



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA – EMC
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA
DE MATERIAIS

MOISÉS FELIPE TEIXEIRA

**ESTUDO DA APLICAÇÃO DO PROCESSO *LASER CLADDING*
PARA A DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTO RESISTENTE AO
IMPACTO-ABRASÃO SOBRE AÇO “HADFIELD” DE ALTO
MANGANÊS**

FLORIANÓPOLIS/SC

2021

Moisés Felipe Teixeira

ESTUDO DA APLICAÇÃO DO PROCESSO *LASER CLADDING* PARA
A DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTO RESISTENTE AO IMPACTO-
ABRASÃO SOBRE AÇO “HADFIELD” DE ALTO MANGANÊS

Tese submetida ao Programa de Pós-
Graduação em Ciência e Engenharia de
Materiais da Universidade Federal de Santa
Catarina para a obtenção do Grau de Doutor
em Ciência e Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Carlos Enrique Niño
Bohórquez, Dr. Eng.

Coorientador: Prof. Milton Pereira, Dr.
Eng.

Florianópolis

2021

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

Teixeira, Moisés Felipe
ESTUDO DA APLICAÇÃO DO PROCESSO LASER CLADDING PARA A
DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTO RESISTENTE AO IMPACTO-ABRASÃO
SOBRE AÇO "HADFIELD" DE ALTO MANGANÊS / Moisés Felipe
Teixeira ; orientador, Prof. Carlos Enrique Niño
Bohórquez, coorientador, Prof. Milton Pereira, 2021.
181 p.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós-Graduação em
Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2021.

Inclui referências.

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Resistência ao
desgaste. 3. Laser Cladding. 4. Revestimento. 5. Aço
Hadfield. I. Niño Bohórquez, Prof. Carlos Enrique . II.
Pereira, Prof. Milton . III. Universidade Federal de Santa
Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais. IV. Título.

Moisés Felipe Teixeira

Estudo da aplicação do processo *laser cladding* para a deposição de revestimento resistente ao impacto-abrasão sobre aço “Hadfield” de alto manganês

O presente trabalho em nível de doutorado foi avaliado e aprovado por banca examinadora composta pelos seguintes membros:

Prof. Adriano Scheid, Dr. Eng
Universidade Federal do Paraná

Professor Carlos Augusto Silva de Oliveira, Dr. Eng.
Universidade Federal de Santa Catarina

Professor Mateus Barancelli Schwedersky, Dr. Eng.
Universidade Federal de Santa Catarina

Certificamos que esta é a **versão original e final** do trabalho de conclusão que foi julgado adequado para obtenção do título de doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Prof. João Batista Rodrigues Neto, Dr.Eng.
Coordenação do Programa de Pós-Graduação

Prof. Carlos E. Niño Bohórquez, Dr. Eng.

Orientador

Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Milton Pereira, Dr. Eng.

Coorientador

Universidade Federal de Santa Catarina

Florianópolis, 2021.

“Toda adversidade traz consigo a semente de uma vantagem equivalente.”

Napoleon Hill

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer aos meus pais, Rubens André Teixeira Filho e Sueli Maria Espíndola Teixeira, que nunca deixaram faltar pão à mesa e sempre foram fonte de inspiração e perseverança na minha vida, me apoiando incondicionalmente em todas minhas decisões e, certamente, sem eles, essa jornada não seria possível.

Ao meu irmão, que sempre me apoiou e, como irmão mais velho, sempre serviu de espelho, escudo e horizonte. Com certeza, não chegaria tão longe sem seu apoio. Estendo os agradecimentos à minha cunhada Eva, que me deu o maravilhoso presente de ser tio do Leon.

À minha namorada Brunna Baldi Nóbrega, que me aturou e apoiou nos anos mais complicados de um doutorado, sendo sempre paciente e compreensiva em todos os momentos. Sem seu carinho, tudo seria mais difícil.

Ao meu orientador Prof. Carlos E. Niño Borhoquéz, que me acolheu neste desafio de doutorado, sendo sempre compreensivo e transmitindo seu conhecimento para que este trabalho se tornasse possível; e ao meu coorientador Prof. Milton Pereira, que aceitou contribuir para este trabalho e na minha formação como doutor.

Ao PGMAT, na figura de Rogério Campos, que viabilizou este doutorado.

Aos meus grandes amigos Jefferson, Luiz e Maurício, que representam o vôlei, uma parte importante da minha vida e, que estão comigo desde muito antes do início deste doutorado. Sem vocês, os anos não teriam graça.

Ao Edson Costa Santos, que foi o responsável por me levar até o SENAI e proporcionar este tema de projeto. Sem ele, este trabalho não existiria.

Ao SENAI, aqui nomeado nas figuras de Luís Gonzaga Trabasso, Alceri Antonio Schlotefeldt e Alexandre Cunha. Sem o apoio de vocês, nada disso seria possível.

Aos meus amigos de todos os dias, Jhonattan, Henrique, Barbeta, Alexsandro, Marcelo, Leandro, Jeferson, Vitor, Osmar, Paulo, Thiago, Bruno, Victor, Natália, João, Bruna, Clayton, Anselmo, e todos os outros que fizeram parte de parte dessa jornada.

À empresa Granaço, representada pelo Tiago K. Oenning, que possibilitou, através de um projeto de inovação, a realização deste trabalho.

Aos meus sócios das empresas Nanogreen e S3nano, que compartilharam o último ano de trabalho.

A todos os demais colegas e familiares que contribuíram para minha formação e caminharam junto comigo durante estes anos. Meu muito obrigado.

*“A persistência é o menor caminho
para o êxito”.*

Charles Chaplin

RESUMO

A mineração é uma atividade extremamente importante para quase todos os setores industriais. Isso é corroborado pela quantidade de minas ao redor do mundo, que são estimadas entre 100 mil e 150 mil e são responsáveis pelo consumo de 6,2% de toda a energia produzida. Dentro deste gasto energético, cerca de 40% desse consumo é utilizado para superar o atrito, que é o responsável pelo desgaste excessivo de componentes e ferramentas usados na mineração. Um dos materiais usados na fabricação destes componentes é o aço Hadfield. Para aumentar a resistência ao desgaste das ferramentas, as indústrias, de forma geral, utilizam alguns processos convencionais de tratamento de superfícies. São utilizados, por exemplo, revestimentos duros aplicados por soldagem, insertos cerâmicos, etc. Todavia, devido às características de baixa soldabilidade do aço Hadfield e da sua aplicação em ambientes severos, tais processos apresentam constantes defeitos de deposição. Portanto, o objetivo deste trabalho foi desenvolver revestimentos para aplicação no aço Hadfield, utilizando a tecnologia de deposição de metais a laser (do inglês DED-L), também chamada de *laser cladding*. Duas ligas em pó da empresa Oerlikon Metco – Metco 1040® e Metco 1030® – foram estudadas neste trabalho, e avaliadas quanto às características do pó, parâmetros de deposição a laser, ensaios tribológicos e desempenho quando aplicados em martelos de moagem. As duas ligas são formadas por uma matriz ferrosa, ricas em carbonetos de vanádio, com a diferença de que a liga Metco 1040 possui uma matriz austenítica enquanto que o Metco 1030 tem matriz martensítica. As avaliações mostraram que o revestimento com a liga Metco 1040 possuem durezas próximas a 520 HV, contra 800 a 1000 HV para aqueles com o pó Metco 1030. A resistência ao desgaste da liga Metco 1040 é similar ao do aço Hadfield, enquanto a liga Metco 1030 apresentou resultado de cerca 40% superior. Ambos materiais foram depositados em martelos para moinhos de cominuição de calcário, apresentando resultados promissores e concluindo que esta liga pode ser utilizada em outros aços para outras aplicações que envolvam aumento da resistência ao desgaste.

Palavras-chave: Aço Hadfield, L-DED, *Laser Cladding*, Metco 1040, Metco 1030, resistência ao impacto-abrasão, ensaio pino-sobre-lixia.

ABSTRACT

Mining is an extremely important activity for almost all industrial sectors. This is corroborated by the number of mines around the world, which are estimated between 100 thousand and 150 thousand and are responsible for the consumption of 6.2% of all the energy produced. Within this energy expenditure, about 40% of this consumption is used to overcome friction, which is responsible for the excessive wear of components and tools used in mining. One of the materials used in the manufacture of these components is Hadfield steel. To increase the wear resistance of tools, industries, in general, use some conventional surface treatment processes. For example, hard coatings applied by welding, ceramic inserts, etc. are used. However, due to the low weldability characteristics of Hadfield steel and its application in harsh environments, such processes have constant deposition defects. Therefore, the objective of this work was to develop coatings for application in Hadfield steel, using laser metal deposition technology (from English DED-L), also called laser cladding. Two powder alloys from the company Oerlikon Metco - Metco 1040® and Metco 1030® - were studied in this work, and evaluated for the characteristics of the powder, laser deposition parameters, tribological tests and performance when applied to grinding hammers. The two alloys are formed by a ferrous matrix, rich in vanadium carbides, with the difference that the Metco 1040 alloy has an austenitic matrix while Metco 1030 has a martensitic matrix. The evaluations showed that the coating with the Metco 1040 alloy has hardnesses close to 520 HV, against 800 to 1000 HV for those with the Metco 1030 powder. The wear resistance of the Metco 1040 alloy is similar to that of Hadfield steel, while the Metco alloy 1030 showed a result of about 40% higher. Both materials were deposited in hammers for limestone comminution mills, showing promising results and concluding that this alloy can be used in other steels for other applications that involve increased wear resistance.

Keywords: Hadfield steel, L-DED, Laser Cladding, Metco 1040, Metco 1030, impact-abrasion resistance, pin-on-drum test.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1: Valores da produção Mineral no Brasil desde 1994. | 26 |
| Figura 2: Balança de exportações brasileira e participação mundial nas exportações de minérios de ferro e seus concentrados. | 27 |
| Figura 3: Processos de britagem primária a) Britador de mandíbulas de dois eixos b) Britador giratório c) Britador de impacto e d) Britador de rolo dentado. | 31 |
| Figura 4: a) Britador cônico e b) Britador de rolos. | 32 |
| Figura 5: Britador de impacto vertical. | 33 |
| Figura 6: Figura esquemática de um moinho de martelo usado no beneficiamento de minério. | 34 |
| Figura 7: Fluxograma de funcionamento de uma usina. | 35 |
| Figura 8: Micrografias de um aço Hadfield proveniente de uma mandíbula de britador. | 38 |
| Figura 9: Diagrama elaborado a partir da equação de Schumann, correlacionando composição química e a presença de transformação de fases em aços de alto teor de manganês. | 41 |
| Figura 10: Mecanismos de desgaste. | 44 |
| Figura 11: Fluxograma das classificações de mecanismos de desgaste. | 45 |
| Figura 12: Mecanismos de desgaste abrasivo. | 47 |
| Figura 13: Tipos de contato abrasivo: dois e três corpos. | 47 |
| Figura 14: Micrografias das superfícies desgastadas do aço. a) Desgaste abrasivo por riscamento e b) Desgaste abrasivo por rolamento. | 48 |
| Figura 15: Parâmetros do sistema tribológico que influem sobre o desgaste abrasivo. . | 49 |
| Figura 16: Mecanismos de desgaste em martelos moedores. | 50 |
| Figura 17: Esquema do ensaio pino-disco. | 56 |
| Figura 18: a) Abrasômetro roda de borracha a seco e b) Abrasômetro roda de borracha em via úmida. | 58 |
| Figura 19: Esquema do equipamento de pino-sobre-lixia. | 59 |
| Figura 20: Esquema representativo do equipamento de tamboreamento. | 60 |
| Figura 21: Desenho esquemático de um britador de mandíbula. | 61 |
| Figura 22: Variação dos processos a laser em função da densidade de energia pelo tempo de interação. | 64 |
| Figura 23: Processos de soldagem e sua faixa usual de intensidade da fonte. | 67 |

| | |
|--|-----|
| Figura 24: Peças que serão tratadas por <i>laser cladding</i> para aumento da vida útil..... | 70 |
| Figura 25: Exemplo de desgaste em uma peça não tratada e processo de deposição de metal a Laser..... | 71 |
| Figura 26: Fluxograma de atividades. | 72 |
| Figura 27: Tipos de fabricação de material particulado. | 74 |
| Figura 28: Analisador do tamanho de partículas e morfologia. | 76 |
| Figura 29: Principais parâmetros envolvidos no processo de <i>Laser cladding</i> | 78 |
| Figura 30: Esquema da deposição do cordão | 80 |
| Figura 31: Esquema da seção transversal do cordão. | 82 |
| Figura 32: Equipamento para tamboreamento do LabAT, da UFPR. (a) equipamento, (b) detalhe interno, (c) detalhe da amostra e (d) calcário utilizado. | 83 |
| Figura 33: Dimensões das áreas depositadas para retirada dos pinos (dimensões em mm) | 85 |
| Figura 34: Abrasímetro Maq Test. | 86 |
| Figura 35: balança Shimadzu modelo AUW 220D..... | 87 |
| Figura 36: Vista em perspectiva e esquema de perfil de um abrasímetro (Fonte: ABNT 4649)..... | 88 |
| Figura 37: Microscópio confocal Olympus LEXT OLS4100. | 89 |
| Figura 38: Martelo de moagem de aço Hadfield utilizado para revestimento. | 91 |
| Figura 39: Preparação para deposição da parte superior do martelo de moagem. | 92 |
| Figura 40: (a) Braço de medição 3D FARO; (b) Captura da tela do programa Magics. | 92 |
| Figura 41: Formação dos martelos no moinho. | 93 |
| Figura 42: Máquina PRECO SL800. (a) Vista externa da máquina e (b) detalhe da área de processamento..... | 95 |
| Figura 43: Laserline LDF 6000-60..... | 95 |
| Figura 44: MEV-FEG Zeiss SUPRA 55VP – Detectores Bruker EDS e EBSD | 96 |
| Figura 45: Microscópio Óptico Zeiss Axio Imager 2 (a) e Estereoscópio Zeiss Discovery V8 (b)..... | 97 |
| Figura 46: Difratorômetro de Raios X Empyrean. | 97 |
| Figura 47: Microdurômetro Wilson Instruments 402MVD. | 98 |
| Figura 48: Imagens de microscopia eletrônica de varredura do pó Metco 1040..... | 99 |
| Figura 49: Imagens de microscopia eletrônica de varredura do pó Metco 1030..... | 100 |
| Figura 50: Seção transversal das partículas do pó Metco 1040..... | 101 |
| Figura 51: Seção transversal das partículas do pó Metco 1030..... | 102 |

| | |
|--|-----|
| Figura 52: Ilustração de distribuição normal considerando as medianas Dv10, Dv50 e Dv90, levando em conta o volume da partícula [46]..... | 104 |
| Figura 53: Resultados de distribuição granulométrica numérica (a) e por volume (b) das partículas do pó Metco 1040. | 104 |
| Figura 54: Resultado de circularidade das partículas do pó Metco 1040..... | 107 |
| Figura 55: Resultado de suavidade das partículas do pó Metco 1040..... | 108 |
| Figura 56: Resultados de distribuição granulométrica numérica (a) e por volume (b) das partículas do pó Metco 1030. | 108 |
| Figura 57: Resultado de circularidade das partículas do pó Metco 1030..... | 110 |
| Figura 58: Resultado de suavidade das partículas do pó Metco 1030..... | 111 |
| Figura 59: Mapa químico da partícula do pó Metco 1040 e espectro combinando os elementos..... | 112 |
| Figura 60: Mapa químico da partícula do pó Metco 1030 e espectro combinando os elementos..... | 114 |
| Figura 61: Caracterização microestrutural de uma partícula da liga Metco 1040: (a) Micrografia por MEV com ampliação de 6000x; (b) Perfil de difração de raio x do pó; (c) Microestrutura ampliada 9000x; (d) Composição química medida por EDS. | 116 |
| Figura 62: Caracterização microestrutural de uma partícula da liga Metco 1030: (a) Micrografia por MEV com ampliação de 10000x; (b) Perfil de difração de raio x do pó; (c) Microestrutura ampliada 15000x; (d) Composição química medida por EDS..... | 117 |
| Figura 63: Gráfico da taxa de alimentação média do pó Metco 1040 em função da velocidade de rotação do disco..... | 119 |
| Figura 64: Gráfico da taxa de alimentação média do pó Metco 1030 em função da velocidade de rotação do disco..... | 120 |
| Figura 65: Cordões obtidos com o pó Metco 1040, utilizando os parâmetros descritos na Tabela 19. | 122 |
| Figura 66: Cordões obtidos com o pó Metco 1030, utilizando os parâmetros descritos na Tabela 20. | 126 |
| Figura 67: Ensaio de líquido penetrante nos cordões depositados com os pós Metco 1040 e Metco 1030. | 128 |
| Figura 68: Seção transversal dos cordões depositados com o pó Metco 1040..... | 130 |
| Figura 69: Gráficos de altura, largura e diluição dos cordões em função de suas variáveis principais. | 133 |
| Figura 70: Seções transversais dos cordões depositados com o pó Metco 1030..... | 135 |

| | |
|---|-----|
| Figura 71: Microdureza Vickers dos cordões da liga 1040 em função das vazões de 20, 30 e 40 g/min. | 139 |
| Figura 72: Microestruturas dos cordões 13, 27 e 37 obtidos com o pó Metco 1040, em três regiões dos mesmostopo, meio e raiz (interface cordão-substrato). | 141 |
| Figura 73: Difratomogramas de raios-X de camadas depositadas com o pó Metco 1040 utilizando as potências de 2000 W, 3000 W e 4000 W e velocidade de deposição de 500 mm/min. | 142 |
| Figura 74: Microdureza Vickers dos cordões obtidos com o pó Metco 1030. | 143 |
| Figura 75: Efeito da potência do laser na variação da microestrutura em várias regiões dos cordões depositados com uma velocidade de varredura de 1000 mm/min. | 145 |
| Figura 76: Padrões de difração de raios X de camadas depositadas usando diferentes potências de laser e velocidade de deposição de 1000 mm/min. | 147 |
| Figura 77: Valor médio de perda de massa das amostras da liga Metco 1040. | 148 |
| Figura 78: Imagem da borda de um martelo de moagem de aço Hadfield desgastado (a) e detalhe da região martensítica (b). | 149 |
| Figura 79: Perfil de dureza do aço Hadfield. | 150 |
| Figura 80: Difratomogramas de raios-X da superfície e do núcleo da amostra de aço Hadfield desgastada. | 151 |
| Figura 81: Superfícies desgastadas das amostras revestidas (a) A1 (b) A5 e (c) do substrato. | 152 |
| Figura 82: Imagem das trilhas de desgaste e dos perfis das amostras revestidas A1 e A5. | 153 |
| Figura 83: Valor médio de perda de massa das amostras da liga Metco 1030. | 154 |
| Figura 84: Efeito da potência do laser na microestrutura: (a) Pó, mostrado para fins de comparação; (b) amostra 11, (c) amostra 23 e (d) amostra 35 (ampliação de 15.000x). | 156 |
| Figura 85: Superfícies desgastadas das amostras depositadas com velocidade de 1000 mm/min e potências de 1500 W (a) e 2500 W (b). A superfície de desgaste do substrato também é mostrada (c). | 157 |
| Figura 86: Imagem das trilhas de desgaste e dos perfis das amostras B1 e B5. Ampliação de 1072x | 158 |
| Figura 87: Martelo sendo revestido pelo processo laser cladding. | 159 |
| Figura 88: Imagem dos martelos revestidos antes e depois dos testes em campo. | 159 |

| | |
|--|-----|
| Figura 89: Martelo desgastado e detalhe dos desgastes por impacto (acima) e abrasivo (abaixo)..... | 161 |
| Figura 90: Imagens da digitalização dos martelos A1 e A2 antes e depois dos testes. | 161 |
| Figura 91: Gráfico comparativo entre os martelos com e sem revestimentos com relação a perda de massa e de volume. | 163 |
| Figura 92: Martelos após 1 hora de processo de cominuição. Em (a) estão os pares dos martelos, (b) detalhe dos martelos e (c) visão frontal dos martelos. | 165 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|-----|
| Tabela 1: Consumo aparente de calcário agrícola por estado no Brasil..... | 28 |
| Tabela 2: Tabela de composição química (% em peso) do aço Hadfield segundo a norma ASTM 128..... | 37 |
| Tabela 3: Comparação de diferentes técnicas de revestimento | 66 |
| Tabela 4: Tabela de composição química (% em peso) fornecida pela empresa Oerlikon Metco para os pós 1040 e 1030. | 75 |
| Tabela 5: Planejamento experimental com parâmetros de deposição do Metco 1040... .. | 79 |
| Tabela 6: Planejamento experimental com parâmetro de deposição do Metco 1030. | 79 |
| Tabela 7: Identificação das amostras para o ensaio de pino-sobre-lixia. | 86 |
| Tabela 8: Dados de aquisição de imagem. | 88 |
| Tabela 9: Parâmetros utilizados na aquisição de imagem no microscópio Confocal..... | 89 |
| Tabela 10: Parâmetros utilizados na aquisição de imagem no microscópio confocal nas análises dentro da trilha de desgaste..... | 90 |
| Tabela 11: Parâmetros utilizados para revestir os martelos. | 91 |
| Tabela 12: Características técnicas da máquina. | 94 |
| Tabela 13: Resultado da análise de distribuição granulométrica do pó Metco 1040. | 105 |
| Tabela 14: Resultado da análise de distribuição granulométrica do pó Metco 1030. | 109 |
| Tabela 15: Composição química (% em peso) de uma partícula do pó Metco 1040 medido por EDS. | 113 |
| Tabela 16: Composição química (% em peso) de uma partícula do pó Metco 1030 medido por EDS. | 115 |
| Tabela 17: Calibração da taxa de alimentação em função da rotação do disco de alimentação do pó Metco 1040..... | 118 |
| Tabela 18: Calibração da taxa de alimentação em função da velocidade de rotação do disco de alimentação do pó Metco 1030. | 120 |
| Tabela 19: Sequência de deposição dos cordões com o pó Metco 1040..... | 121 |
| Tabela 20: Sequência de deposição dos cordões com o pó Metco 1030..... | 124 |
| Tabela 21: Resultado das medições de altura, largura e diluição dos cordões depositados com o pó Metco 1040. | 131 |
| Tabela 22: Resultado das medições de altura, largura e diluição dos cordões depositados com o pó Metco 1030. | 137 |

Tabela 23: Tabela com os resultados de perda de massa e de volume dos martelos com e sem revestimentos. 162

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABCP – Associação Brasileira de Cimento Portland
ABRACAL – Associação Brasileira dos Produtores de Calcário
ASTM – *American Society for Testing and Materials*
CFC – Cúbico de Face Centrada
CNC – Comando Numérico Computadorizado
CVD – *Chemical Vapor Deposition*
DDE-L – Deposição Direcionada de Energia a Laser
DED-L – *Laser Directed Energy Deposition*
DIN – *Deutsches Institut für Normung*
DoE – *Design of Experiment* (Design de Experimentos)
DRX – Difratorômetro de Raios X
ECA – *Equivalent Circular Area*
EDM – *Electro Discharge Machining?*)
EDS – *Energy Dispersive Spectroscopy*
EFE – Energia de Falha de Empilhamento
FEG – *Field Emission Gun*
FFBAC – Ferro Fundido Branco Alto Cromo
GMAW – *Gas Metal Arc Welding*
HVOF – Aspersão Térmica por Chama de Alta Velocidade
IBRAM – Instituto Brasileiro de Mineração
LabAT – Laboratório de aspersão Térmica
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG – *Metal Inert Gas*
MMC – *Metal Matrix Composite*
PIB – Produto Interno Bruto
PLC – *Portevin-Le Chatelier*
POD – *Pin-on-drum*
PSD – *Particle Size Distribution*
PVD – *Physical Vapor Deposition*
SAE – *Society of Automotive Engineers*
SAW – *Submerged Arc Welding*
SMAW – *Shielded Metal Arc Welding*

SNIC – O sindicato Nacional da Indústria do Cimento

TIG – *Tungsten Inert Gas*

TWIP – *Twinning Induced Plasticity*

ZD – Zona de Diluição

ZF – Zona de Fusão

ZTA – Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

| | | |
|-------|---|-----|
| 1 | INTRODUÇÃO | 20 |
| 1.1 | QUESTÃO FUNDAMENTAL | 22 |
| 1.2 | HIPÓTESES | 22 |
| 2 | OBJETIVOS GERAL..... | 24 |
| 2.1 | OBJETIVOS ESPECÍFICOS | 24 |
| 3 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 25 |
| 3.1 | A INDÚSTRIA DA MINERAÇÃO NO BRASIL | 25 |
| 3.2 | PROCESSO DE COMINUIÇÃO DE MINÉRIOS | 30 |
| 3.3 | MATERIAIS USADOS NO PROCESSO DE COMINUIÇÃO..... | 36 |
| 3.3.1 | Aço manganês - Hadfield | 36 |
| 3.3.2 | Fundição | 37 |
| 3.3.3 | Tratamento térmico..... | 38 |
| 3.3.4 | Mecanismos de endurecimento..... | 39 |
| 3.3.5 | Soldabilidade do aço Hadfield..... | 42 |
| 3.4 | DESGASTE NA MINERAÇÃO | 43 |
| 3.4.1 | Desgaste abrasivo | 45 |
| 3.4.2 | Mecanismos de desgaste em componentes de mineração..... | 49 |
| 3.4.3 | Ensaio de desgaste abrasivo..... | 52 |
| 3.5 | TRATAMENTO DE SUPERFÍCIES A LASER | 62 |
| 4 | METODOLOGIA EXPERIMENTAL E EQUIPAMENTOS..... | 72 |
| 5 | RESULTADOS E DISCUSSÕES | 99 |
| 5.1.1 | Morfologia..... | 99 |
| 5.1.2 | Distribuição granulométrica | 103 |
| 5.1.3 | Composição química | 111 |
| 5.1.4 | Microestrutura..... | 115 |
| 6 | CONCLUSÕES | 167 |
| 7 | SUGESTÃO PARA CONTINUIDADE DO TRABALHO | 170 |

1 INTRODUÇÃO

No Brasil, a mineração é responsável por quase 1,4% do PIB nacional, gerando cerca de 195 mil empregos diretos, além de milhares de empregos indiretos, segundo dados do Instituto Brasileiro de Mineração – Ibram (FRANCO et al., 2019). A atividade de mineração realizada pelas indústrias envolve as etapas de extração e cominuição, que utilizam diversos tipos de equipamentos e ferramentas resistentes a essas funções. Os processos de cominuição envolvem a quebra de pedras grandes até a transformação em pedras menores ou em material particulado. Para estes processos, são utilizados equipamentos de moagem, conhecidos como moinhos e martelos de moagem. De modo geral, os martelos são feitos de materiais com boa resistência ao desgaste abrasivo e ao impacto, devido às severas condições de processo impostas durante esse trabalho (DARLING, 2011; HÄRKISAARI, 2015).

Para aplicações onde há necessidade de resistência ao desgaste abrasivo e impacto, os materiais mais indicados são aqueles com elevadas dureza e tenacidade à fratura (MENDEZ et al., 2004; PINTA; POLIT, 2002). A combinação de exigências de elevada resistência à abrasão e boa tenacidade não é algo muito comum, tendo em vista que materiais resistentes à abrasão são duros, porém frágeis. Contudo, existe um material que possui ambas características: o aço alto manganês austenítico, também chamado de aço Hadfield, que combina uma excelente resistência à abrasão, com alta tenacidade (DIESBURG; BORIK, 1974; HADFIELD, 1888).

O aço manganês segue a norma ASTM-A128. Possui 1,4% de carbono e 11-14% de manganês, entre outros elementos de liga. Seu uso em solicitações que necessitem resistência ao desgaste e impacto ocorre devido à capacidade de endurecimento induzido pela deformação e à alta tenacidade, favorecendo sua utilização em indústrias de construção, mineração, estradas de ferro, britadores ou moinhos, (BHERO; NYEMBE; LENTSOANA, 2014). Sua dureza após o endurecimento chega a apresentar ganhos de até 100% em relação à dureza inicial (240HB – 500HB) (ROCHA, 2011).

Nas ligas convencionais, é possível aumentar a resistência mecânica através de diferentes mecanismos de endurecimento, como por exemplo, encruamento (por deformação a frio), refino de grão, solução sólida, precipitação, dispersão e transformação de fase (por exemplo, quando a austenita transforma em martensita).

Na maior parte dos casos, vários desses mecanismos são atuantes. Entretanto, um deles pode ser o mais preponderante. Nos casos dos aços Hadfield, a maior capacidade

de endurecimento é obtida pela transformação da austenita em martensita, induzida por deformação (COLLETTE et al., 1957).

Todas essas características fazem com que o aço Hadfield tenha uma excelente resistência em processos em que há impacto e abrasão, como na mineração. Tal processo é responsável pelo desgaste prematuro dos martelos de moagem, fazendo com que o tempo de vida dos componentes em campo seja de poucas horas (entre 8 e 12 h), prejudicando a produção das empresas, pois precisam fazer paradas frequentes para troca dos componentes (LENCINA et al., 2015).

Devido à baixa durabilidade desses componentes, as indústrias estão sempre buscando novas formas de aumentar o tempo de vida em serviço desses martelos, através da utilização de novos materiais, tratamentos térmicos ou, até, com a utilização de revestimentos. Holmberg et al. (2017) fizeram um estudo, mostrando que a implementação de novas tecnologias para redução de desgaste, em 10 anos podem contribuir para uma redução de 15% e em 20 anos de 30%, além de economizar 31,1 milhões de euros por ano e diminuir a emissão de CO₂ em 145 milhões de toneladas em todo o mundo. O trabalho cita ainda, a possibilidade de utilização da deposição de camadas duras espessas (de 0,1 a 5 mm), através de técnicas de deposição como soldagem a arco elétrico, *laser cladding*, deposição eletrolítica, *thermal spraying* e deposição termoreativa, para aumento da resistência ao desgaste.

Seguindo a linha de pesquisa de aplicações de revestimentos para aumentar a resistência ao desgaste por impacto-abrasão, verificou-se a possibilidade de usar o processo de deposição direta de energia a laser (DDE-L, ou do inglês *Direct Energy Deposition* – DED-L), comumente conhecido por *laser cladding*. Esta é uma técnica de deposição de metais a laser usada para fabricar ou reparar componentes feitos de ligas metálicas com alto valor agregado (RIBEIRO; MARIANI; COELHO, 2020).

O processo de deposição de metais a laser é uma alternativa aos processos convencionais de soldagem, porém com a principal diferença no aporte térmico, fazendo com que a taxa de resfriamento seja muito maior e o tamanho da Zona Termicamente Afetada - ZTA seja menor (VAHIDDASTJERDI et al., 2019). No processo de soldagem a arco do aço alto manganês é possível verificar vulnerabilidade às trincas de solidificação, provavelmente devido à composição química rica em carbono e manganês, elementos que induzem a formação desse tipo de trincas (MENDEZ et al., 2004; ZORC et al., 2013). Mesmo assim, existem algumas pesquisas que mostram a viabilidade tanto da deposição de metais a laser (CLARE et al., 2012; LEWIS; LEWIS; FLETCHER,

2015), quanto a soldagem de aços com alto teor de manganês, por exemplo em trilhos de trem. Esses estudos apresentam o tratamento desse aço sem a formação de trincas, inclusive com refinamento da microestrutura e aumento de propriedades mecânicas, como o limite de escoamento e a resistência ao desgaste (EFSTATHIOU; SEHITOGLU, 2009; SONG et al., 2019).

Tendo em vista o tamanho do mercado minerador brasileiro, bem como os custos elevados gerados pelo desgaste prematuro de elementos moedores, vê-se este trabalho de tese como uma ação estratégica para alavancar a produção nacional das indústrias de mineração, cimento, pedreiras e reciclagem. Além do aumento de eficiência e do consequente retorno financeiro a essas indústrias, esse projeto é uma oportunidade para difundir os benefícios das técnicas de processamento de materiais a laser, as quais se encontram em constante crescimento no cenário mundial e em consonância com tendências da chamada Indústria 4.0 ou Manufatura Avançada.

Portanto, o presente trabalho visa aumentar a resistência ao desgaste impacto-abrasivo dos martelos de moagem fabricados com o aço de alto teor de manganês (Hadfield), através da técnica de *laser cladding*. Vislumbra-se que o revestimento a laser seja uma solução viável para o aumento da performance tribológica, devido às características metalúrgicas do processo, que, diferente do processo convencional de soldagem, formam uma zona termicamente afetada muito mais estreita (BAREKAT; SHOJA RAZAVI; GHASEMI, 2016; PAYDAS et al., 2015; TEIXEIRA et al., 2017). Espera-se que a camada revestida aumente o desempenho do componente quanto à resistência ao desgaste abrasivo e ao impacto, aumentando assim, o tempo de vida em operação.

1.1 QUESTÃO FUNDAMENTAL

- É possível depositar as ligas Metco 1030 e Metco 1040 para aumentar a performance tribológica de martelos de moagem, fabricados de aço com alto teor de manganês, que sofrem com elevado desgaste por impacto-abrasão, utilizando técnica de deposição direcionada de metais a laser – *Laser Cladding*?

1.2 HIPÓTESES

Para responder à questão fundamental, as seguintes hipóteses foram formuladas:

- O processo de *Laser Cladding* permitirá depositar os dois materiais resistentes ao impacto-abrasão sem os problemas comumente apresentados em outros processos de deposição como, por exemplo, na soldagem a arco, que são trincas, poros, falta de fusão e outros;
- Os materiais depositados garantirão um desempenho ao impacto-abrasão similar ou melhor que o do aço Hadfield.

Se estas hipóteses puderem ser comprovadas, a solução trará uma vantagem competitiva à indústria nacional, que terá a eficiência de processo de cominuição aumentada. Além disso, há a possibilidade de aplicar a tecnologia em outros tipos de componentes e materiais. Como desvantagem, pode-se considerar que, mesmo que o processo de deposição em si não seja muito caro, o investimento para montar um equipamento de grande porte, que possa atender a todas as geometrias e tamanhos de martelos, é muito elevado, o que pode ser um limitante para pequenas demandas, visto que não há tantos fornecedores desta tecnologia no país, para prestação de serviços.

2 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho de tese é explorar os diferentes parâmetros de processamento a laser para dois tipos de revestimentos em pó (Metco 1030 e Metco 1040) depositados por *laser cladding* sobre o aço Hadfield, com a finalidade de avaliar o seu impacto sobre a microestrutura, microdureza e comportamento tribológico, voltado para aplicação em martelos de moagem.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- I. Avaliar o efeito da variação dos parâmetros de deposição a laser nas propriedades e desempenho ligas Metco 1030 e Metco 1040 depositadas sobre o aço Hadfield;
- II. Correlacionar a densidade de energia do laser com o valor de diluição, morfologia do cordão, microestrutura e microdureza, de ambas as ligas depositadas;
- III. Correlacionar o desempenho tribológico das amostras com os resultados das caracterizações microestruturais e de microdureza;
- IV. Correlacionar os mecanismos de desgaste do revestimento atuantes em condições reais de operação (martelo) com os resultados obtidos nos ensaios tribológicos;
- V. Avaliar a resistência ao desgaste do revestimento a laser sobre o martelo de moagem em aplicação em campo.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

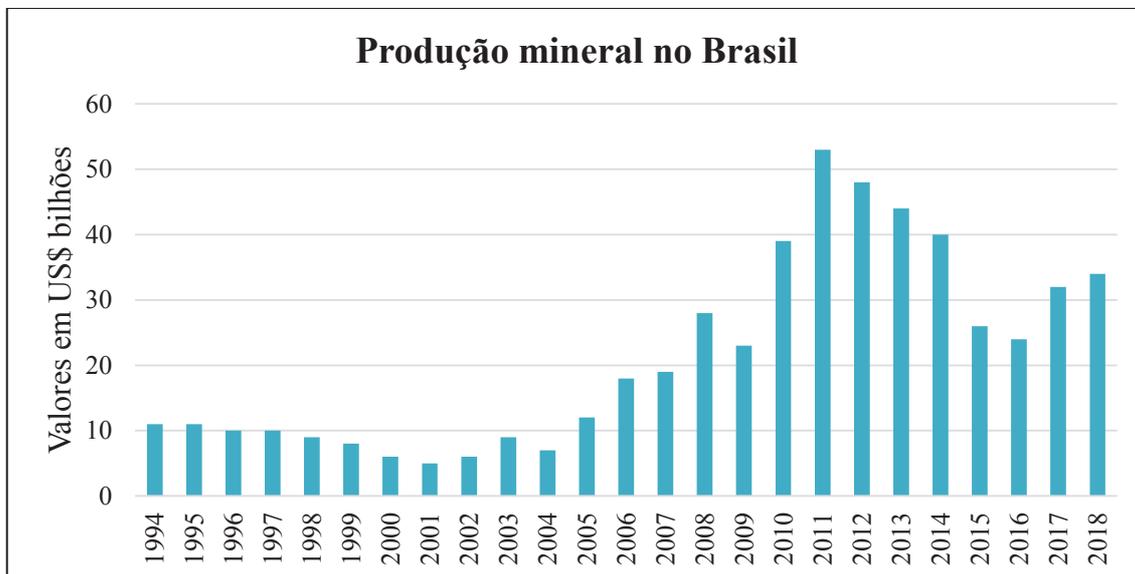
Nesse capítulo serão abordados os principais assuntos relacionados com o trabalho realizado, de forma a embasar o planejamento dos experimentos e as análises dos resultados. Para tanto, serão abordados os assuntos referentes à mineração no Brasil, justificando a importância desse estudo, seguido dos processos e materiais utilizados na mineração, apresentando o problema encontrado pela indústria na aplicação e utilização do aço Hadfield em martelos de moagem. A revisão segue apresentando as principais características do aço Hadfield e o porquê de sua importância nessa indústria. Há nesse capítulo um foco nos modos de endurecimento do aço e nas características de soldabilidade. Além disso, há um item focado nos conceitos de tribologia e os principais mecanismos de desgaste atuantes no processo de mineração. Dentro desse item também são apresentados os tipos de ensaios utilizados para simular as aplicações abrasivas. A revisão é finalizada com um item explicando o processo de deposição de metais a laser e suas principais características, sendo assunto fundamental para entender os conceitos subjacentes ao trabalho.

3.1 A INDÚSTRIA DA MINERAÇÃO NO BRASIL

Sendo um setor básico da economia brasileira e essencial para a vida moderna, a mineração está presente em nosso dia-a-dia, em diversos produtos e processos de fabricação indispensáveis para o bem-estar humano como, por exemplo, no cimento para construção ou em materiais eletrônicos utilizados para a fabricação de celulares e televisores. Em suma, o desenvolvimento de qualquer nova tecnologia está ligado de alguma forma a este setor, no qual a otimização dos processos produtivos e redução nos custos de fabricação destes minérios traz um imenso benefício não só para seus produtores, mas para todos os segmentos da indústria. Segundo a Indústria Brasileira de Máquinas (FRANCO et al., 2019), este é um dos setores que realiza os maiores investimentos privados no Brasil e previa-se para o período de 2014 a 2018 um total de US\$ 56,3 bilhões de investimentos. Em 2018, o país teve uma produção mineral de US\$ 34 bilhões, sendo 6,25% maior que a apurada em 2017 (Figura 1). Além disso, a indústria da mineração empregava em janeiro de 2019 cerca de 195 mil trabalhadores diretamente. Segundo a Agência Nacional de Mineração, o fator multiplicador da indústria extrativa mineral para a indústria de transformação mineral é de 1 para 3,6 postos de trabalhos, pois em janeiro de 2019 o setor empregava cerca de 703 mil trabalhadores. E, ao longo

do resto da cadeia industrial, este segmento tem um fator de multiplicação de 1 para 11 postos de trabalho, gerando cerca de 2,1 milhões de empregos de forma direta e indireta.

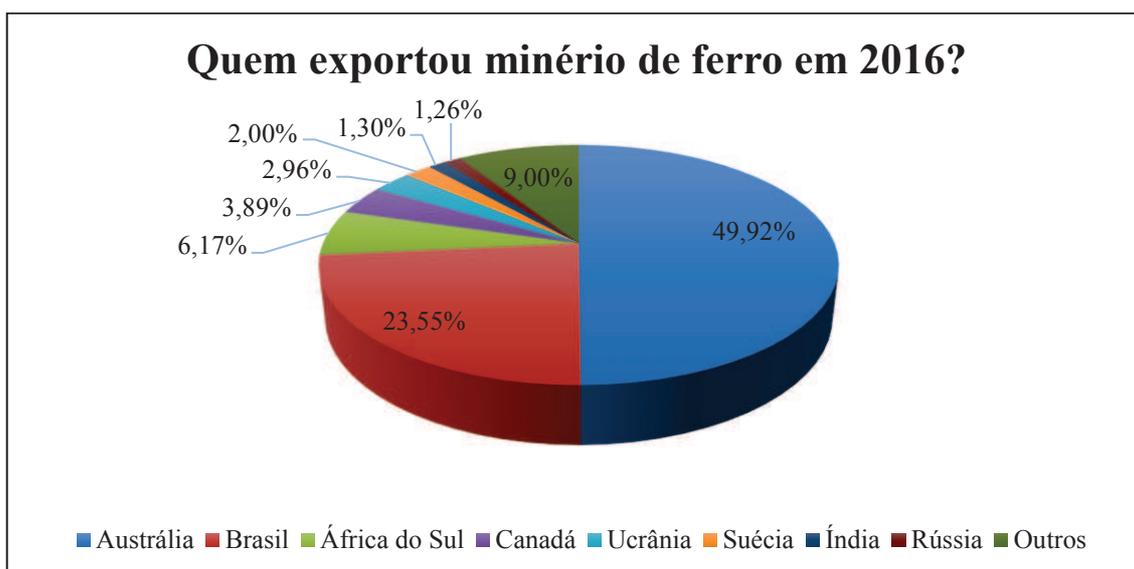
Figura 1: Valores da produção Mineral no Brasil desde 1994.



Fonte: Ibram (2019).

Segundo o Centro de Desenvolvimento Internacional da Universidade de Harvard, no ano de 2016 o Brasil exportou um total de US\$ 183 bilhões, sendo US\$ 33,1 bilhões (18%) provenientes da exportação de minérios de ferro e seus concentrados. Este número posiciona o Brasil como o segundo maior exportador deste tipo de minério no mundo (21%), ficando atrás somente da Austrália (52%), como apresentado na Figura 2.

Figura 2: Balança de exportações brasileira e participação mundial nas exportações de minérios de ferro e seus concentrados.



Fonte: Adaptado de Atlas Harvard (2017)¹.

Estima-se que 30 a 50% de toda a energia gasta em uma planta de beneficiamento de minérios seja consumida na etapa de cominuição, podendo este valor chegar a 70% em algumas empresas que trabalham com minerais mais duros. Cerca de 1,5% de toda a energia gerada nos Estados Unidos é utilizada em processos de cominuição de minérios (incluindo a energia gasta na fabricação de corpos moedores). Por isso,

¹ <https://atlas.cid.harvard.edu/>

melhorias na eficiência deste processo podem resultar em uma economia de 20 bilhões de kWh por ano no país.

