aspecto importante na viabilização do processamento de revestimentos a laser, requerendo estudo sobre sistemas de coleta e reciclagem dos pós de superligas de elevado valor agregado.
- O aumento da potência do laser induz à maior diluição dos revestimentos aos substratos. Contudo, este estudo revelou uma correlação linear entre a potência e a diluição somente para os depósitos sobre GGG40. Ao contrário, os depósitos sobre aço inoxidável AISI 304L mostraram um desvio de linearidade para as maiores potências de laser, muito provavelmente decorrente da maior refletividade do laser para este substrato. Isto limitou a transferência de energia do laser ao substrato, resultando em um platô de diluição.
- A análise microestrutural indicou que pode haver uma grande variação na fração de fases endurecedoras - carbonetos - para as diversas condições estudadas. Por um lado, verificou-se que é possível ajustar os parâmetros de deposição visando baixa diluição e que isto permite obter revestimentos com características microestruturais muito similares em termos de composição química e fração de fases formadas, independentemente do substrato escolhido. Por outro lado, as condições de processamento que levaram a maiores diluições apontaram

para algumas possibilidades potenciais de otimização dos revestimentos quanto à dureza e resistência ao desgaste.

- Os depósitos sobre ferro fundido nodular GGG40 apresentaram endurecimento significativo à medida que a intensidade do laser aumentou (maior diluição). O endurecimento foi decorrente da elevação na fração de carbonetos (segunda fase), mecanismo que se sobrepôs à redução no teor de importantes elementos que promovem endurecimento por soluções sólidas (Cr, Mo e W).

- Seguindo a tendência normal relatada em trabalhos anteriores, o processamento da liga Hastelloy C276 sobre aço inoxidável AISI 304L indicou que, à medida que a diluição aumenta, ocorre a redução de elementos endurecedores por solução sólida e, ao mesmo tempo, uma redução na fração de segunda fase (carbonetos). Portanto, neste caso, o aumento da diluição levou à queda de dureza dos revestimentos.

- O presente estudo revelou que o tipo de substrato influencia além da fração de fase endurecedora (carbonetos) na liga Hastelloy C276, como também a sua natureza. Além da redução na fração, a deposição sobre AISI 304L levou à formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ (Cr) e MC (Mo). Por outro lado, o substrato GGG40 induziu à formação de carbonetos do tipo M_7C_3 (Cr), MC (Mo) e M_6C (Fe_3W_3C). Portanto, tanto a composição do substrato, quanto a condutividade térmica mostram-se importantes para o processamento, evidenciado pelo fato de que fases mais estáveis foram formadas sobre AISI 304L.

- O presente estudo destacou a importância dos parâmetros de processamento a laser e indicou claramente a necessidade de pesquisa e desenvolvimento de modelos para a previsibilidade das propriedades finais dos revestimentos em função da diluição. Adicionalmente, o substrato pode alterar de forma significativa as características dos revestimentos e estas alterações são tanto mais significativas quanto maior for a diluição obtida.

- Este trabalho evidenciou que propriedades similares de revestimentos podem ser obtidas, desde que menor diluição seja o objetivo. Caso contrário, considerando a engenharia de superfície como ciência, a alta diluição é uma opção potencial para otimizar propriedades específicas.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir deste trabalho de qualificação de revestimentos depositados por *Laser Cladding* para o sistema de liga de níquel Hastelloy[®] C276 sobre dois substratos diferentes, destacam-se algumas sugestões para trabalhos futuros:

- Processamento de áreas com diferentes graus de sobreposição de cordões. O revestimento a partir de múltiplos cordões poderá ser processado com base no presente estudo.

- Realizar um estudo acerca da resistência à corrosão dos revestimentos de liga C276 depositados sobre os diferentes substratos e com diferentes níveis de diluição. Se por um lado parece atrativo aumentar a dureza pela maior diluição sobre ferro fundido nodular GGG40, por outro torna-se importante saber qual o impacto sobre a resistência à corrosão.

- Estudar a produção de revestimentos compósitos reforçados com carbonetos (NbC). Considerando a qualificação da liga Hastelloy[®] C276 realizada neste trabalho, sugere-se estudar o efeito da adição de diferentes frações de NbC para a formação *in situ* de revestimentos de compósitos.