Existem diversos tipos de minérios que, de acordo com o Centro de Tecnologia Mineral, são definidos como sendo uma ou qualquer rocha constituída de um mineral ou agregado de minerais, onde um ou mais desses minerais podem ser aproveitados economicamente (FIGUEIRA, 2010). Um desses minérios com papel fundamental na sociedade é o calcário, devido às diversas aplicações, dentre as quais se destacam: na construção civil, como componente para produção de cimento e cal; na fabricação de vidro, como fundente metalúrgico; e na área agrícola, como corretor do pH do solo (OSOULI et al., 2018). Além de corrigir o pH, o calcário também é utilizado como potencializador do desenvolvimento de plantas e melhoria da eficiência na adubação do solo, uma utilização que tem como forte aliada a Associação Brasileira dos Produtores de Calcário Agrícola – ABRACAL, que desde 26 de novembro de 1992 promove um trabalho fundamental com o intuito de difundir o setor de calcário agrícola, promovendo o aperfeiçoamento e desenvolvimento destas aplicações no Brasil.

Em relatório gerado pela ABRACAL², a respeito do consumo aparente de calcário agrícola no Brasil (Tabela 1), os resultados obtidos mostram como a utilização deste produto cresceu entre 2006 e 2016, passando de aproximadamente 16,8 milhões de toneladas em 2006, para cerca de 33,2 milhões em 2016, com destaque do estado do Mato Grosso, que representou 16% de todo o consumo nacional.

Tabela 1: Consumo aparente de calcário agrícola por estado no Brasil.

| UF | RS | SC | PR | SP | MG | MS | MT | GO | TO | MA | BA | Outros | Total |
|-------------|---------|-------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|-------|---------|---------|----------|
| 2006 | 1.096,8 | 529,5 | 1.637,8 | 4.101,3 | 3.336,7 | 690,0 | 1.693,2 | 1.625,0 | 396,0 | 200,0 | 295,0 | 1.068,5 | 16.849,8 |
| 2016 | 3.199,0 | 685,2 | 3.437,2 | 4.312,3 | 4.821,7 | 3.174,2 | 5.329,3 | 2.959,6 | 1.373,6 | 368,1 | 1.070,7 | 1.915,6 | 33.238,9 |

Fonte: Adaptado de ABRACAL (2016).

No segmento da construção civil, com relação à fabricação de cimento, a entidade sem fins lucrativos responsável por consolidar e expandir o mercado de produtos e sistemas a base de cimento é a Associação Brasileira de Cimento Portland (ABCP). Fundada em 1936, tem o papel fundamental de disseminar o conhecimento sobre as tecnologias envolvidas na fabricação e uso deste material, bem como a transferência de conhecimentos através de cursos de aperfeiçoamento técnico. Sendo o segundo material

² <http://www.abracal.com.br/arquivos/documentos/CONSUMO%20APARENTE%20POR%20ESTADO%20%20-%20%20PER%20C3%8DODO%201992-2018.pdf>

mais utilizado no mundo, ficando atrás somente da água, o cimento é principalmente formado pelo composto clínquer, que possui cerca de 80 a 95% de calcário em sua composição, mostrando a enorme utilização deste minério no mundo inteiro (GUPTA; MOHAPATRA; BANSAL, 2020; OSOULI et al., 2018).

O sindicato nacional da indústria do cimento (SNIC) aponta que, no total, há cerca de 100 fábricas produtoras de cimento no Brasil, com uma capacidade de produção de 100 milhões t/ano e consumo aparente de 57 milhões de toneladas, empregando diretamente 23 mil pessoas (2016)³.

Implicitamente, esses valores refletem em como o desenvolvimento de novas tecnologias, materiais e técnicas para a extração do minério contribuíram para o aumento da produção deste produto para o setor agrícola e indústria civil, visto o investimento realizado nos últimos anos e a vasta utilização, justificando a importância de qualquer melhora e/ou otimização das etapas de beneficiamento do minério, que contribui de forma significativa para a evolução deste mercado em níveis nacionais.

Além do calcário, utilizado na construção civil e agronegócio, vale ressaltar que o Brasil produz e exporta diversos outros materiais, como ferro, ouro, nióbio, cobre, entre outros. Durante o processo de extração e cominuição de minérios, há diversos componentes que sofrem elevado desgaste por abrasão-impacto da mesma forma que para o calcário, como os dentes das pás de escavadeira, britadores e moinhos de martelo (HÄRKISAARI, 2015).

No cenário nacional, de acordo com um levantamento realizado em empresas fabricantes de elementos moedores, para determinadas peças como, por exemplo, martelos de moagem de calcário, a vida útil de cada martelo pode chegar a valores próximos de 8 horas⁴. Tomando um tempo médio de 2 a 3 horas para manutenção e troca dos componentes desgastados em um moinho, pode-se concluir que cerca de 25 a 40% do tempo de produção é dedicado a tarefas que não contribuem diretamente com valor ao produto final. Portanto, vê-se como importante tanto para as empresas, quanto para a sociedade uma pesquisa que ajude a desenvolver soluções que possam aumentar a resistência ao desgaste de martelos de moagem da indústria de calcário.

³ <http://snic.org.br/numeros-do-setor.php>

⁴ Informações repassadas ao autor pelo proprietário de uma grande fabricante de componentes de moagem.

3.2 PROCESSO DE COMINUIÇÃO DE MINÉRIOS

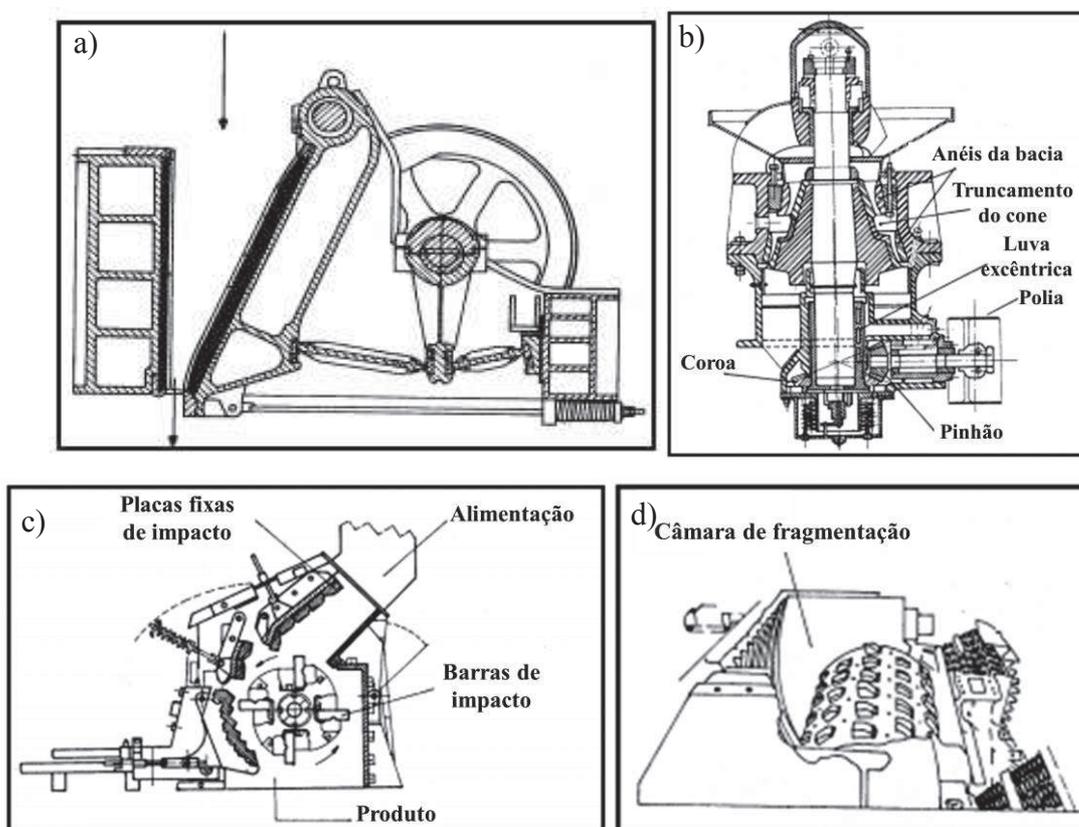
O processo de mineração depende da geografia, local da mina, material a ser extraído, quantidade, etc. Porém, de forma geral, os processos de cominuição de minérios são semelhantes e divididos em três etapas: extração, transporte e processamento. A extração é o processo de perfuração, detonação e, dependendo da mina, remoção do solo e sobrecarga. O transporte envolve as formas de carregar as rochas para os outros estágios de tratamento, podendo ser desde caminhões até esteiras transportadoras (HOLMBERG et al., 2017). O processamento difere muito, dependendo do material extraído e de quantos estágios o mineral irá passar, segundo o estudo do departamento norte americano de energia realizado em 2007.

O estágio de processamento envolve basicamente a operação de redução de tamanho das rochas através da fragmentação. O processo de fragmentação é uma operação que tem elevado consumo energético e, devido ao grande tempo de parada para manutenção dos equipamentos, possui baixa eficiência operacional. Estes fatores representam o maior custo no tratamento de minérios. A fim de se minimizar os custos e não fragmentar as partículas além do necessário, este processo é quase sempre dividido em várias etapas. As etapas iniciais da fragmentação, quando ainda são gerados tamanhos relativamente grandes de partículas são chamadas de britagem. Quando a fragmentação visa atingir tamanhos bem menores (cerca de 75 μm), dá-se o nome de moagem. Os equipamentos que fazem a britagem são chamados de britadores e os de moagem, moinhos. A britagem é a operação que fragmenta os blocos grandes de rochas recém retiradas da mina para tamanhos mais fáceis de operar e moagem é a operação de final de fragmentação em partícula fina (ENERGY, 2007; HOLMBERG et al., 2017) Para isso, existem até três estágios de britagem: a primária, secundária e terciária.

Na britagem primária, os britadores empregados são de grande porte, que reduzem as rochas com tamanhos entre 100 e 1000 mm. Os britadores mais utilizados nessa fase são o britador de mandíbulas, o britador giratório, o britador de impacto e o de rolos dentado e possuem capacidades próximas a 1000 t/h de processamento. Cada tipo de britador possui uma especificidade de trabalho. O britador de mandíbulas é utilizado para britagem de blocos de elevadas dimensões/dureza e com grandes variações de tamanho na alimentação. O britador giratório é um equipamento usado quando há uma grande quantidade de material que precisa ser fragmentado, sendo mais operacional que o anterior, devido à possibilidade de alimentação por qualquer lado. O britador de impacto

difere dos outros pois, como o nome sugere, ele fragmenta as rochas por impacto ao invés de fazê-lo por compressão. Por meio da movimentação das barras (entre 500 e 3000 rpm), parte da energia cinética é transferida para o material, projetando-o sobre as placas fixas de impacto, onde ocorre fragmentação. Porém, este britador apresenta elevado custo de manutenção e de desgaste. Por fim, o britador de rolo dentado consiste em um rolo móvel, com saliências em forma de dentes, que giram e provocam o cisalhamento do material que fica entre os dentes e a placa da câmara (FIGUEIRA, 2010). Imagens dos britadores são mostradas na Figura 3.

Figura 3: Processos de britagem primária a) Britador de mandíbulas de dois eixos b) Britador giratório c) Britador de impacto e d) Britador de rolo dentado.

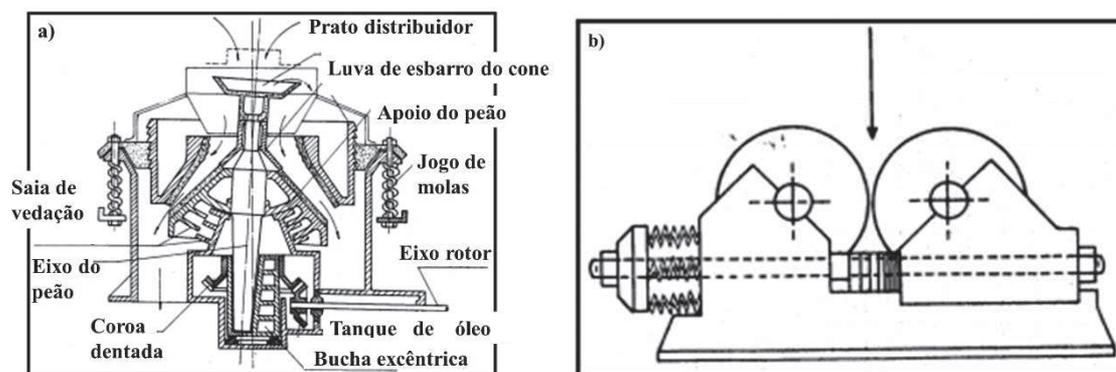


Fonte: FIGUEIRA, 2010.

Após reduzir as partículas de rochas para tamanhos entre 100 e 10 mm, utiliza-se o britador secundário, no qual são utilizados moinhos autógenos e semi-autógenos (AG e SAG). Nos moinhos autógenos, a moagem é feita apenas com o minério, enquanto no semi-autógeno são adicionadas partículas para ajudar na moagem. A trituração é feita através do impacto, atrito e ruptura por abrasão do minério em questão. Os equipamentos utilizados nesse estágio são: britador giratório secundário, britador de mandíbulas

secundário, britador cônico, britador de martelos e britador de rolos. Os britadores giratórios, de mandíbulas e de martelos são semelhantes àqueles empregados no estágio anterior, mas tem dimensões menores. O britador cônico possui o mesmo princípio do britador giratório. A diferença está que o mesmo apresenta longas superfícies paralelas, para garantir que as partículas tenham mais contato na região. No britador de rolos, o equipamento apresenta dois rolos de aço, que giram à mesma velocidade, mas em sentidos contrários. As rochas e blocos passam entre os dois rolos, que fracionam os materiais ali presentes. Esse britador possui uma limitação quanto à granulometria de alimentação, que é limitada pela distância entre os rolos do equipamento (ENERGY, 2007; FIGUEIRA, 2010). A Figura 4 mostra os dois britadores citados.

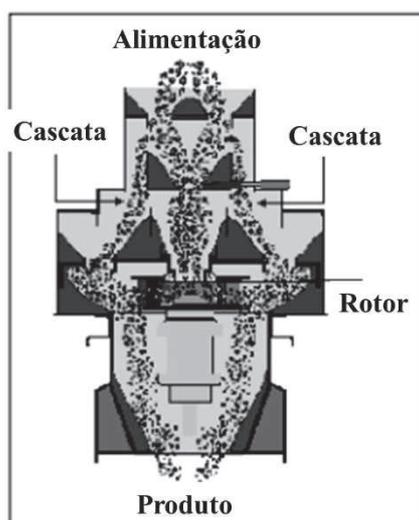
Figura 4: a) Britador cônico e b) Britador de rolos.



Fonte: FIGUEIRA, 2010.

A britagem terciária é geralmente o último estágio utilizado para fragmentar as partículas até o tamanho final, podendo atingir, neste caso, até cerca de 0,1 mm. Os equipamentos usados neste estágio exigem um maior controle de operação, geralmente trabalhando em circuito fechado. O equipamento mais utilizado neste estágio é o britador de impacto vertical. Nele, parte do material alimentado no britador vai para o interior de um rotor que, devido às altas velocidades, projeta este material contra as paredes da câmara, causando o efeito de moagem das partículas. Parte do material passa por fora do rotor, na forma de cascata e colide contra as partículas que passaram pelo interior do rotor, caracterizando-se como um processo autógeno de cominuição. Este processo traz algumas vantagens, como redução de energia do processo; redução do consumo de peças desgastadas, entre outros (FIGUEIRA, 2010; HOLMBERG et al., 2017). A Figura 5 apresenta uma imagem do britador de impacto vertical.

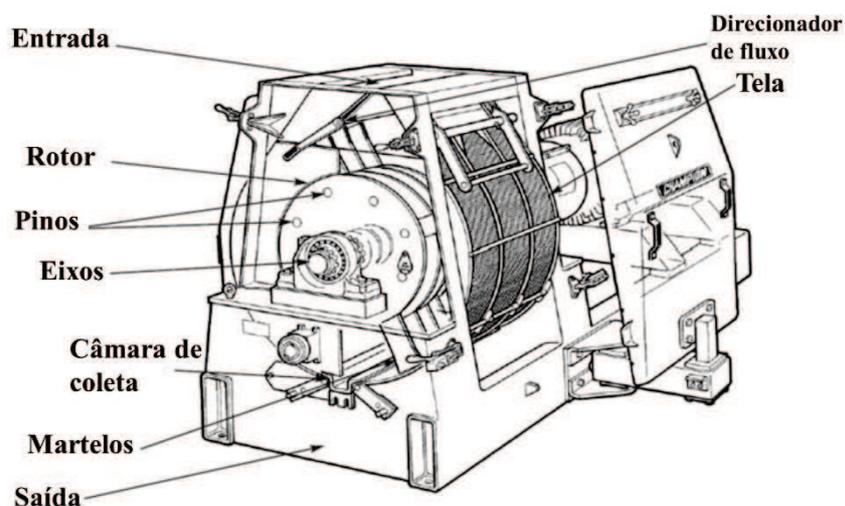
Figura 5: Britador de impacto vertical.



Fonte: FIGUEIRA, 2010.

Além dos britadores, outro equipamento utilizado para cominuição de minérios é o moinho de martelos. Devido à natureza de sua operação, o moinho de martelos suporta excessivo desgaste abrasivo em seus componentes. O desgaste é o principal responsável pela substituição dos seus corpos moedores (martelos) e, conseqüentemente, responsável por sua parada. O moinho de martelo, mostrado na Figura 6, consiste basicamente em um rotor montado dentro de um alojamento que, por meio de movimento giratório, tritura as rochas minerais até partículas de pequeno diâmetro. A montagem deste equipamento inclui um eixo com dois ou mais rotores, com cada um deles possuindo quatro ou oito pinos em que são fixados os martelos. O tamanho e a forma do martelo variam de acordo com o modelo do moinho utilizado (FIGUEIRA, 2010; HOLMBERG et al., 2017).

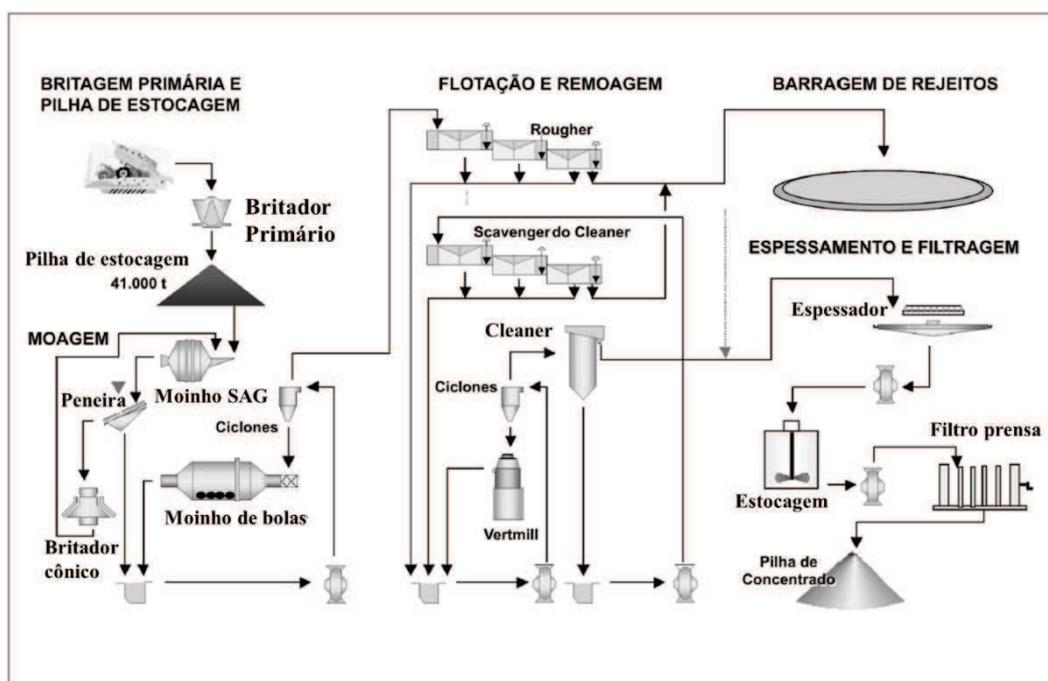
Figura 6: Figura esquemática de um moinho de martelo usado no beneficiamento de minério.



Fonte: FIGUEIRA, 2010.

Segundo GATES, 1998, o principal fenômeno de desgaste atuante em moinhos de mineração é o fenômeno de impacto-abrasão. Esse processo tem como principal problema o acelerado desgaste e a quebra dos elementos moedores, com conseqüente parada para trocas dos mesmos, gerando uma redução no tempo de operação dos moinhos e baixa eficiência. A maior parcela de tempo dispendido nas paradas (*downtimes*) em equipamentos de moagem industrial é o tempo de reposição de peças quebradas ou altamente desgastadas (YAHYAEI; BANISI; HADIZADEH, 2009). Segundo um estudo realizado com dados retirados de indústrias de mineração europeia, em um ano os custos de peças de reposição e manutenção para reparos e trocas de componentes podem ultrapassar 1 milhão de euros. O valor atribuído à manutenção equivale a aproximadamente 1250 h de parada (HÄRKISAARI, 2015). Além dos custos das peças de reposição e mão-de-obra de manutenção, custos com estoques/inventário e perdas de produção devem ser considerados. A Figura 7 apresenta um fluxograma de uma usina, mostrando o caminho percorrido desde a extração até a formação da pilha de concentrado (BERGERMAN; DELBONI; NANKRAN, 2009).

Figura 7: Fluxograma de funcionamento de uma usina.



Fonte: Bergerman (2009).

O consumo de energia pelas empresas de mineração soma um montante de 6,2% do consumo total de energia no mundo todo. Dentre as atividades de mineração, as que mais gastam energia são, moagem (32%), transporte (24%), ventilação (9%) e escavação (8%). Os valores de perdas de energia por ineficiência dos equipamentos ou curta vida útil, gera uma perda mundial de 210 bilhões de euros anualmente, onde 40% deste valor é gasto para superar o atrito, 27% para produção e troca das peças de reposição, 26% para o trabalho de manutenção e 7% de perdas de produção. Estima-se que o avanço das tecnologias de tratamentos superficiais em equipamentos utilizados nesses processos, reduziria cerca de 15% o desgaste devido à abrasão e atrito dos materiais, em curto prazo (10 anos) e até 30% em longo prazo (20 anos), resultando em uma economia anual de 31,1 milhões de euros, 280 TWh de consumo de energia e também uma diminuição na emissão de 145 milhões de toneladas de CO₂ (BERGERMAN; DELBONI; NANKRAN, 2009; HOLMBERG et al., 2017).

Para aumentar a produtividade e a eficiência e diminuir os custos na produção de minerais, há potencial de melhoria principalmente nas etapas de extração e beneficiamento dos minérios. Essas etapas utilizam maquinários e equipamentos pesados, que sofrem principalmente com o desgaste excessivo e a consequente perda de eficiência. Esses equipamentos podem ser aprimorados através de, por exemplo, o uso de novos

materiais para fabricação ou a aplicação de revestimentos que melhorem a resistência ao desgaste, de modo a aumentar o tempo de vida dos componentes e, conseqüentemente, a produtividade.

3.3 MATERIAIS USADOS NO PROCESSO DE COMINUIÇÃO

Os processos de extração e cominuição de minérios exigem dos materiais dos componentes uma elevada resistência ao desgaste abrasivo e ao impacto. Para aplicações em forros de moinhos de tubo ou esfera, utilizam-se materiais mais econômicos, como os aços baixa liga, que possuem baixas porcentagens de cromo, molibdênio, fósforo e silício. Porém, quando se necessita de aplicações com esforços maiores, utiliza-se materiais de maior resistência mecânica, como o aço com alto teor de manganês, denominado de Hadfield. Este é utilizado em elementos dos britadores de mandíbula, triturador de cone giratório e principais partes dos moinhos de martelos. Outras opções de materiais são as Ligas de Ferro Fundido Branco ao níquel-cromo, conhecidas como Ni-Hard e o Ferro Fundido Branco de Alto Cromo (FFBAC), utilizados basicamente em processos secundários de moagem e sendo preferíveis em processamento a seco (DURMAN, 1988).

3.3.1 Aço manganês - Hadfield

O aço Hadfield é um tipo particular de aço manganês austenítico, desenvolvido por Sir Robert Hadfield em 1882 (HADFIELD, 1888). Este tipo de aço possui elevados teores de carbono (de 0,7 a 1,45%) e manganês (de 11 a 14%). Desde o início de seu desenvolvimento até a atualidade, esse material encontrou grande utilização em aplicações que requerem elevada resistência à abrasão e ao impacto, principalmente devido às características que este material apresenta, conciliando alta tenacidade e ductilidade associada a uma elevada capacidade de endurecimento propiciada pelo trabalho a frio. Portanto, é amplamente empregado em setores como: pedreiras, terraplenagem, minas, siderurgia, perfuração de petróleo, equipamentos de processamento e manuseio de materiais (dentes de escavadoras, britadores, moinhos de trituração, martelos de fragmentação, etc.) (LENCINA et al., 2015; OLIVEIRA, 2016).

Nota-se que o desgaste dos moinhos não é produzido por efeito aditivo (isto é, combinado, mas não sinérgico) da abrasão e do impacto. Ocorre que as partículas que produzem a abrasão, causam esforços de impacto. Então, na prática o mecanismo de desgaste é por abrasão com impacto. Em inglês o termo utilizado é “*impact abrasion*”,

que não pode ser traduzido literalmente, mas em função da sua interpretação. Opções de tradução poderiam ser “abrasão assistida por impacto”. “Impacto abrasivo”, etc. A abrasão com impacto, em princípio é mais severa que a mera abrasão. Por outra parte, ao utilizar aço Hadfield é aproveitada a deformação produzida pelos esforços de impacto para promover a transformação da austenita em martensita.

O Hadfield é um aço austenítico no qual, quando submetido a deformação plástica, pode ocorrer a transformação da austenita em martensita (BOUAZIZ et al., 2011).

Nos diversos aços Hadfield existem variações na composição química em relação àquela do aço Hadfield original. Essas variações geralmente envolvem alterações nos teores de carbono e de manganês, com ou sem a presença de outros elementos de liga, como cromo, níquel, molibdênio e vanádio. A Tabela 2 apresenta a classificação segundo a norma ASTM 128 dos aços tipo Hadfield e suas respectivas composições químicas.

Tabela 2: Tabela de composição química (% em peso) do aço Hadfield segundo a norma ASTM 128.

| CLASSE | C | Mn | Si (Max) | P (Max) | Cr | Mo | Ni |
|--------|-------------|-------------|----------|---------|-----------|-----------|-----------|
| A | 1,05 – 1,35 | 11,0 min | 1,00 | 0,07 | | | |
| B-1 | 0,9 – 1,05 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | | | |
| B-2 | 1,05 – 1,2 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | | | |
| B-3 | 1,12 – 1,28 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | | | |
| B-4 | 1,2 – 1,35 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | | | |
| C | 1,05 – 1,35 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | 1,5 – 2,5 | | |
| D | 0,7 – 1,3 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | | | 3,0 – 4,0 |
| E-1 | 0,7 – 1,3 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | | 0,9 – 1,2 | |
| E-2 | 1,05 – 1,45 | 11,5 – 14,0 | 1,00 | 0,07 | | 1,8 – 2,1 | |
| F | 1,05 – 1,35 | 6,0 – 8,0 | | | | 0,9 – 1,2 | |

Fonte: ASTM A 128 (2012).

A fabricação dos elementos de moagem em aço Hadfield é realizada em duas etapas: a fundição e o tratamento térmico. As condições de processo dessas etapas são explicadas nos itens a seguir.

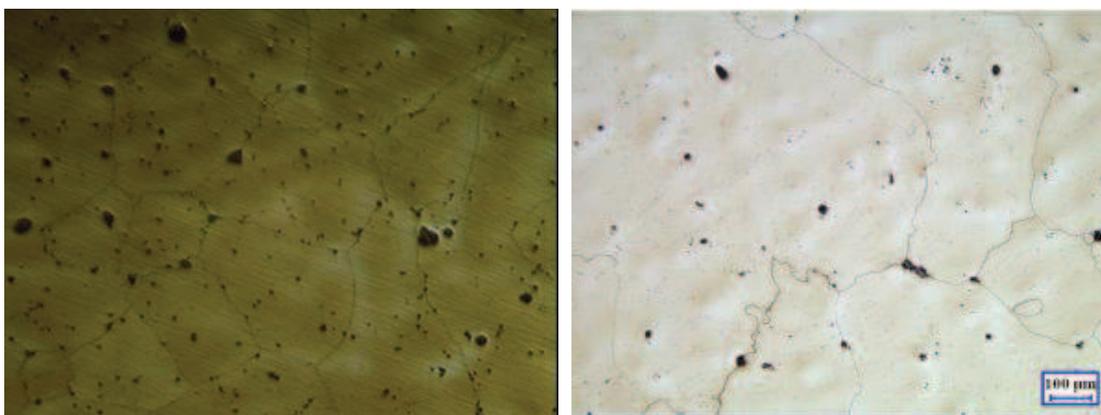
3.3.2 Fundição

O processo mais comum de produção dos aços manganês austeníticos é o processo de fusão em fornos elétricos, com a formação de escória redutora branca. No caso da maioria das fundições de aço Hadfield, a temperatura de vazamento é regulada

para menos de 1450°C, de forma a evitar a formação de um grão grosseiro e minimizar a segregação química, dentre outros defeitos relacionados à fundição. A temperatura para este processo depende das dimensões da peça, para que haja um melhor equilíbrio entre a solidificação do centro e das extremidades, sendo que quanto maior a peça, maior deve ser a temperatura de vazamento (AVERY, 1961).

Na Figura 8 é possível verificar as microestruturas do aço Hadfield obtidas de duas fontes distintas, mas que demonstram as mesmas características. Nota-se uma matriz austenítica, com a presença de porosidades e algumas inclusões ao longo da estrutura, mas principalmente nos contornos de grãos, provenientes do processo de fundição. Essas microestruturas são de uma amostra retirada de um componente de mandíbula de britador.

Figura 8: Micrografias de um aço Hadfield proveniente de uma mandíbula de britador.



Fonte: Vieira, 2009, p. 14 e Andrade, 2015.

3.3.3 Tratamento térmico

Os componentes fabricados em aço Hadfield exigem, geralmente, tratamento térmico posterior ao processo de fundição para melhorar as propriedades mecânicas do material. Isso porque o resfriamento lento em moldes de areia permite a precipitação de carbonetos na matriz austenítica, que fragilizam o material. O tratamento visa solubilizar os carbonetos presentes na matriz, permitindo que essas ligas possam trabalhar em regimes que exigem alta capacidade de resistir ao impacto (BHERO; NYEMBE; LENTSOANA, 2014).

Aplica-se então, um tratamento térmico de solubilização para obter melhores propriedades mecânicas dos aços. Este tratamento consiste em um aquecimento lento (média de 1 a 2 h por polegada de espessura) à temperatura aproximada de 1010 a 1100°C,

seguido de uma têmpera em água agitada, para promover a dissolução completa dos carbonetos presentes na estrutura bruta de fusão. Após esse tratamento térmico espera-se uma estrutura totalmente austenítica, livre de carbonetos. Porém, sabe-se que em alguns casos é difícil se conseguir essa estrutura ideal, principalmente em componentes de grandes dimensões e em composições onde haja elementos formadores de carbonetos mais estáveis que os de ferro, como são os de cromo e molibdênio. Quando isto ocorre, é preferível que os carbonetos estejam dispersos dentro dos grãos de austenita, mas nunca nos contornos, visto que a precipitação destes nos contornos, diminui as propriedades mecânicas (AVERY, 1961; BHERO; NYEMBE; LENTSOANA, 2014).

Dependendo da classe do aço Hadfield, bem como das propriedades desejadas, variações deste tratamento podem ser utilizadas, como no caso do aço E-2. Neste caso específico (Tabela 2), é utilizado uma variação do tratamento de solubilização que consiste inicialmente no aquecimento da peça em torno de 600°C, com um tempo de encharque longo (de 8 a 12 h). Este tratamento faz com que haja formação significativa de perlita na microestrutura. Na segunda etapa do tratamento a peça é reaquecida a aproximadamente 980°C, reaustenizando a estrutura. Esta etapa converte as áreas perlíticas em austenita de grão fino contendo uma dispersão de pequenas partículas de carbonetos não dissolvidas. Na terceira e última etapa, o material é submetido a um resfriamento rápido. Assim, o material apresenta uma austenita endurecida por dispersão, que é caracterizada por um limite de escoamento maior, maior dureza e menor ductilidade do que a obtida através do tratamento usual (COUTINHO, 1992).

Há pesquisas que mostram que sob a condição de baixos esforços, o aço Hadfield não resiste suficientemente bem ao desgaste, ao contrário de situações em que o mecanismo de desgaste ocorre com altos esforços e desgaste, devido à transformação da austenita em martensita. Portanto, em determinadas aplicações faz-se um tratamento de envelhecimento após a solubilização, geralmente ao redor de 600°C, para obter carbonetos dispersos depois de uma nova precipitação em uma matriz fina de austenita, levando a um reforço adicional na matriz (AVERY, 1961).

3.3.4 Mecanismos de endurecimento

O aço Hadfield, devido à sua estrutura originalmente austenítica, apresenta uma dureza não muito elevada. Entretanto, quando colocado em aplicações que envolvam impacto e abrasão, a deformação plástica na camada superficial induz o aumento da sua

dureza, mas mantendo a camada interna tenaz. Esse comportamento é que o torna comercialmente importante, pois sua camada superficial endurecida resiste bem ao desgaste por abrasão. Quando essa camada se desgasta, a continuidade do impacto faz com que as camadas inferiores sejam também endurecidas (AVERY, 1961; HADFIELD, 1888)

Analisando o endurecimento do material em função da deformação plástica em temperatura ambiente, foi verificada a existência de uma evolução microestrutural, para diferentes níveis de deformação. Essa constatação baseou-se na avaliação das respostas magnéticas em cada situação. Posteriormente, estudos mais aprofundados permitiram concluir que a evolução microestrutural estava associada a uma transformação de fase induzida por deformação, com consequente observação de martensita α' e ϵ (KARAMAN et al., 2001; TSAKIRIS; EDMONDS, 1999).

A transformação de fase induzida por deformação foi, por muitos anos, a única explicação conhecida para o comportamento mecânico destes materiais. Foi apenas na década de 50, quando pesquisadores analisaram alguns materiais endurecidos através de análise de difração de raios-X, que foram observadas altas taxas de endurecimento sem a presença de transformação martensítica. Com isso, passou-se a estudar as formas de endurecimento do Hadfield, sendo que hoje se sabe que a predominância de cada efeito depende das variáveis atuantes no sistema, principalmente a temperatura de deformação e a composição química do aço (BOUAZIZ et al., 2011).

Para certas composições químicas e em temperaturas elevadas, quando comparadas com a temperatura de transformação martensítica, onde a energia de falha de empilhamento (EFE) é alta, o principal mecanismo atuante no endurecimento é o aumento da densidade das discordâncias, sendo que as “novas” discordâncias passam a ser barreiras para a própria movimentação das demais, gerando o conhecido efeito de encruamento.

Para temperaturas mais baixas, o mecanismo de maclação passa a ser o mais atuante, isso porque a EFE é por consequência também mais baixa, e necessita uma menor energia para formação da macla que àquela para o escorregamento das discordâncias. O fenômeno de maclação contribui para o endurecimento do material de forma similar à de um contorno de grão, ou seja, bloqueando a movimentação de discordâncias. As ligas de aço TWIP (*Twinning Induced Plasticity*), que possuem teores bem mais altos de manganês (maiores do que 18%), apresentam alta taxa de maclação. O aumento da fração volumétrica de maclas com a deformação cria obstáculos para o movimento das

discordâncias, promovendo um rápido encruamento do material (SPINDOLA; GONZALEZ; SANTOS, 2010).

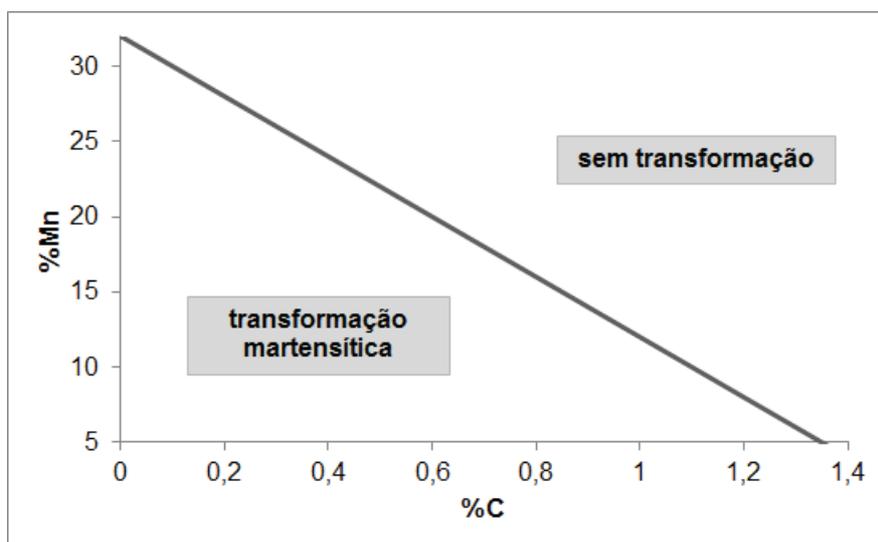
A temperaturas menores ainda, a EFE é menor e, como resultado, o fenômeno de transformação martensítica passa a prevalecer sobre o fenômeno de maclação. O valor de EFE de transição entre os mecanismos de maclação e transformação martensítica é em torno de 20 mJ/m² (SAEED-AKBARI et al., 2009). Neste caso, tem-se uma mudança na estrutura cristalina do material, podendo ser nas seguintes sequências de transformação: austenita (cfc) → martensita ε (hc) ou ainda austenita (cfc) → martensita ε (hc) → martensita α' (tcc). A transformação martensítica ocorre devido à introdução de falhas de empilhamento em toda camada alternada de planos {111} do cristal CFC. O aumento da resistência mecânica gerado pela transformação martensítica, ocorre de forma similar ao efeito do contorno de grão, dificultando a movimentação das discordâncias (BOUAZIZ et al., 2011; HAMADA et al., 2008).

A composição química dos aços Hadfield também é importante para a ocorrência da transformação de fase. SCHUMAN, 1972 conseguiu criar uma equação que relaciona os teores de Mn e C com a ocorrência ou não de transformação de fases:

$$Mn = -20\%C + 32 \quad \text{Equação 1}$$

Com esta equação é possível gerar um gráfico, apresentado na Figura 9, que permite prever a ocorrência ou não da transformação de fases.

Figura 9: Diagrama elaborado a partir da equação de Schumann, correlacionando composição química e a presença de transformação de fases em aços de alto teor de manganês.



Fonte: Schuman, 1972.

Outro mecanismo possível de explicar o endurecimento obtido durante a deformação plástica destes materiais está relacionado ao efeito Portevin-Le Chatelier (PLC), também denominado envelhecimento dinâmico por deformação (RENARD; RYELANDT; JACQUES, 2010). O efeito PLC surge da interação dinâmica entre átomos de carbono solubilizados na matriz com as discordâncias, dificultando a movimentação destas.

A principal consequência da deformação plástica do material em serviço é o endurecimento da superfície do aço Hadfield. Existem pesquisas que mostram que há um aumento da dureza de cerca de 25 HRC atingindo, em alguns casos valores próximos a 60 HRC (ATABAKI; JAFARI; ABDOLLAH-POUR, 2012).

3.3.5 Soldabilidade do aço Hadfield

Normalmente o aço com alto teor de manganês é utilizado em aplicações como trilhos de trens e martelos moedores, por suas boas características de resistência ao impacto e resistência ao desgaste. Devido às aplicações e ao desgaste sofrido por alguns componentes, algumas empresas utilizam o processo de soldagem como forma de restaurar as dimensões originais (SCHMIDOVA; HLAVATY; HANUS, 2016). O processo de soldagem nesse tipo de material não é tão simples, tanto utilizando o mesmo material, quanto materiais dissimilares. Isso ocorre devido à presença de alguns elementos de liga, que induzem a precipitação de carbonetos no contorno de grão, principalmente na zona termicamente afetada (ZTA), reduzindo as propriedades mecânicas, piorando a resistência à fratura e a ductilidade (MENDEZ et al., 2004). Um resfriamento rápido no processo de soldagem poderia diminuir a formação de carbonetos, mas também poderia afetar a qualidade da solda. O resfriamento rápido do aço propicia a transformação martensítica na área soldada (ZTA) (NESLUŠAN et al., 2012). Isto pode causar o problema de trincas a frio na zona termicamente afetada. Se for aplicado um pré-aquecimento para conseguir uma velocidade de resfriamento mais lenta para a parte austenítica da junta soldada, é possível melhorar a soldabilidade do aço (SCHMIDOVA et al., 2016).

Alguns estudos mostram que os aços com alto teor de manganês TWIP também são susceptíveis às trincas de solidificação, principalmente devido à precipitação de inclusões nos contornos de grão. MUJICA et al., 2009 relataram que três tipos de defeitos podem ocorrer durante a soldagem a laser de um aço com alto teor de manganês, (i) a

evaporação do Mn na zona fundida (ZF), (ii) o aumento da diluição na ZF, e (iii) a segregação de manganês e carbono, o que leva a uma alteração da composição química na região da soldagem. Acredita-se que este último altere a energia de falha de empilhamento do aço de alto Mn o que, por sua vez, pode alterar o mecanismo de deformação de “*mechanical twinning*” para transformação de fase induzida pela deformação (MUJICA et al., 2009; KARAMAN et al., 2001).

Alguns estudos mostram que para evitar a fragilização decorrente da precipitação de carbonetos nos contornos de grão durante o processo de soldagem dos aços Hadfield, deve-se manter a temperatura da matriz do aço abaixo de 250 - 300 °C (Avery, et al., 1954, apud MENDEZ et al., 2004). Isso faz com que poucos processos de soldagem sejam recomendados e mostra que, quanto menor o aporte térmico e mais concentrada a energia, menos precipitados vão ser formados. Por isso, o processo de deposição a laser se mostra como uma alternativa viável para o aço Hadfield.

3.4 DESGASTE NA MINERAÇÃO

A interação que ocorre no processo de cominuição, entre os elementos moedores e os minérios, ocorre de diversas formas, as quais serão abordadas mais adiante.

Em um sistema tribológico há vários mecanismos que podem influenciar o desgaste. No caso de pares tribológicos, os tipos de materiais envolvidos têm relação direta com o desgaste, pois dependendo das propriedades mecânicas dos mesmos, como por exemplo a dureza, um material pode perder ou retirar material da outra parte. Além disso, o material desgastado particulado pode ficar alojado entre o conjunto e aumentar a perda progressiva de material. A rugosidade também tem influência no sistema, pois é responsável direta pelo aumento do atrito entre as partes. Esse aumento do atrito pode ser reduzido através da utilização de lubrificantes, que ajudam no deslizamento do conjunto. Além disso, a carga aplicada, a velocidade de deslizamento e a temperatura também influem sobre o desgaste do sistema. De forma geral, o aumento de qualquer um desses três, tende a aumentar o desgaste do sistema (ZUM-GAHR, 1987).

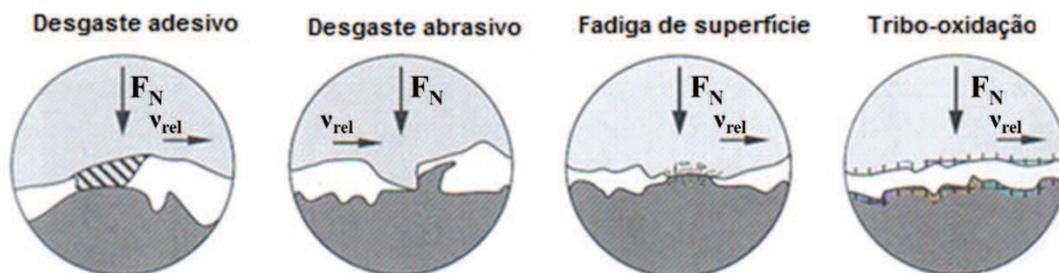
Modos de desgaste

Nesse tópico serão abordados os quatro principais modos de desgaste: adesivo, abrasivo, fadiga e tribo-oxidação.

Os mecanismos de desgaste são divididos, segundo a norma DIN 50320 em quatro modos distintos, como pode ser visto na Figura 10 (JOST, 1990), a saber: desgaste

adesivo, desgaste abrasivo, fadiga de superfície e tribo-oxidação. A imagem mostra para os diferentes mecanismos as duas superfícies em contato relativo, onde a parte superior aplica uma força normal F_N sobre a parte inferior, com velocidade relativa v_{rel} .

Figura 10: Mecanismos de desgaste.



Fonte: Adaptado de Zum-Gahr, 1987.

a) Desgaste adesivo: consiste na perda progressiva de material dos corpos sólidos em movimento relativo a partir de suas superfícies que é iniciada pela adesão localizada entre estas superfícies. Sempre que duas superfícies iniciam movimento relativo, a força de atrito que tende a resistir este movimento ocorre devido à adesão entre as duas superfícies. As forças de adesão entre as superfícies em contato, eventualmente podem remover fragmentos de material da superfície em um ou em ambos os corpos. Se a resistência à ruptura do material em um corpo é maior que a do outro, então poderá ocorrer a transferência de material de um corpo para o outro. Se as partes em contato fraturam, então, pode se formar uma tribocamada ou são formadas partículas fragmentadas que se desprendem dos corpos.

b) Desgaste abrasivo: é produzido por partículas ou protuberâncias duras forçadas contra o corpo e movendo-se ao longo de uma superfície sólida. As partículas podem estar presentes nos materiais (carbonetos, óxidos, nitretos) ou ser provenientes, por exemplo, do aumento de dureza por precipitação ocorrida quando há aumento da temperatura.

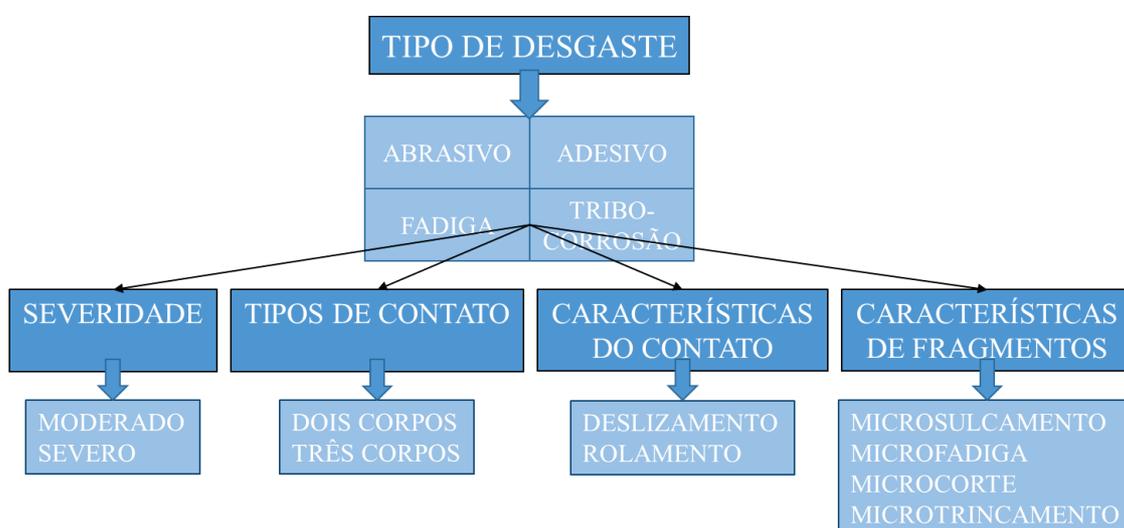
c) Fadiga de superfície: O desgaste por fadiga de material sólido é causado pelas tensões cíclicas produzidas pelo rolamento ou deslizamento de um corpo cilíndrico ou esférico sobre uma superfície. O exemplo mais típico de um sistema pré-disposto a este tipo de desgaste é o desgaste da roda de um trem sujeito ao carregamento cíclico durante o seu movimento sobre o trilho. Neste caso, devido ao estado de tensões a que o material próximo à superfície é submetido, ocorrem trincas paralelas à superfície em regiões logo abaixo dela, normalmente em inclusões ou defeitos. Uma depressão será produzida

quando esta trinca abaixo da superfície progride para a superfície, separando material na forma de escamas.

d) Tribo-oxidação: este tipo de desgaste ocorre devido ao ataque químico de pelo menos uma das superfícies em trabalho, fragilizando e ocasionando a ruptura e a separação do óxido do corpo em questão, expondo uma nova camada do material virgem, que, novamente, tende a oxidar. É um processo cíclico e o material despreendido da superfície acaba, muitas vezes, por agravar o processo de desgaste (ZUM-GAHR, 1987).

Esses mecanismos são classificados na literatura de acordo com o tipo de desgaste, severidade, tipo de contato, características de contato e as características do tipo de fragmento ou marca gerada após a ação do mecanismo. A Figura 11 apresenta um fluxograma das classificações dos mecanismos de desgaste abordados na literatura. Nela, é possível verificar que os quatro tipos de desgaste são classificados pela severidade, podendo ser moderada ou alta, tipos de contato, que pode ser com dois ou três corpos, características de contato, podendo ser por deslizamento ou rolamento e pelas características do fragmento, podendo ser por microsulcamento, microfadiga, microcorte ou microtrincamento.

Figura 11: Fluxograma das classificações de mecanismos de desgaste.



Fonte: Adaptado de Zum-Ghar, 1987.

3.4.1 Desgaste abrasivo

Na indústria, de forma geral, os modos de desgaste atuantes nos processos podem ocorrer pelos mais variados mecanismos e cada um gera mudanças complexas nas

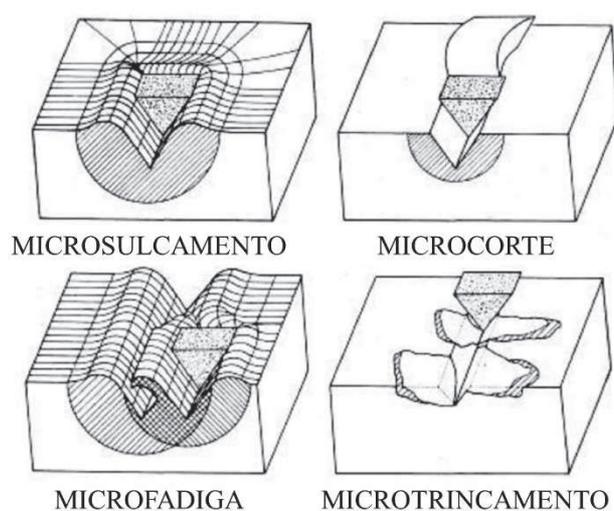
superfícies durante o movimento, causadas pelas ações tribológicas. Uma combinação entre os mecanismos é possível, porém, estima-se que, em sua maioria, os problemas industriais de desgaste estão associados principalmente ao desgaste por abrasão. Segundo dados de (EYRE, 1978) e (SINATORA, 2005), 50% de todo o desgaste em ambiente industrial está relacionado ao mecanismo abrasivo, seguido de 15% de adesivo, 10% de erosivo e fadiga e 5% de corrosivo. Na indústria da mineração e especificamente nos martelos de moagem, os modos de desgaste mais atuantes são impacto-abrasão.

Diferentes mecanismos são responsáveis por remover ou deslocar material de uma superfície no desgaste abrasivo. Esses mecanismos são divididos em dois grupos: abrasão com deformação plástica e com fratura frágil. Ainda dentro dos mecanismos obtidos pela deformação plástica, estão o microsulcamento e o microcorte. Enquanto o mecanismo controlado pela fratura frágil é denominado de microtrincamento, como pode ser visto na Figura 12 (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Os mecanismos de microsulcamento e microcorte podem ser vistos na Figura 12. O microsulcamento é caracterizado pelo acúmulo de material à frente da partícula abrasiva, onde está sendo continuamente deslocado para a lateral do sulco criado. Durante o microsulcamento, pode ocorrer também a perda de material, devido à sucessivas ocorrências de microsulcamento, podendo levar à fratura do material por um processo de fadiga de baixo ciclo, denominado microfadiga. Por outro lado, o microcorte refere-se à remoção de material na forma de pequenos cavacos, devido à tensão cisalhante imposta pelo abrasivo, tal qual ocorre nos processos de usinagem (ZUM-GAHR, 1987).

Já o mecanismo de microtrincamento, também visto na Figura 12, ocorre devido à existência de altas tensões concentradas, impostas pelas partículas abrasivas, especialmente na superfície dos materiais frágeis. Este mecanismo é caracterizado pela formação e propagação de trincas (ZUM-GAHR, 1987).

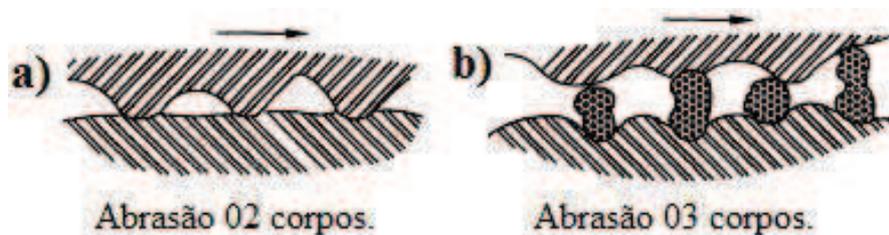
Figura 12: Mecanismos de desgaste abrasivo.



Fonte: Adaptado Zum-Gahr, 1987.

Devido às diferenças importantes entre os diversos tipos de abrasão, encontra-se ainda classificações de acordo com as configurações mecânicas do sistema. O contato das partículas durante o processo de desgaste pode ser entre dois ou três corpos, nos quais ocorrem os danos causados nas superfícies de contato (BAYER, 2004). Abrasão a dois corpos é denominada quando as partículas estão presas em um segundo corpo, penetrando e produzindo riscos no primeiro corpo. Na abrasão a três corpos, por sua vez, há a interposição de partículas abrasivas livres entre duas superfícies atuando em movimento relativo. Nesse caso, os abrasivos são partículas soltas, livres para se movimentarem entre o corpo e o contra-corpo (AVERY, 1961). A Figura 13 mostra a representação dos dois tipos de contatos citados.

Figura 13: Tipos de contato abrasivo: dois e três corpos.

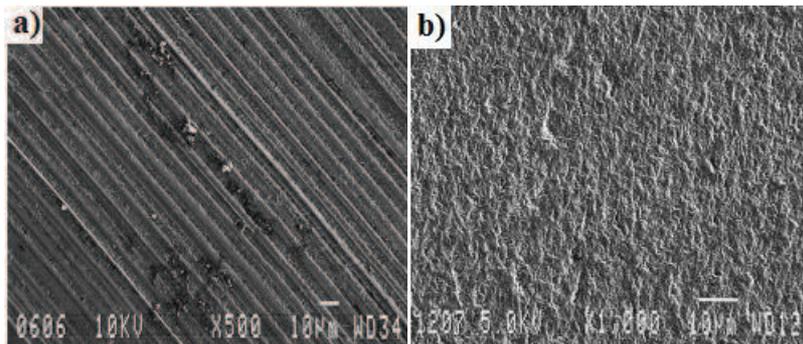


Fonte: Bayer (2004).

Tais desgastes são responsáveis por gerarem marcas na superfície, que variam de acordo com o tipo de contato abrasivo. Quando há o contato de dois corpos, por

exemplo, as superfícies apresentam características de desgaste abrasivo por riscamento, onde as partículas abrasivas deslizam sobre a superfície, enquanto que no de três corpos, o desgaste se dá por rolamento das partículas abrasivas (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999). Na Figura 14 é possível verificar os dois tipos de desgaste.

Figura 14: Micrografias das superfícies desgastadas do aço. a) Desgaste abrasivo por riscamento e b) Desgaste abrasivo por rolamento.

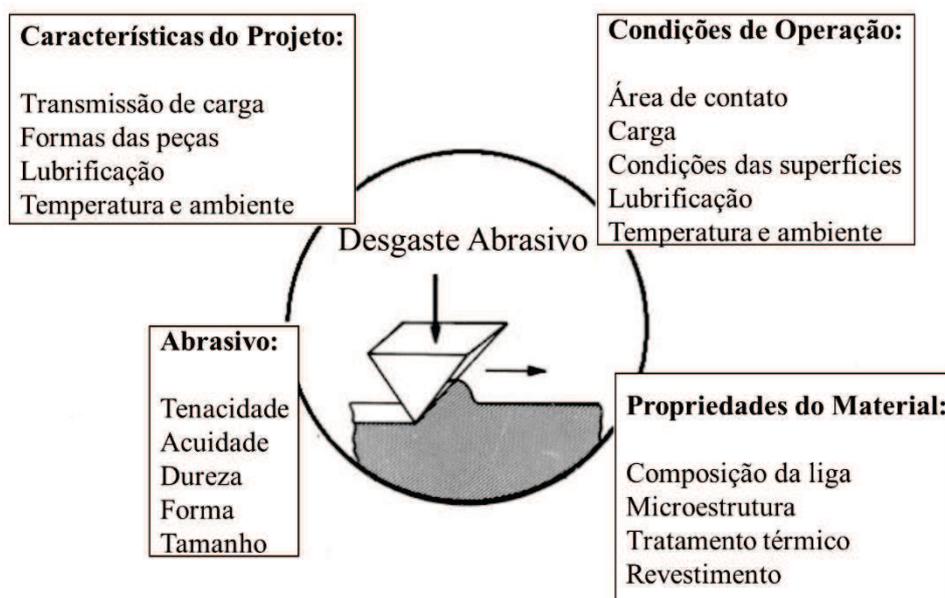


Fonte: Trezona, 1999.

A resistência ao desgaste é considerada como parte de um sistema tribológico, sendo muitos os parâmetros que acabam por influir na taxa de desgaste, incluindo as características de projeto, condições de operação, tipo de abrasivo e propriedades do material. Essa resistência ao desgaste depende do sistema (carga aplicada, tipo de movimento, a temperatura e o meio), das condições de operação (área de contato, condições da superfície do componente e regime de lubrificação), do tipo do abrasivo (dureza, geometria, tamanho e ductilidade) e do material (composição da liga, microestrutura, endurecimento superficial e revestimento). Em materiais duros, o abrasivo risca ou penetra menos a superfície, predominando o microsulcamento sobre o microcorte. Materiais com alta resistência à fratura, têm menor tendência à formação de trincas, bem como sua propagação dificultada (ZUM-GAHR, 1987).

Portanto, pode-se dizer que os parâmetros que influenciam o desgaste abrasivo são: características microestruturais, dureza, tenacidade, encruamento, tipo de movimento relativo, tamanho e dureza do abrasivo. A Figura 15 resume os parâmetros do sistema tribológico que influem sobre o desgaste abrasivo.

Figura 15: Parâmetros do sistema tribológico que influem sobre o desgaste abrasivo.



Fonte: Zum-Gahr, 1987.

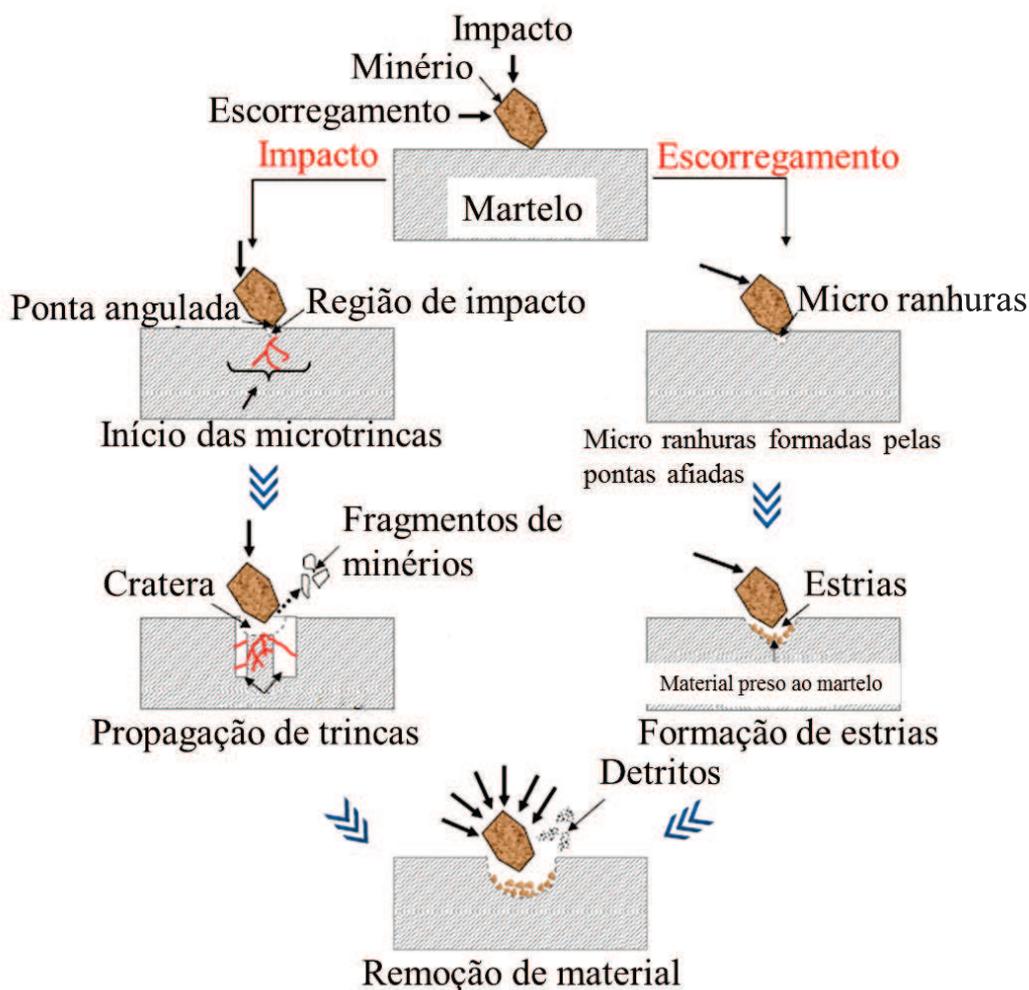
3.4.2 Mecanismos de desgaste em componentes de mineração

TEERI; KUOKKALA; SIITONEN, 2006 e KALLEL et al., 2017 investigaram os mecanismos de desgaste em martelos moedores. Identificaram vários pontos de trincas, microsulcos e remoção de material, causados principalmente pelo desgaste abrasivo em função da forma irregular do minério e das pontas angulosas do material moído, além do desgaste por impacto cíclico. Constataram que os mecanismos operam de forma simultânea e interagem entre si.

Durante o processo de moagem, o martelo atinge o minério com elevada pressão, por conta das pontas afiadas do minério, microtrincas são geradas. Devido aos múltiplos impactos ocorre um aumento das tensões residuais no interior do material, provocando propagação das microtrincas, que posteriormente se ligam gerando trincas maiores e posteriormente crateras.

Quando o martelo atinge as rochas, parte delas conseguem deslizar ao longo da superfície do martelo em função do formato, com isso riscos e ranhuras são formadas. O deslizamento das rochas também propaga microcortes, que com o passar do tempo acarreta na remoção de material. Com o processo cíclico o material deformado é forçado para fora da superfície formando abas, que são removidas pelos choques consecutivos. A Figura 16 mostra os mecanismos de desgaste em martelos moedores.

Figura 16: Mecanismos de desgaste em martelos moedores.



Fonte: Adaptado de Kallel et al. (2017).

WANG et al. (1997) buscaram resolver o problema de desgaste em componentes de bombas de água e lama utilizadas no processo de mineração de carvão. Devido ao ambiente altamente abrasivo e corrosivo, foi selecionada a liga FZNCr-60A com matriz de cromo (com tamanho de partículas entre 50 e 100 μm) para ser depositada em um substrato de aço 1045 utilizando a técnica de *laser cladding*. Para a deposição foi utilizada uma potência de laser de 1200 W, com diâmetro de feixe de 4 mm, avanço de 5 mm/s e sobreposição de 20%. Após a deposição, a dureza média da camada obtida variou entre 1100 e 1200 HV, formando uma estrutura dendrítica, com composição química à base de cromo, possuindo precipitados de carbonetos e boretos. Este processo resultou em um aumento de cerca de 50% no tempo de vida do equipamento, comparado com o outro sem revestimento.

Com os testes experimentais identificou-se que, com o choque entre os particulados e as faces internas do equipamento, o material próximo à superfície começa a se deformar e nele são geradas trincas, que o tornam suscetível à corrosão. Com o avanço da corrosão, há um aumento no número de imperfeições, o que aumenta ainda mais a erosão produzida pelo choque com os particulados.

HOLMBERG et al. (2017) investigaram o consumo global de energia em função do atrito e desgaste na indústria de mineração. Como estudo de caso procuraram identificar os principais mecanismos de desgaste em um moinho, um triturador e um caminhão basculante. Verificaram que os custos com o atrito e desgaste no moinho foram similares, 13% e 16% respectivamente. Para o caminhão os valores foram de 29 % e 5 %, já para o triturador foram de 4% e 9%. Os autores dividiram os mecanismos de desgaste atuantes em equipamentos de mineração em:

Desgaste abrasivo erosivo: ocorre principalmente pelo deslizamento e colisões de rochas com as superfícies.

Desgaste abrasivo por impacto: ocorre em função do impacto dos equipamentos com as rochas causando deformação plástica localizada.

Ainda sobre o desgaste por deslizamento, pode-se dizer que este é caracterizado por duas superfícies sólidas deslizando uma sobre a outra, podendo, durante esse processo, uma ou ambas as superfícies desgastarem. Segundo Hutchings e Shipway (2017), a natureza e taxa de desgaste são controladas pelas respostas químicas e físicas da superfície, sendo importante avaliar três questões para melhor entender o desgaste no deslizamento: tensões e danos; efeitos térmicos; e reações químicas e interações das superfícies. Quando duas superfícies deslizam uma contra a outra, tensões do tipo normal e de tração atuam nas superfícies levando a danos mecânicos que podem ser por deformação plástica ou por fratura. Os efeitos térmicos ocorrem devido à dissipação de energia cinética em forma de calor. O aumento da temperatura na região de contato influi sobre as propriedades do material e também sobre as reações químicas com o meio. A terceira questão, são as reações e interações químicas das superfícies, para o caso de metais em contato com ar (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). O modelo matemático de Archard e Holm, Equação 2, é usado para quantificar o desgaste de corpos que estão em deslizamento relativo. Apesar da equação de Archard ter validade apenas para o regime permanente de desgaste, com ela é possível obter uma boa aproximação da taxa de desgaste real do sistema.

$$Q = \frac{KW}{H} \quad \text{Equação 2}$$

A Equação 2 relaciona a taxa de desgaste (Q), volume desgastado pela distância de deslizamento, com a carga normal (W), a dureza da superfície mais dúctil (H) e o coeficiente adimensional de desgaste (K), que é determinado em função do sistema tribológico de trabalho.

Além das variáveis discriminadas na Equação 2 a velocidade de deslizamento influi indiretamente na taxa de desgaste, uma vez que a velocidade de deslizamento influi na dissipação de energia que provoca o aumento da temperatura e que resulta na alteração das propriedades mecânicas dos materiais em contato. Portanto, alterações na velocidade do teste ou mesmo no tempo podem ter influência no resultado, devido às mudanças nas respostas físicas e químicas. Estas mudanças podem levar até mesmo a alterações nos mecanismos de desgaste.

3.4.3 Ensaio de desgaste abrasivo

Vários dispositivos de ensaio foram criados para reproduzir as mais complexas condições de desgaste (HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999). Devido à complexidade envolvida em replicar os sistemas reais em dispositivos laboratoriais, há várias análises que só tem valor comparativo para as amostras testadas nas mesmas condições. No geral, os resultados obtidos em ensaios de desgaste apresentam caráter estimativo da resistência das amostras testadas. Como consequência, os resultados de estudos comparativos são estritamente válidos para as condições de laboratório, estando sujeitas a alterações de resultados para aplicações práticas (FANG et al, 1993). Mesmo estes testes laboratoriais sendo considerados como avaliações preliminares, ajudam muito na caracterização dos materiais e no consequente desenvolvimento do sistema tribológico, gerando uma correlação que dá uma ideia de tendência do comportamento dos materiais quando submetidos a condições reais de desgaste em aplicação. Para que os resultados dos ensaios em laboratório apresentem repetibilidade, deve-se atentar para a padronização de certas características do ensaio, como: dureza e o tamanho do abrasivo; pressões exercidas entre o abrasivo e a superfície de desgaste; velocidade e a direção do movimento do abrasivo em relação à superfície de desgaste (GE; WANG; WANG, 2017).

Os ensaios de desgaste podem ser classificados em duas categorias: ensaios do tipo fenomenológicos e ensaios de desgaste operacionais. O primeiro tipo é atribuído ao

estudo de um fenômeno, como o desgaste por deslizamento ou erosão. Tais ensaios tendem a fornecer informações ambíguas e para se estabelecer uma correlação com situações operacionais, seriam necessárias informações adicionais como, por exemplo, análise de falha dos componentes desgastados, enquanto os ensaios de desgaste operacionais são utilizados para investigar aplicações ou situações específicas. De acordo com (BAYER, 2004), os pesquisadores tendem a utilizar a categoria de ensaios fenomenológicos.

Em 1993, Xu et al, publicaram um estudo sobre o desgaste abrasivo de alguns tipos de ferros fundidos aplicados para a mineração. Nesse estudo, eles utilizaram três tipos de ensaios de desgaste para comparar com os mecanismos reais de mineração. Os testes utilizados foram o de roda de borracha com areia seca, que representa um ensaio de três corpos, com baixa tensão de abrasão; o pino-sobre-lixia, que representa um ensaio de dois corpos com alta tensão de abrasão; e de tamboreamento, que é de dois corpos com alta tensão abrasiva e impacto, onde as pás são as amostras e o equipamento é preenchido com areia e pedras, de modo que ao girar em alta velocidade, estas atingem as pás, desgastando-as. Nesse estudo eles verificaram que nenhum dos ensaios consegue reproduzir exatamente os resultados da aplicação real. Porém, alguns resultados apresentam tendências de perda de massa bastante confiáveis e parecidos com os resultados em campo, como o ensaio de roda de borracha, por exemplo. Eles também verificaram que os mecanismos de desgaste predominantes na mineração são microerosões e microcortes, os quais também são encontrados nos testes realizados (XU; VOSE; STJOHN, 1993).

Hawk et al publicaram em 1999 também um estudo investigando os testes de abrasão aplicados na indústria de mineração, correlacionando com diferentes materiais e classificaram todos esses quanto aos mecanismos de desgastes de cada um. Eles apresentam em seus estudos, os testes de pino-sobre-lixia, roda de borracha com areia seca, ambos representando desgastes abrasivos de dois e três corpos, respectivamente, e os de tamboreamento e britador de mandíbula, para ensaios impacto-abrasivos. Eles concluem que os testes de desgaste aplicados para mineração podem oferecer uma solução confiável e rápida para avaliar os materiais quanto às suas respostas ao comportamento de desgaste e, assim, selecionar os materiais mais adequados (HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999).

Tylczak et al em 1999, também fizeram um estudo comparando os mesmos quatro ensaios de abrasão e compararam os resultados de laboratório com os ensaios em

campo. Eles concluíram que os testes de abrasão como roda de borracha e pino-sobre-lixia apresentam a mesma tendência de redução de desgaste conforme a dureza dos materiais aumenta. Os testes também mostraram que em laboratório é possível simular os mecanismos de desgaste abrasivos, como os vistos no ensaio de roda de borracha e pino-sobre-lixia, mostrando resultados similares aos vistos em testes de campo. Isso mostra que os testes de laboratórios podem apresentar boas medidas e resultados do comportamento de desgaste do material e serem usados como referência para eliminar materiais com baixa resistência ao desgaste. Porém, eles deixam claro que os testes de laboratório não conseguem ser efetivos o suficiente para escolher o material que irá reproduzir as mesmas condições em campo, quanto à resistência ao desgaste e também, deve ser levados em conta fatores externos para escolha dos testes, pois, dependendo do caso, testes que envolvam impacto também podem ser importantes (TYLCZAK; HAWK; WILSON, 1999).

Além disso, outros estudos utilizaram o ensaio de pino-disco e pino-sobre-lixia como forma de medir a perda de massa do aço com alto teor de manganês, mesmo aço desta pesquisa. Um dos estudos foi o de ATABAKI; JAFARI; ABDOLLAH-POUR (2012), que realizaram ensaios de pino-disco em um aço Hadfield e constataram que há perda por desgaste elevada nos estágios iniciais e que decresce com o tempo, devido ao endurecimento produzido pela transformação de fase induzida pela deformação. Os autores observaram um aumento da dureza superficial de 28 HRC para 52 HRC na superfície desgastada, junto com o aumento do coeficiente de atrito, de 0,1 para 0,3. O mesmo comportamento foi encontrado nas pesquisas realizadas por ABBASI et al. (2009).

Em 2015, Andrade avaliou o comportamento de desgaste abrasivo do aço Hadfield em relação aos efeitos do tamanho do abrasivo e pH do meio, utilizando um abrasômetro do tipo pino-disco. O autor verificou que o tamanho do abrasivo influi diretamente na perda de massa do material. Maiores tamanhos de partículas abrasivas causam maiores perdas de massa pelo desgaste. Constatou também que a diminuição do pH causou um aumento na perda de massa durante o ensaio de abrasão (ANDRADE, 2015).

Jost e Schmidt em 1986 verificaram a relação entre microdureza e desgaste abrasivo em aço Hadfield com diferentes teores de manganês submetidos ao ensaio do tipo pino-disco. Os autores observaram nos resultados que aços com teores de manganês entre 4 e 6% apresentam maior resistência ao desgaste, associada à dureza do aço,

enquanto que aços com maiores teores de manganês (entre 8 e 12%) apresentaram menor resistência ao desgaste, como consequência da menor dureza apresentada pelos materiais (JOST; SCHMIDT, 1986).

Zum-Gahr em 1987 constatou em seus experimentos que durante o ensaio de abrasão a dois corpos a microestrutura do aço Hadfield é modificada de acordo com o teor de manganês presente no aço. De acordo com o autor, nos aços contendo 6% de manganês, em cerca de 92% da sua superfície desgastada ocorreu a transformação de fase, mudança que modificou a microestrutura austenítica para martensítica, enquanto que para teores de 12% de manganês, em apenas 5% da superfície ocorreu a transformação (ZUM-GAHR, 1987).

Oliveira em 2016 construiu um abrasômetro para ensaios de desgaste abrasivo do tipo pino-sobre-lixas para avaliar o comportamento abrasivo do aço Hadfield com diferentes teores de carbono. Nesta pesquisa, o autor corroborou o que os outros autores citados haviam encontrado, ao constatar que o tamanho do abrasivo tem influência no desgaste e que partículas maiores ocasionam desgastes mais severos. Ele observou ao ensaiar aço SAE 1045 que ao aumentar a granulometria do abrasivo de #320 para #150, houve um aumento de 94% na perda de massa, enquanto que para o Al 6351-T6 esse aumento foi de 57%. Neste trabalho ficou evidenciado o endurecimento induzido por deformação do aço Hadfield, visto que em todas as composições testadas, notou-se um aumento significativo da dureza superficial. Este ensaio proporciona como micromecanismo da superfície de desgaste, a formação de microsulcos e microcortes, provenientes do desgaste abrasivo (OLIVEIRA, 2016).

Portanto, pode-se dizer que os ensaios mais utilizados para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo e impacto-abrasivo, em componentes de mineração são o pino-disco, roda de borracha com areia seca, pino-sobre-lixas, tamboreamento e um ensaio de laboratório utilizando um britador de mandíbula para testes. Os ensaios de roda de borracha e pino-disco estão normalizados pela ASTM, com as designações G65-81 e G99-90, respectivamente. Cabe ressaltar que a utilização dos resultados desses testes para previsão de vida útil de componentes geralmente é problemática, em função das habituais especificidades dos tribossistemas reais. Os ensaios citados estão descritos a seguir:

Ensaio de pino-sobre-disco

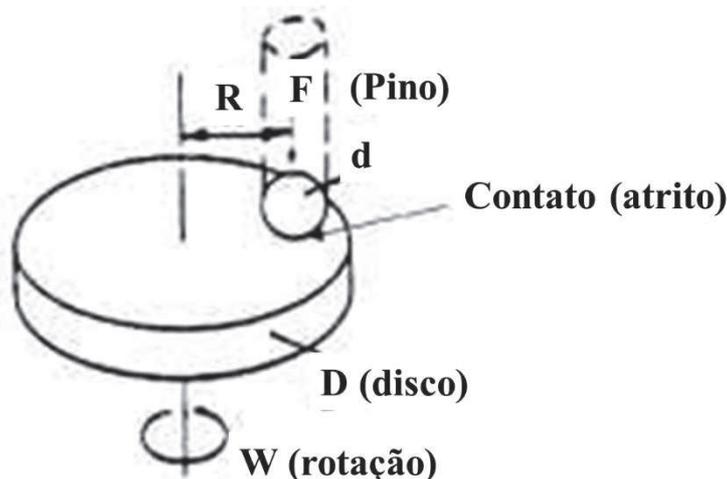
Neste ensaio, um pino sob a ação de uma carga normal é forçado contra a superfície de um disco em movimento circular constante, formando o tribossistema. Na Figura 17 é possível verificar um desenho esquemático do ensaio, mostrando: F, que é a

força normal sobre o pino, d o diâmetro do pino ou esfera, D o diâmetro do disco, R o raio da pista de desgaste e W a velocidade de rotação do disco. A ação contínua do movimento de rotação, forma uma pista de desgaste, à qual é o resultado desta interação e é o resultado a ser analisado. O ensaio também pode decorrer com o pino efetuando o movimento de rotação enquanto o disco permanece parado.

O desgaste do disco está diretamente relacionado com a pressão de compressão entre o pino e a superfície, gerado pela força normal aplicada no sistema. A tendência é que forças maiores causem desgastes mais severos. Contudo, essa proporcionalidade é aplicável até o valor crítico de força, onde o material passa a fraturar.

Ao decorrer do ensaio, é possível medir a perda de massa do corpo em função do tempo, onde ao final do processo, é possível comparar a massa inicial e final do material desgastado. Com os resultados obtidos é possível determinar a distância percorrida, coeficiente de desgaste e resistência ao desgaste. A norma ASTM G99 – 05 estabelece as condições de ensaio e auxilia na determinação dos parâmetros mencionados anteriormente.

Figura 17: Esquema do ensaio pino-disco.



Fonte: Adaptado de (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

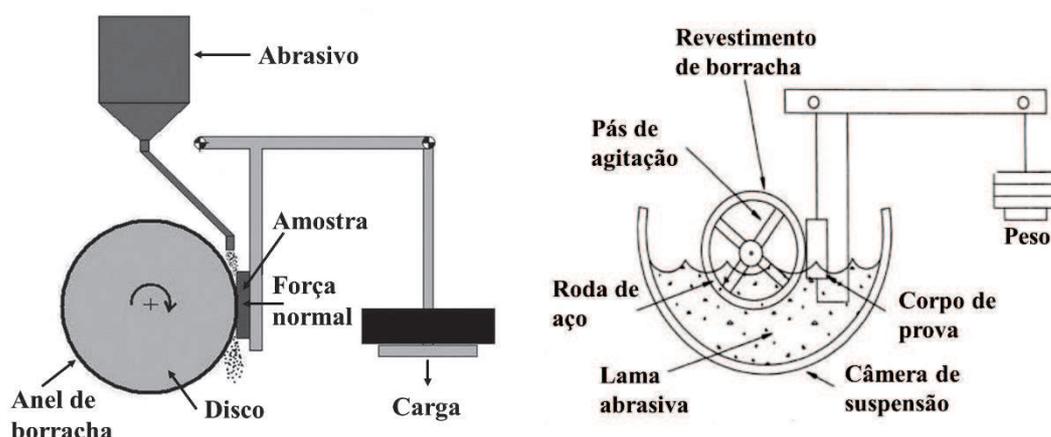
Existem ainda, algumas variações deste ensaio, como pino-sobre-placa, pino-sobre-tambor e pino-sobre-lixia. Este último ensaio é amplamente usado nas avaliações de materiais aplicados na indústria de mineração. Neste ensaio, uma lixa é fixada no disco e o corpo de prova de formato cilíndrico movimentado sobre o mesmo, com uma carga pré-fixada (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

O ensaio pino-disco utilizando lixas abrasivas é um tribossistema a dois corpos, no qual é possível variar de forma bem ampla a carga aplicada, assim como a velocidade do ensaio. Esse ensaio é conveniente para comparar desempenhos entre materiais não muito diferentes. Outro problema está associado com o papel abrasivo. Alterações no tamanho e na forma das partículas abrasivas alteram sensivelmente os resultados, como discutido em itens anteriores. O tipo de micromecanismo atuante que se espera é o microcorte e a intensidade das tensões entre corpo e abrasivo é alta (ZUM-GAHR, 1987).

Abrasômetro por Roda de borracha a seco e úmido

Nesse ensaio procura-se reproduzir as condições de abrasão sob baixas tensões. O equipamento consiste em uma roda de aço envolvida por um anel de borracha, que gira com velocidade constante. O ensaio é realizado comprimindo-se uma amostra do material a ser estudado contra a roda de borracha, enquanto um material particulado abrasivo cai por um funil, e passa entre a amostra e a roda. A resistência ao desgaste é dada em função da perda de volume da amostra (LEITE; MARQUES, 2009). Nesse sistema, o corpo de prova permanece estacionário e é pressionado contra a roda de borracha com uma força pré-determinada, e geralmente utiliza-se areia como abrasivo. Esse tipo de equipamento permite realizar ensaios tanto a seco quanto a úmido. Quando o ensaio é feito de forma úmida, o abrasivo encontra-se sob o aspecto de lama. No ensaio roda de borracha, o desgaste abrasivo ocorre em um tribossistema a três corpos, onde são aplicadas baixas tensões. Este ensaio apresenta boas correlações com algumas situações reais, como movimentação de terra e trabalho do solo, como o que ocorre em discos de arado. O princípio de funcionamento deste sistema consiste no desgaste associado aos grãos abrasivos, que possuem granulometria controlada e são arrastados sobre a superfície das amostras, provocando riscamento (BAYER, 2004). A Figura 18 apresenta em: a) esquema do abrasômetro de roda de borracha a seco e b) abrasômetro de roda de borracha em via úmida.

Figura 18: a) Abrasômetro roda de borracha a seco e b) Abrasômetro roda de borracha em via úmida.



Fonte: Bayer 2004.

Ensaio Pino-sobre-lixas (*pin-on-drum*)

Este é um ensaio de abrasão caracterizado pela perda de massa de um pino após o teste de pino-sobre-lixas. Esse ensaio é conhecido em inglês como *pin-on-drum* (POD) e é um teste de desgaste que envolve dois corpos e altas tensões. O teste consiste em mover um pino com diâmetro e comprimento pré-estabelecidos transversalmente sobre um cilindro, que está coberto por uma lixa abrasiva, com granulometria específica. Com isso, o teste simula o desgaste que ocorre durante a trituração e moagem de minérios, através de microcortes promovidos pelo contato entre as partículas abrasivas da lixa com a superfície do pino (ALLEBERT; JUNGEDAL; WAARA, 2015).

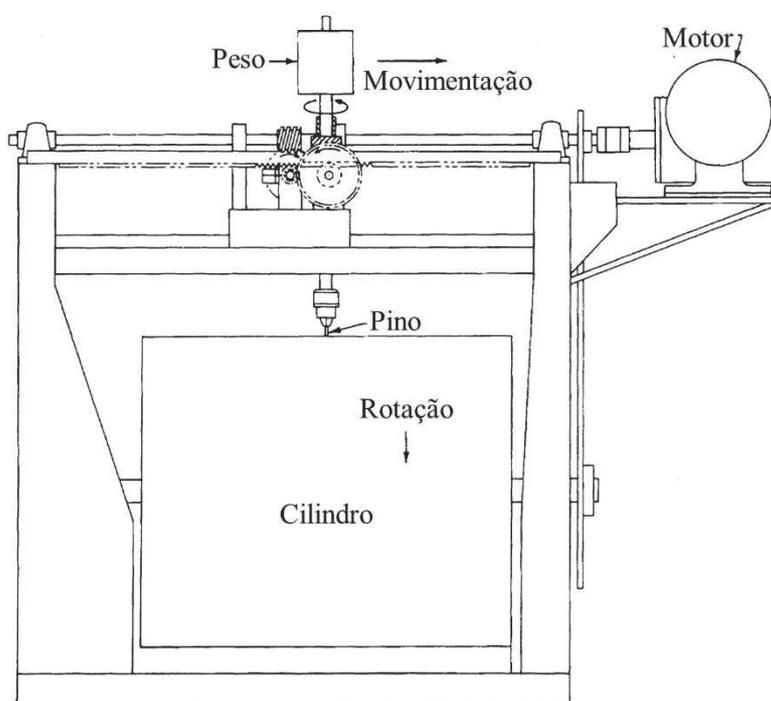
Hawk et al, em 1999 descreveram esse teste como uma evolução do ensaio de pino-disco, bastante utilizado para ensaios de desgaste abrasivo desde a década de 1910. Pode-se considerar que enquanto no ensaio de pino-disco, o pino passa sempre no mesmo caminho durante um tempo determinado, no pino-sobre-lixas, o pino passa constantemente por abrasivos ainda intactos.