- Estudar e desenvolver métodos para otimização do rendimento de deposição para elevar a eficiência do processo como um todo e reduzir o custo com a perda de pó atomizado não fundido no processo de deposição. Tal estudo ganha destaque, principalmente, quando casos onde é necessário o revestimento de grandes superfícies, a partir de superligas de elevado valor agregado.

REFERÊNCIAS

- ABIOYE, T. E.; MCCARTNEY, D. G.; CLARE, A. T. Laser Cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 217, p.232-240, mar. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.10.024>.
- ALLOYWIRE INTERNATIONAL, **Hastelloy C276 Especificação**, disponível em: <<https://www.alloywire.com/products/hastelloy-c-276/>> Acesso em: 25 dez. 2017.
- ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aços API 5L X70 e AISI 316L**. 2014. 82 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.
- ANTOSZCZYSZYN, T.J.; PAES, R.M.G.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M.; SCHEID, A. Impact of Dilution on the Microstructure and Properties of Ni-Based 625 Alloy Coatings. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, 2, p. 134-144, 2014.
- ATM. **EMBUTIDORA OPAL 410**. 2018. Disponível em: <<https://www.atm-m.com/pt/>>. Acesso em: 14 out. 2018.
- ATM. **POLIDORA SAPHIR 520**. 2018. Disponível em: <<https://www.atm-m.com/pt/>>. Acesso em: 14 out. 2018.
- BORGES, B., et al., **Imperfections in Laser Cladding with powder and wire fillers**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010. **50**(1-4): p. 175-183.
- CARBÓ, H. M. **Aços Inoxidáveis: Aplicações e especificações**, manual técnico Arcelor Mittal, 2008.
- CHEGATTI, S. **Aplicação de resíduos de fundição em massa asfáltica, cerâmica vermelha e fritas cerâmicas**. 2004. 116 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Ambiental, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2004.
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica – Materiais para Construção Mecânica**. 2. ed. : Mc Graw Hill, 1977. Cap. XVII. p. 250-259, 1977.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 6. ed. : Abm, 1990. Cap. XXII, Aços Austeníticos, p. 387-391.
- DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN 1693 - 1**: Gueisen mit kugelgraphit. Deutsches, 1973. 8 p.
- DIAS, F. W. C. **Efeito da intensidade da corrente em revestimentos utilizando a liga Hastelloy X**. 2011. 85 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, UTFRJ, Rio de Janeiro, 2011. Disponível em: <http://dippg.cefet-rj.br/ppemm/attachments/article/81/6_Felix%20Wiliam%20Cortes%20Dias.pdf>. Acesso em: 28 jul. 2019.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Deposição por plasma com arco transferido. **Soldagem & Inspeção**, [s.l.], v. 15, n. 1, p.41-51, mar. 2010. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0104-92242010000100006>.

EMAMIAN, A.; CORBIN, STEPHEN F.; KHAJEPOUR, A. The influence of combined laser parameters on in-situ formed TiC morphology during laser cladding. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 206, n. 1, p.124-131, out. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.06.062>.

EZUGWU, E.O.; WANG, Z.M.; MACHADO, A.R. The machinability of nickel-based alloys: a review. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 86, n. 1-3, p.1-16, fev. 1999. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136\(98\)00314-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136(98)00314-8).

FERNANDES, F. et al. Effect of arc current on microstructure and wear characteristics of a Ni-based coating deposited by PTA on gray cast iron. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 205, n. 16, p.4094-4106, maio 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.03.008>.

FERNANDES, F.; CAVALEIRO, A.; LOUREIRO, A. Oxidation behavior of Ni-based coatings deposited by PTA on gray cast iron. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 207, p.196-203, ago. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.06.070>.

FERREIRA, L. S. **Microestrutura e propriedades de revestimentos de liga Hastelloy C276 (NiCrMoW) obtidos por plasma com arco transferido sobre aços API 5L e AISI 316L**. 2014. 77 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Pgmec, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014

FERREIRA, L. S.; GRAF, K.; SCHEID, A. Microstructure and Properties of Nickel-based C276 Alloy Coatings by PTA on AISI 316L and API 5L X70 Steel Substrates. **Materials Research**, [s.l.], v. 18, n. 1, p.212-221, fev. 2015. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/1516-1439.332914>.

GANESH, P. et al. Fracture behavior of laser-clad joint of Stellite 21 on AISI 316L stainless steel. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 527, n. 16-17, p.3748-3756, jun. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.03.017>.

GEDDES, BLAINE.; LEON, HUGO.; HUANG, XIAO. **Superalloys: Alloying and Performance**. United States Of America: Asm International, 2010. 185 p. Chapter 5 Compositional Effects.