De forma geral, o ensaio consiste em forçar um pino do material a ser analisado, com diâmetro e comprimento padronizados, sobre um cilindro revestido com uma lixa abrasiva de Al_2O_3 ou SiC , por exemplo, que gira a velocidade constante. O pino é forçado perpendicularmente sobre o cilindro com força constante e com movimento ao longo do cilindro, visando passar por toda a lixa. Alguns trabalhos, utilizam pinos de 6,35 mm de diâmetro, com 20-30 mm de comprimento, sobre um cilindro de 500 mm de diâmetro, girando com rotação de 1,7 rpm, com carga perpendicular de 66,7 N. O ensaio é feito de forma que cilindro da lixa faça revoluções suficientes, para que o pino com o material a

ser testado, tenha uma perda de massa de aproximadamente 40 mg. Após isso, repete-se o ensaio com a amostra de referência, utilizando o mesmo número de revoluções necessárias para a perda de massa do outro pino (TYLCZAK; HAWK; WILSON, 1999; XU; VOSE; STJOHN, 1993).

O mesmo teste também pode ser utilizado para comparar diferentes materiais, ao comparar o volume perdido de material após o mesmo período de interação com a lixa (KOSTRYZHEV et al., 2020). A Figura 19 mostra o esquema de funcionamento do ensaio de pino-sobre-lixia.

Figura 19: Esquema do equipamento de pino-sobre-lixia.



Fonte: (HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999).

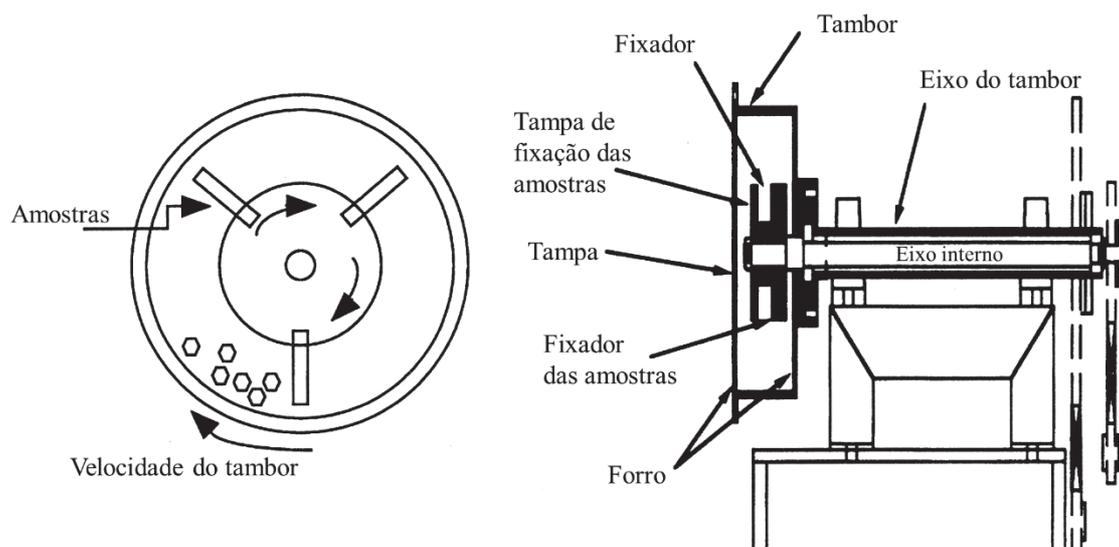
Tamboreamento

Visando simular em escala laboratorial o que ocorre em um moinho de martelos, onde ocorre o processo de quebra e moagem dos minérios pelos martelos, foi desenvolvido o teste de tamboreamento. Este teste consiste em um ensaio de dois corpos, que simula o movimento de rochas sendo esmagadas durante processo de quebra e transporte, projetando em alta velocidade pequenas rochas contra as amostras a serem testadas. Esse ensaio reproduz o desgaste impacto-abrasivo, visto que os pedaços de rochas são projetados em alta velocidade contra as amostras, enquanto estas giram em alta velocidade.

De forma geral, este ensaio utiliza pequenas rochas de mesma composição e formato das utilizadas no processo real, geralmente com tamanho entre 19 e 25 mm, para preencher parte do tambor. A quantidade de material depende do tamanho do equipamento que está sendo utilizado. O equipamento é composto por um tambor externo e por um suporte interno no qual há pás nas quais são fixadas as amostras. Os dois elementos (tambor e suporte interno) giram em direções opostas, fazendo com que as rochas que foram colocadas dentro do equipamento colidam em alta velocidade contra a superfície das amostras. Este teste pode durar até 1 h e, dependendo da rocha utilizada, deve ser trocado a cada 15 min, aproximadamente, visto que as rochas são cominuídas durante este processo (ALLEBERT; JUNGEDAL; WAARA, 2015; HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999).

A Figura 20 apresenta um esquema do ensaio de tamboreamento.

Figura 20: Esquema representativo do equipamento de tamboreamento.



Fonte: (HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999).

Ensaio de britador de mandíbula

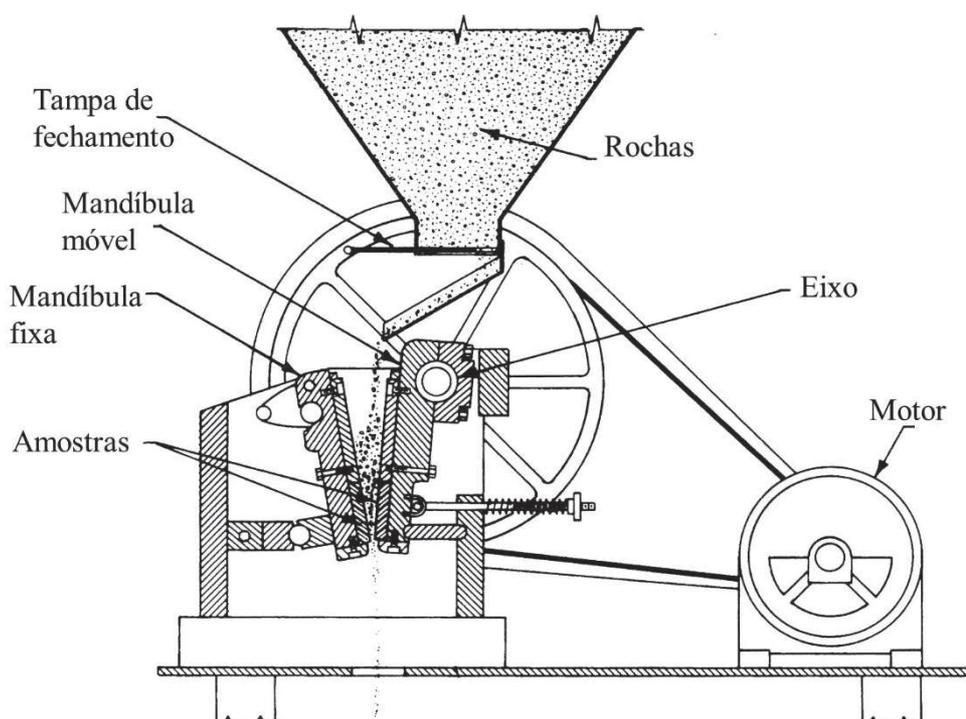
Esse ensaio consiste em simular em laboratório os efeitos de desgaste impacto-abrasivo de alta tensão, por um processo de dois ou três corpos. O mineral é prensado sobre a superfície do metal a ser estudado com tensões altas suficientes pra remover pedaços do material. Alguns estudos correlacionam esse ensaio com a melhor representação de resultados do desgaste que ocorre em equipamentos de extração, como escavadeiras, pás e os próprios britadores de mandíbula.

Geralmente esses britadores são usados em estágios primários de mineração e cominuição, para quebrar as pedras grandes, recém saídas da mina, em pedras menores e mais fáceis de manipular. Logo, devido ao impacto severo de pedras uniformes e grandes, o principal mecanismo de desgaste, neste caso, é o impacto.

Neste ensaio, um britador em escala menor é colocado no laboratório e as amostras são presas na parte inferior da mandíbula. As mandíbulas abrem e fecham constantemente, enquanto rochas de cerca de 20 mm de diâmetro são depositadas na abertura, entre as amostras. O teste pode ser correlacionado com um tempo pré-determinado ou com uma quantidade pré-determinada de rochas a serem cominuídas, onde no fim, as amostras serão avaliadas quanto à perda de massa (HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999; TYLCZAK; HAWK; WILSON, 1999).

A Figura 21 apresenta o esquema do funcionamento do britador de mandíbula de laboratório.

Figura 21: Desenho esquemático de um britador de mandíbula.



Fonte: (HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999).

3.5 TRATAMENTO DE SUPERFÍCIES A LASER

O laser é uma ferramenta que tem se mostrado bastante efetiva para alterar a microestrutura e propriedades mecânicas da superfície dos materiais (ZHANG et al., 2009). A radiação eletromagnética de um feixe de laser é absorvida dentro das primeiras camadas atômicas para materiais opacos, tais como metais, de forma que não há espalhamento de radiação para fora do feixe, devido à energia do laser ser absorvida precisamente apenas na região onde é necessária (GNANAMUTHU et al., 1980; MAN; ZHANG; CHENG, 2007). Essa é uma das principais vantagens do laser como ferramenta para processamento de materiais: sua capacidade de controlar com precisão a área que se quer tratar no material e a taxa de energia que será transferida. Este controle é exercido através da seleção adequada de parâmetros de processamento a laser para conseguir a modificação de material desejada (GNANAMUTHU, 1980; DESFORGES, 1978; (STEEN; MAZUMDER, 2010).

Devido ao fato que o laser pode ser concentrado em um pequeno e intenso feixe de energia, há inúmeras vantagens de processamento de materiais a laser, quando comparado com outras alternativas de processos (MAZUMDER; TMELT, 1983). Altas taxas de processamento; controle preciso para tratamento localizado; controle de penetração do calor e das distorções; controle do perfil térmico, forma e ZTA; menor trabalho posterior de acabamento; processo sem contato físico, interação do feixe do laser; tratamentos a laser realizados com pouca ou nenhuma contaminação; mínimo pós processamento, dependendo do tratamento realizado e relativa fácil automação.

O aquecimento altamente localizado produzido por um feixe de laser é ideal para modificação de camadas próximas à superfície, devido à modificação da mesma sem alterar as propriedades do material base. As principais aplicações de processamento de materiais a laser estão divididas com base na densidade de energia e tempo de interação do laser com o material. Esta interação do feixe de laser pode provocar mudanças metalúrgicas do material e, de acordo com isto, pode-se dividir o tratamento de superfícies a laser em quatro grandes áreas: aquecimento (*Heating*), fusão (*Melting*), vaporização ou interação por ondas de choque (*Shocking*). (DESFORGES, 1978; GNANAMUTHU et al., 1980).

Os princípios do aquecimento a laser são semelhantes aos do aquecimento convencional, no entanto, em escalas menores. Enquanto o aquecimento convencional necessita de uma fonte de calor difusa como um forno, chama, arco ou bobina de indução,

o feixe de laser é colimado e focalizado em um padrão adequado e varre a superfície de um componente. O feixe de laser de alta densidade de energia aquece a superfície muito mais rapidamente, reduzindo o tempo de condução de calor para dentro do componente.

O laser emite um feixe de energia, na forma de luz contínua ou pulsada. A potência e o diâmetro do feixe laser focalizado, formam o parâmetro da densidade de energia. Além da densidade de energia, a velocidade do feixe também é outro parâmetro importante nos processos a laser, principalmente devido ao tempo de interação do feixe na superfície (DESFORGES, 1978).

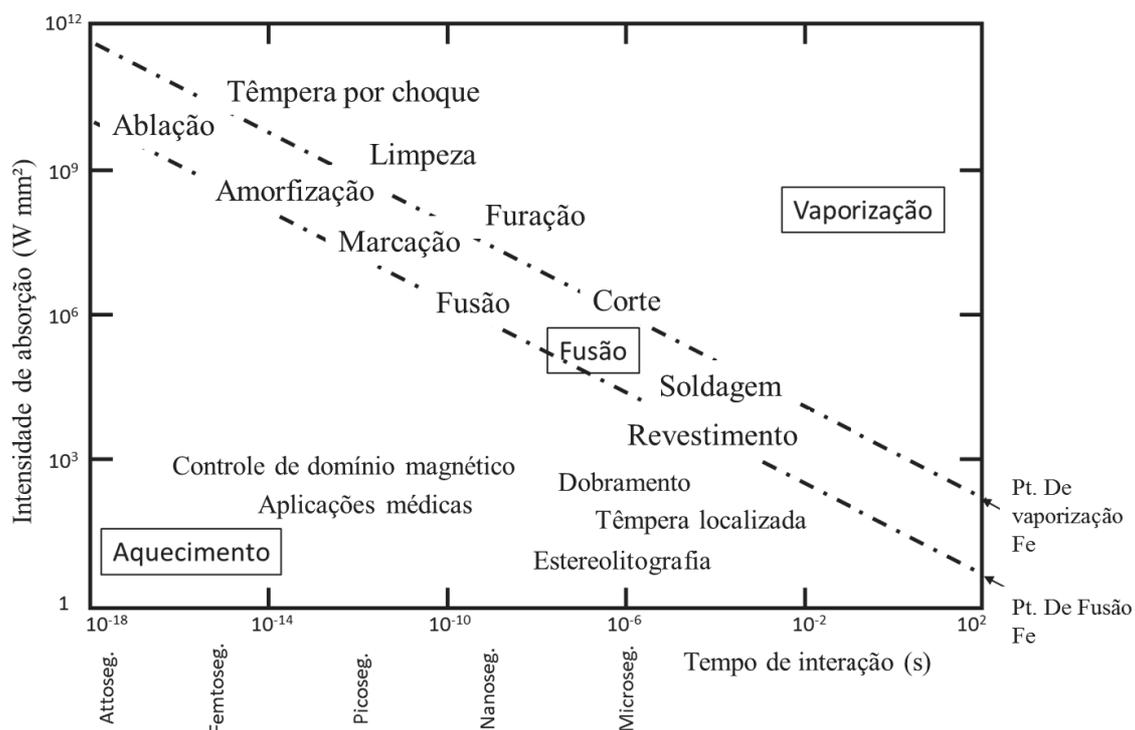
A densidade de energia leva em conta o feixe do laser (q), o raio do feixe (r_B) e as propriedades do material. A Equação 3 densidade de energia do laser é dada por (ION, 2005).

$$E = \frac{q}{\pi r_B^2} \quad \text{Equação 3}$$

Para aplicações de engenharia, o laser pode ser considerado uma fonte controlada de energia que, em contato com o material, produz uma grande quantidade de calor. Como visto na Equação 3, quanto menor o diâmetro do feixe do laser, maior a densidade de energia, podendo chegar a até 10^9 W/cm². A interação do feixe de laser no material, bem como o resultado desta interação, depende da capacidade de absorção e do tempo de interação entre eles (STEEN; MAZUMDER, 2010).

O período de tempo que o feixe de laser está focado em qualquer ponto da superfície é chamado de tempo de interação e é responsável pelas transformações que podem acontecer na superfície do material. A Figura 22 apresenta diversos processos a laser que podem ocorrer em diferentes densidades de potência e tempos de interação com o material (ZHANG et al., 2009).

Figura 22: Variação dos processos a laser em função da densidade de energia pelo tempo de interação.



Fonte: Adaptado de Steen (2010).

3.5.1 Laser cladding e outras técnicas de revestimento

O processo *Laser Cladding* com pó é uma técnica de deposição de metais a laser utilizada para fabricar ou reparar componentes feitos de ligas metálicas com alto valor agregado. É uma solução muito interessante para reparar componentes danificados e para revestimentos especiais que aumentam as propriedades mecânicas na superfície. Esta técnica é caracterizada basicamente por projetar através de um conjunto de bicos coaxiais, materiais em forma de pó sobre a superfície de um substrato e simultaneamente fundi-los, assim como fundir uma fina camada da superfície do substrato, com o auxílio de um feixe de laser (PAYDAS et al., 2015; WENG; CHEN; YU, 2014).

Esta técnica é um método econômico e efetivo de revestimento, com rápida solidificação, refino da microestrutura e capaz de produzir revestimentos avançados de alta performance. O processo de injeção de pós por *laser cladding* é um método atrativo e geralmente definido por parâmetros de potência (W), velocidade de deposição (mm/s) e fluxo de pó (mg/s) (OLIVEIRA, 2005). Entretanto, há outros parâmetros que podem variar no processo, como tamanho do feixe do laser, distribuição de energia, quantidade de gás de proteção, tamanho e distribuição de grão do material particulado, etc. Uma

camada completa de revestimento é alcançada por deposições sucessivas de cordões de material depositado sobrepostos, lado a lado. Todavia, é possível construir peças complexas, através da deposição de material. Para isso deve-se tomar certas precauções para evitar formação de trincas, diluição excessiva e conseguir formar uma camada homogênea (BAREKAT; SHOJA RAZAVI; GHASEMI, 2016).

Atualmente algumas empresas que utilizam o aço Hadfield em suas aplicações, estudam formas de aumentar o tempo de vida dos componentes, via redução de desgaste⁵. Com isso, algumas técnicas inovadoras são empregadas para esta finalidade. Uma das técnicas conhecidas é a inserção de partículas cerâmicas grosseiras durante o processo de fundição, através da aplicação de insertos de compósitos poliméricos impregnados com estas partículas cerâmicas. Espera-se que o tratamento de *laser cladding* possa substituir esta e outras técnicas de forma mais barata e eficaz.

O objetivo de qualquer processo de *cladding* ou revestimento é depositar um material sobre um substrato, criando uma forma de ligação entre estes. São exemplos de técnicas utilizadas para o *cladding*: soldagem oxiacetilênica, soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido, soldagens TIG (*Tungsten Inert Gas*) e MIG (*Metal Inert Gas*), soldagem a arco submerso, aspersão térmica a plasma, aspersão térmica HVOF (*High Velocity Oxy-Fuel*), deposições por PVD e CVD, laser cladding, dentre outras. No caso do laser cladding, o revestimento é propiciado pela ação da energia proveniente de um feixe laser. Para que haja fusão do material depositado, fusão mínima do substrato e, conseqüentemente formação de ligação metalúrgica, usualmente a densidade de potência utilizada se encontra na faixa de 101 a 103 W/mm² e o tempo de interação entre 10⁻⁴ e 10⁻¹ s (STEEN; MAZUMDER, 2010; TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2005). As principais características que demonstram o diferencial do laser cladding para aplicações industriais são (ION, 2005):

- Aplicação pontual da fonte de calor: A utilização de feixes laser com diâmetros focais de poucos milímetros faz com que o aporte térmico na peça seja localizado na região alvo do tratamento, diminuindo distorções e a necessidade de pós processamento do componente. Adicionalmente, em comparação a outras técnicas de deposição, o *laser cladding* produz revestimentos com menores ZTA (Zonas Termicamente Afetadas) e graus de diluição. Estas são características desejáveis para que o comportamento

⁵ http://tecniwear.com/Files/72/5c6a0ebe63_Metal_matrix_ceramic_presentation.pdf

termomecânico e a composição química da camada depositada não sejam afetados negativamente.

- Altas taxas de resfriamento: Devido à elevada taxa de escoamento de calor propiciada pelo substrato (*heat sink*) durante o processo, microestruturas dendríticas mais finas são formadas na camada depositada. Desta forma, podem-se obter revestimentos mais adequados para aplicações em ambientes com ação de cargas tribocorrosivas.
- Elevado potencial para automação: Especialmente para o *laser cladding*, que possui uma grande flexibilidade e adaptabilidade ao processamento automático, o que torna a técnica atrativa para soluções industriais. A crescente utilização de cinemáticas robóticas, CNC (*Computer Numeric Control*) e sensores para controle adaptativo do processo transformaram as aplicações laboratoriais de *laser cladding* em soluções comerciais *turn-key*, facilmente integráveis a cadeias produtivas já estabelecidas.

Segundo Ion (2005), as desvantagens do laser cladding estão basicamente relacionadas aos custos e à familiarização de profissionais com a técnica. Tanto o custo do capital para o investimento inicial, quanto os gastos recorrentes com manutenção de sistemas de laser cladding compõem uma barreira para que o potencial técnico acima apresentado possa ser mais explorado. Além disso, a lenta curva de aprendizado para formação de capital humano especializado, necessário para a implementação e desenvolvimento do laser cladding nas indústrias, faz com que engenheiros e gestores responsáveis por decisões referentes à cadeia produtiva optem por técnicas convencionais de processamento. Volume de produção e quantidade de valor agregado são condições *sine qua non* para a viabilidade econômica do *laser cladding*.

A Tabela 3 apresenta uma breve comparação entre algumas das técnicas atualmente disponíveis para o revestimento de superfícies.

Tabela 3: Comparação de diferentes técnicas de revestimento

| | Laser | SMAW* | MIG* | SAW* | TIG* | HVOF* |
|---------------------------------|-----------|-----------|------------|------------|-----------|-----------|
| Espessura da camada (mm) | 0,2 - 2,0 | 1,6 - 10 | 1,0 - 6,0 | 2,0 - 10,0 | 0,5 - 3,0 | 0,3 - 1,5 |
| Taxa de deposição (kg/h) | 0,2 - 7,0 | 0,5 - 2,5 | 2,3 - 11,0 | 5,0 - 25,0 | 0,5 - 3,5 | 1,0 - 5,0 |
| Distorção | Baixa | Média | Média | Alta | Alta | Baixa |

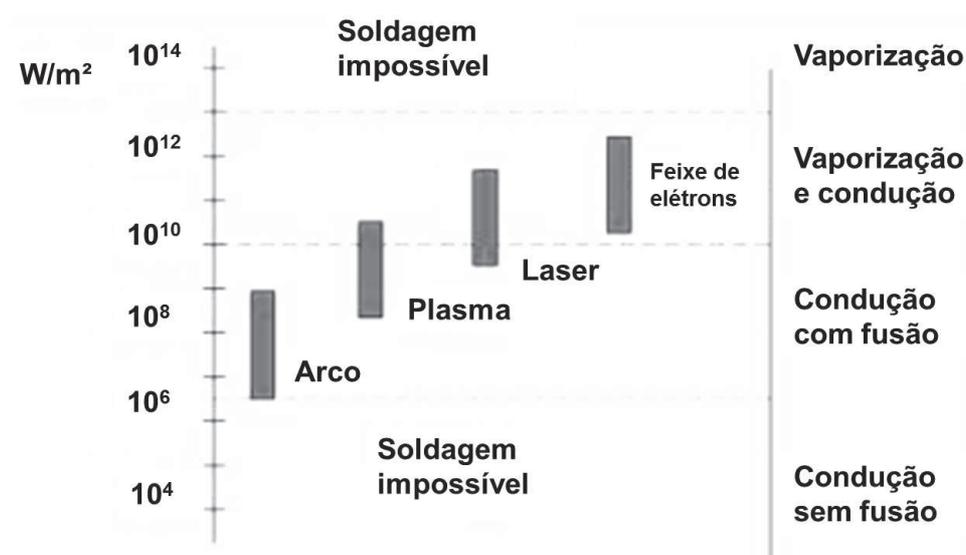
| | | | | | | |
|---------------------|------|-------|---------|---------|---------|-------|
| Precisão | Alta | Baixa | Baixa | Baixa | Média | Baixa |
| Diluição (%) | 1-5 | 15-25 | 15 - 20 | 10 - 50 | 10 - 20 | Baixa |
| Integridade | Alta | Alta | Alta | Alta | Média | Média |

* SMAW (Shielded Metal Arc Welding), MIG (Metal Inert Gas), SAW (Submerged Arc Welding), TIG (Tungsten Inert Gas), HVOF (High Velocity Oxy-Fuel)

Fonte: Ion (2005).

Enquanto o tratamento a laser possui uma alta densidade de energia (até 10^6 W/cm²) (STAUFER; RÜHRNÖSSL; MIESSBACHER, 2005), proporcionando cordões com baixa diluição, relação entre largura/altura controlada, pequena zona termicamente afetada (ZTA) e baixo nível de tensões e distorções, a soldagem a arco elétrico com eletrodo consumível GMAW oferece um processo com formação de microestrutura grosseira na zona fundida (ZF), ZTAs mais espessas (PAL; PAL, 2011), maior aporte térmico e conseqüentemente maiores níveis de distorção (RAO; LIAO; TSAI, 2011), advindos de menor densidade de energia (tipicamente 10^4 W/cm²) (STAUFER; RÜHRNÖSSL; MIESSBACHER, 2005). Para ser usada como fonte de energia para soldagem, a potência específica deve estar entre cerca de 10^6 e 10^{13} W/m², de acordo com a Figura 23 (MODENESI, 2012). Entretanto, ressalta-se que a morfologia dos cordões depositados, bem como resposta da microestrutura, para os processos de deposição a laser e soldagem a arco elétrico dependem dos parâmetros utilizados.

Figura 23: Processos de soldagem e sua faixa usual de intensidade da fonte.



Fonte: Adaptado de Modenesi, 2012.

A baixa diluição e a alta integridade da camada obtida através do *laser cladding* representam, em um único processo, as características positivas da aspersão térmica por chama de alta velocidade (HVOF) e dos revestimentos por soldagem. O nicho de aplicação do *laser cladding* se encontra no recobrimento de pequenas e localizadas áreas, com precisão e aporte térmico pontual (STEEN; MAZUMDER, 2010).

A utilização de processos de alta densidade de energia em processos de revestimento apresentam vantagens competitivas, mas possuem uma baixa eficiência energética (JHAVAR; JAIN; PAUL, 2014), motivando diversas pesquisas que buscam processos mais eficazes. Pode-se dizer que os processos com arco elétrico possuem, de forma geral, maior eficiência energética e permitem a produção de peças maiores com maior rapidez, devido às maiores taxas de alimentação. Deposições com o processo laser possuem uma taxa de deposição entre 5 e 100 g/min, já processos a arco podem atingir valores superiores a 140 g/min (SURYAKUMAR et al., 2011).

3.5.2 Laser cladding para o aumento da resistência ao desgaste

Existem na literatura diversas pesquisas que utilizam o tratamento de *laser cladding* para aplicações que envolvam o aumento da resistência ao desgaste, demonstrando que há um apelo global em encontrar soluções nesta área.

Por exemplo, Amado et al em 2009, que trabalharam para solucionar o problema do desgaste excessivo em componentes de máquinas utilizados em processos de mineração. Utilizaram o processo de *laser cladding* com o intuito de substituir processos de soldagem utilizados atualmente. Depositaram um pó à base de carboneto de tungstênio (esferoteno) em uma matriz de níquel, em duas quantidades para os ensaios, 40 e 60% de WC, juntos com uma matriz de NiCr. O material utilizado como substrato para as deposições foi um aço baixo carbono (C25). Os ensaios foram feitos com um laser de Nd-YAG (Rofin-Sinar) com 2 kW de potência máxima. A potência foi variada entre 700 e 2000 W, com velocidade de escaneamento entre 3 e 11 mm/s, uma taxa de deposição do pó de 0,31 a 0,84 g/s, e nitrogênio (N₂) foi utilizado como gás de proteção e carregador do pó. Com este estudo, foi possível observar que densidade de laser moderada, combinada com alta velocidade de deposição, proporciona uma distribuição uniforme de partículas integras (sem dissolver) de esferoteno na superfície. Já densidades de laser elevadas com baixas velocidades de deposição, dissolvem as partículas de esferoteno na matriz, dando origem à nucleação e crescimento de cristais de WC. A camada depositada

atingiu dureza entre 1000 e 1500 HV, sendo que os maiores valores foram medidos nas camadas com maiores quantidades de WC (60%) (AMADO et al., 2009).

Já Bartkowski e Bartkowska em 2017, utilizaram o tratamento de *laser cladding* em componentes de máquinas agrícolas, com o objetivo de aumentar a resistência ao atrito e desgaste, relacionados à aplicação em ambiente corrosivo e abrasivo do solo. Neste estudo foi realizado o tratamento superficial de componentes agrícolas por meio do processo de *laser cladding*, utilizando um *laser* de disco Yb:YAG, com potência máxima de 1 kW, em uma máquina CNC de 5 eixos. O material dos equipamentos agrícolas estudados foi o aço Boro B27, tratado com um pó de Stellite-6 com 60% WC (carboneto de tungstênio). Foram utilizados como parâmetros de deposição um feixe de laser com potência de 550 W, velocidade de deposição de 40 mm/min e uma taxa de deposição de pó de 10 g/min. O revestimento foi realizado com duas camadas, a fim de garantir uma área mais espessa. Em testes em campo, foi possível verificar um aumento de durabilidade de 25% dos equipamentos em relação aos mesmos sem a deposição, o que equivale a 30 hectares a mais de operação (BARTKOWSKI; BARTKOWSKA, 2017).

Em 2006, Xu et al, depositaram carboneto de tungstênio em quantidades variando até 47% em uma matriz de Stellite 6 sobre um substrato de aço JIS-SM400B (0,13% C, 0,19% Si, 0,66% Mn, 0,016% P, 0,005% S, bal.%Fe). Para o estudo foi utilizada uma fonte laser de CO₂ com 2,1 kW de potência de deposição, com foco de 2,5 mm, 50% de sobreposição e avanço de 350 mm/min. O pó foi alimentado utilizando argônio como gás de arraste, tendo uma taxa de deposição de pó de 14 g/min. As deposições foram feitas realizando pré-aquecimento de 450°C. Foi identificada nas amostras uma estrutura hipoeutética, com fase primária de uma solução sólida rica em cobalto e a estrutura eutética consistindo de uma solução sólida rica em cobalto e carbonetos (Cr₂₃C₆, Co₃W₃C e WC). Com o aumento da fração de WC na mistura de pó, mais carbonetos são encontrados no constituinte eutético. Após serem depositadas três camadas sobrepostas, a dureza superficial foi aumentada de 200 HV para 600 HV no tratamento com mistura constante. Já para o tratamento com aumento de concentração de WC entre as camadas, a dureza foi aumentada de 200 para 800 HV. Porém as amostras com concentração constante apresentaram maior sensibilidade à trincas e defeitos, devido à maior diferença de coeficiente de expansão entre as camadas, quando comparada com aquela da deposição variando a concentração de WC. O aumento da temperatura de pré-aquecimento permitiu que maiores concentrações de WC fossem utilizadas na mistura,

em função do menor gradiente de temperatura e da menor taxa de resfriamento (XU et al., 2006).

Por fim, Janicki em 2016 analisou a deposição de um MMC (*Metal Matrix Composite*), de carboneto de tungstênio (WC) com Inconel 625 sobre o aço AISI 304. A potência do laser foi variada entre 800 e 1400 W, com foco retangular (1,8 x 6,8 mm), sobreposição de 30% e velocidade de avanço de 200 mm/min. O pó foi adicionado utilizando argônio como gás de arraste com taxa de alimentação de 0,8 cm³/min, no qual foram utilizados pós de WC com formato esférico e angular. As camadas com mistura entre o Inconel e o WC ficaram aparentemente uniformes sem porosidade, trincas ou vazios e com baixa dissolução do WC. As camadas puras de Inconel 625 apresentaram dureza constante de aproximadamente 230 HV, para todos os parâmetros de potência utilizados. Já a dureza para os dois tipos de partículas de WC foi de aproximadamente 2100 HV, enquanto a dureza média na fase dendrítica da microestrutura atingiu valores de 1000 HV (JANICKI, 2016).

Existem diversas pesquisas buscando aumentar a resistência ao desgaste e impacto de componentes da indústria de mineração. Esta melhora reflete diretamente no aumento da eficiência dos equipamentos, que tendem a precisar de menos paradas para trocas de peças e manutenções, evitando falhas e desgastes prematuros. A maioria destas pesquisas envolve a adição de insertos na superfície do componente fundido ou revestimentos via *laser cladding*. A Figura 24 apresenta duas peças produzidas pela empresa Granaço, utilizadas nos processos de cominuição de minério, fabricadas em Aço Hadfield.

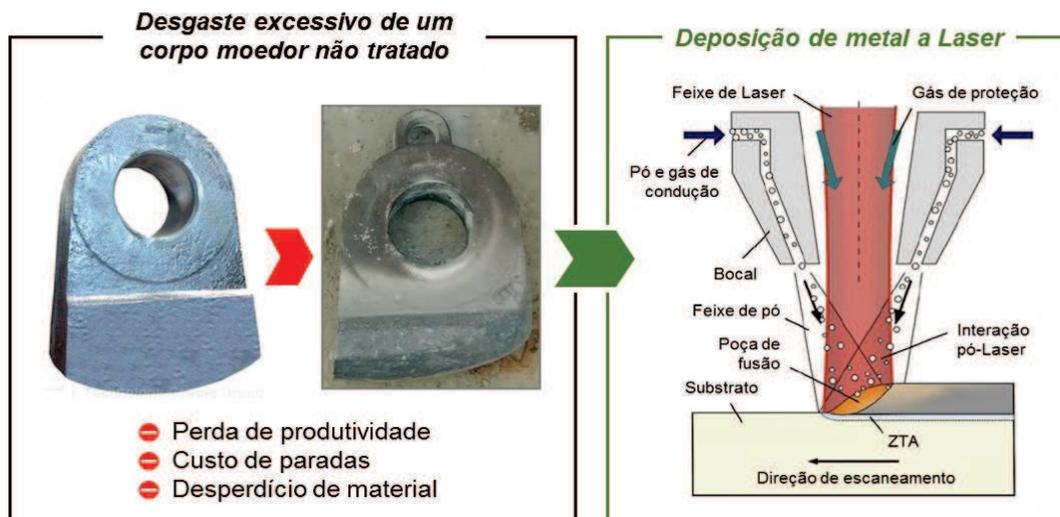
Figura 24: Peças que serão tratadas por *laser cladding* para aumento da vida útil



Fonte: Granaço (2016).

Na Figura 25 é possível observar a foto de um martelo moedor novo, seguido da imagem do mesmo após o uso, onde nota-se o desgaste excessivo causado pela abrasão e impacto presentes no processo de cominuição. A imagem da direita apresenta um esquema básico do funcionamento do tratamento *laser cladding*, que será aplicado aos martelos moedores para tentar diminuir os problemas de baixa produtividade, elevado custo com paradas e desperdício de material.

Figura 25: Exemplo de desgaste em uma peça não tratada e processo de deposição de metal a Laser

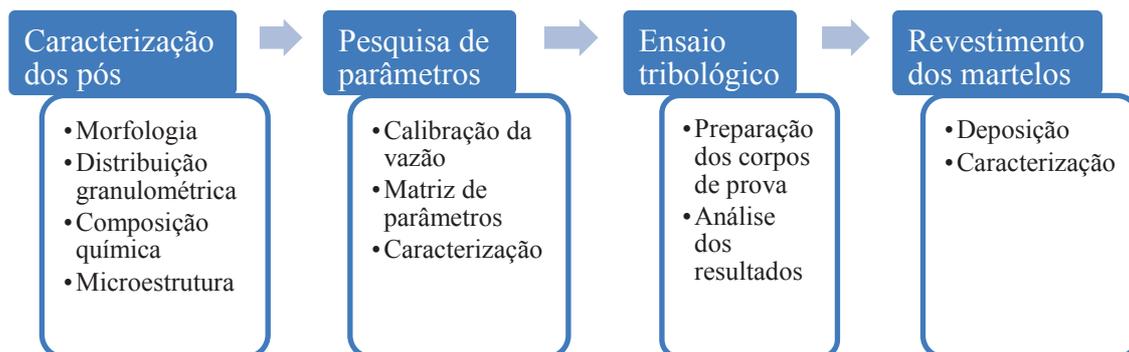


Fonte: Granaço (2016).

4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL E EQUIPAMENTOS

Para execução deste trabalho, as atividades principais foram divididas em quatro etapas principais, conforme mostrado na Figura 26.

Figura 26: Fluxograma de atividades.



Fonte: Autor.

Inicialmente as ligas utilizadas nesta pesquisa foram caracterizadas detalhadamente, em relação à morfologia, distribuição granulométrica, composição química, microestrutura e tipos de fases cristalinas presentes, seguindo parte da metodologia indicada para caracterização de pós para manufatura aditiva (CORDOVA; CAMPOS; TINGA, 2019). O conhecimento aprofundado das características de cada liga é importante para correlacionar com as características microestruturais e comportamentos tribológicos posteriormente analisados.

Em seguida, foram depositados cordões únicos, segundo uma matriz de parâmetros para cada um dos dois materiais estudados. Os parâmetros que foram variados na matriz foram a potência do laser, velocidade de deposição e taxa de alimentação do pó. Os cordões foram cortados e preparados metalograficamente para análise da seção transversal, com o objetivo de caracterizar e avaliar as condições de diluição, morfologia, microestrutura, microdureza e presença de trincas.

Os parâmetros que apresentaram melhores relações entre microdureza-microestrutura-trincas, foram usados para fabricação dos pinos para análise tribológica pelo método de pino-sobre-lixia.

Por fim, alguns desses parâmetros foram utilizados para revestir martelos de moagem, para testá-los em ambiente relevante. Após os testes, os martelos foram avaliados quanto a resistência ao desgaste.

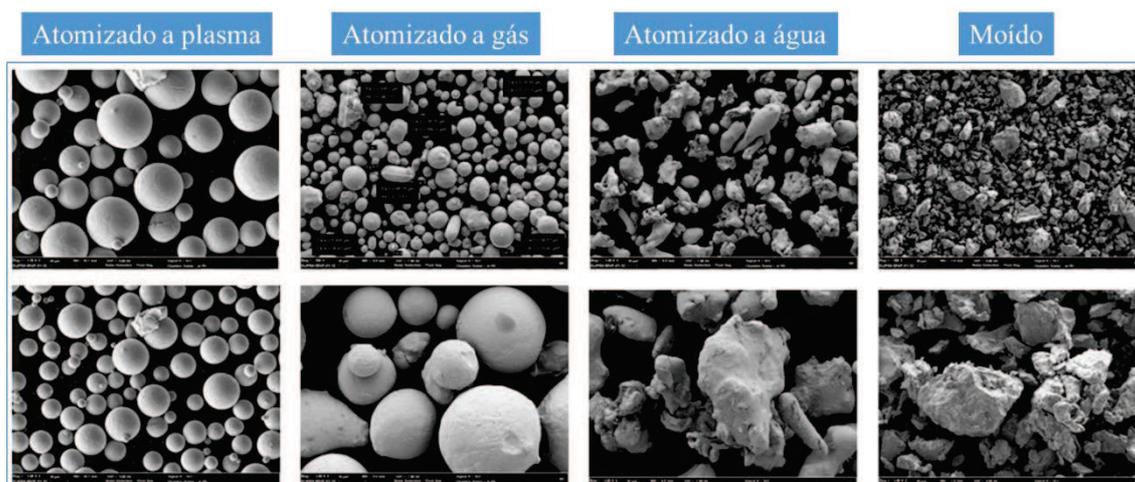
De modo a detalhar a metodologia utilizada para realização desse trabalho, cada etapa do fluxograma está apresentada de forma separada nos subcapítulos seguintes.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS

Sabe-se que o processo de deposição de metais a laser é influenciado diretamente pela morfologia das partículas, bem como pela presença de partículas satélites, principalmente no que diz respeito à diminuição da capacidade de compactação dos pós, que pode levar à formação de poros na camada depositada (DAWES; BOWERMAN, 2015). As partículas satélites podem ser definidas como partículas com tamanhos na ordem de 2 a 10 μm que se formam durante o processo de atomização e podem ou não estar conectados com as partículas maiores. Esta característica é mais comum no processo de atomização a gás e afeta a escoabilidade do pó metálico através dos sistemas de alimentação de pó. A baixa escoabilidade do material particulado pode trazer problemas no sistema de deposição, podendo causar entupimentos das mangueiras de alimentação, bem como do próprio cabeçote. Além dos problemas na alimentação e deposição do material, partículas satélites podem afetar a camada depositada, sendo responsáveis pela formação de porosidade (CHANG; ZHAO, 2013).

A Figura 27 apresenta imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV – FEG) de pós obtidos por quatro tipos diferentes técnicas de fabricação de pó metálico: atomizado a plasma; atomizado a gás; atomizado a água e moído. Nota-se que, quanto mais tecnológico for o processo de produção utilizado, melhor é a qualidade da partícula produzida, bem como maior é o seu custo de fabricação.

Figura 27: Tipos de fabricação de material particulado.



Fonte: Autor.

A análise de MEV das partículas serve para ter uma avaliação qualitativa de uma amostra, que pode ou não representar todo um lote, visto a pequena quantidade de material que é avaliada, quando comparada à quantidade total encontrada em quilos de material. Porém, quase sempre, a caracterização é representativa e serve para ter ideia das características das partículas.

Outro problema que deve ser considerado ao analisar as partículas, é quanto à presença de porosidade interna oriundas da fabricação ou até de reuso do material (TERRASSA et al., 2018). A porosidade interna de partículas tem influência direta na qualidade do cordão depositado e até na resposta da vida em fadiga em componentes fabricados por manufatura aditiva, visto que esta porosidade pode ser transmitida para a camada depositada (ZHONG et al., 2016).

Para realização desta pesquisa, foram selecionadas duas ligas da empresa Oerlinkon Metco, desenvolvidas exclusivamente para aplicação em aços utilizados na mineração, como por exemplo no aço alto manganês – Hadfield. O intuito de escolher duas ligas para a pesquisa, foi para ter uma maior abrangência de possibilidades e para compará-las entre si, estudando seus comportamentos para diferentes condições de processamento.

No processo de deposição de materiais a laser, além das variáveis de processo, há as variáveis de composição química dos materiais utilizados, visto que a composição da camada depositada depende daquelas do substrato e do pó de adição. A composição química dos pós metálicos pode ser fator determinante para os resultados das propriedades mecânicas dos componentes fabricados ou revestidos, visto que a

composição química do pó pode mudar com o tempo ou, em caso de pós reutilizados, estes estarem oxidados (COOKE; SLOTWINSKI, 2012).

As composições químicas dos pós Metco 1040 e Metco 1030 foram fornecidas pela empresa Oerlikon Metco e estão apresentadas na Tabela 4.

Tabela 4: Tabela de composição química (% em peso) fornecida pela empresa Oerlikon Metco para os pós 1040 e 1030.

| Material | Fe | C | Si | Mn | B | Mo | Ni | V | Cr | P |
|-------------------|------|-----|-----|-----|-----|------|-----|------|------|---|
| Metco 1040 | 59,0 | 2,9 | <1 | 9,0 | - | - | - | 15,3 | 12,6 | - |
| Metco 1030 | 68.0 | 2.3 | 0.6 | 1.1 | 1.7 | 15.3 | 1.7 | 9.1 | - | - |

Fonte: Adaptado do *datasheet* da empresa Oerlikon Metco.

Nota-se, pela composição química, que ambos os materiais são ligas ferrosas e possuem quantidades semelhantes de carbono e silício. De forma geral, a quantidade de carbono acima de 2% nos dois materiais é alta, o que é um indicativo de que esse material ao ser depositado apresenta propensão à formação de trincas, visto os altos níveis de energia impostos pelo processo, aliados à altas taxas de resfriamento e as consequentes tensões residuais (LI et al., 2019a; ZHU et al., 2020). Além disso, o excesso de carbono influi na formação de carbonetos durante o processo, que se precipitam e auxiliam na formação de trincas (LI et al., 2018, 2019b).

A avaliação da morfologia das partículas foi inicialmente feita por microscopia eletrônica. No entanto, esta avaliação possui, em geral, caráter qualitativo, não apresentando resultados numéricos acerca da morfologia, visto a pequena amostra de grãos analisada. Por isso, foi utilizado também uma técnica de análise dinâmica de imagem, que permitiu realizar a avaliação da morfologia dos pós, apresentando quantitativamente resultados da distribuição do tamanho de partícula em uma determinada amostra de material (SPIERINGS et al., 2016). Essa análise foi feita utilizando o equipamento Particle Insight®, da fabricante Vision Analytics, que permite a avaliação de tamanho de partícula (distribuição granulométrica), bem como a morfologia, através de parâmetros específicos como esferoidicidade e razão de aspecto⁶.

⁶ V. Analytical, "Particle Insight Brochure," p. 2012, 2012.

A Figura 28 apresenta na esquerda uma imagem do equipamento e, à direita, como o equipamento captura as imagens das partículas para análise.

Figura 28: Analisador do tamanho de partículas e morfologia.



Fonte: Autor.

O analisador mede o tamanho e a forma das partículas. É capaz de captar tamanhos de partículas entre 3 a 300 μm , com taxa de aquisição maior que 30 FPS. O método de análise utilizado pelo equipamento é o diâmetro da área equivalente, utilizado para partículas esféricas. O software do analisador gera os histogramas ponderados por área de superfície e volume.

A morfologia das partículas afeta, sobretudo, a condição de empacotamento e de condição de fluxo do material. Os processos de manufatura aditiva metálica são severamente afetados por estas condições, cujo nível de influência depende da forma de consolidação do material. Os processos de deposição direcionada de energia (L-DED), incluindo o revestimento de metais a laser, são mais influenciados pela condição dinâmica de alimentação do material, que rege o comportamento do pó metálico do sistema de alimentação (*powder feeder*) até o bocal de deposição (BOISSELIER; SANKARÉ, 2012; MILEWSKI, 2017).

A caracterização de fases cristalinas foi feita utilizando um difratômetro de raios-X. Nesta análise é possível verificar quais são as fases cristalinas da liga e ter ideia da composição química do material. Complementando este ensaio, foi feita a análise de composição química, utilizando um Espectrômetro de raios X por dispersão de energia (EDS), que fica acoplado no Microscópio Eletrônico de Varredura. Com este ensaio é possível encontrar e quantificar os elementos presentes na liga.

Os equipamentos utilizados para esta etapa de caracterização podem ser vistos no capítulo 4.5. Para deposição de metais a laser, é importante que o pó tenha o formato mais esférico possível e que a distribuição granulométrica esteja na faixa nominal entre 45 e 150 μm , devido às condições do sistema e da arquitetura do equipamento de

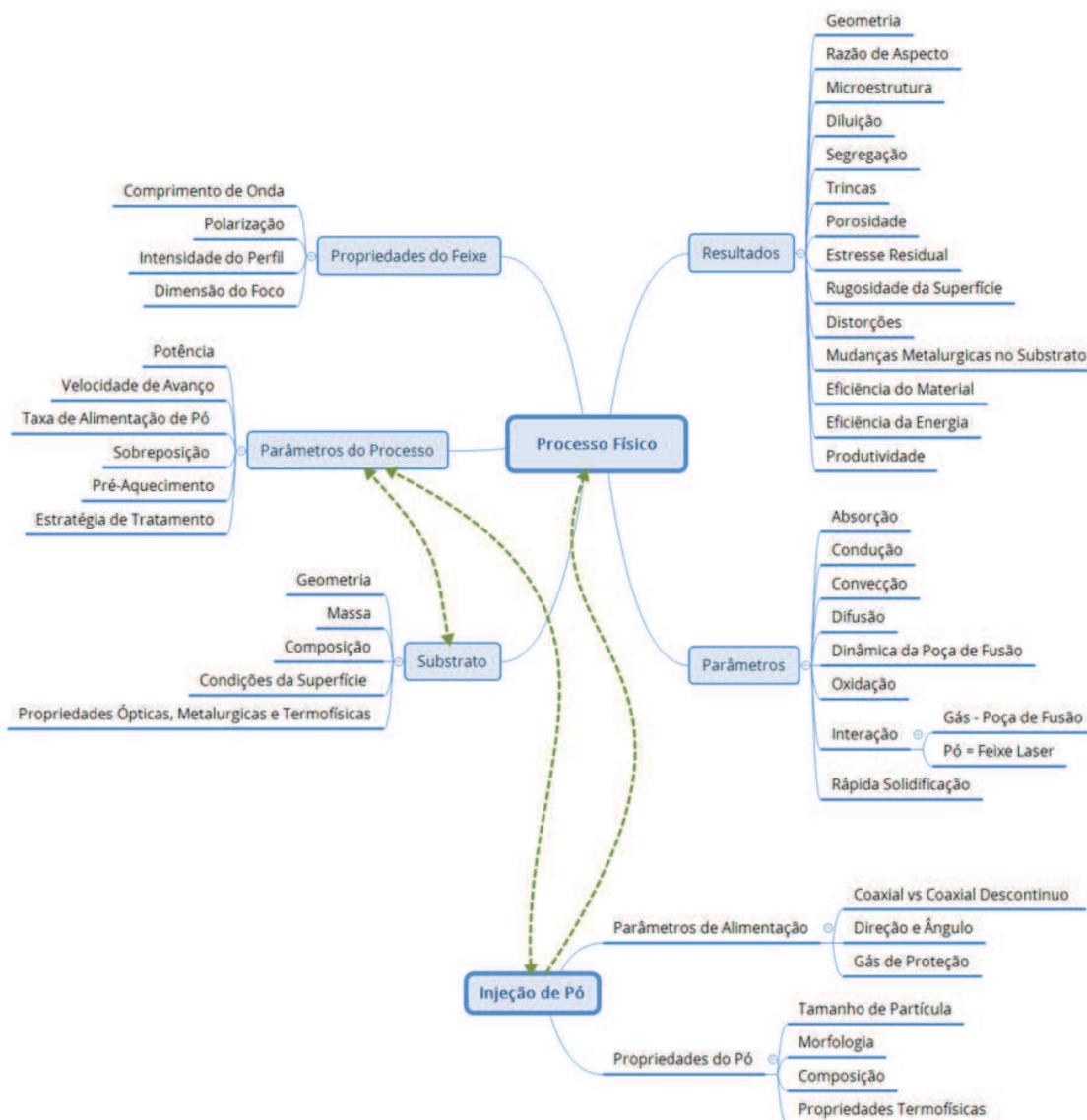
deposição de metais a laser. Tamanhos e morfologias diferentes podem acarretar no entupimento das mangueiras e bicos de injeção.

4.2 PESQUISA DE PARÂMETROS

O intuito desta etapa foi encontrar a combinação de parâmetros mais adequada para a deposição de cada material no aço Hadfield, para posteriormente usá-la na deposição no martelo de moagem. Entende-se por parâmetros adequados ou ótimos, os parâmetros de potência, velocidade de deposição e taxa de deposição de pó, que utilizados no conjunto pó-substrato, apresentem um cordão com diluição, morfologia, composição química, microdureza adequados e com níveis satisfatórios quanto à presença de descontinuidades como trincas e poros, de acordo com a escolha e critérios do autor, que podem variar para cada tipo de aplicação.

Este desenvolvimento inclui a deposição segundo uma matriz de parâmetros, que é considerada uma das atividades mais importantes do trabalho, devido à complexidade que envolve essa etapa exploratória. Entende-se que o processo de deposição de metais a laser possui muitas variáveis de processo, que influenciam diretamente na qualidade do cordão depositado. O fluxograma apresentado na Figura 29 mostra todos os parâmetros que estão envolvidos no processo *laser cladding*.

Figura 29: Principais parâmetros envolvidos no processo de *Laser cladding*.



Fonte: Adaptado (STEEN; MAZUMDER, 2010).

A relação entre parâmetros de processo e o formato, características mecânicas e metalúrgicas do cordão, estão relacionadas principalmente com a alteração da potência [W], velocidade de deposição [mm/min] e taxa de alimentação do pó [g/min]. Quando se trabalha com revestimento a laser visando aumento de propriedades mecânicas da superfície de um substrato, procura-se depositar camadas com o menor nível possível de diluição (KUSINSKI et al., 2012). Porém, segundo (JANICKI, 2016) e (TOYSERKANI; KHAJEPOUR; CORBIN, 2005), quando se trabalha com a deposição e caracterização de cordões únicos, procura-se parâmetros que formem um cordão com aproximadamente 30% de diluição, visto que quando há a sobreposição de cordões, a área total de diluição

diminui, ficando próxima de 5%. O motivo de buscar baixas diluições para revestimentos é devido à contaminação da camada depositada. Quanto maior a diluição do substrato, maior a mistura dos materiais líquidos, via efeito Marangoni e difusão de material para a camada, alterando a composição química e, conseqüentemente, as propriedades da camada (DRAPER; POATE, 1985).

Após a seleção dos dois materiais – Metco 1040 e Metco 1030 – as deposições realizadas com o objetivo de determinar os melhores parâmetros foram feitas em ocasiões distintas. O Metco 1040 foi depositado com os parâmetros apresentados na Tabela 5. Após a deposição, os cordões foram caracterizados e analisados visualmente, verificando-se que alguns parâmetros de potência escolhidos não apresentaram bons resultados. Na potência de 1000 W, foi possível verificar deslocamento de alguns cordões, enquanto com potência de 4000 W houve um superaquecimento da chapa, além de diluições muito altas. Logo, decidiu-se por otimizar os parâmetros de potência para o segundo material, variando a potência do laser de 1500 até 3000 W, em intervalos de 500 W. Como o intuito da pesquisa é extrapolar os resultados e entender o comportamento da curva, não foi necessário repetir o primeiro lote de experimentos. A Tabela 6 apresenta os parâmetros utilizados para depositar o Metco 1030.

Tabela 5: Planejamento experimental com parâmetros de deposição do Metco 1040.

| Potência [W] | Velocidade de deslocamento da mesa [mm/min] | | | | Taxa de alimentação de pó [g/min] | | |
|-----------------|--|-----|------|------|-----------------------------------|----|----|
| | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 1000 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 2000 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 3000 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 4000 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |

Fonte: Autor.

Tabela 6: Planejamento experimental com parâmetro de deposição do Metco 1030.

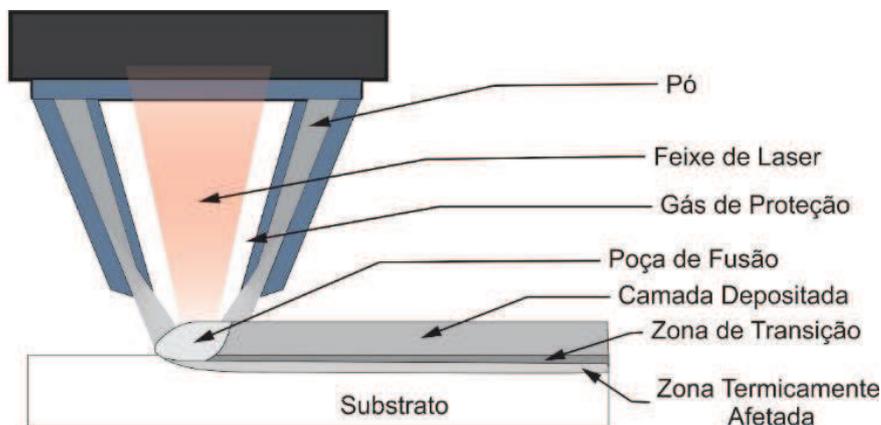
| Potência [W] | Velocidade de deslocamento da mesa [mm/min] | | | | Taxa de alimentação de pó [g/min] | | |
|-----------------|--|-----|------|------|-----------------------------------|----|----|
| | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 1500 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 2000 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 2500 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |
| 3000 | 500 | 750 | 1000 | 1250 | 20 | 30 | 40 |

Fonte: Autor.

Como o objetivo principal desse trabalho é tratar martelos de moagem de aço Hadfield, fabricados pelo processo de fundição, foi utilizado o mesmo tipo de material como substrato para os testes de deposição dos cordões e com espessura de cerca de uma polegada. A composição química deste aço segue a classe C, da Tabela 2. Como a rugosidade superficial da amostra fundida é alta (0,25 – 0,5 mm), logo, foi necessário usinar as superfícies, para deixá-las planas e em melhores condições para deposição. O intuito foi de padronizar as superfícies e diminuir as variáveis que podem influenciar na pesquisa. Após a usinagem, a superfície foi jateada com granalhas de aço, para deixá-la fosca, melhorando a absorção da radiação do laser durante o processo.

Os cordões foram depositados em sequência crescente de potência, velocidade de deslocamento e taxa de deposição de pó. Entre a deposição de um cordão e outro, foi dado um espaçamento de 5 mm e foi esperado tempo suficiente para esfriar a chapa a ponto de ser possível encostar a mão e mantê-la. Neste ponto, não foi necessário utilizar nenhum equipamento de medição de temperatura. Os cordões foram depositados com 50 mm de comprimento conforme o modelo da Figura 30.

Figura 30: Esquema da deposição do cordão



Fonte: Autor.

Logo após as deposições, os cordões foram caracterizados de duas formas:

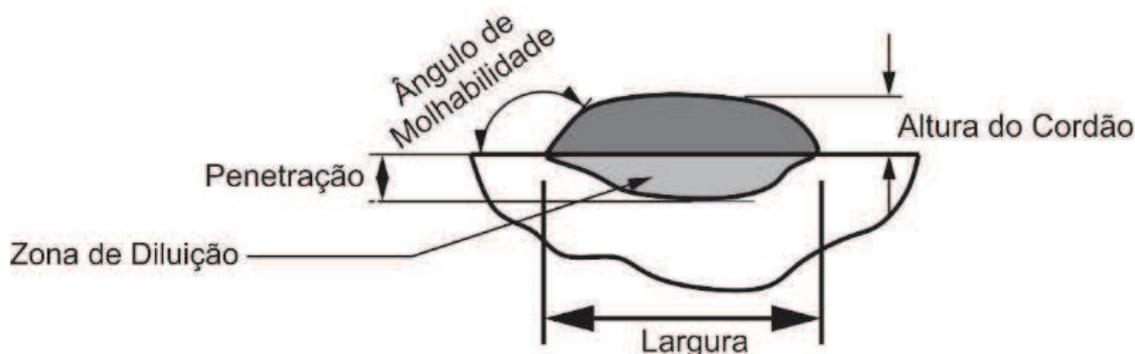
- Inspeção visual – A primeira análise é a visual, onde é possível identificar os parâmetros que resultaram em poros, descontinuidades, deslocamentos ou heterogeneidade de deposição;
- Análise de trincas – Foi utilizado ensaio de líquido penetrante para verificar quais parâmetros geraram trincas.

O ensaio de líquido penetrante seguiu as normas ASME Seção *V-Non-destructive Examination* – 2013; ASME Seção VIII-*Pressure Vessels-Division I*; ASME B31.3; Petrobras N-1596; Petrobras N-2370. O procedimento experimental consistiu em limpar bem a área a ser analisada, com solventes ou água, retirando todas as impurezas como graxas, óleos ou sujeira da superfície. Posteriormente, foi aplicado o líquido penetrante, em formato de *Spray* nos cordões a serem analisados. Foi deixado o líquido na superfície entre 10 e 60 minutos. Logo após, foi removido o excesso de líquido penetrante, com água, solvente, panos e escova. O tempo máximo de lavagem, segundo a norma é de 120 segundos. Depois da secagem da superfície, aplicou-se o *spray* revelador sobre toda a superfície e a análise do resultado foi feita logo após a secagem do revelador.

Todos os cordões depositados foram cortados ao meio, com auxílio da eletroerosão a fio (EDM) e as amostras retiradas foram preparadas para análise da seção transversal. A preparação das amostras foi feita da forma convencional, com o embutimento das amostras em baquelite, seguido da preparação metalográfica, utilizando lixas de 80 até 1200 *mesh* e polidas em pasta de diamante de 3 μm . Ao final do processo de polimento, as amostras foram atacadas com reagente Nital 5%, para revelar a microestrutura. O intuito desta preparação é o de ter uma região plana para caracterização microestrutural e morfológica do cordão e também para medir o perfil de microdureza.

A caracterização da seção transversal dos cordões é extremamente importante, visto que a resistência ao desgaste é dependente da diluição e da microestrutura obtidas no processo de deposição. Logo, para caracterizar o cordão depositado, a seção transversal foi avaliada quanto à diluição, morfologia dos cordões (altura, largura e área), microdureza, microestrutura, fases constituintes, composição química e presença de inclusões. A Figura 31 ilustra a vista da seção transversal do cordão depositado.

Figura 31: Esquema da seção transversal do cordão.



Fonte: Autor.

A definição das propriedades e a forma quantitativa de obtê-las são vistas a seguir.

- Diluição: representa o quanto do substrato foi fundido e passa a formar parte do revestimento depositado. A função da medição da zona de diluição (ZD) é realizada através da **Equação 4**. A área inferior é dada pela região fundida abaixo da superfície do substrato e a área total é determinada pela soma das áreas inferior e superior. Vale ressaltar que este cálculo da diluição leva em conta apenas aspectos geométricos e não características químicas.

$$ZD = \frac{A_{inferior}}{A_{total}} \cdot 100\% \quad \text{Equação 4}$$

- Altura do cordão: é dada pela medição do substrato até o topo do cordão, sem considerar a penetração. Deve-se traçar uma reta contínua no substrato, cortando o centro do cordão, dividindo a zona de penetração da área do reforço, acima do substrato. A área acima do substrato representa o material adicionado e sua altura é a medida de interesse.

- Largura do cordão: é definida como a distância entre os pontos extremos da seção transversal do cordão (pés do cordão), medidos na região mais próxima ao substrato, na parte superior. O parâmetro chamado de *fator de forma* pode ser calculado como a razão entre a largura e a altura do cordão.

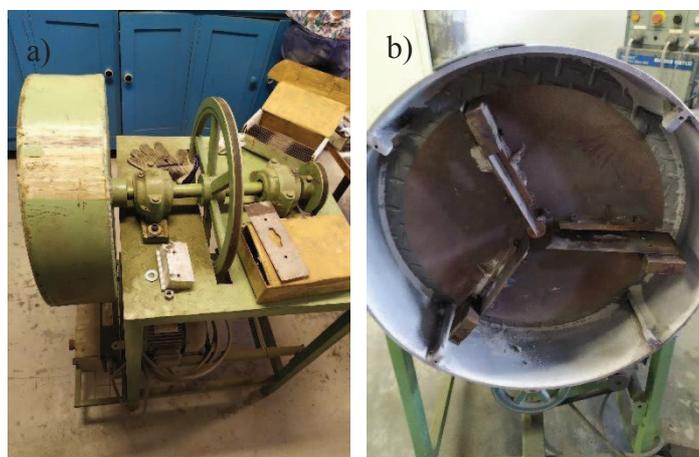
A caracterização de microdureza foi feita também na seção transversal, partindo da região superior do cordão depositado em direção ao substrato. As medidas foram realizadas em todos os cordões dos dois materiais. A carga utilizada no ensaio de microdureza foi de 500 gf e respeitando a distância entre indentações de 2,5 vezes a diagonal do cordão, segundo a norma ASTM E384. O equipamento utilizado pode ser visto no capítulo 4.5.

A caracterização microestrutural foi realizada em um Microscópio Eletrônico de Varredura, visando qualificar a variação da microestrutura em relação aos parâmetros utilizados, com o objetivo de avaliar a influência da densidade de energia sobre as características das deposições. As características do microscópio utilizado encontram-se no capítulo 4.5.

4.3 ENSAIO TRIBOLÓGICO

Inicialmente, optou-se por fazer um ensaio de desgaste que simulasse as condições de impacto-abrasão vistas no item 3.4. Dentre os ensaios, foi escolhido o de tamboreamento, justamente por conseguir simular no mesmo ensaio as condições de impacto e abrasão agindo sobre as amostras. Tal ensaio foi baseado nas pesquisas de (ALLEBERT; JUNGEDAL; WAARA, 2015; KOSTRYZHEV et al., 2020). Este ensaio foi realizado no Laboratório de Aspersão Térmica – LabAT, da Universidade Federal do Paraná – UFPR. O equipamento utilizado pode ser visto na Figura 32.

Figura 32: Equipamento para tamboreamento do LabAT, da UFPR. (a) equipamento, (b) detalhe interno, (c) detalhe da amostra e (d) calcário utilizado.





Fonte: Autor.

Na Figura 32(a) é possível observar o equipamento. A Figura 32(b) apresenta a câmara de ensaio, onde nota-se um suporte com três pás, em cujas pontas são fixadas as amostras. Em (c) nota-se o detalhe do corpo de prova em uma placa metálica e consiste em uma amostra de aço Hadfield revestida com uma camada dos materiais estudados no trabalho. A Figura 32 (d) apresenta as pedras usadas como contracorpo para esse ensaio.

As pedras possuíam tamanho de 5 a 15 mm e foram colocadas dentro da câmara, junto com as amostras já fixadas nos suportes e então, o sistema foi fechado. Quando a máquina é ligada, as pás com as amostras fixas giram em sentido horário, enquanto a estrutura da carcaça gira em sentido anti-horário, fazendo com que as pedras colidam em alta velocidade nas amostras, reproduzindo os efeitos do impacto e abrasão.

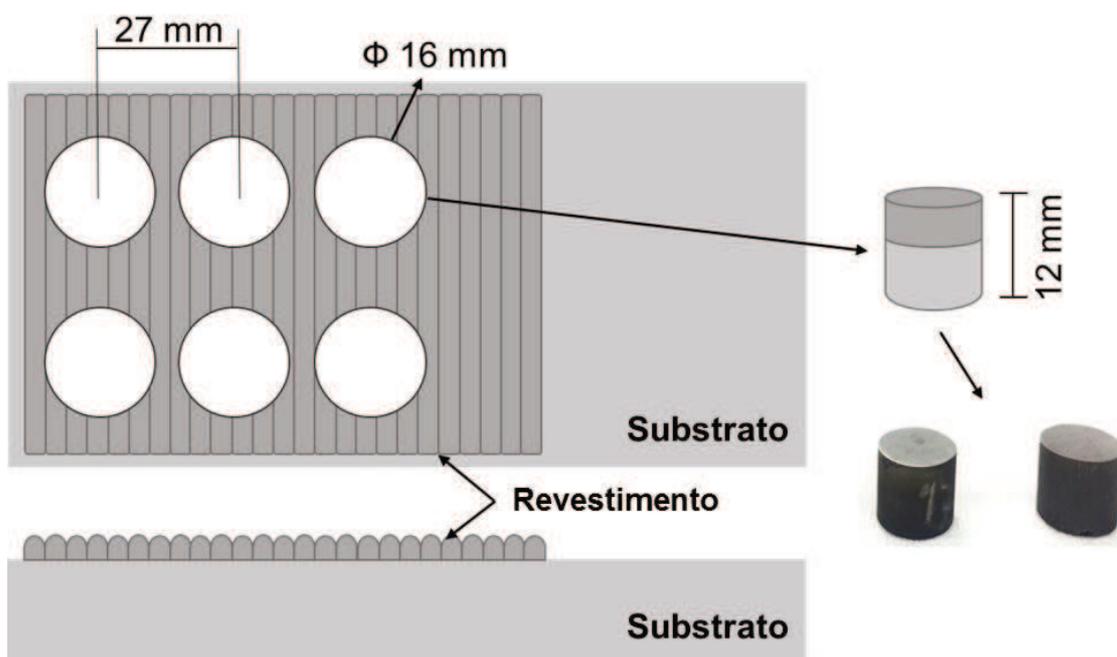
O intuito deste ensaio seria testar três amostras para cada um dos três parâmetros diferentes nos dois materiais estudados e comparar os resultados com os corpos de prova de aço Hadfield sem revestimento. Entretanto, devido à elevada resistência ao desgaste das amostras, o ensaio mostrou-se inviável. Ao iniciar o teste, notou-se que em cerca de dois minutos, todas as pedras já haviam sido completamente destruídas, virando pó, sem causar nenhum tipo de dano na superfície das amostras. Tentou-se realizar o ensaio com outro tipo de rocha, mais dura, com o intuito de aumentar o desgaste das amostras, porém o equipamento não respondeu de forma adequada, pois as pedras se alojavam entre a carcaça externa e a roda interna, travando a rotação do equipamento. Assim sendo, não foi possível dar continuidade a esse experimento.

Portanto, para continuar a avaliar a eficiência dos revestimentos quanto à performance tribológica, foi escolhido fazer os testes utilizando o ensaio de pino-sobre-lixia, conforme visto no capítulo 4.3 deste trabalho. Esse teste também é largamente utilizado na indústria de mineração como forma de avaliar os materiais usados no

processo de cominuição de minérios, pois simulam processos de desgaste abrasivos. Portanto, com a finalidade de comparar a resistência ao desgaste entre os dois materiais escolhidos para revestir os martelos, bem como o próprio substrato de aço Hadfield, esta pesquisa se baseou nos trabalhos de (HAWK; WILSON; TYLCZAK, 1999; KOSTRYZHEV et al., 2020; TYLCZAK; HAWK; WILSON, 1999; XU; VOSE; STJOHN, 1993) para realizar os ensaios de pino-sobre-lixia.

Antes de realizar as deposições via laser e preparação dos pinos para o ensaio, a placa de aço Hadfield foi jateada com granalha de aço, para aumentar a absorção dos comprimentos de onda do feixe de laser. As deposições foram feitas em áreas com linhas sobrepostas (30% de sobreposição), com 80 mm de comprimento e duas camadas sobrepostas, para aumentar a altura. Após a deposição do revestimento, a amostra foi cortada por eletroerosão a fio, para confeccionar os pinos. Na Figura 33 é possível verificar as dimensões do substrato revestido.

Figura 33: Dimensões das áreas depositadas para retirada dos pinos (dimensões em mm)



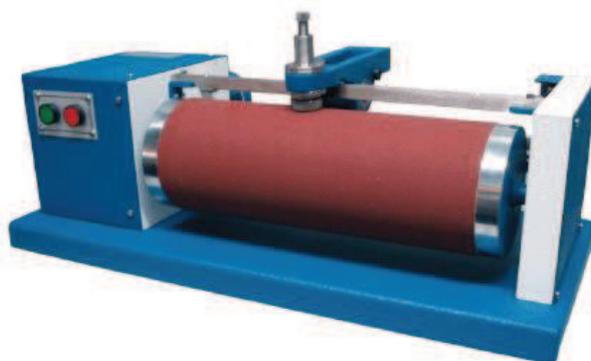
Fonte: Autor.

Para comparar a resistência ao desgaste entre os pinos revestidos, foram fabricados três pinos sem deposição, apenas com o substrato Hadfield.

Foram realizados teste de abrasão pino-sobre-lixia em 14 diferentes parâmetros (3 ensaios por amostra), sendo 6 para o pó Metco 1040 e 8 para o Metco 1030, nas

seguintes dimensões: diâmetro do pino é $16,0 \pm 0,2$ mm e comprimento de 8 a 12 mm. Os testes foram efetuados com o auxílio do abrasímetro da marca Maq Test, mostrado na Figura 34.

Figura 34: Abrasímetro Maq Test.



Fonte: Autor.

A relação de amostras e corpos de provas em função dos parâmetros de deposição, assim como o material depositado estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7: Identificação das amostras para o ensaio de pino-sobre-lixã.

| Amostra | Parâmetros | | | Material |
|-----------|--------------|---------------------|---------------------|--------------------|
| | Potência (W) | Velocidade (mm/min) | Alimentação (g/min) | |
| A1 | 2000 | 750 | 20 | Metco 1040 |
| A2 | 2000 | 750 | 30 | Metco 1040 |
| A3 | 3000 | 750 | 20 | Metco 1040 |
| A4 | 3000 | 750 | 30 | Metco 1040 |
| A5 | 4000 | 750 | 20 | Metco 1040 |
| A6 | 4000 | 750 | 30 | Metco 1040 |
| B1 | 1500 | 500 | 40 | Metco 1030 |
| B2 | 1500 | 1000 | 40 | Metco 1030 |
| B3 | 2000 | 500 | 40 | Metco 1030 |
| B4 | 2000 | 1000 | 40 | Metco 1030 |
| B5 | 2500 | 500 | 40 | Metco 1030 |
| B6 | 2500 | 1000 | 40 | Metco 1030 |
| B7 | 3000 | 500 | 40 | Metco 1030 |
| B8 | 3000 | 1000 | 40 | Metco 1030 |
| Substrato | - | - | - | Substrato-Hadfield |

Fonte: Autor.

Os corpos de prova foram inicialmente limpos em máquina de ultrassom, em de duas etapas: primeiro com banho de acetona por dez minutos e depois com álcool etílico por dez minutos. Após os banhos, as massas dos CPs foram mensuradas com a balança Shimadzu modelo AUW 220D com resolução de 0,001 g e capacidade máxima de 220 g (Figura 35).

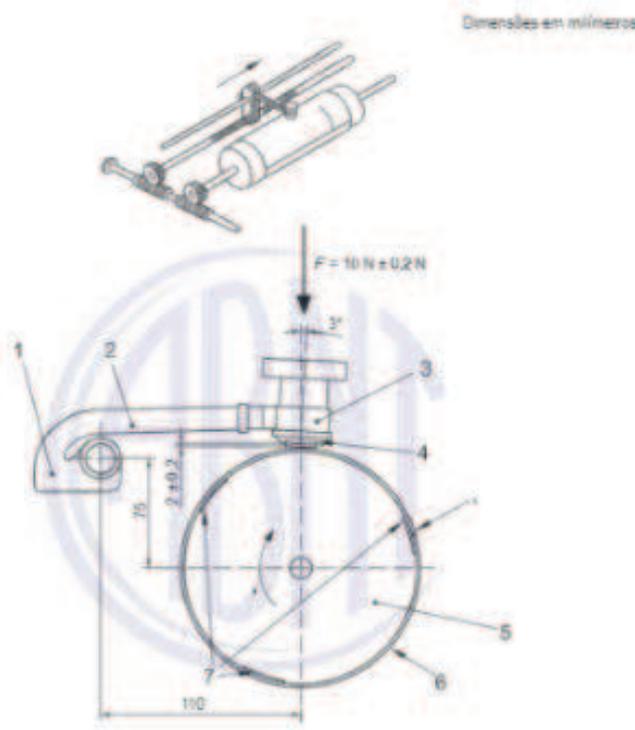
Figura 35: balança Shimadzu modelo AUW 220D.



Fonte: Autor.

O ensaio pino-sobre-lixo foi realizado com carga de $10 \pm 0,2$ N e duração de 3 minutos e 30 segundos por corpo de prova. O deslocamento lateral foi de 600 mm e a velocidade angular de 40 ± 1 rpm. O pino foi pressionado sobre a lixa perpendicularmente, conforme apresentado no esquema da Figura 36. A temperatura durante o ensaio foi de 24°C.

Figura 36: Vista em perspectiva e esquema de perfil de um abrasímetro (Fonte: ABNT 4649).



Fonte: ABNT 4649.

As lixas abrasivas usadas como contra corpo foram da marca VSM modelo KK751x, com dimensões de 200 mm de largura por 474 mm de comprimento, compostas por grãos de óxido de alumínio com diâmetro médio de 60 micrometros.

Depois da realização dos ensaios tribológicos, os corpos de prova foram novamente limpos no ultrassom composto em duas etapas: banho de acetona por dez minutos e álcool etílico por dez minutos e em seguida suas massas foram mensuradas com a balança Shimadzu.

As trilhas de desgaste foram avaliadas por meio da técnica de microscopia óptica com o auxílio do estereoscópio da marca Zeiss. Foram efetuadas imagens dos corpos de prova antes e depois do ensaio de abrasão e a largura da trilha de desgaste foi mensurada em no mínimo 6 pontos, para calcular o valor médio. Os parâmetros de aquisição das imagens estão dispostos na Tabela 8.

Tabela 8: Dados de aquisição de imagem.

| | Amostras | Lixas |
|----------------|----------|-------|
| Lente objetiva | 10x | 25x |
| Lente ótica | 1x | 1x |

| | | |
|--------------------------|------------------|------------------|
| Formato da imagem | 24 bit RGB color | 25 bit RGB color |
| Tamanho da imagem | 2560x1920 | 640x480 |
| Escala da imagem | 0,88 p/ μ m | 14,2 p/ μ m |

A avaliação da trilha de desgaste dos revestimentos foi realizada por meio da técnica de microscopia Confocal com o auxílio do equipamento Olympus LEXT OLS4100, Figura 37.

Figura 37: Microscópio confocal Olympus LEXT OLS4100.



Fonte: Autor.

Após a análise dos resultados de perda de massa e largura da trilha de desgaste foram selecionadas 7 amostras para avaliar a trilha de desgaste em escala microscópica. Sobre as amostras selecionadas foram efetuadas duas varreduras, a primeira a fim de se abranger toda a região de desgaste e a segunda, com maior magnificação, dentro da região desgastada. Para aquisições das imagens foram efetuadas varreduras no modo ultrarrápidas. A Tabela 9 e a Tabela 10 apresentam os parâmetros usados na varredura de maior e menor abrangência respectivamente.

Tabela 9: Parâmetros utilizados na aquisição de imagem no microscópio Confocal.

| Magnificação | | Imagem | | Laser | |
|-----------------------|------|--------------------------|-----------------------------|-------------|-------|
| Lente objetiva | 10x | Modo de digitalização | XYZ Ultra fast scan + color | Resolução | 1024p |
| Zoom ótico | 1x | Tamanho da imagem | 5141x1233 | Intensidade | 100% |
| Magnificação | 216x | Foco inferior (μ m) | -2906,792 | Brilho | 46 |
| | | Foco superior (μ m) | -2407,395 | | |

| | | | | | |
|--|--|-----------|----------|--|--|
| | | Stitching | 13x3(39) | | |
|--|--|-----------|----------|--|--|

Tabela 10: Parâmetros utilizados na aquisição de imagem no microscópio confocal nas análises dentro da trilha de desgaste.

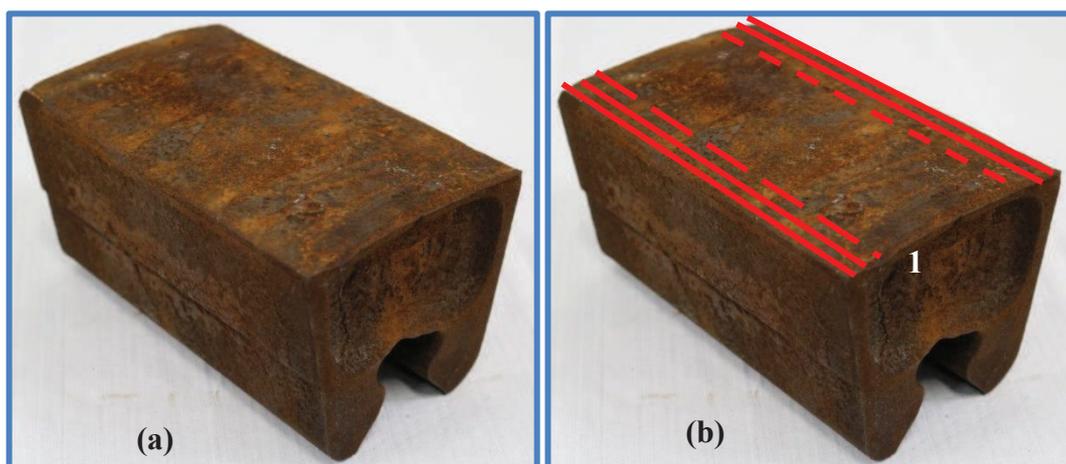
| Magnificação | | Imagem | | Laser | |
|-----------------------|-------|---------------------------------|-----------------------------|-------------|-------|
| Lente objetiva | 50x | Modo de digitalização | XYZ Ultra fast scan + color | Resolução | 1024p |
| Zoom ótico | 1x | Tamanho da imagem | 1024x1024 | Intensidade | 100% |
| Magnificação | 1072x | Foco inferior (μm) | 1350,312 | Brilho | 44 |
| | | Foco superior (μm) | 1327,312 | | |
| | | Stitching | 1 | | |

Na determinação do volume de desgaste foi usada a ferramenta de cálculo de volume do software Olympus LEXT OLS4100.

4.4 REVESTIMENTOS DOS MARTELOS

Para esta atividade, as duas ligas estudadas neste trabalho foram utilizadas para revestir os martelos de moagem de calcário. Foram utilizados dois parâmetros diferentes para cada pó depositado. O martelo de moagem de calcário, de aço alto manganês, com dimensões de 250 x 150 x 100 mm e cerca de 14 kg, foi utilizado para testar a performance tribológica do revestimento. A Figura 38 apresenta em (a) o martelo como recebido e em (b) como foi a estratégia de deposição; a estratégia da ordem de deposição dos cordões foi pensada de modo a depositar as linhas sempre o mais distante uma das outras, para diminuir o gradiente térmico do processo. No caso, foi depositado a linha 1, num extremo, posteriormente a linha 2 no outro extremo, em seguida 3 e 4 em lados alternados, e assim sucessivamente.

Figura 38: Martelo de moagem de aço Hadfield utilizado para revestimento.



2

Fonte: Autor.

O revestimento foi depositado na parte superior e nas laterais do martelo, utilizando o cabeçote de *laser cladding* com 5 mm de diâmetro focal, com sobreposição de linhas de 30%, de forma a cobrir toda a área.

Os parâmetros utilizados para depositar os martelos foram os que apresentaram as melhores características avaliadas nesta etapa inicial, sendo eles apresentados na Tabela 11:

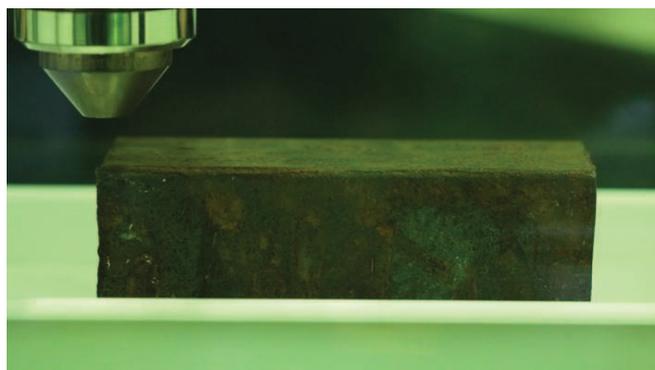
Tabela 11: Parâmetros utilizados para revestir os martelos.

| Martelo | Potência [W] | Velocidade de varredura [mm/min] | Taxa de alimentação [g/min] | Pó depositado |
|---------|--------------|----------------------------------|-----------------------------|---------------|
| A1 | 3000 | 1000 | 30,00 | Metco 1040 |
| A2 | 2000 | 1000 | 40,00 | Metco 1030 |
| A3 | 3000 | 500 | 30,00 | Metco 1040 |
| A4 | 2000 | 500 | 40,00 | Metco 1030 |

Fonte: Autor.

Na Figura 39 é possível verificar o posicionamento do martelo para o início do processo de deposição.

Figura 39: Preparação para deposição da parte superior do martelo de moagem.

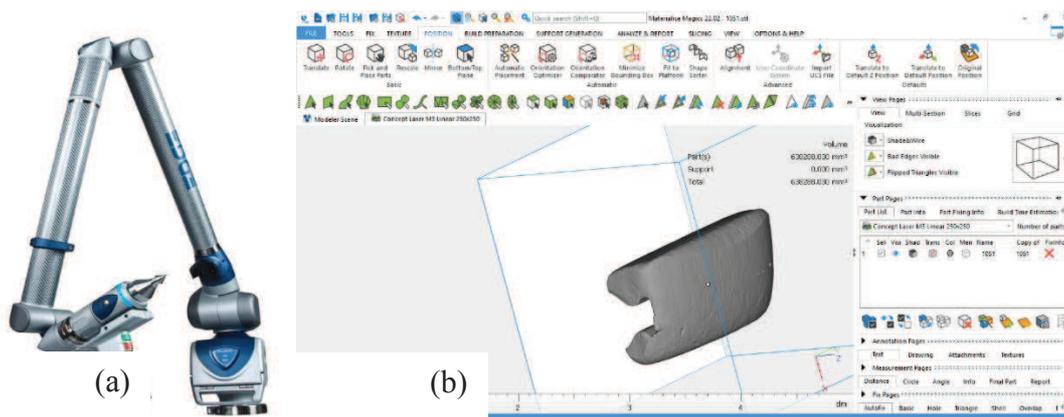


Fonte: Autor.

Com objetivo de mensurar o desgaste efetivo dos martelos após os testes em ambiente relevante, os mesmos foram caracterizados quanto à perda de massa e volume. Para a medição da massa, foi utilizado uma balança digital, realizando a medição dos martelos sem revestimento e com seus devidos revestimentos, antes e após o teste em campo.

Para a medição dos volumes dos martelos, foi utilizado o braço de medição da FARO para escanear o componente e, através do software *Magics*, trabalhar a nuvem de pontos e conseguir medir o volume total da peça. Na Figura 40 é possível verificar a imagem do braço FARO utilizado e da captura de tela do programa *Magics*.

Figura 40: (a) Braço de medição 3D FARO; (b) Captura da tela do programa *Magics*.



Fonte: Autor.

Com o tratamento da nuvem de pontos é possível fazer a medição antes e após o teste em ambiente relevante e fazer a diferença de volume, dando o resultado de volume perdido.

Visando avaliar os revestimentos depositados nos martelos de moagem do aço Hadfield, os mesmos foram aplicados em um moinho de martelos da empresa Calwer, em Botuverá-SC. O moinho de martelo, Figura 6, consiste basicamente em um rotor montado dentro de um alojamento que, por meio de movimento giratório, tritura as rochas minerais até partículas de pequeno diâmetro. A montagem deste equipamento inclui um eixo com dois ou mais rotores, com cada um possuindo quatro ou oito pinos em que são afixados os martelos. O tamanho e a forma do martelo variam de acordo com o modelo do moinho usado.