GONSALVES, S. H. **Estudo de propriedades tribo-mecânicas de superfícies de titânio modificadas por métodos físicos e químicos**. 2014. 127 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Física, UEPG - Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa - Pr, 2014.

GRAF, B. et al. Design of Experiments for Laser Metal Deposition in Maintenance, Repair and Overhaul Applications. **Procedia Cirp**, [s.l.], v. 11, p.245-248, 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2013.07.031>.

GRIPA, V. L. **Método de caracterização microestrutural da junção $\text{SmBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ / aço inoxidável 304L por imageamento**. 2007. 84 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2007.

GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**, 1ª ed. São Paulo: Editora Blucher, 2009.

GUO, C. et al. Effects of WC–Ni content on microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-based alloys coating. **Surface And Coatings Technology**, Beijing - China, v. 206, p.2064-2071, 2012.

GUOQING, C. et al. Microstructure and wear properties of nickel-based surfacing deposited by plasma transferred arc welding. **Surface And Coatings Technology**, [s.l.], v. 228, p.276-282, ago. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.125>.

HASSE, S. **Ductile cast iron: handbook for producers and appliers of casting**. Original in German. Schiele & Schön, Berlin, 1996.

HOFMEISTER, W.; GRIFFITH, M. Solidification in direct metal deposition by LENS processing. **Jom**, Tennessee, v. 53, p.30-34, 2001.

HÖGANÄS, **Product Specification Hast C276-M (53-150µM)**, Quality System, 18/02/2011.

HOU, Q.Y. et al. Effects of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based hardfacing alloys investigated using Rietveld method. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 209, n. 6, p.2767-2772, mar. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.06.025>.

KESAVAN, D.; KAMARAJ, M. Influence of aging treatment on microstructure, wear and corrosion behavior of a nickel base hardfaced coating. **Wear**, [s.l.], v. 272, n. 1, p.7-17, out. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2011.05.041>.

KOCH, S. et al. Mechanical, chemical and tribological properties of nickel-free high nitrogen steel X13CrMnMoN18-14-3 (1.4452). **Materialwissenschaft Und Werkstofftec**, Germany, v. 33, p.705-715, 2002.

KUSMOKO, ALAIN.; DUNNE, DRUCE.; LI, HUIJUN. Effect of Heat Input on Stellite 6 Coatings on a Medium Carbon Steel Substrate by Laser Cladding. **Materials Today: Proceedings**, [s.l.], v. 2, n. 4-5, p.1747-1754, 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.01>

LEME, A. et al. **Solda a laser e com feixe de elétrons: Corrosão em frestas**. 2010. Disponível em: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAABY_cAC/seminario-cores-1>. Acesso em: 26 nov. 2017.

LEWIS, G. K.; SCHLIENGER, E. Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition. **Materials & Design**, Albuquerque e Los Alamos, p.417-423, 2000. Disponível em: <https://laseroflove.files.wordpress.com/2009/10/dmls_article4.pdf>. Acesso em: 19 nov. 2017.

LEYENS, C.; BRÜCKNER, F.; NOWOTNY, S. Innovations in Laser Cladding and Direct Metal Deposition. **International Photonics And Optoelectronics Meetings**, [s.l.], 2012. OSA. <http://dx.doi.org/10.1364/ltst.2012.mf2b.1>.

LIN, J.; HWANG, B. Coaxial laser cladding on an inclined substrate. **Materials & Design**, Taiwan, v. 31, p.571-578, 1999. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0030399299001164>>. Acesso em: 19 nov. 2017.

LUDOVICO, A. D.; ANGELASTRO, A.; CAMPANELLI, S. L.. Experimental Analysis of the Direct Laser Metal Deposition Process. **New Trends In Technologies: Devices, Computer, Communication And Industrial Systems**, Bari - Itália, p.253-273, 2010.

MALUF, O. **Influência do roleteamento no comportamento em fadiga de um ferro fundido nodular perlítico**. 2002. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2002. doi:10.11606/D.88.2002.tde-17032004-163144. Acesso em: 2017-12-25.

MANKINS, W. L.; LAMB, S. **Handbook: Nickel and nickel alloys**. 10. ed. Ohio: Asm International, 1992.

MAZUMDER, J., et al., **Closed loop direct metal deposition: Art to part**. Optics and Lasers in Engineering, 2000. 34(4–6): p. 397-414.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. Vol 1 Tecnologia da Soldagem. Escola SENAI “Nadir Dias de Figueiredo”, Cap. 2 e 5. p. 3-36, 2001

MOOSA, A.A.; KADHIM, M. J.; SUBHI, A. D. Dilution Effect during Laser Cladding of Inconel 617 with Ni-Al Powders. **Modern Applied Science**, [s.l.], v. 5, n. 1, p.49-55, 19 jan. 2011. Canadian Center of Science and Education. <http://dx.doi.org/10.5539/mas.v5n1p50>

MUNEKATA, R. M. **Soldagem em laminas finas de Hastelloy C-276 por laser pulsado Nd:YAG**. 2011. 103 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Unesp, Ilha Solteira – Sp, 2011.

NAVAS, C. et al. Microstructure and sliding wear behaviour of Tribaloy T-800 coatings deposited by laser cladding. **Wear**, [s.l.], v. 260, n. 7-8, p.838-846, abr. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2005.04.020>.

NOWOTNY, S. et al. Laser Beam Build-Up Welding: Precision in Repair, Surface Cladding, and Direct 3D Metal Deposition. **Journal Of Thermal Spray Technology**, [s.l.], v. 16, n. 3, p.344-348, 24 abr. 2007. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11666-007-9028-5>

NOWOTNY, S.; SCHAREK, S.; SCHMIDT, A. Advanced laser technology applied to cladding and buildup. **Welding Journal**. New York, p. 48-51. maio 2007

OLIVEIRA, P. S. **Investigação sobre a difusividade térmica na junção metal/cerâmica AISI 304L/YBa₂Cu₃O₇-δ**. 2017. 58 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2017.

PENN, W. Laser cladding basics. **Welding Journal**. New York, p. 46-49. fev. 2008

PRECO. **Laser Cladding - SL9000 Series**. 2018. Disponível em:

<<https://www.precoinc.com/equipment-manufacturing/laser-systems/metals/sl9000>>. Acesso em: 02 out. 2018.

REIS, M. et al. Revestimentos de cobre em aço inoxidável 304L por laser cladding. **Revista de Metalurgia**, [s.l.], v. 34, n. 2, p.154-161, 30 abr. 1998. Departamento de Publicaciones del CSIC. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.1998.v34.i2.680>.

SEXTON, L. et al. Laser cladding of aerospace materials. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 122, n. 1, p.63-68, mar. 2002. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136\(01\)01121-9](http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136(01)01121-9).

SCHEID, A.; OLIVEIRA, A. S. C. M. Analysis of PTA hardfacing with CoCrWC and CoCrMoSi alloys. **Soldagem & Inspeção**, [s.l.], v. 18, n. 4, p.322-328, dez. 2013. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0104-92242013000400004>.

SCHNEIDER, M. **Laser Cladding with Powder - Effect of Some Machining Parameters on Clad Properties**. 1998. Tese (Doutorado) - Universidade de Twente, Holanda, 1998.

SOARES, P. A. C. M. **Desenvolvimento do Processo de Laser Cladding com Metais para Fabrico Aditivo**. 2014. 130 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Demm, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2014. Disponível em: <<https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/90794/2/31961.pdf>>. Acesso em: 02 nov. 2017.

SOUTO, H. I. M. **Laser Cladding: Sua aplicação à deposição de revestimentos em lâminas de destroçadores de madeira**. 2013. 88 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Demm, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2013. Disponível em: <<https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/69069/2/26963.pdf>>. Acesso em: 01 nov. 2017

SPECIAL METALS CORPORATION. **Inconel alloy C-276**, Publication Number SMC-019, Copyright ©, 2004 (Sept 04), Disponível em: <<http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-c-276.pdf>>. Acesso em: 23 dez. 2017.

STEFANELLO, A. L. **Caracterização mecânico-metalúrgica do revestimento de liga de níquel Inconel 625 por GTAW na forma de múltiplas camadas sobre aço carbono**. 2017. 80 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós Graduação Engenharia Mecânica, Pgmec, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2017.

TOKTAS, G; TAYANÇ, M; TOKTAS, A. Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 57, n. 4-5, p.290-299, dez. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2006.02.008>.

TORRES, J. M. S. P. **Melhoramento e Automatização de um Sistema de Revestimento com Laser**. 2015. 119 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2015.