O moinho utilizado é composto por oito martelos, sendo disposto em duas fileiras de quatro martelos. Para realizar a comparação dos martelos revestidos, quatro martelos sem revestimentos foram utilizados para formar os pares. Para facilitar a comparação entre os martelos, foram nomeados com a letra A os martelos revestidos e com a letra B os não revestidos. A comparação entre eles será da seguinte forma: o A1 será comparado com o B1, o A2 será comparado com o B2, o A3 será comparado com o B3 e o A4 será comparado com o B4. A relação entre os martelos pode ser vista na Figura 41.

Figura 41: Formação dos martelos no moinho.



Fonte: Autor.

No teste foi utilizado o mesmo tipo de calcário processado no dia-a-dia pela empresa e durou cerca de 12 horas, sendo que após 6 horas de ensaio, os martelos foram invertidos para promover o desgaste nos dois lados pelo mesmo período.

Após os ensaios no moinho, os martelos foram limpos e digitalizados seguindo os mesmos critérios já abordados. Com o resultado dos martelos desgastados foi possível quantificar o volume perdido e comparar com os martelos sem o revestimento.

Após o ensaio em ambiente industrial, os martelos foram caracterizados e comparados entre eles quanto a perda de massa, utilizando uma balança convencional, perda de volume, através da digitalização, além da avaliação do tipo de desgaste que incidiu nos martelos durante o processo.

Por fim, uma pequena amostra foi seccionada do martelo, para avaliar na seção transversal as alterações da microestrutura e caracterizar quanto à alteração de fases cristalinas depois do processo de cominuição. O intuito é corroborar, através de análises, a transformação de fase que ocorre no aço Hadfield após a deformação. Para isso, foi utilizada a técnica de Difração de Raios-X.

4.5 EQUIPAMENTOS

Equipamento de deposição a laser

O equipamento laser utilizado para deposição de pós encontra-se no Instituto SENAI de Inovação em Processamento a Laser de Joinville. Este equipamento foi adquirido em 2017, da empresa americana PRECO, responsável pela integração dos componentes, treinamento e instalação da máquina nas dependências do Instituto.

A máquina possui um cabeçote para deposição de metais a laser, modelo do Fraunhofer ILT, montado em um sistema CNC de 5 eixos, com programação em código G. A Tabela 12 mostra as características técnicas da máquina, do alimentador de pó e do laser.

Tabela 12: Características técnicas da máquina.

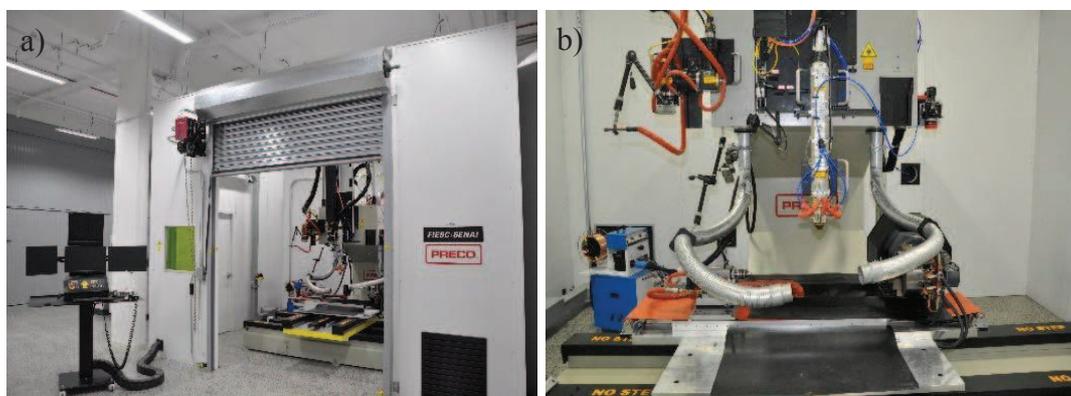
| Características técnicas da máquina | |
|--|--------------|
| Potência do laser [kW] | 6 |
| Volume máximo de construção [mm ³] | 1200x400x800 |
| Número de eixos para controle de movimento | 5 |
| Velocidade de movimentação [m/min] | Máx. 20 |
| Diâmetro focal do feixe [mm] | 5 |
| Distância focal [mm] | 15 |
| Espessura máxima da camada [mm] | 1,0 |

| | |
|---|--------|
| Rugosidades (Ra) típicas [μm] | 25-100 |
| Velocidade de produção [cm^3/h] | 5-50 |
| Número de Alimentadores de pós | 2 |

Fonte: Autor.

A Figura 42 apresenta a imagem da parte externa do equipamento e da área de trabalho. Nota-se que o equipamento possui uma mesa de trabalho para movimentação em x e y, o cabeçote com movimento em z e um eixo para movimentação rotativa e em *tilt*.

Figura 42: Máquina PRECO SL800. (a) Vista externa da máquina e (b) detalhe da área de processamento.



Fonte: Autor.

O laser utilizado para o cabeçote de *cladding* é de diodo, da marca Laserline modelo LDF 6000-60 (Figura 43).

Figura 43: Laserline LDF 6000-60.



Fonte: Autor.

Microscopia Eletrônica De Varredura (MEV-FEG)

Foi utilizado um equipamento MEV-FEG do fabricante Zeiss, modelo SUPRA 55 VP. Este sistema permite o aumento de imagens em magnitudes de até 1 milhão de vezes. O recurso de avaliação por meio de elétrons secundários, devido à maior profundidade de foco, possibilita uma melhor avaliação topográfica de superfícies. Além disso, a utilização do recurso de feixe retroespalhado permite uma avaliação qualitativa quanto à presença de inclusões ou de fases muito distintas, com base na diferença observada no contraste da imagem, que está relacionada ao peso atômico dos átomos presentes na amostra, o que pode ser empregado para a avaliação da seção transversal da amostra como também para caracterização das amostras. Este sistema possui um detector EDS Bruker X/Flash 6/60, que foi utilizado para avaliação da composição química dos pós e do aço Hadfield. A Figura 44 apresenta uma imagem do equipamento em operação.

Figura 44: MEV-FEG Zeiss SUPRA 55VP – Detectores Bruker EDS e EBSD .

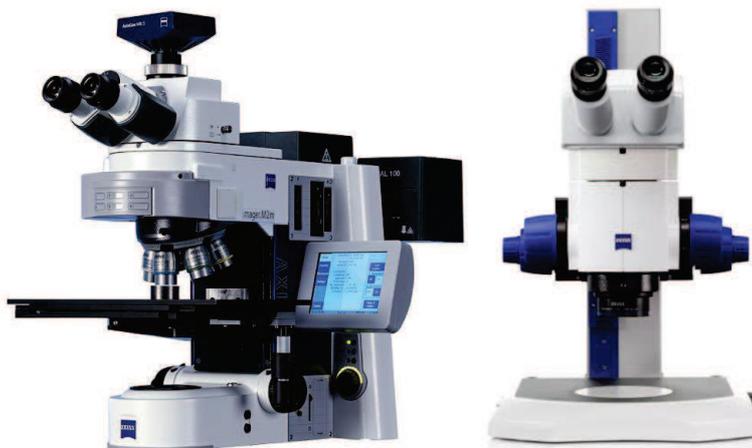


Fonte: Autor.

Microscopia e Estereoscopia Óptica

Algumas características dos depósitos não necessitam de grandes ampliações para serem avaliadas, como, por exemplo, os vazios, os poros, a geometria dos cordões, a diluição, as dimensões e microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) etc. Para estas análises, foram empregados o microscópio óptico Zeiss modelo Axio Imager 2 e o estereoscópio Zeiss modelo Discovery V8, com capacidade de aumento de 1000 e 100 vezes, respectivamente. A Figura 45 ilustra estes dois equipamentos (microscópio óptico (a) estereoscópio (b)).

Figura 45: Microscópio Óptico Zeiss Axio Imager 2 (a) e Estereoscópio Zeiss Discovery V8 (b).



Fonte: Autor.

Difratometria de Raios X

Outra caracterização importante nesta pesquisa é a determinação das fases cristalinas presentes no material. Para isso, foi utilizado um equipamento de Difração de Raios-X da empresa Empréam equipado com um tubo de cromo ($\text{Cr K}\alpha$ de $\lambda = 1,541874 \text{ \AA}$) empregando uma voltagem de 45 kV e corrente de 40 mA, com escaneamento contínuo de 60 a 160°, com 1°/min.. Esta caracterização foi realizada nos pós, no substrato e na camada depositada. A imagem do equipamento utilizado pode ser vista na Figura 46.

Figura 46: Difratorômetro de Raios X Empréam.



Fonte: Autor.

Microdureza

Para as caracterizações mecânicas, foi utilizado um microdurômetro Wilson Instruments 402MVD para medir o perfil de dureza ao longo do revestimento. O equipamento utilizado faz parte da infraestrutura do SENAI, que é creditada pelo INMETRO, o que garante a qualidade dos resultados do equipamento. Este ensaio é importante para avaliar a influência dos parâmetros nas propriedades do material. Sabe-se que o aumento da densidade de energia pode influir na dissolução dos carbonetos e na difusão de elementos do substrato para a camada, promovendo alterações significativas na composição química e microestrutura e, como resultado, variações de dureza. Logo, é importante fazer a conexão entre os parâmetros utilizados e as durezas para cada parâmetro utilizado. A imagem do equipamento pode ser vista na Figura 47.

Figura 47: Microdurômetro Wilson Instruments 402MVD.



Fonte: Autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados todos os resultados e discussões inerentes à pesquisa desenvolvida, relacionando as quatro principais atividades listadas no organograma da Figura 26, que tem como objetivo principal desenvolver o revestimento a laser em martelos moedores e aplicá-los em ambiente industrial.

5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS

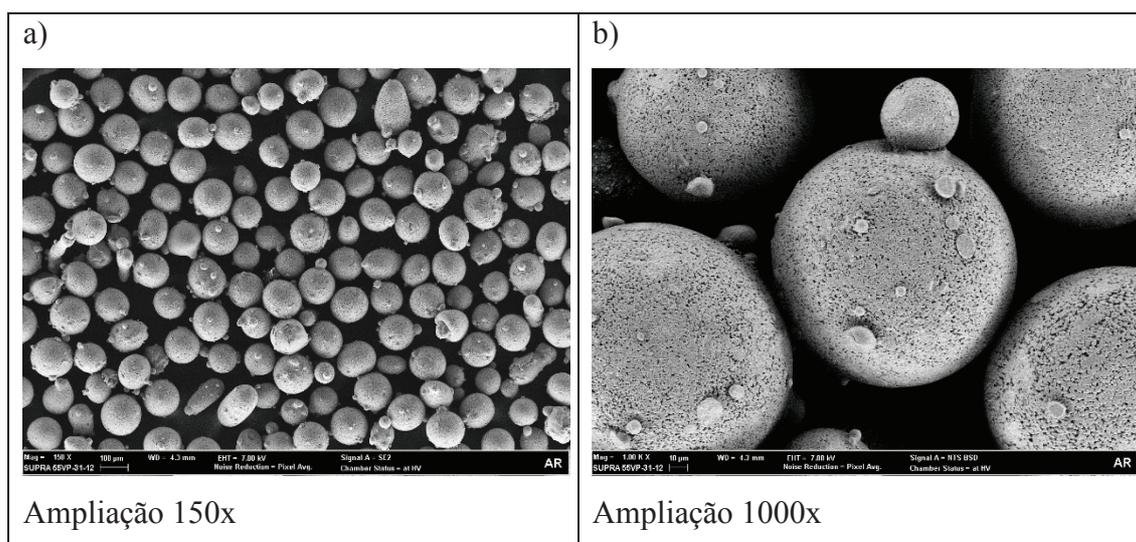
Os resultados de caracterização dos pós serão apresentados nos subcapítulos seguintes, divididos conforme explicitado na metodologia.

5.1.1 Morfologia

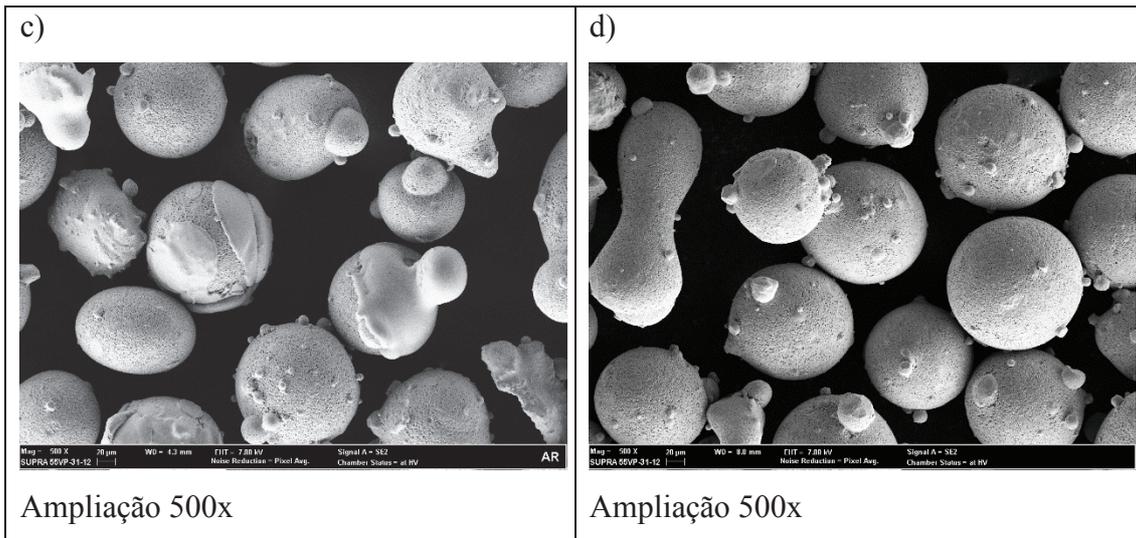
As ligas Metco 1040 e Metco 1030 são fabricadas pela técnica de atomização a gás e possuem faixa de tamanho entre 53 e 150 μm , segundo informações fornecidas pelo *datasheet* do fabricante⁷. Ambas foram caracterizadas quanto à morfologia através de microscopia eletrônica de varredura e também foram caracterizadas quanto à sua seção transversal, visando avaliar a presença ou não de poros internos de fabricação.

As Figuras Figura 48 e Figura 49 apresentam as imagens das partículas do pó Metco 1040 e do pó Metco 1030 caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura.

Figura 48: Imagens de microscopia eletrônica de varredura do pó Metco 1040.

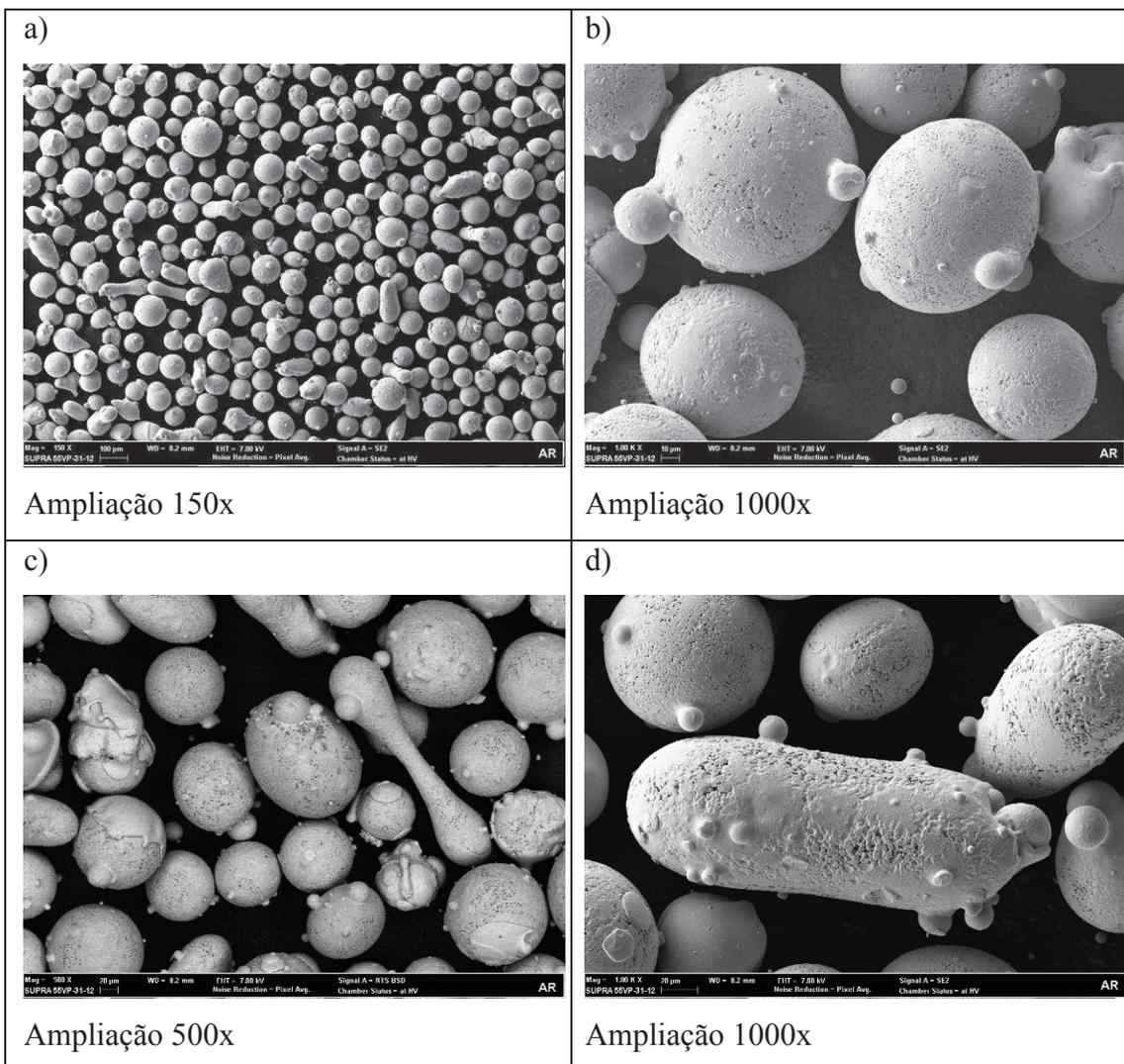


⁷ <https://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/coating-materials/coating-materials-thermal-spray/metals-alloys-composites-blends/>



Fonte: Autor.

Figura 49: Imagens de microscopia eletrônica de varredura do pó Metco 1030.



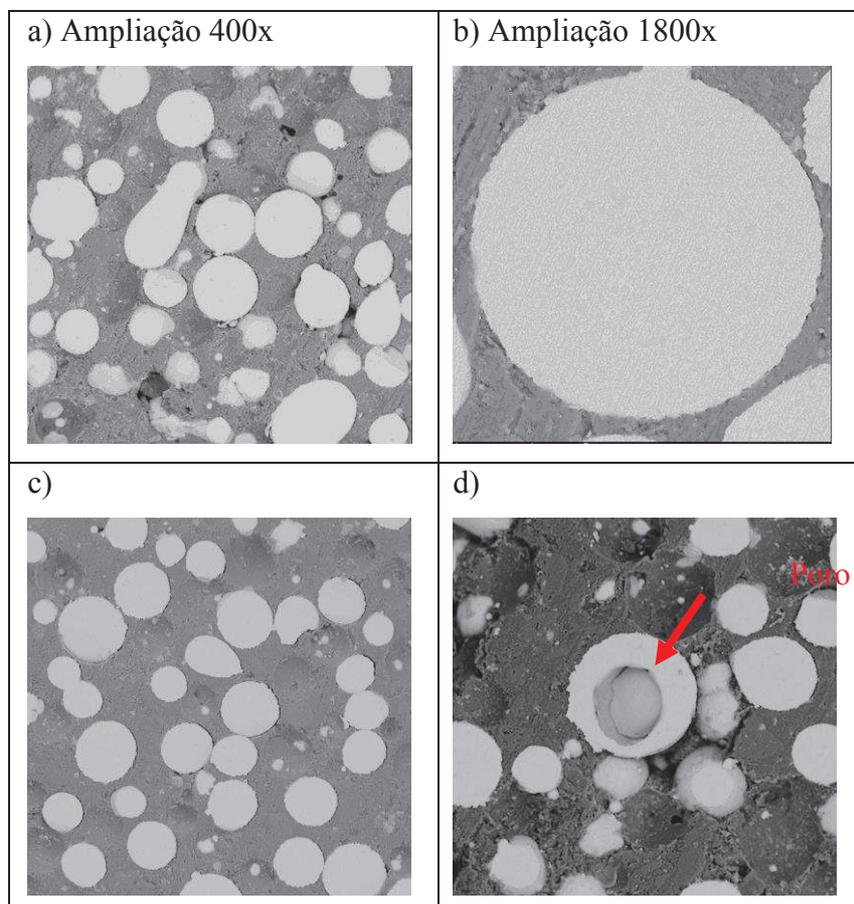
Fonte: Autor.

Nota-se, em ambos materiais, que as partículas têm predominantemente formato esférico e possuem tamanhos similares, sendo em sua maioria entre 50 e 150 μm . Nas duas amostras é possível observar a presença de partículas satélites em quase todas as partículas, fruto do processo de fabricação. É possível observar nos dois materiais a presença de partículas maiores, com formatos alongados, porém, com mais predominância no pó Metco 1030. Tais partículas são mostrados em detalhes nas imagens (c) e (d), da Figura 49, com dimensão do eixo maior de aproximadamente 320 μm .

De maneira geral, os dois materiais apresentaram condições muito semelhantes e de acordo com o que se espera para um pó fabricado por atomização a gás, com exceção do excesso de partículas alongadas do pó Metco 1030. Com isso, concluiu-se por estas imagens, que as partículas apresentavam condições satisfatórias para dar continuidade à pesquisa (SABOORI et al., 2019; TERRASSA et al., 2018; ZHOU et al., 2018).

Além da morfologia das partículas, é importante avaliar a presença de porosidade interna. Por isso, ambos os materiais foram caracterizados na seção transversal e as imagens encontram-se nas Figura 50 e Figura 51.

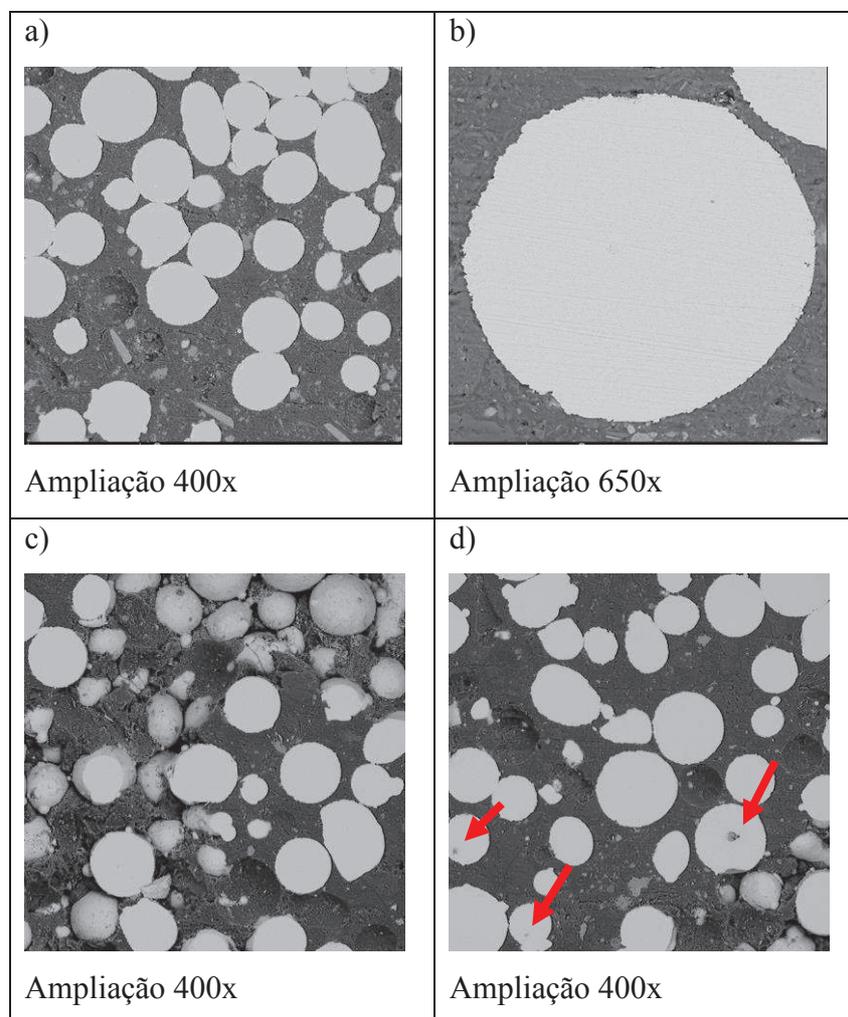
Figura 50: Seção transversal das partículas do pó Metco 1040.



| | |
|----------------|----------------|
| Ampliação 400x | Ampliação 650x |
|----------------|----------------|

Fonte: Autor.

Figura 51: Seção transversal das partículas do pó Metco 1030.



Fonte: Autor.

Pelas análises da seção transversal dos pós, pode-se dizer que a qualidade está dentro do esperado para pó fabricado por atomização a gás. A porosidade está geralmente relacionada com problemas de fabricação, quando o gás inerte fica aprisionado nas partículas durante a produção. Esta porosidade, caso o gás aprisionado não escape durante o processo, juntamente com o excesso de partículas satélites, podem ocasionar poros nas camadas depositadas (NEIKOV, 2019).

Nota-se, pela seção transversal, que as partículas são em sua maioria densas e mesmo as partículas não esféricas apresentam as mesmas características. Entretanto, encontrou-se no pó 1040, uma partícula com um poro muito grande. Considerando a

pequena população amostral medida, existe a possibilidade de que haja outras partículas com poros grandes no restante do material. No pó 1030 não foram encontradas partículas com poros tão grandes, porém, notou-se a presença de poros menores e mais recorrentes nas partículas. Porém, em função do pequeno tamanho encontrado, espera-se que não cause problemas de porosidade nas camadas depositadas.

5.1.2 Distribuição granulométrica

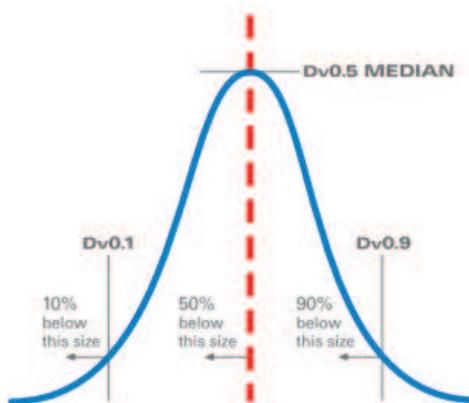
Os processos de atomização, bem como os outros processos de fabricação de pó, geram partículas de diferentes tamanhos, necessitando a separação das partículas por faixas de tamanho ou distribuição de tamanho de partícula (PSD – *Particle Size Distribution*).

A avaliação da distribuição das partículas é feita através de uma análise estatística dos valores medidos numa amostra. A distribuição de partícula de pós comerciais é dada comumente por uma curva gaussiana, que apresenta os tamanhos das partículas e a frequência com que eles aparecem (CHANG; ZHAO, 2013; HORIBA SCIENTIFIC, 2012; KONG et al., 2007)

Como citado no capítulo 4.1, para a medição da distribuição granulométrica foi utilizada uma técnica de análise dinâmica de imagem, através do equipamento Particle Insight[®]. A partir das análises de dados de medição, é possível obter uma distribuição normal e os respectivos valores centrais: média, mediana e moda. Dentre estes valores, a mediana representa o tamanho acima e abaixo do qual as duas metades da população se encontram, já a média apresenta o valor de diâmetro médio das partículas, enquanto a moda representa o valor que mais aparece na medição. A mediana pode ser expressa em termos de número, superfície e volume, sendo representada pelos símbolos D_n , D_s , e D_v , respectivamente. Em geral, análises executadas utilizando a técnica de difração a laser apresentam valores médios baseando-se no valor D_v , enquanto as análises executadas com base em análise de imagem utilizam o valor D_n .

Para representar o valor de 10, 50 e 90% da distribuição granulométrica na forma numérica, de volume ou área, deve-se incluir um subíndice no símbolo “D”, ficando D_{10} , D_{50} e D_{90} , respectivamente. Na Figura 52 as grandezas D_{v10} ($D_{v 0.1}$), D_{v50} ($D_{v 0.5}$) e D_{v90} ($D_{v 0.9}$) são ilustradas em uma distribuição normal, sendo estes os valores das medianas onde 10, 50 e 90% da distribuição granulométrica se encontram, baseando-se no volume da partícula medida (HORIBA SCIENTIFIC, 2012).

Figura 52: Ilustração de distribuição normal considerando as medianas Dv_{10} , Dv_{50} e Dv_{90} , levando em conta o volume da partícula [46].



Fonte: Horiba Scientific, 2012.

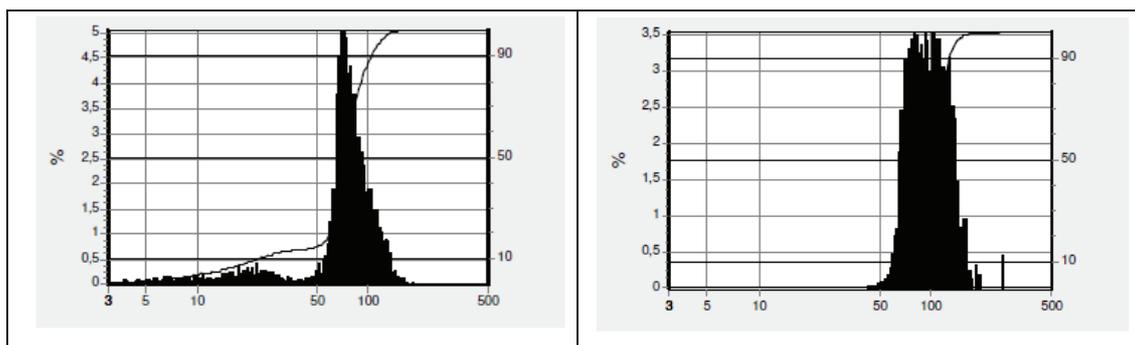
Com a análise por imagem das partículas é possível obter dados representativos do tamanho e distribuição das partículas, circularidade e suavidade. A análise de circularidade ajuda a avaliar o quão irregular são as partículas. Sabe-se que a morfologia delas depende da técnica de fabricação utilizada, sendo um parâmetro importante para a escoabilidade durante o processo de deposição direta. Quanto mais próximo de 1, melhor é a qualidade do material, ou seja, mais esféricas são as partículas. Já a suavidade é um resultado que representa a qualidade da superfície e considera as imperfeições que as superfícies das partículas possuem, tais como a presença de partículas satélites ou outros defeitos⁸.

Na Figura 53 é possível ver os resultados de distribuição granulométrica por número de partículas e por volume do pó Metco 1040.

Figura 53: Resultados de distribuição granulométrica numérica (a) e por volume (b) das partículas do pó Metco 1040.

| | |
|----|----|
| a) | b) |
|----|----|

⁸ <https://www.particulatesystems.com/wp-content/uploads/2017/05/particle-insight-pism-brochure.pdf>



Fonte: Autor.

Além dos resultados de imagem, o equipamento consegue resumir os dados medidos em uma tabela, conforme apresentado na Tabela 13.

Tabela 13: Resultado da análise de distribuição granulométrica do pó Metco 1040.

| Contagem | 6395 | Percentil numérico | | Percentil volumétrico | |
|----------------------|-------|--------------------|-------|-----------------------|-------|
| Mínimo | 3,0 | 10% | 23,0 | 10% | 68,6 |
| Máximo | 254,7 | 25% | 64,4 | 25% | 77,4 |
| Média | 73,1 | 50% | 74,0 | 50% | 93,6 |
| Desvio Padrão | 28,8 | 75% | 88,4 | 75% | 115,2 |
| Moda | 68,9 | 90% | 107,4 | 90% | 131,2 |

Fonte: Autor.

Analisando o resultado de distribuição granulométrica por diâmetro, considerando o número de partículas, é possível verificar uma distribuição bimodal de partículas. Há um pico pequeno, com mediana próxima a 20 μm , representando menos de 10% do valor total, e um pico maior, com mediana em cerca de 90 μm . Nota-se pelo gráfico, que a gaussiana formada no segundo pico é estreita, mostrando que as partículas tem tamanhos bastante próximos. Analisando os resultados da Tabela 13, é possível ver que o equipamento fez a contagem em 6395 partículas, encontrando a menor delas com 3,0 μm (pode ser uma partícula ou até uma bolha, considerando este pequeno valor) e a maior delas com 254,7 μm . A média de tamanho encontrada foi 73,1 μm , com desvio padrão de 28,8 μm e moda de 68,9 μm . Ainda analisando as partículas medidas por quantidade numérica, é possível avaliar os percentis numéricos D_{10} , D_{25} , D_{50} , D_{75} e D_{90} ,

onde é possível verificar o tamanho médio de partículas em relação à porcentagem de incidência. Ou seja, em D_{10} , temos que 10% das partículas medidas, são menores que 23 μm , 25% são menores que 64,4 μm , 50% são menores que 74 μm , 75% são menores que 88,4 μm e 90% são menores que 107,4 μm . Conclui-se então, que dos 10% restantes, temos partículas entre 107,4 e 254,7 μm e que, por outro lado, apenas 10% de partículas possuem tamanho menor que 23 μm .

A análise de distribuição granulométrica por volume, como o próprio nome sugere, faz a contagem da distribuição levando em consideração o volume das partículas, com relação à totalidade medida. Dessa forma, é possível verificar que o gráfico de distribuição de partículas é mais largo e não é bimodal, mostrando uma homogeneidade das partículas. Isso acontece, porque a influência das partículas menores no volume total é baixa, visto por exemplo, em D_{10} que é 68,6 μm . Ou seja, somando o volume das partículas até atingir 10% da minha quantidade total, é necessário considerar partículas até 68,6 μm . Isso segue para D_{25} , D_{50} , D_{75} e D_{90} , apresentando valores de 77,4 μm , 93,6 μm , 115,2 μm e 131,2 μm , respectivamente.

Analisando os dois gráficos, conclui-se que as partículas estão distribuídas, em sua maioria, entre os valores próximos de 40 e 150 μm e, avaliando a mediana e moda, pode-se concluir que as partículas apresentam uma distribuição granulométrica coerente com o *datasheet* que foi fornecido pela empresa Oerlikon Metco e com o que é necessário para depositar via DED-L, sem chances de comprometer o equipamento.

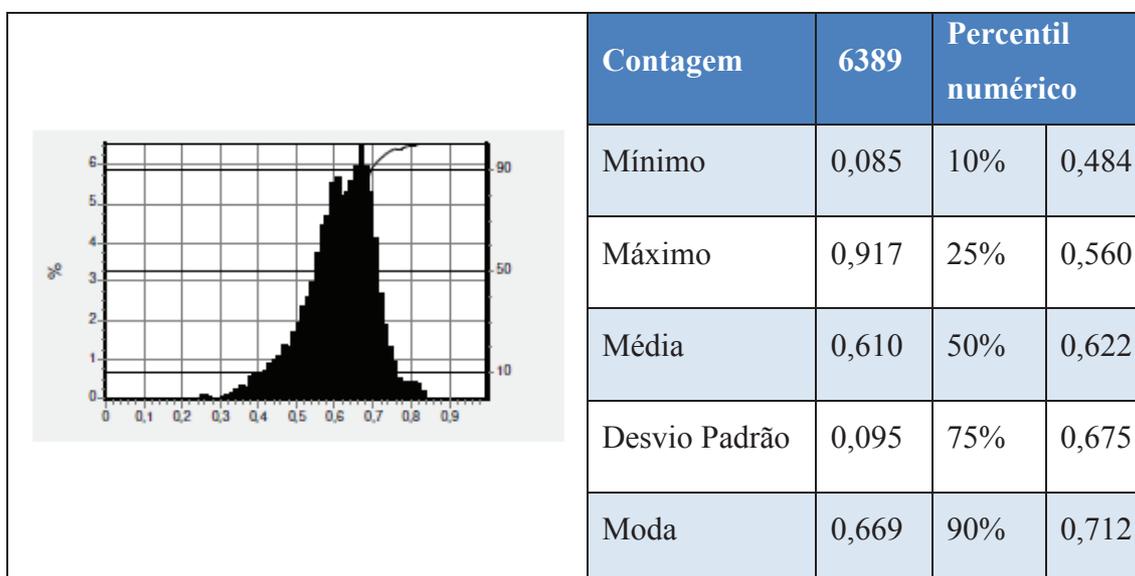
Outro resultado obtido pela análise das partículas é a circularidade e o gráfico dos resultados, bem como a tabela com os dados medidos, que são apresentados na Figura 54.

A circularidade é uma grandeza que representa basicamente a esfericidade das partículas com relação à sua área, seguindo o modelo ECA (*Equivalent Circular Area – Área Circular Equivalente*). É importante conhecer sobre a circularidade das partículas, pois ela tem influência direta sobre a escoabilidade do pó, que é fundamental para a qualidade do processo de deposição direta de energia a laser. O cálculo de circularidade definido por Cox (1927), conforme citado por (TAKASHIMIZU; IIYOSHI, 2016) é definido pela Equação 5. O valor máximo possível é 1, para uma partícula completamente esférica e quanto menor, pior é sua qualidade.

$$\text{Circularidade} = 4\pi \cdot \frac{\text{Area}}{\text{Perimetro}^2} \quad \text{Equação 5}$$

É possível avaliar pela imagem, que o gráfico da distribuição em função da circularidade é largo e a maior quantidade medida encontra-se entre cerca de 0,5 e 0,75. Na tabela de valores é possível notar que foram analisadas 6389 partículas com circularidade mínima encontrada de 0,085 e máxima de 0,917, média de 0,610 e moda de 0,669. Avaliando a quantidade em função da porcentagem, nota-se que para D₁₀ o valor encontrado foi de 0,484, mostrando que há poucas partículas não circulares e que para D₉₀ o valor encontrado foi de 0,712, que mostra que, de forma geral, as partículas não apresentam uma esfericidade tão boa, porém, são homogêneas o suficiente para garantir uma boa qualidade de deposição (BENSON; SNYDERS, 2015).

Figura 54: Resultado de circularidade das partículas do pó Metco 1040.

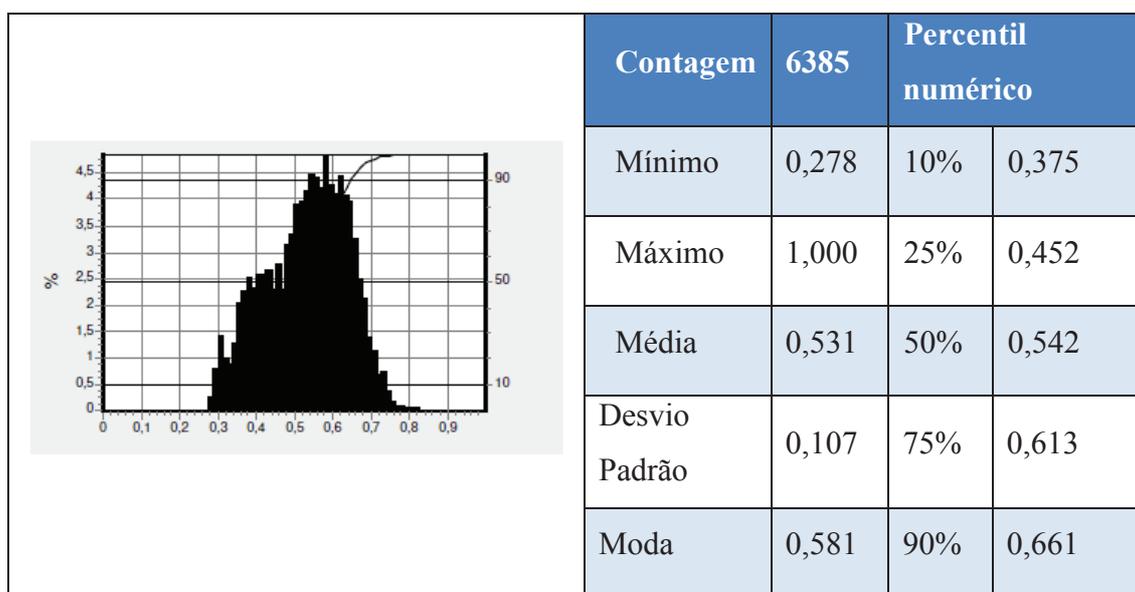


Fonte: Autor.

O último resultado analisado é a suavidade, que é calculado de forma análoga à circularidade, porém considera o perímetro da silhueta da partícula, ao invés da área (COOKE; SLOTWINSKI, 2012). Esse método basicamente considera, para cada partícula, um círculo perfeito que está inscrito dentro da silhueta da partícula, sendo que todas as deformações, partículas satélites, etc., contribuem para diminuir este valor. A Figura 55 apresenta o resultado de suavidade do pó Metco 1040, junto com a tabela de resultados. Na imagem é possível notar que o gráfico é bem largo, variando de cerca de 0,3 até cerca de 0,75, o que já demonstra que o pó possui diversas imperfeições. Isso é corroborado pelos resultados apresentados na tabela, que demonstram que em uma contagem de 6385 partículas, a média de suavidade ficou em 0,531 e a moda em 0,581, ou seja, próximo de 50% do valor máximo. Também se nota na análise do percentil

numérico, que cerca de 90% das partículas possuem suavidade menor que 0,613, valor relativamente baixo, porém compreensível, visto a quantidade de partículas satélites e partículas deformadas encontradas na análise por imagem, referentes ao processo de atomização a gás.

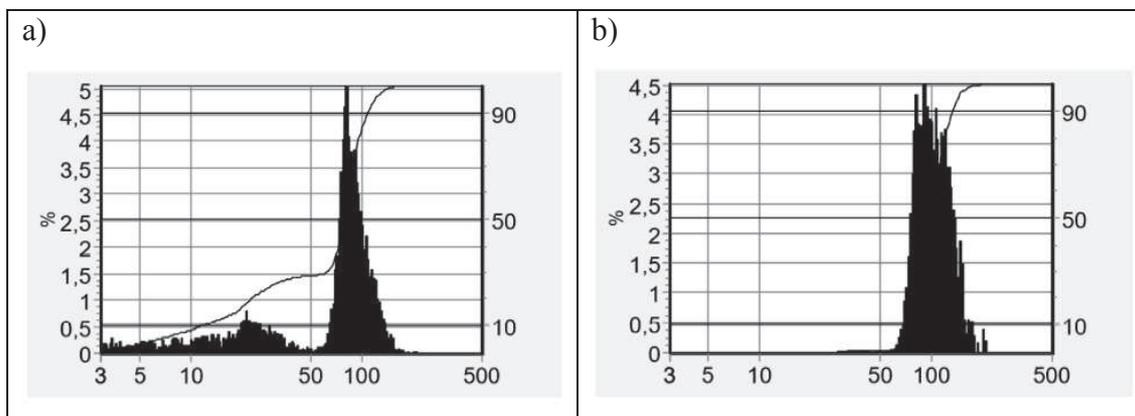
Figura 55: Resultado de suavidade das partículas do pó Metco 1040.



Fonte: Autor.

Na Figura 56 é possível ver os resultados de distribuição granulométrica por número de partículas e por volume do pó Metco 1030.

Figura 56: Resultados de distribuição granulométrica numérica (a) e por volume (b) das partículas do pó Metco 1030.



Fonte: Autor.

É possível avaliar no gráfico de análise granulométrica por número de partículas, que o resultado é muito semelhante ao do pó Metco 1040. Nota-se uma distribuição bimodal, com um pico muito pequeno próximo a 20 μm e o pico principal com mediana em cerca de 100 μm . Apenas comparando este gráfico com o do pó Metco 1040, já é possível notar que o pó Metco 1030, tende a ter partículas maiores. Analisando a Tabela 14, observa-se que os dados obtidos foram feitos com base na contagem de 6178 partículas, que apresentaram tamanho mínimo de 3,0 μm e máximo de 199,3 μm , com média de 69,4 μm e moda de 80,3 μm . Com isso já é possível verificar que este material não apresenta uma variação tão grande de tamanho entre as partículas, quando comparada à do pó 1040, visto que a média é menor, entretanto, a moda mais alta significa que este pó tende a ter partículas maiores que as do outro material. Estes resultados são corroborados pelos valores de percentil numérico e volumétrico. Nota-se no percentil numérico, que até D_{25} tem-se 29,9 μm , ou seja, 25% das partículas são menores que o valor citado, contra 64,4 μm o pó Metco 1040. Em D_{50} há um salto par 79,0 μm e em D_{90} para 110,9 μm , o que demonstra que a faixa de partículas maiores está concentrada em quantidades acima de 50% do total. Quando se analisa a distribuição por volume, nota-se um gráfico com mediana próxima a 100 μm , porém visualmente se verifica que é mais estreito que o do outro material. Olhando para o percentil volumétrico, nota-se também o aumento de valores em comparação com os do outro pó, o que demonstra que este pó tende a ser mais homogêneo e com menos variação de tamanho que o outro.

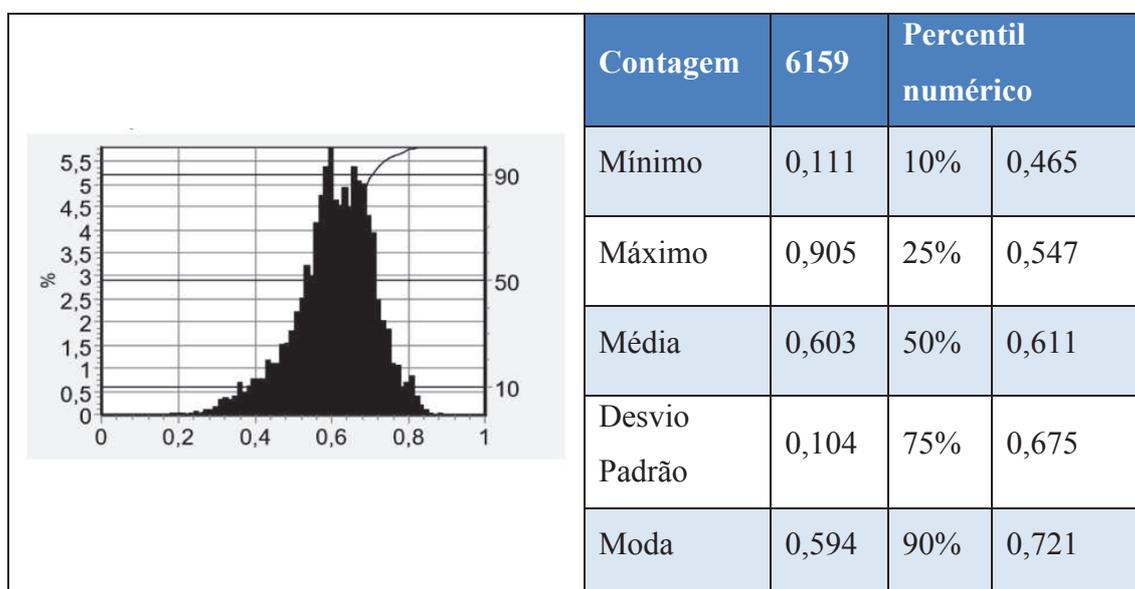
Tabela 14: Resultado da análise de distribuição granulométrica do pó Metco 1030.

| Contagem | 6178 | Percentil numérico | | Percentil volumétrico | |
|----------------------|-------|--------------------|-------|-----------------------|-------|
| | | | | | |
| Mínimo | 3,0 | 10% | 11,7 | 10% | 76,6 |
| Máximo | 199,3 | 25% | 29,9 | 25% | 84,6 |
| Média | 69,4 | 50% | 79,0 | 50% | 99,0 |
| Desvio Padrão | 36,8 | 75% | 93,0 | 75% | 118,1 |
| Moda | 80,3 | 90% | 110,9 | 90% | 135,3 |

Fonte: Autor.

O resultado de circularidade do pó Metco 1030 é muito similar ao encontrado para o pó Metco 1040 e pode ser visto na Figura 57. O gráfico por si só é muito semelhante, apresentando as mesmas características e mediana, além dos valores de percentis numéricos D_{10} , D_{25} , D_{50} , D_{75} e D_{90} serem praticamente iguais. O único valor que difere um pouco mais é a moda, cujo valor para este pó é 0,594, contra 0,669 do outro pó. Entretanto, pode-se dizer que os dois materiais analisados são muito similares e possuem praticamente as mesmas características. Como se trata de aspectos externos da partícula, é plausível encontrar valores similares, visto que foram obtidos pelo mesmo processo de fabricação e possuem morfologias parecidas, conforme analisado na etapa de caracterização morfológica.

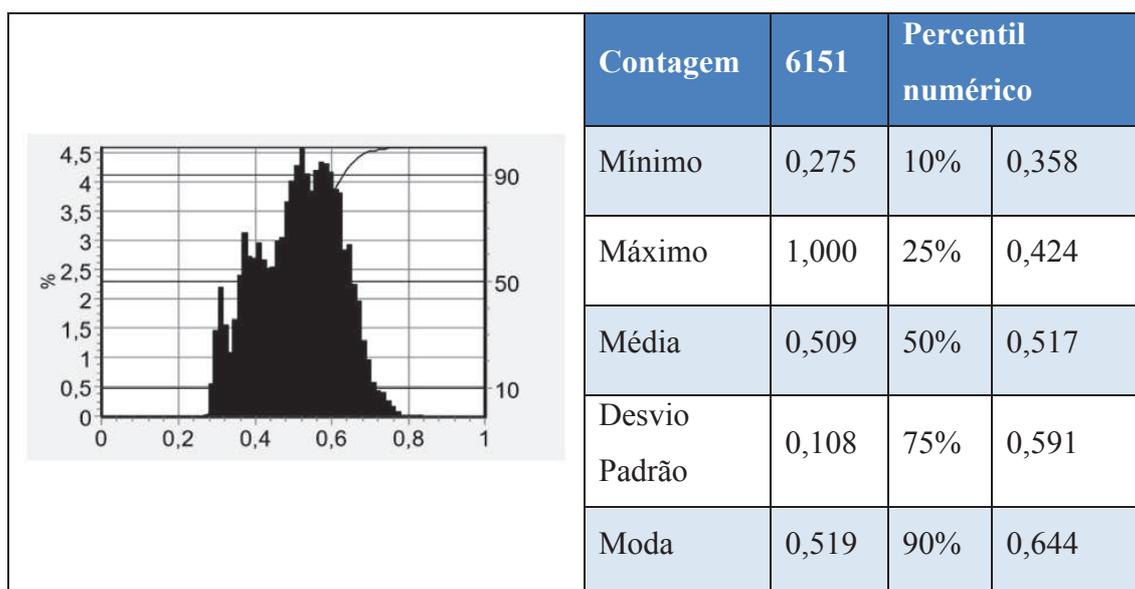
Figura 57: Resultado de circularidade das partículas do pó Metco 1030.



Fonte: Autor.

Seguindo a mesma linha de raciocínio da circularidade, os resultados de suavidade encontrados no pó Metco 1030, mostrados na Figura 58, são praticamente os mesmos que o do pó Metco 1040. Novamente, por se tratar de dois materiais fabricados com a mesma técnica, já era esperado que os resultados das análises de aspecto fossem semelhantes, com partículas satélites e partículas deformadas encontradas em análises prévias.

Figura 58: Resultado de suavidade das partículas do pó Metco 1030.



Fonte: Autor.

As análises de distribuição granulométrica mostraram que ambos os materiais possuem distribuições de tamanho e características semelhantes, dentro do especificado pela empresa fornecedora, conforme o esperado para materiais atomizados a gás e que corroboram as análises morfológicas feitas por imagem. Dessa forma, pode-se dizer que os dois materiais apresentam resultados que sugerem a sua utilização para o processo de *laser cladding* sem que haja comprometimento no funcionamento do equipamento. Entretanto, vale ressaltar que os resultados de circularidade e suavidade, indicam que as imperfeições das partículas referentes, principalmente, a presença de partículas satélites, podem ocasionar porosidade residual nos depósitos.

5.1.3 Composição química

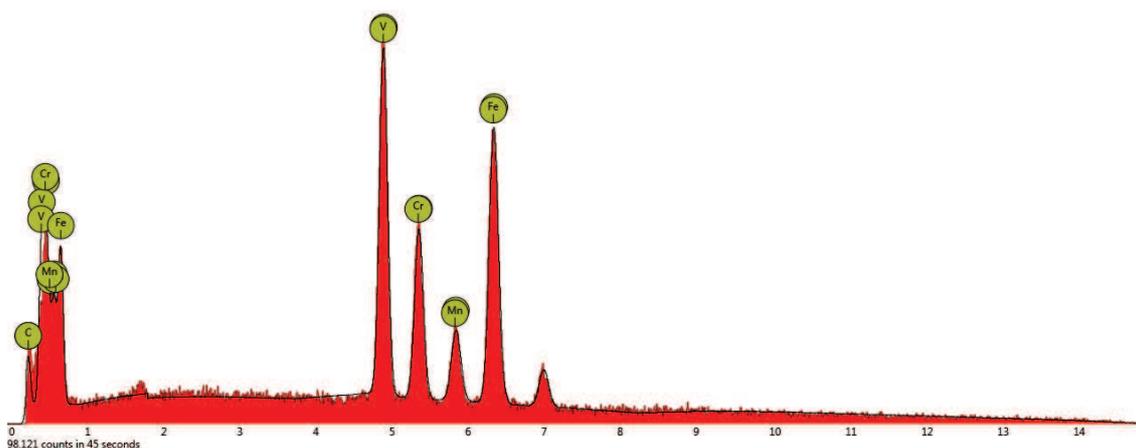
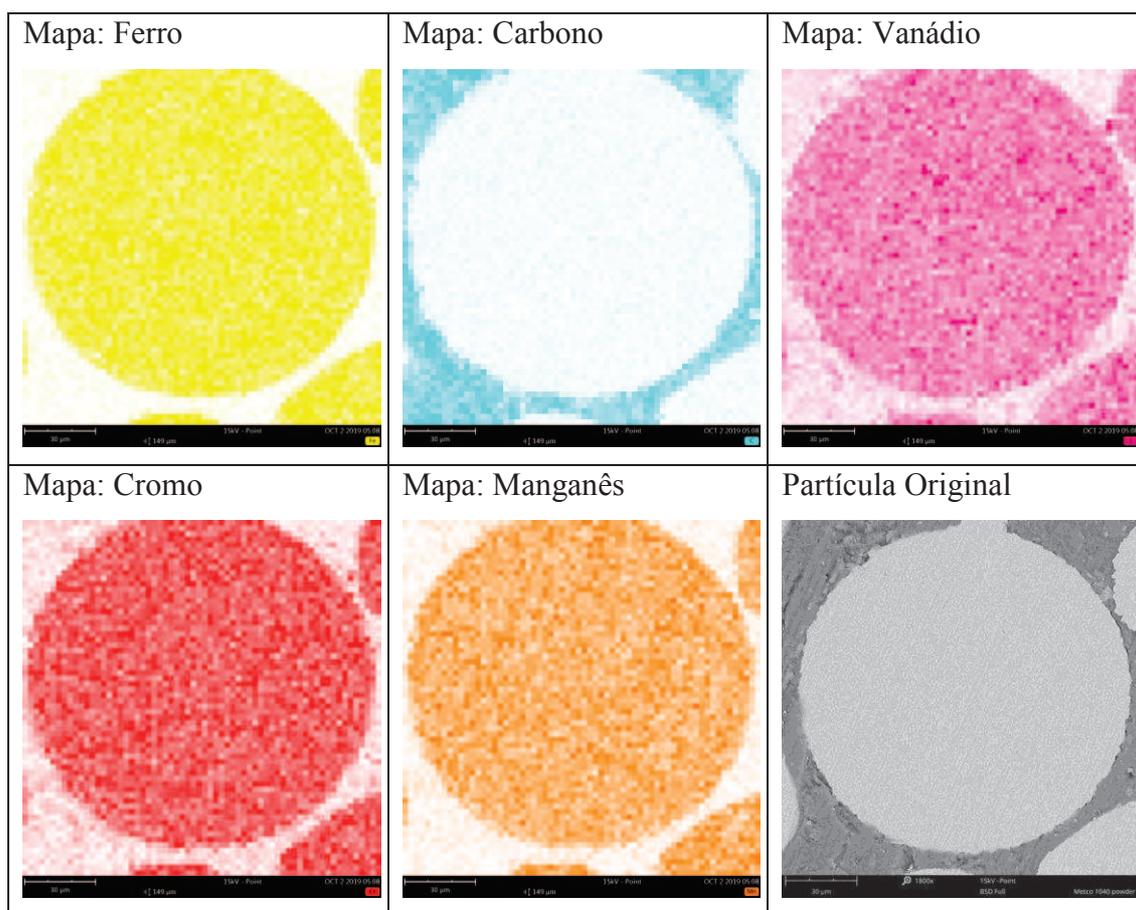
A composição química dos dois pós foi medida utilizando o sensor EDS acoplado no Microscópio Eletrônico de Varredura apresentado no capítulo 4.5. A medição foi realizada em uma partícula, através do mapa químico, considerando toda sua área.

Os sinais utilizados na análise química por EDS são formados a partir da interação do feixe de elétrons de alta energia com a superfície da amostra. Nesse caso, de tal interação são produzidos fótons de raios-X cujos comprimentos de onda são característicos para cada elemento com o qual houve a interação. Os sinais gerados pela amostra são captados por detectores específicos e apresentados na forma de espectros de

energia versus intensidade relativa dos picos. A intensidade relativa dos picos deve levar em conta alguns fatores, uma vez que a geração dos fótons está sujeita a flutuações estatísticas, sendo o valor medido sempre uma média (CHINAGLIA; CORREA, 1997).

As imagens dos elementos encontrados do pó Metco 1040, bem como da partícula original, são apresentadas na Figura 59, juntamente com o espectro medido que combina todos os elementos.

Figura 59: Mapa químico da partícula do pó Metco 1040 e espectro combinando os elementos.



Fonte: Autor.

A Tabela 15 apresenta a quantidade dos elementos medidos, com concentração em relação ao peso.

Tabela 15: Composição química (% em peso) de uma partícula do pó Metco 1040 medido por EDS.

| Material | Fe | C | Mn | V | Cr |
|-------------------|-----------|----------|-----------|----------|-----------|
| Metco 1040 | 44,7 | 8,8 | 7,9 | 27,2 | 11,4 |

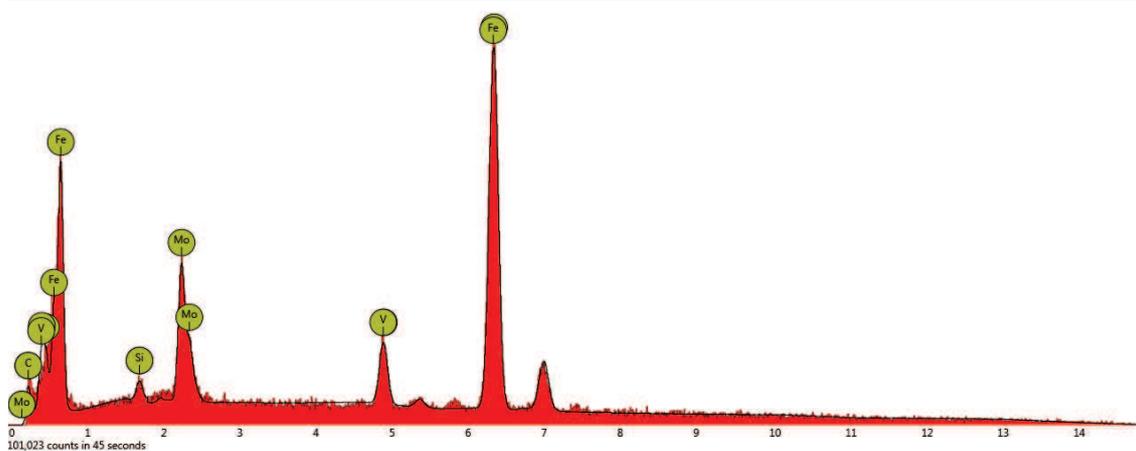
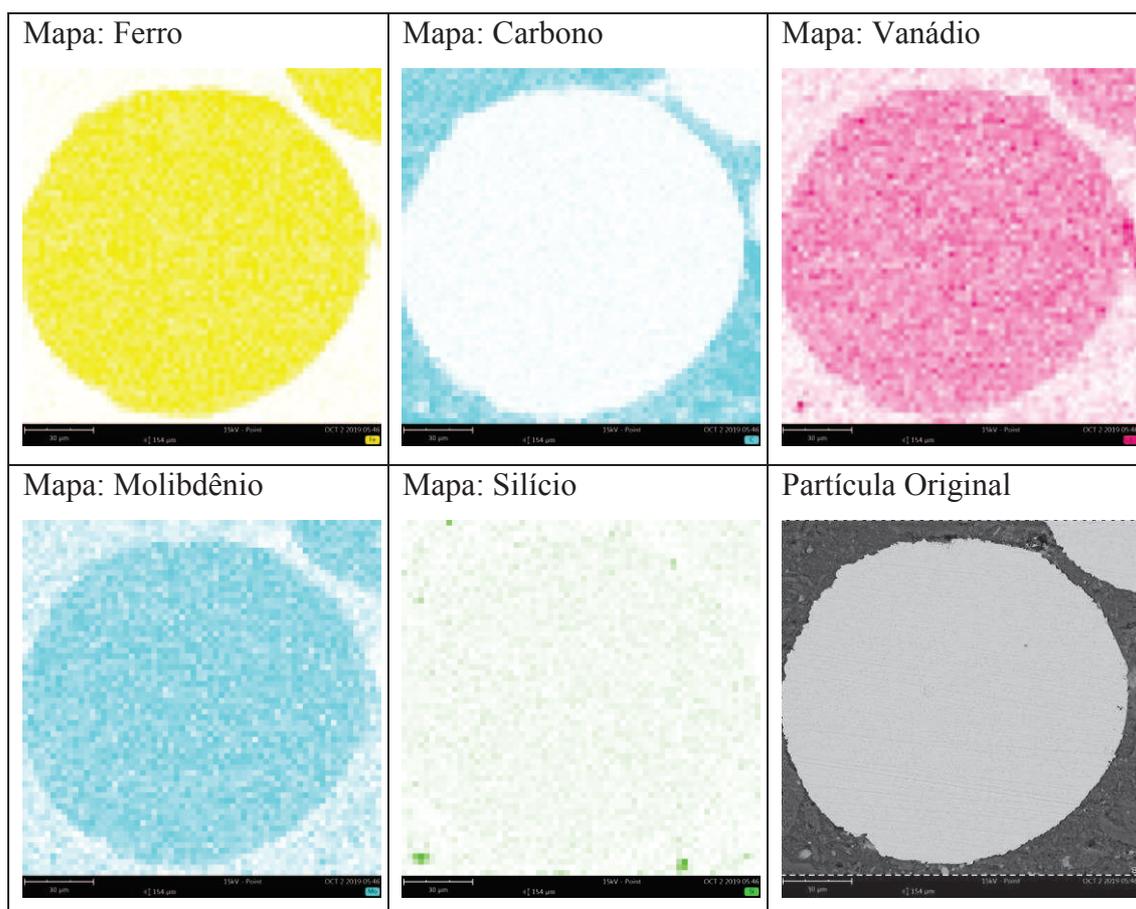
Fonte: Autor.

A análise por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) é uma técnica de microanálise de raios-X que pode fornecer informações sobre a composição química de uma amostra. A análise tem caráter qualitativo e quantitativo, ou seja, é possível tanto identificar os elementos químicos presentes no material, quanto mensurar qual sua concentração. Entretanto, para se obter um resultado confiável e preciso na análise quantitativa por EDS, necessita-se de uma preparação prévia da amostra, que precisa estar plana e livre de impurezas na superfície. Ainda é importante ter um conhecimento prévio da composição do material, visto que alguns picos de intensidade de elementos podem se sobrepor e causar sombras, mascarando o resultado e apontando elementos que não estão presentes no material (CHINAGLIA; CORREA, 1997).

Nas análises por EDS realizadas no pó Metco 1040 foram encontrados os mesmos elementos químicos que são informados pela empresa. O resultado quantitativo do EDS não corrobora a composição química fornecida pela empresa, pois conforme mencionado, os resultados desse método de medição não são muito precisos. Entretanto, fornecem uma ideia da concentração de elementos no material, mostrando que, por exemplo, vanádio e cromo estão em grande quantidade.

A mesma análise foi realizada no pó Metco 1030 e os resultados das imagens da área do pó, bem como do gráfico de intensidade, são encontrados na Figura 60.

Figura 60: Mapa químico da partícula do pó Metco 1030 e espectro combinando os elementos.



Fonte: Autor.

Com essa análise foi possível encontrar os picos dos principais elementos presentes no material, que estão de acordo com a composição fornecida pela empresa. O resultado quantitativo pode ser visto na Tabela 16.

Tabela 16: Composição química (% em peso) de uma partícula do pó Metco 1030 medido por EDS.

| Material | Fe | C | Mo | V | Si |
|-------------------|------|-----|------|-----|-----|
| Metco 1030 | 67,9 | 8,0 | 17,4 | 5,9 | 0,8 |

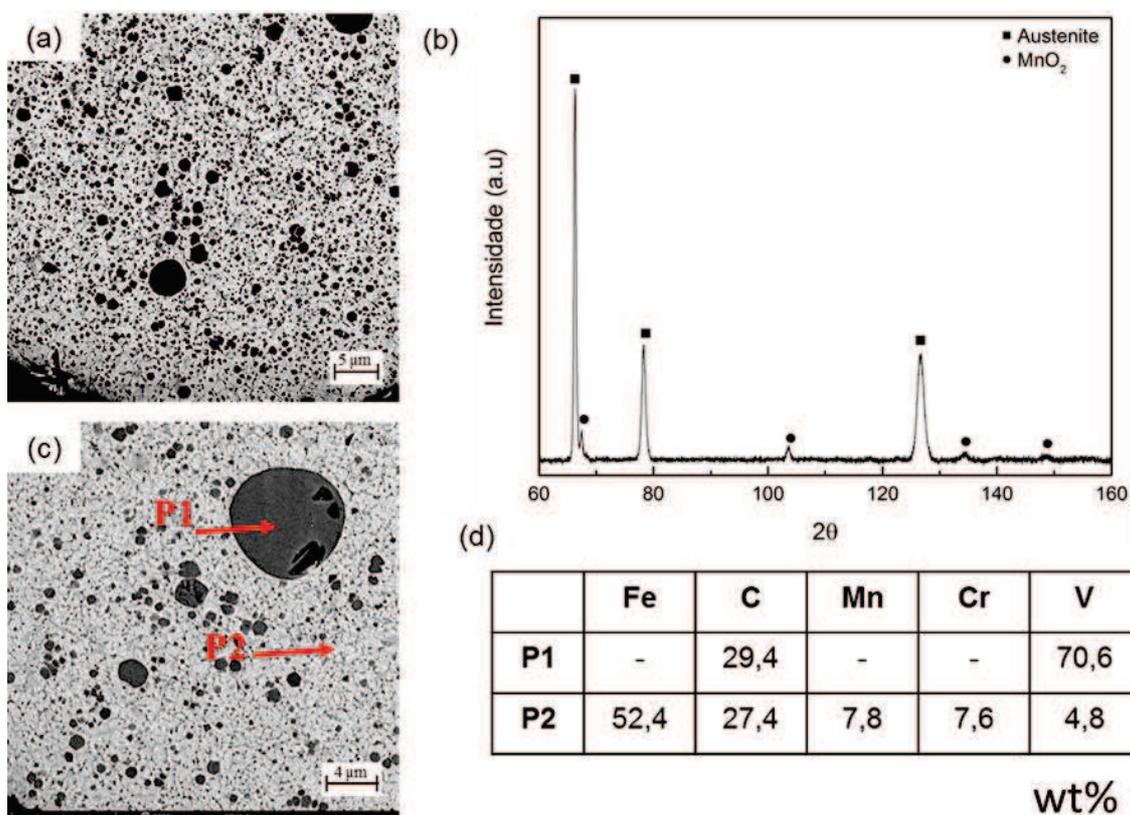
Fonte: Autor.

Assim como na caracterização do pó Metco 1040, a concentração dos elementos encontradas nesta análise, não tem caráter quantitativo, representando apenas a grandeza dos elementos encontrados. Pode-se assim dizer, que esta liga possui além do ferro, uma alta concentração de molibdênio, vanádio e carbono, conforme informado pelo fornecedor e apresentado na Tabela 4.

5.1.4 Microestrutura

Na Figura 61(a) é possível verificar a microestrutura de uma partícula do pó Metco 1040 e nela é possível notar uma matriz ferrosa austenítica, com a presença de, aparentemente, precipitados de carbonetos. Na Figura 61(b) é apresentado o padrão de difração de raios X encontrado para a liga, com a indicação da presença de uma matriz ferrosa austenítica, junto com a presença do manganês, em elevado teor na composição química. A presença desses dois elementos pode ser um indicativo de que ambos estão formando carbonetos e estão precipitados na matriz austenítica. A Figura 61(c) mostra a microestrutura ampliada 9000 vezes, com os pontos onde foram medidos as composições químicas, cujos resultados estão apresentando na Figura 61(d). Pela composição química de P1, é possível dizer que os pontos escuros são carbonetos de vanádio precipitados em uma matriz ferrosa austenítica, indicada pela composição química apresentada em P2.

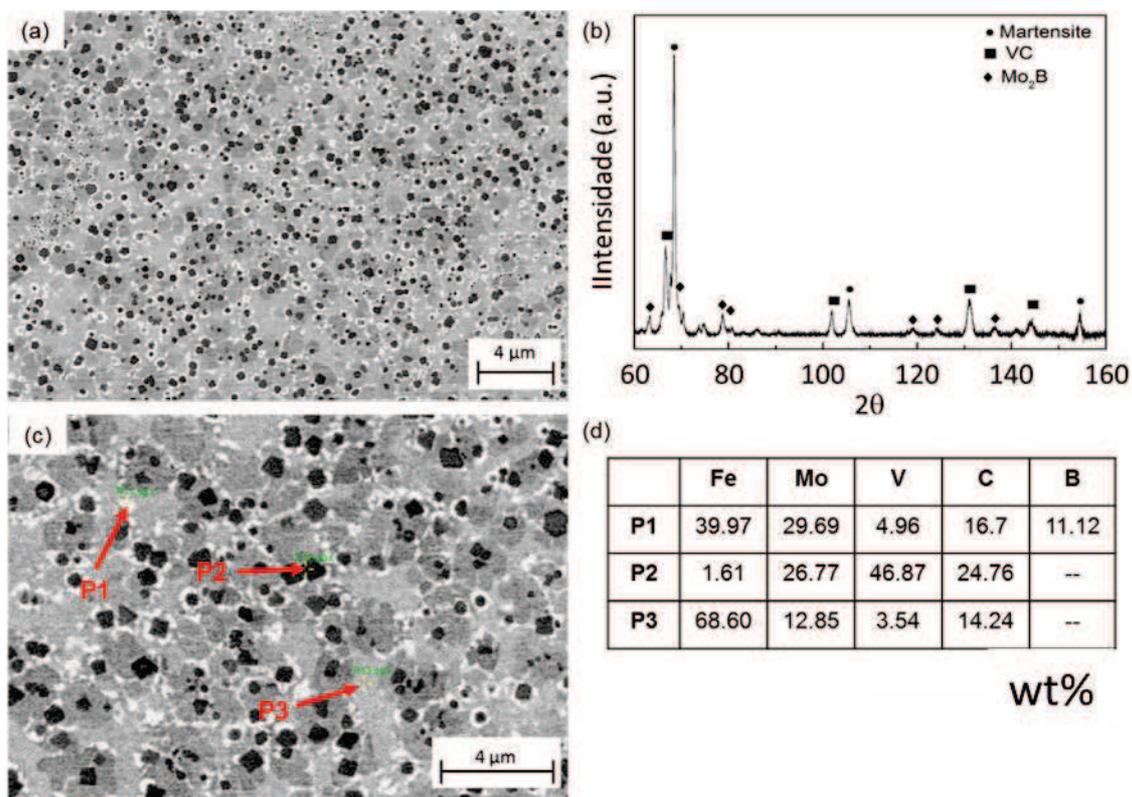
Figura 61: Caracterização microestrutural de uma partícula da liga Metco 1040: (a) Micrografia por MEV com ampliação de 6000x; (b) Perfil de difração de raio x do pó; (c) Microestrutura ampliada 9000x; (d) Composição química medida por EDS.



Fonte: Autor.

A microestrutura da seção transversal de uma partícula da liga Metco 1030 é mostrada na Figura 62(a). Na Figura 62(b) é possível ver o perfil de difração de raios-X do material, que aponta a presença de picos indicando principalmente uma matriz martensítica, seguido por picos que correspondem a boreto de molibdênio (Mo_2B) e carboneto de vanádio (VC) (ZHANG; KOVACEVIC, 2019). A partir da análise de composição química pontual feita por EDS em três pontos distintos, conforme visto nas Figura 62(c) e (d), é possível notar a presença das três fases características, encontradas na difração de raios-X. A composição química da estrutura lamelar esbranquiçada P1 indica se tratar de boreto de molibdênio, visto a altas concentrações de boro e molibdênio indicadas na imagem (d). Já em P2, nota-se a elevada quantidade de carbono e vanádio, que indica ser, tanto pela estrutura escura e granular, quanto pela composição química, os carboneto de vanádio precipitado na matriz ferrosa, indicada em P3.

Figura 62: Caracterização microestrutural de uma partícula da liga Metco 1030: (a) Micrografia por MEV com ampliação de 10000x; (b) Perfil de difração de raio x do pó; (c) Microestrutura ampliada 15000x; (d) Composição química medida por EDS.



Fonte: Autor.

Ambas as caracterizações atestam as informações apresentadas nos *datasheets* dos dois materiais. Pode-se dizer que o pó Metco 1040 é então, uma liga ferrosa austenítica, reforçada, principalmente com carbonetos de vanádio, podendo ter também cromo nesta composição. Devido à alta quantidade de manganês na composição química e a presença de uma matriz austenítica, espera-se que este material tenha uma boa compatibilidade para deposição no aço alto manganês – Hadfield, com formação de uma camada homogênea e ao mesmo tempo resistente ao desgaste e ao impacto, visto a presença de carbonetos.

A caracterização do pó Metco 1030, revelou a estrutura martensítica do material, com a presença de carbonetos finos de vanádio e lamelas de boretos de molibdênio. Isso indica que este material tem potencial de formar um revestimento mais duro e com maior resistência ao desgaste e impacto que o obtido com o Metco 1040, visto a presença de carbonetos mais finos e homogêneos precipitados em uma estrutura martensítica.

Como ambos materiais foram desenvolvidos especificamente para aplicação na mineração, espera-se que tragam bons resultados tanto na qualidade de deposição, quanto nos resultados de resistência ao impacto-abrasão.

5.2 PESQUISA DE PARÂMETROS

Esta atividade teve como objetivo estudar a influência dos parâmetros de deposição na qualidade do revestimento depositado. Para isso foram depositados cordões individuais, com diferentes parâmetros de deposição, conforme indicado no capítulo 4.2. Porém, antes da etapa de deposição de parâmetros, foi necessário calibrar o equipamento de alimentação de pó, para cada um dos materiais utilizados. Cada material possui uma taxa de alimentação característica, que depende da densidade e morfologia do material, além da própria arquitetura do equipamento.

5.2.1 Calibração da taxa de alimentação

O alimentador de pó utilizado pelo equipamento PRECO, utiliza um disco de alimentação perfurado, cuja velocidade de rotação, em rpm, pode ser variada para se obter a taxa de alimentação desejada em gramas por minuto. Para obter a curva de calibração, foram variadas as velocidades de rotação em 0,5, 1, 2, 3 e 4 rpm e a medição da taxa de alimentação foi realizada três vezes para cada velocidade. A medição da taxa de alimentação de pó foi feita pelo tempo de 60 s para cada medição, com a utilização de um saco plástico preso logo na saída do bocal (conhecido por *bag test*), que foi pesado em uma balança de precisão. Cabe ressaltar, que um dos parâmetros importantes e que tem influência direta na taxa de alimentação do pó é a densidade do material, que deve ser levada em consideração na avaliação dos resultados. As densidades dos pós fornecidas pela empresa Oerlikon Metco⁹ são: 4,08 g/cm³ para o pó Metco 1040 e 4,18 g/cm³ para o pó Metco 1030.

Na Tabela 17 estão os resultados da medição de taxa de alimentação do pó Metco 1040 e o gráfico de taxa de alimentação média está apresentado na Figura 63.

Tabela 17: Calibração da taxa de alimentação em função da rotação do disco de alimentação do pó Metco 1040.

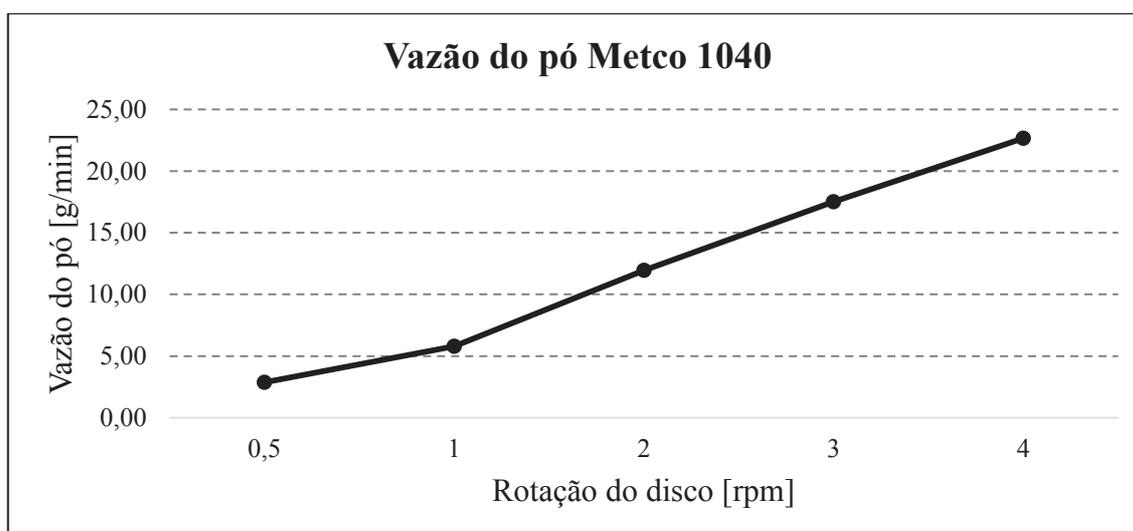
| | Medida 1 | Medida 2 | Medida 3 | Média | Desv. Padrão |
|--|----------|----------|----------|-------|--------------|
|--|----------|----------|----------|-------|--------------|

⁹Certificação de material fornecido na compra dos pós.

| rpm | g/min | g/min | g/min | g/min | g/min |
|------------|-------|-------|-------|--------------|-------|
| 0,5 | 2,86 | 2,89 | 2,86 | 2,87 | 0,02 |
| 1 | 5,64 | 5,82 | 5,90 | 5,79 | 0,13 |
| 2 | 11,64 | 12,07 | 12,13 | 11,95 | 0,27 |
| 3 | 17,49 | 17,66 | 17,41 | 17,52 | 0,13 |
| 4 | 22,31 | 22,51 | 23,13 | 22,65 | 0,43 |

Fonte: Autor.

Figura 63: Gráfico da taxa de alimentação média do pó Metco 1040 em função da velocidade de rotação do disco.



Fonte: Autor.

Os valores de taxa de alimentação medidos para cada velocidade apresentaram uma elevada repetitividade, comprovada pelo baixo desvio padrão dos valores, o que demonstra que o equipamento é confiável e preciso. Analisando o gráfico com os valores médios é possível notar que a taxa de alimentação possui um comportamento linear, dobrando a taxa de alimentação conforme se dobra a velocidade de rotação, começando com 2,87 g/min para 0,5 rpm e chegando até cerca de 23 g/min para 4 rpm. Pode-se dizer com isso, que esta curva pode ser extrapolada, ou seja, que outros pontos fora desta curva podem ser estimados e utilizados. Esse gráfico foi considerado para estimar as vazões utilizadas nesta pesquisa, que foram de 20, 30 e 40 g/min.

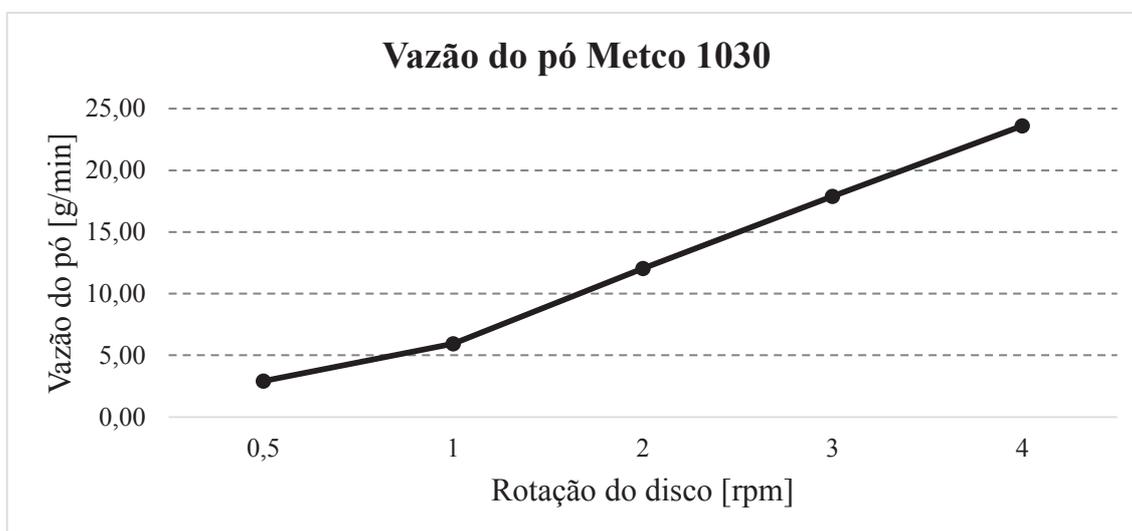
O mesmo procedimento foi realizado para medir a taxa de alimentação do pó Metco 1030. Na Tabela 18 estão os resultados de taxa de alimentação do pó e o gráfico com a taxa de alimentação média está apresentado na Figura 64.

Tabela 18: Calibração da taxa de alimentação em função da velocidade de rotação do disco de alimentação do pó Metco 1030.

| | Medida 1 | Medida 2 | Medida 3 | Média | Desv. Padrão |
|------------|----------|----------|----------|--------------|--------------|
| rpm | g/min | g/min | g/min | g/min | g/min |
| 0,5 | 3,08 | 2,76 | 2,91 | 2,92 | 0,16 |
| 1 | 5,67 | 6,05 | 6,08 | 5,93 | 0,23 |
| 2 | 11,82 | 12,14 | 12,2 | 12,05 | 0,20 |
| 3 | 17,71 | 17,84 | 18,1 | 17,88 | 0,20 |
| 4 | 23,36 | 23,59 | 23,85 | 23,60 | 0,25 |

Fonte: Autor.

Figura 64: Gráfico da taxa de alimentação média do pó Metco 1030 em função da velocidade de rotação do disco.



Fonte: Autor.

Os valores de taxa de alimentação encontrados para o pó Metco 1030 também apresentaram elevada repetitividade (baixo desvio padrão), confirmando a confiabilidade do equipamento. Nota-se que a relação entre a taxa de alimentação e a velocidade foi praticamente linear, quase que dobrando o valor da taxa de alimentação quando se duplica a velocidade de rotação do disco. Outro resultado interessante é que os valores de taxa de alimentação média ficaram semelhantes aos encontrados para o pó Metco 1040, apresentando um acréscimo de cerca de 2%, que é a mesma diferença da densidade entre os dois materiais.

Pode-se dizer que, da mesma forma que o pó Metco 1040, este material pode ter os valores de taxa de alimentação estimados seguindo a curva de vazão. Para este pó, também foram utilizadas as taxas de alimentações de 20, 30 e 40 g/min nos ensaios.

5.2.2 Matriz de parâmetros

Para encontrar o melhor parâmetro de deposição, foram realizados testes de deposição seguindo a metodologia apresentada no item 4.2, com os parâmetros apresentados nas tabelas Tabela 5 e Tabela 6, para os pós Metco 1040 e 1030, respectivamente. Na Tabela 19^a está a sequência de deposição dos cordões Metco 1040 e as fotos com os cordões depositados no substrato de aço alto manganês – Hadfield podem ser vistas na Figura 65.