TOYSERKANI, E.; KHAJEPOUR, A.; CORBIN, S. F. **Laser cladding**. Estados Unidos: Crc Press, 2004.

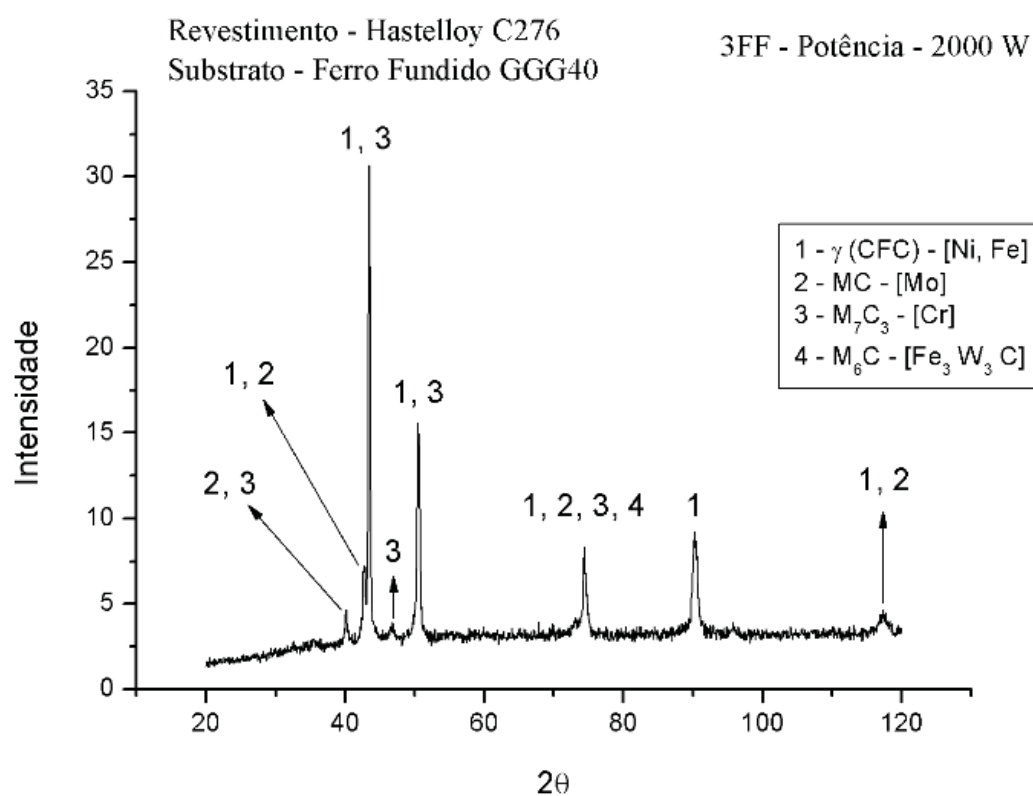
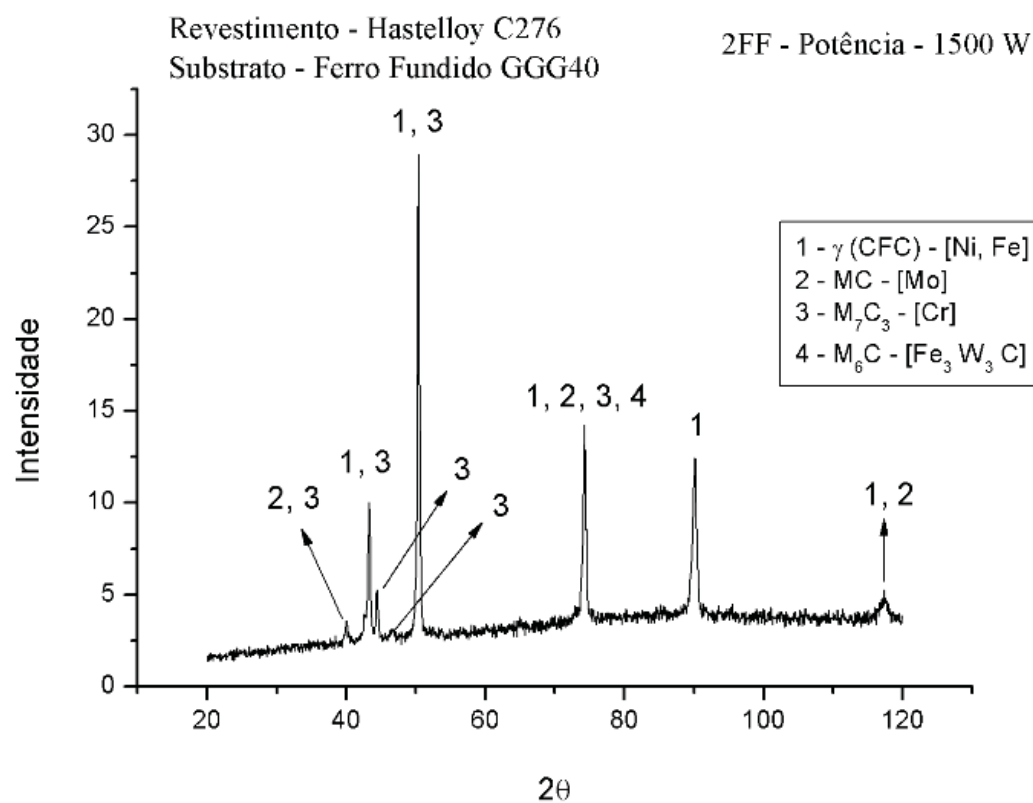
VOINA, Ioan-doru et al. Reamers cutting edge preparation for improvement the GGG 40 machining. **Matec Web Of Conferences**, [s.l.], v. 178, p.01014-01018, 2018. EDP Sciences. <http://dx.doi.org/10.1051/mateconf/201817801014>.

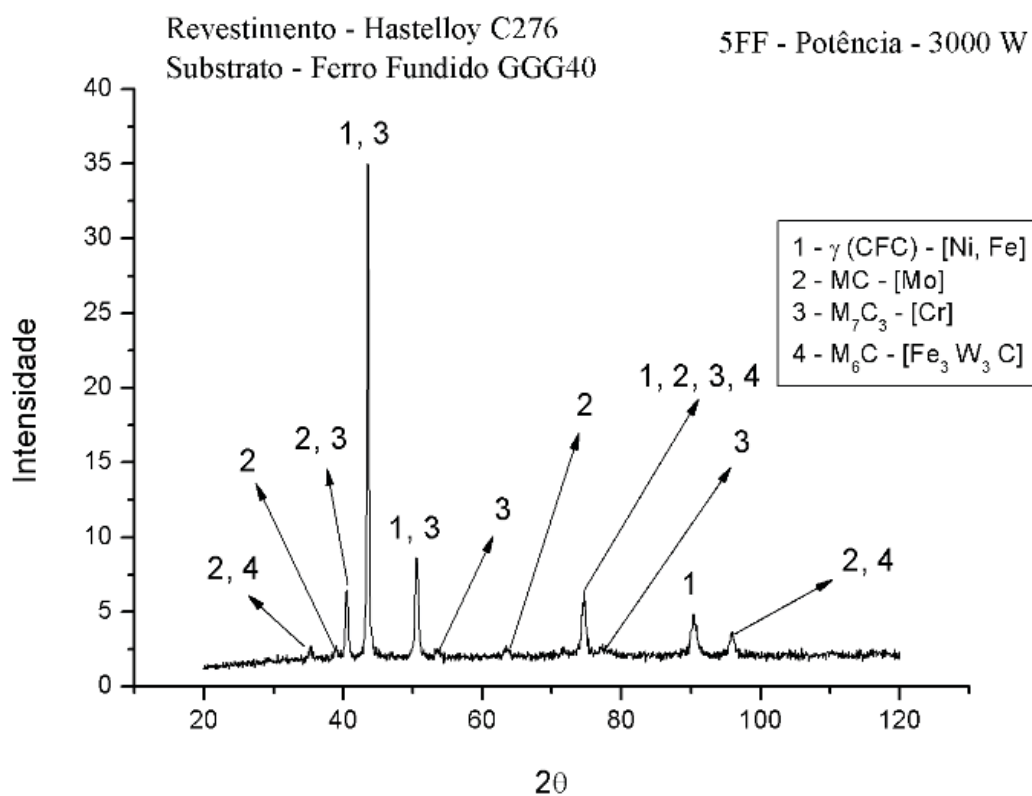
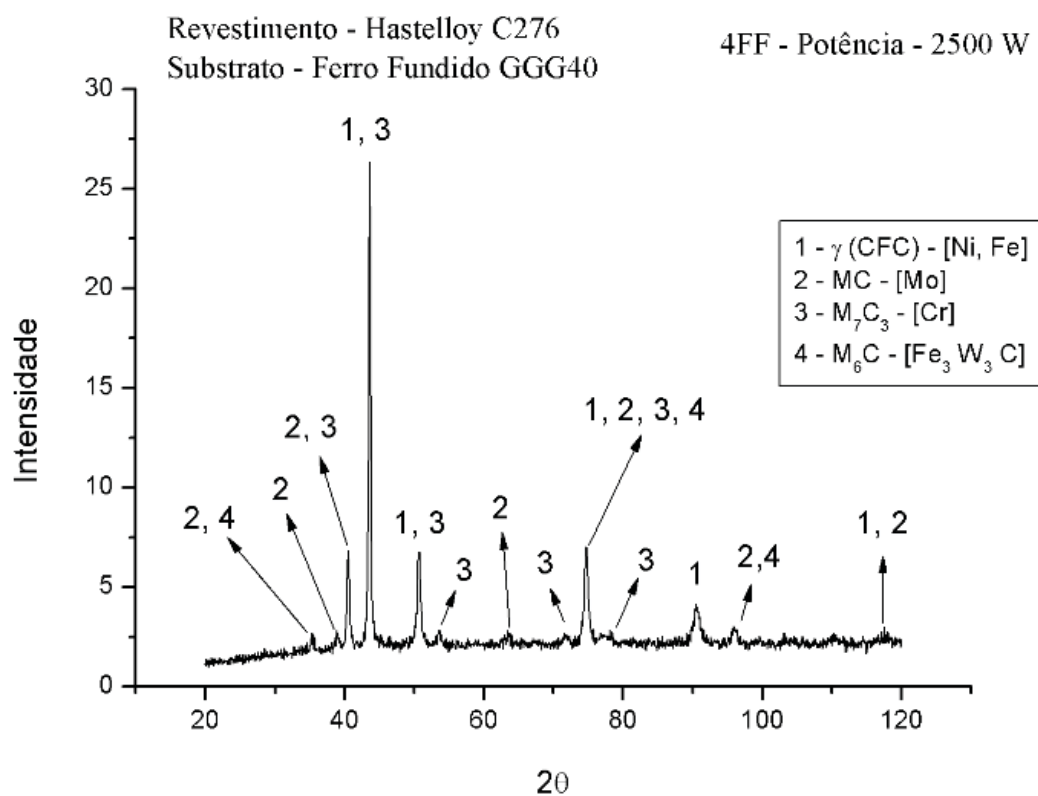
WEERASINGHE, V M.; STEEN, W M. Laser cladding with pneumatic powder delivery, in Applied Laser Tooling. **Springer**, Londres, p.183-211, 1987.

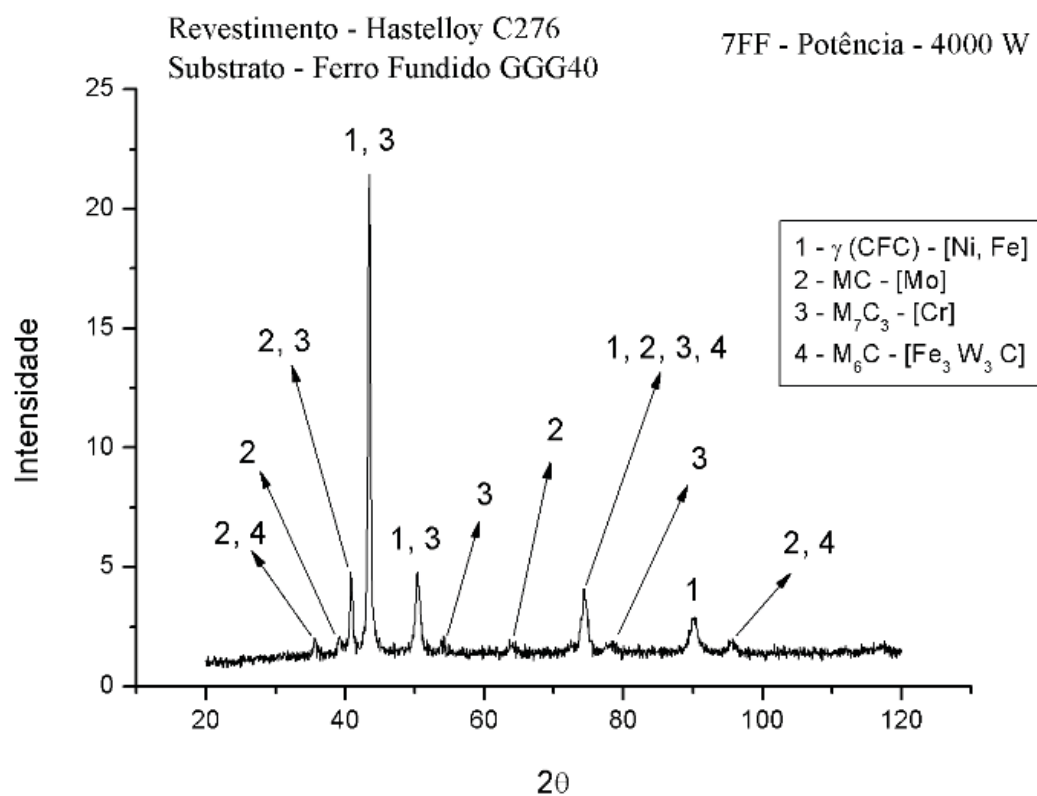
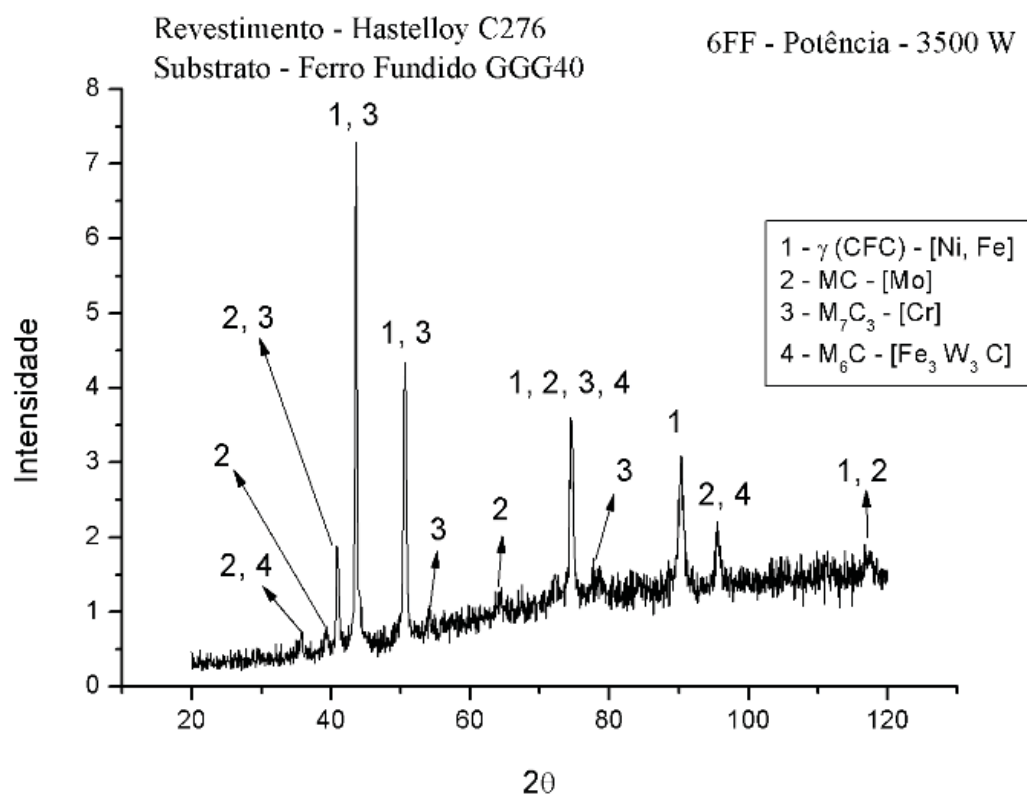
ZHENDA, C.; CHEW, L. L.; MING, Q. Laser cladding of WC Ni composite. **Journal Of Materials Processing Technology**, p.321-323, 1996.

ZHONG, M.; LIU, W. Laser surface cladding: The state of the art and challenges. **Proceedings Of The Institution Of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science**, [s.l.], v. 224, n. 5, p.1041-1060, 12 fev. 2010. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1243/09544062jmes1782>.

APÊNDICE 1 - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY® C276 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W. SUBSTRATO: FERRO FUNDIDO GGG40







APÊNDICE 2 - ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X REVESTIMENTO DE HASTELLOY® C276 COM POTÊNCIAS ENTRE 1500 E 4000 W. SUBSTRATO: AISI 304 L