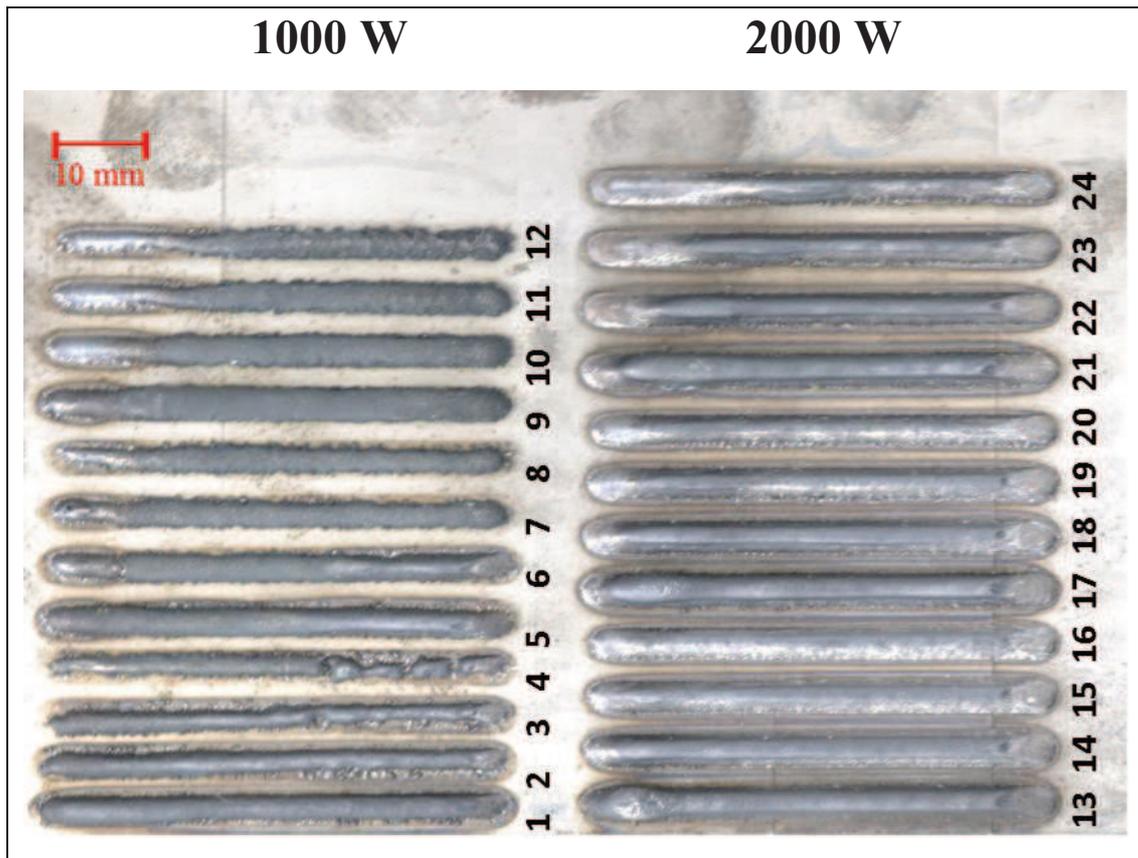
Tabela 19: Sequência de deposição dos cordões com o pó Metco 1040.

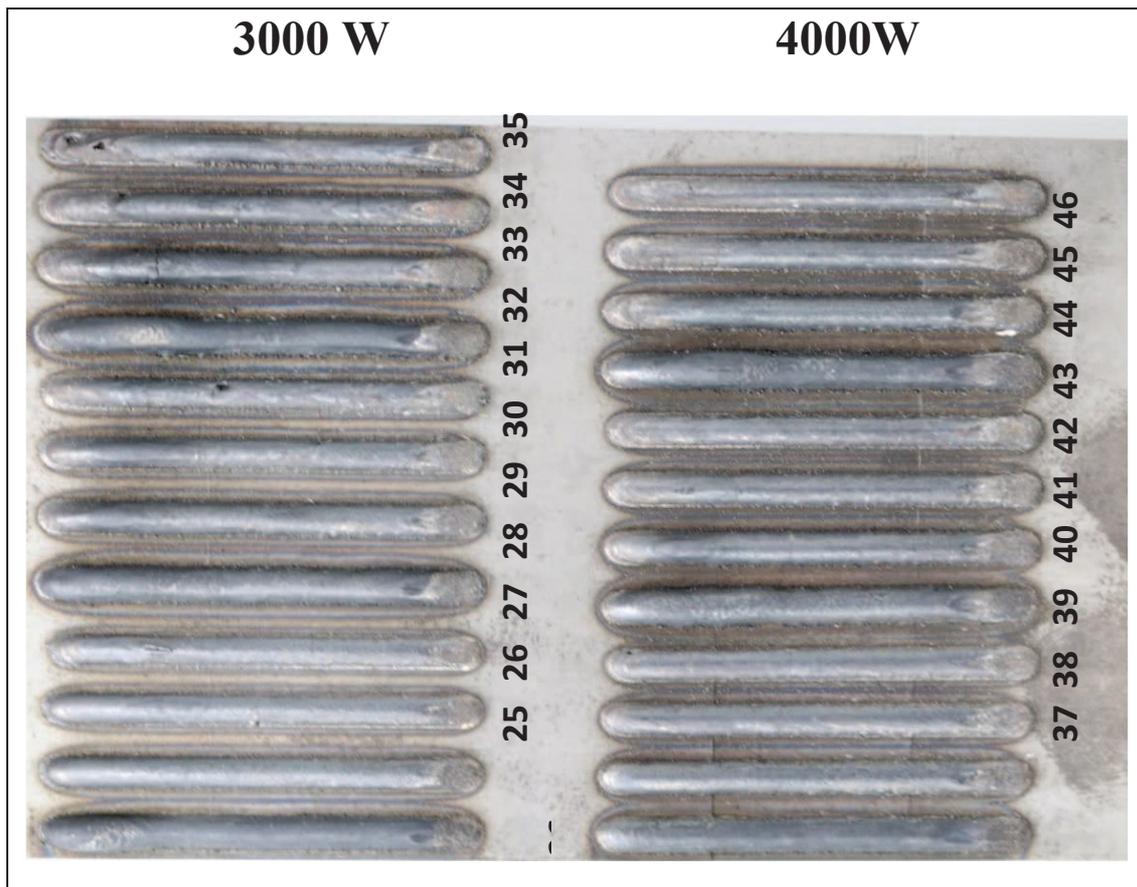
| Cordão | Potência [W] | Vel. Desl. [mm/min] | Taxa Alim. [g/min] | Cordão | Potência [W] | Vel. Desl. [mm/min] | Taxa Alim. [g/min] |
|--------|--------------|---------------------|--------------------|--------|--------------|---------------------|--------------------|
| 1 | 1000 | 500 | 20 | 25 | 3000 | 500 | 20 |
| 2 | | 750 | | 26 | | 750 | |
| 3 | | 1000 | | 27 | | 1000 | |
| 4 | | 1250 | | 28 | | 1250 | |
| 5 | | 500 | 30 | 29 | | 500 | 30 |
| 6 | | 750 | | 30 | | 750 | |
| 7 | | 1000 | | 31 | | 1000 | |
| 8 | | 1250 | | 32 | | 1250 | |
| 9 | | 500 | 40 | 33 | | 500 | 40 |
| 10 | | 750 | | 34 | | 750 | |
| 11 | | 1000 | | 35 | | 1000 | |
| 12 | | 1250 | | 36 | | 1250 | |
| 13 | 2000 | 500 | 20 | 37 | 4000 | 500 | 20 |
| 14 | | 750 | | 38 | | 750 | |
| 15 | | 1000 | | 39 | | 1000 | |
| 16 | | 1250 | | 40 | | 1250 | |
| 17 | | 500 | 30 | 41 | | 500 | 30 |
| 18 | | 750 | | 42 | | 750 | |
| 19 | | 1000 | | 43 | | 1000 | |
| 20 | | 1250 | | 44 | | 1250 | |

| | | | | | | | |
|----|--|------|----|----|--|------|----|
| 21 | | 500 | 40 | 45 | | 500 | 40 |
| 22 | | 750 | | 46 | | 750 | |
| 23 | | 1000 | | 47 | | 1000 | |
| 24 | | 1250 | | 48 | | 1250 | |

Fonte: Autor.

Figura 65: Cordões obtidos com o pó Metco 1040, utilizando os parâmetros descritos na Tabela 19.





Fonte: Autor.

A primeira análise da deposição é mediante o exame visual. É importante verificar como ficou o formato, coloração, presença de poros, trincas ou imperfeições. Nota-se, analisando os cordões, que os 12 primeiros parâmetros, para a potência de 1000 W, não apresentaram boas condições. É possível verificar que praticamente todos os cordões ficaram muito estreitos, não tiveram bom molhamento ou tiveram discontinuidades. O principal motivo é que a potência de deposição de 1000 W foi muito baixa, não tendo energia suficiente para produzir um cordão regular e causar um bom molhamento no substrato, apresentando tendência de deslocamento. Ao aumentar a potência observa-se um aumento na largura dos cordões e da ZTA, bem como da qualidade de deposição. Essas mesmas características também foram encontradas por (OLIVEIRA; OCELI; HOSSON, 2005).

No exame visual foram observadas poucas trincas transversais, além de alguns poros, nos cordões 32, 34, 35 e 36. Por fim, nota-se que a medida que se se aumenta a velocidade de deposição com a mesma potência, a largura diminui. Quanto maior a taxa de alimentação mais largo e também mais alto o cordão fica. Esses fenômenos acontecem, primeiro porque, quanto menor a velocidade, para a mesma potência, maior é a densidade

de energia de deposição, ou seja, maior é a concentração de energia no ponto, o que aumenta a quantidade de pó fundida. Para taxas de alimentação maiores, há mais material passando pelo feixe de laser, o que acaba aumentando a quantidade de pó depositado.

As análises realizadas nos cordões depositados com o primeiro material (Metco 1040), mostraram que a potência de 1000 W estava muito baixa, pois resultou em cordões com poros, baixo molhamento e deslocamento. Por outro lado, com a potência de 4000 W notou-se um elevado aquecimento da placa e dos cordões, resultando em altos ângulos de molhamento e tendência de uma ZTA mais espessa. Por isso, após essas análises iniciais, decidiu-se que para o pó Metco 1030, deveria ser alterado os parâmetros de deposição. Para este material, optou-se por variar a potência do laser de 1500 W até 2500 W, variando de 500 em 500 W e mantendo os outros parâmetros iguais. Além dessa mudança, optou-se por depositar dois cordões com os mesmos parâmetros e de forma aleatória, visando analisar a reprodutibilidade de deposição e retirar a possível influência do próprio equipamento na deposição. Logo, os parâmetros utilizados estão apresentados na Tabela 20, em sequência. As imagens dos cordões depositados são apresentadas na Figura 66.

Tabela 20: Sequência de deposição dos cordões com o pó Metco 1030.

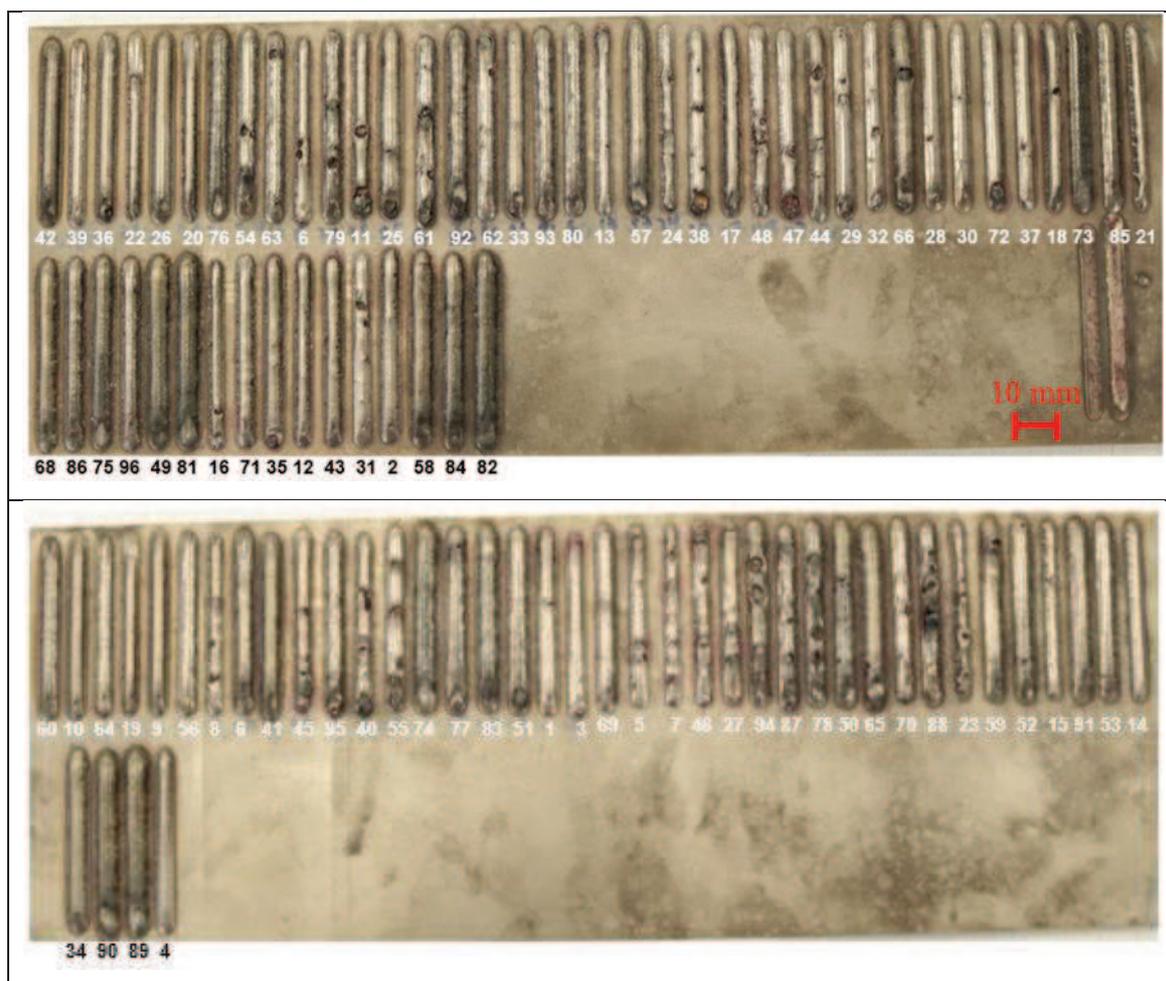
| Cordão | Potência [W] | Vel. Desl. [mm/min] | Taxa Alim. [g/min] | Cordão | Potência [W] | Vel. Desl. [mm/min] | Taxa Alim. [g/min] | | |
|--------|--------------|---------------------|--------------------|--------|--------------|---------------------|--------------------|----|-----|
| 1 | 1500 | 500 | 20 | 49 | 2500 | 500 | 20 | | |
| 2 | | | | 50 | | | | | |
| 3 | | 750 | | 51 | | 750 | | | |
| 4 | | | | 52 | | | | | |
| 5 | | 1000 | | 53 | | 1000 | | | |
| 6 | | | | 54 | | | | | |
| 7 | | 1250 | 55 | 1250 | | | | | |
| 8 | | | 56 | | | | | | |
| 9 | | 500 | 30 | 57 | | 500 | 30 | | |
| 10 | | | | 58 | | | | | |
| 11 | | | | 750 | | | | 59 | 750 |
| 12 | | | | | | | | 60 | |

| | | | | | | | | | | | | |
|----|------|------|----|----|----|------|------|------|------|----|-----|------|
| 13 | | 1000 | | 61 | | 1000 | | | | | | |
| 14 | | | | | | 62 | | | | | | |
| 15 | | 1250 | | | | 63 | | | 1250 | | | |
| 16 | | | | | | 64 | | | | | | |
| 17 | | 500 | | 40 | | 65 | | | 500 | 40 | | |
| 18 | | | | | | 66 | | | | | | |
| 19 | | 750 | | | | | | | 67 | | | 750 |
| 20 | | | | | | | | | 68 | | | |
| 21 | | 1000 | | | | | | | 69 | | | 1000 |
| 22 | | | | | | | | | 70 | | | |
| 23 | | 1250 | | | | | | | 71 | | | 1250 |
| 24 | | | | | | | | | 72 | | | |
| 25 | 2000 | 500 | 20 | | 73 | | 500 | | 20 | | | |
| 26 | | | | | | | 74 | | | | | |
| 27 | | 750 | | | | | 75 | | | | | 750 |
| 28 | | | | | | | 76 | | | | | |
| 29 | | 1000 | | | 77 | | | 1000 | | | | |
| 30 | | | | | 78 | | | | | | | |
| 31 | | 1250 | | | 79 | | | 1250 | | | | |
| 32 | | | | | 80 | | | | | | | |
| 33 | | 500 | | 30 | 81 | | | 500 | | 30 | | |
| 34 | | | | | | | | 82 | | | | |
| 35 | | 750 | | | | | | 83 | | | | 750 |
| 36 | | | | | | | | 84 | | | | |
| 37 | 1000 | | 85 | | | 1000 | | | | | | |
| 38 | | | 86 | | | | | | | | | |
| 39 | 1250 | | 87 | | | 1250 | | | | | | |
| 40 | | | 88 | | | | | | | | | |
| 41 | 500 | 40 | 89 | | | 500 | | 40 | | | | |
| 42 | | | | | | 90 | | | | | | |
| 43 | 750 | | | | | 91 | | | | | 750 | |
| 44 | | | | | | 92 | | | | | | |
| 45 | 1000 | | | 93 | | | 1000 | | | | | |

| | | | | | | | |
|----|--|------|--|----|--|------|--|
| 46 | | | | 94 | | | |
| 47 | | 1250 | | 95 | | 1250 | |
| 48 | | | | 96 | | | |

Fonte: Autor.

Figura 66: Cordões obtidos com o pó Metco 1030, utilizando os parâmetros descritos na Tabela 20.



Fonte: Autor.

No exame visual dos cordões depositados é possível verificar, que diferente do outro material avaliado, os cordões, de maneira geral, apresentaram mais problemas como porosidade, irregularidades e trincas visíveis. Esta porosidade e irregularidades excessivas, pode estar relacionada com a dissolução parcial do WC, gerando carbono. Este carbono, em contato com o ar forma CO/CO₂, que escapa para do cordão, gerando este tipo de aspecto (WENG et al., 2016). Nota-se, que as relações entre os parâmetros de processo e as dimensões dos cordões, em aspectos como a espessura e altura, são as mesmas que as observadas com o pó Metco 1040. Além disso, é possível observar que o

processo tem repetitividade, isto é, na maioria dos casos, os cordões obtidos com os mesmos parâmetros apresentam as mesmas características.

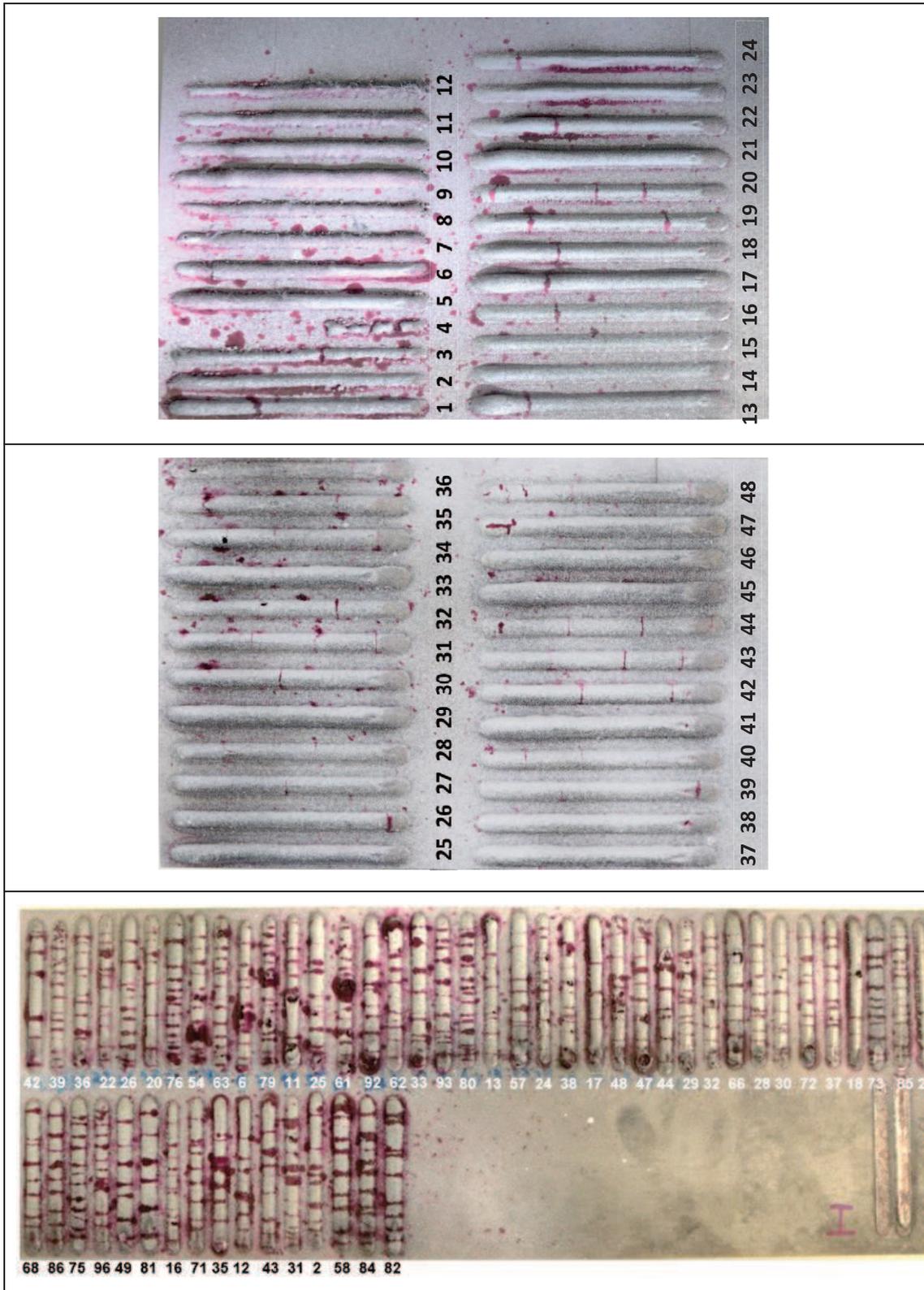
A avaliação dos cordões depositados, em primeira instância, foi realizada a partir de um exame visual. Depois foi aplicado o ensaio de líquido penetrante, para ter maior sensibilidade na detecção das trincas superficiais. Posteriormente, os cordões foram cortados e preparados metalograficamente para análise macrográfica da seção transversal. Todas as caracterizações realizadas são encontradas no subcapítulo a seguir.

5.2.2.1 Ensaio de líquido penetrante

Este tipo de ensaio é importante para aumentar a sensibilidade na detecção de trincas ou poros superficiais, em relação àquela obtida no exame visual a olho nu. As trincas produzidas no processo *laser cladding*, em sua maioria, nucleiam no topo do cordão e propagam-se em direção ao substrato. Nesse processo, as trincas são geralmente causadas pelas taxas de resfriamento excessivamente altas e pelas tensões induzidas termicamente (CLARE et al., 2012). A formação de trincas durante o processo de deposição a laser, além de estar diretamente relacionada com as taxas de resfriamento, também está ligada com a diluição no substrato. A diluição do substrato, provoca uma alteração da composição química do revestimento, que pode influenciar na formação de trincas. Alguns estudos mostram que para evitar esse tipo de problema, deve-se buscar diluições menores que 25% (ALIZADEH-SH et al., 2020).

Na Figura 67 é possível analisar o resultado do ensaio de líquido penetrante nos cordões depositados com os pós Metco 1040 e Metco 1030.

Figura 67: Ensaio de líquido penetrante nos cordões depositados com os pós Metco 1040 e Metco 1030.





Fonte: Autor.

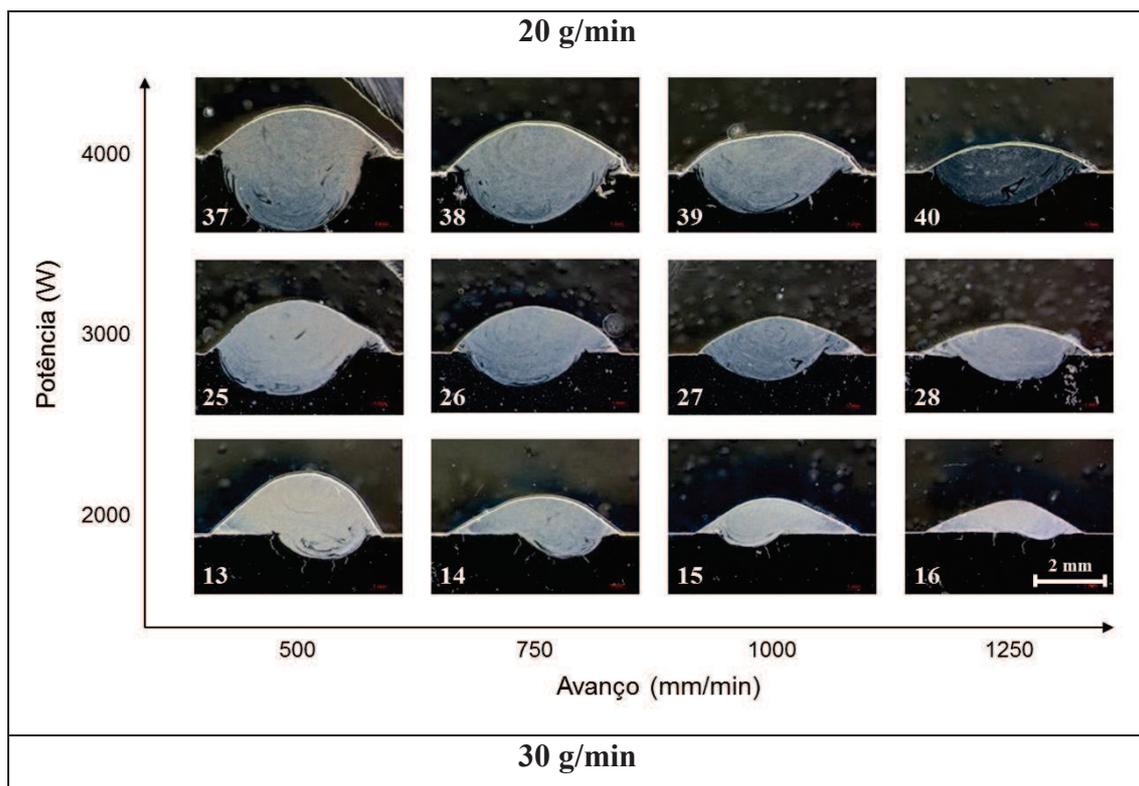
O ensaio de líquido penetrante no pó Metco 1040 revelou trincas transversais em alguns cordões. Não foi possível traçar uma relação de causa e efeito entre os parâmetros e a formação de trincas, visto que quase todos os cordões apresentaram uma ou mais trincas. Entretanto, a maioria dos cordões obtidos com velocidade de deslocamento de 500 mm/min, para todas as vazões e potências, apresentaram a menor quantidade de trincas ou não apresentaram. Sabe-se que, para a mesma potência, menores velocidades de deslocamento geram uma maior densidade de energia de deposição e isso é responsável por aumentar a diluição, o que, na maioria dos casos, é um causador de trincas. Todavia, como o material de adição possui composição química similar à do substrato, faz com que não haja diferença significativa nos coeficientes de dilatação térmica do cordão e do substrato, o que ajuda a diminuir as tensões térmicas geradas e, como resultado, pode evitar a formação de trincas.

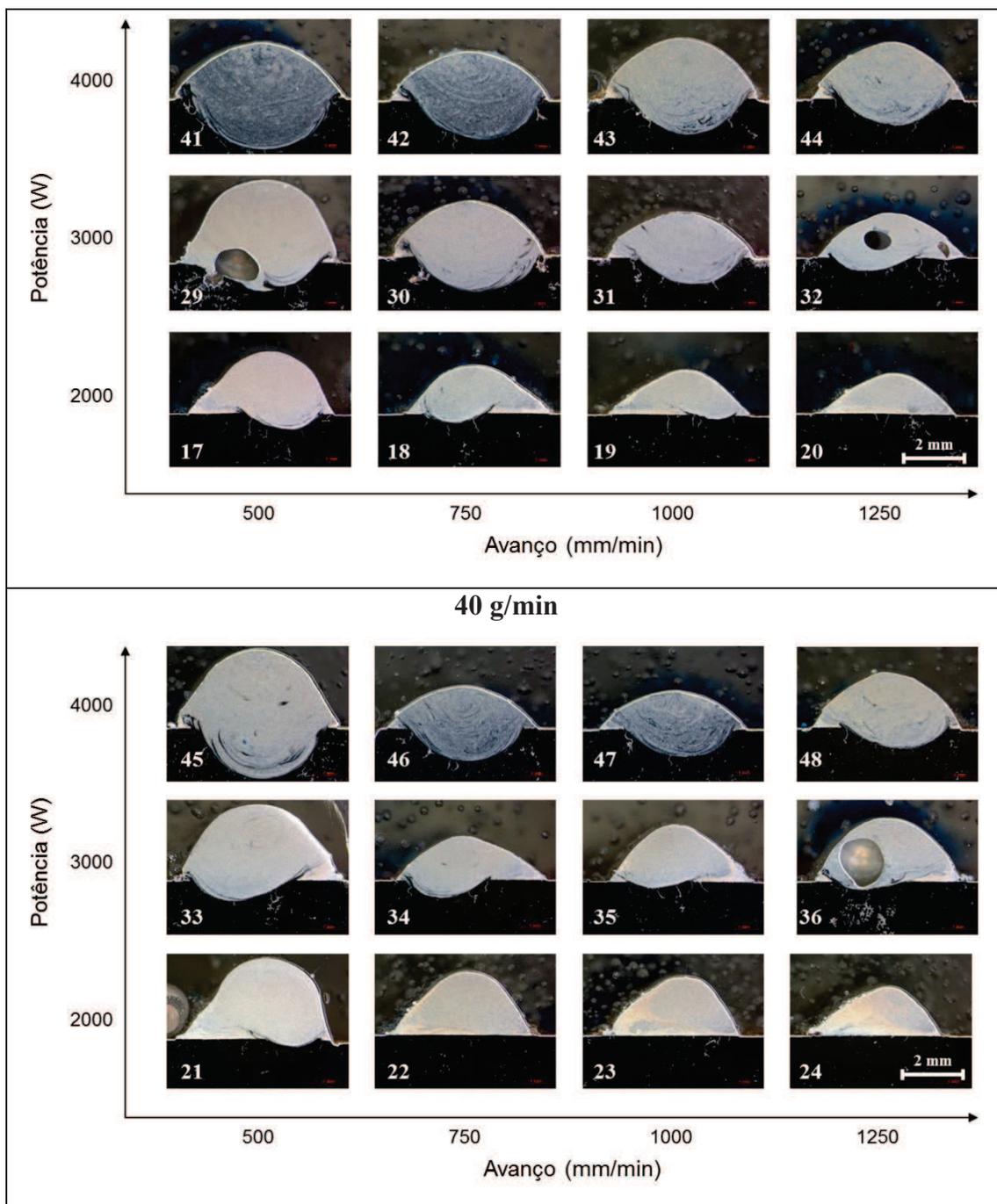
Por outro lado, o ensaio de líquido penetrante no pó Metco 1030 revelou trincas transversais em todos os cordões, havendo apenas algumas diferenças entre as quantidades delas nos cordões, variando de três até mais de dez. A diferença na incidência de trincas produzida pelos dois materiais de adição é, provavelmente, devido à maior presença de carbonetos finos espalhados em uma matriz martensítica na liga Metco 1030, que são responsáveis por aumentar a dureza do cordão e por apresentarem um coeficiente de dilatação térmica diferente do material base. Por esta análise, aliada àquelas da composição química e DRX, espera-se que este revestimento seja muito mais duro que o pó Metco 1040.

5.2.2.2 *Macrografias da seção transversal*

Os cordões com 1000 W de potência não foram preparados devido aos resultados negativos que foram encontrados no exame visual e no ensaio por líquidos penetrantes. As imagens das seções transversais dos cordões obtidos com o pó Metco 1040 podem ser vistas na Figura 68.

Figura 68: Seção transversal dos cordões depositados com o pó Metco 1040.





Fonte: Autor.

A partir das seções transversais, foram medidas a altura e largura do cordão, assim como a área fundida do substrato e área depositada, para calcular a diluição. Os resultados estão apresentados na Tabela 21.

Tabela 21: Resultado das medições de altura, largura e diluição dos cordões depositados com o pó Metco 1040.

| Amostra | Altura (mm) | Largura (mm) | Dil. (%) | Amostra | Altura (mm) | Largura (mm) | Dil. (%) |
|---------|-------------|--------------|----------|---------|-------------|--------------|----------|
|---------|-------------|--------------|----------|---------|-------------|--------------|----------|

| | | | | | | | |
|-----------|-------|-------|-------|-----------|-------|-------|-------|
| 13 | 1,735 | 4,735 | 17,12 | 31 | 1,464 | 4,629 | 27,96 |
| 14 | 1,086 | 4,675 | 24,05 | 32 | 1,397 | 4,623 | 14,37 |
| 15 | 0,987 | 4,415 | 13,74 | 33 | 2,413 | 4,987 | 10,70 |
| 16 | 0,867 | 4,307 | 3,89 | 34 | 1,391 | 4,702 | 17,20 |
| 17 | 1,954 | 4,536 | 8,68 | 35 | 1,821 | 4,55 | 4,56 |
| 18 | 1,526 | 4,487 | 5,77 | 36 | 2,027 | 4,633 | 3,83 |
| 19 | 1,420 | 4,447 | 0,12 | 37 | 1,367 | 5,073 | 57,16 |
| 20 | 1,287 | 4,334 | 0,00 | 38 | 1,375 | 4,98 | 45,23 |
| 21 | 2,600 | 4,973 | 2,42 | 39 | 1,086 | 4,821 | 42,93 |
| 22 | 2,020 | 4,536 | 0,00 | 40 | 0,801 | 4,722 | 47,89 |
| 23 | 1,887 | 4,530 | 0,00 | 41 | 1,795 | 5,338 | 43,01 |
| 24 | 1,573 | 4,373 | 0,00 | 42 | 1,576 | 4,96 | 37,27 |
| 25 | 1,338 | 4,763 | 46,59 | 43 | 1,921 | 4,781 | 29,63 |
| 26 | 1,268 | 4,591 | 34,54 | 44 | 1,807 | 4,76 | 22,60 |
| 27 | 1,02 | 4,484 | 33,33 | 45 | 2,483 | 5,053 | 31,94 |
| 28 | 0,821 | 4,623 | 38,59 | 46 | 1,353 | 4,773 | 36,48 |
| 29 | 2,596 | 4,927 | 18,56 | 47 | 1,225 | 4,656 | 33,42 |
| 30 | 1,767 | 4,848 | 33,83 | 48 | 1,553 | 4,693 | 19,28 |

Fonte: Autor.

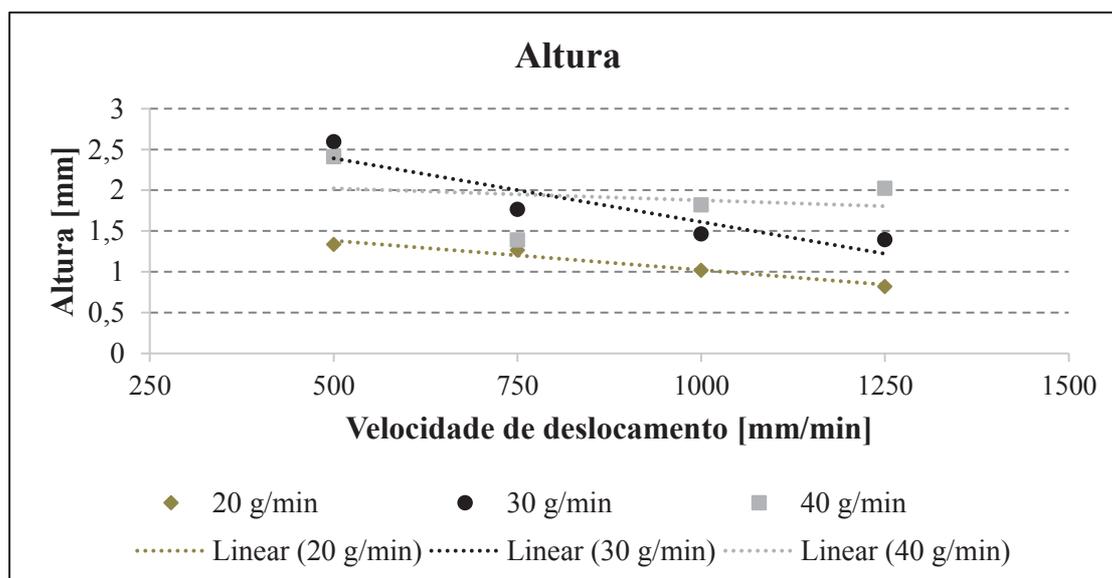
A partir das imagens da Figura 69, observou-se uma tendência de redução na diluição a partir do aumento da velocidade para mesma potência de laser. Adicionalmente, para velocidade constante, o aumento da potência promove o aumento da diluição. É possível observar que a diluição tende a diminuir, conforme a taxa de alimentação aumenta. Isso acontece, devido ao pó atuar como uma barreira ao laser, diminuindo sua intensidade sobre o substrato. Por outro lado, nota-se uma tendência no aumento da altura e na área depositada, para vazões mais elevadas. A altura dos cordões tende a aumentar conforme se aumentar a taxa de alimentação para as mesmas variáveis de potência e velocidade, bem como de diminuir, conforme se aumenta a velocidade de deposição para os mesmos parâmetros de potência e taxa de alimentação. Todas as relações entre os parâmetros de processo e as características do cordão corroboram o que é encontrado na literatura, de trabalhos como os de (LIU et al., 2017; OLIVEIRA; OCELI; HOSSON, 2005; PAREKH; KUMAR; PATEL, 2016).

OLIVEIRA; OCELI; HOSSON (2005), avaliaram em seu trabalho os efeitos da variação dos parâmetros de deposição na altura, largura e diluição dos cordões. Em seu estudo afirmam que, por exemplo, a altura do cordão depende basicamente da razão entre a taxa de alimentação e a velocidade de deposição. Já a largura do cordão sofre mais influência da razão entre a potência e a velocidade de deposição, enquanto que a diluição é proporcionalmente linear ao parâmetro $\sqrt{PS/F}$, onde P é potência, S é a velocidade de deposição e F a taxa de alimentação do pó.

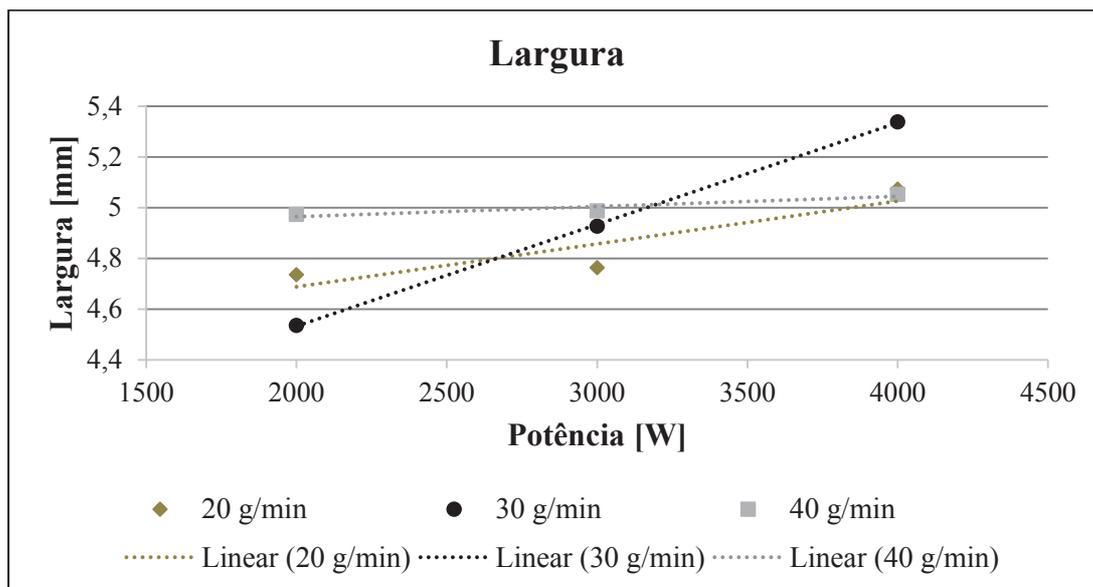
A análise macrográfica dos cordões mostrou que, para os três parâmetros de taxa de alimentação do pó testados, as tendências de variação das características geométricas dos cordões e da diluição em função dos parâmetros de processo foram similares àquelas apresentadas na literatura. Para representar melhor estas tendências, os valores de altura, largura e diluição dos cordões, estão apresentados nos gráficos da Figura 69, relacionados com os parâmetros que mais influem nesses valores (OLIVEIRA; OCELI; HOSSON, 2005). Para a representação gráfica da influência sobre a altura, o gráfico foi elaborado para uma potência fixa de 3000 W; enquanto para diluição e largura definiu-se como parâmetro fixo a velocidade de 500 mm/min.

Figura 69: Gráficos de altura, largura e diluição dos cordões em função de suas variáveis principais.

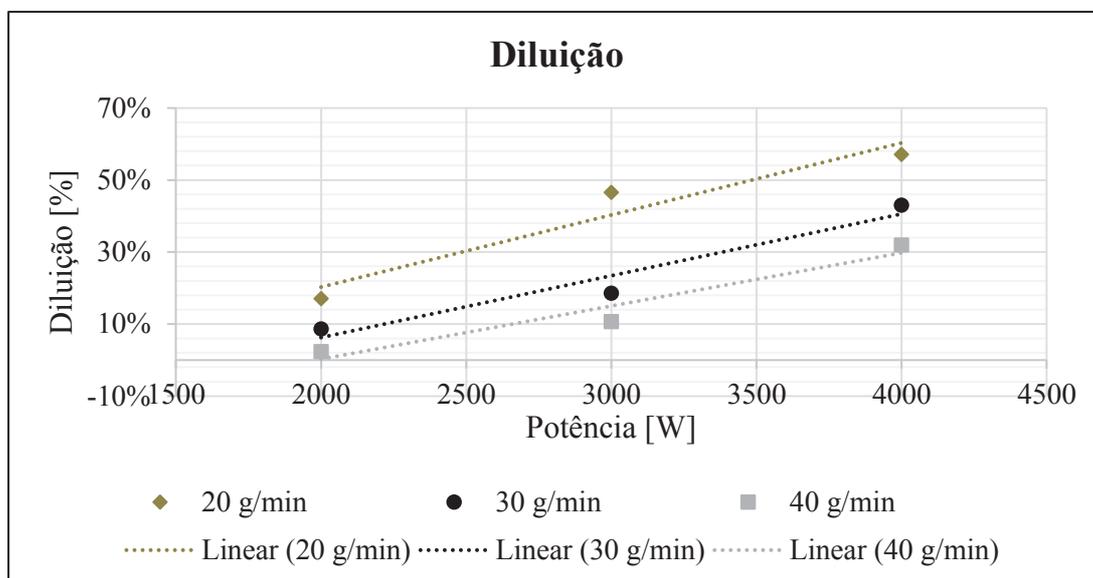
Potência de 3000 W



Velocidade de 500 mm/min



Velocidade de 500 mm/min



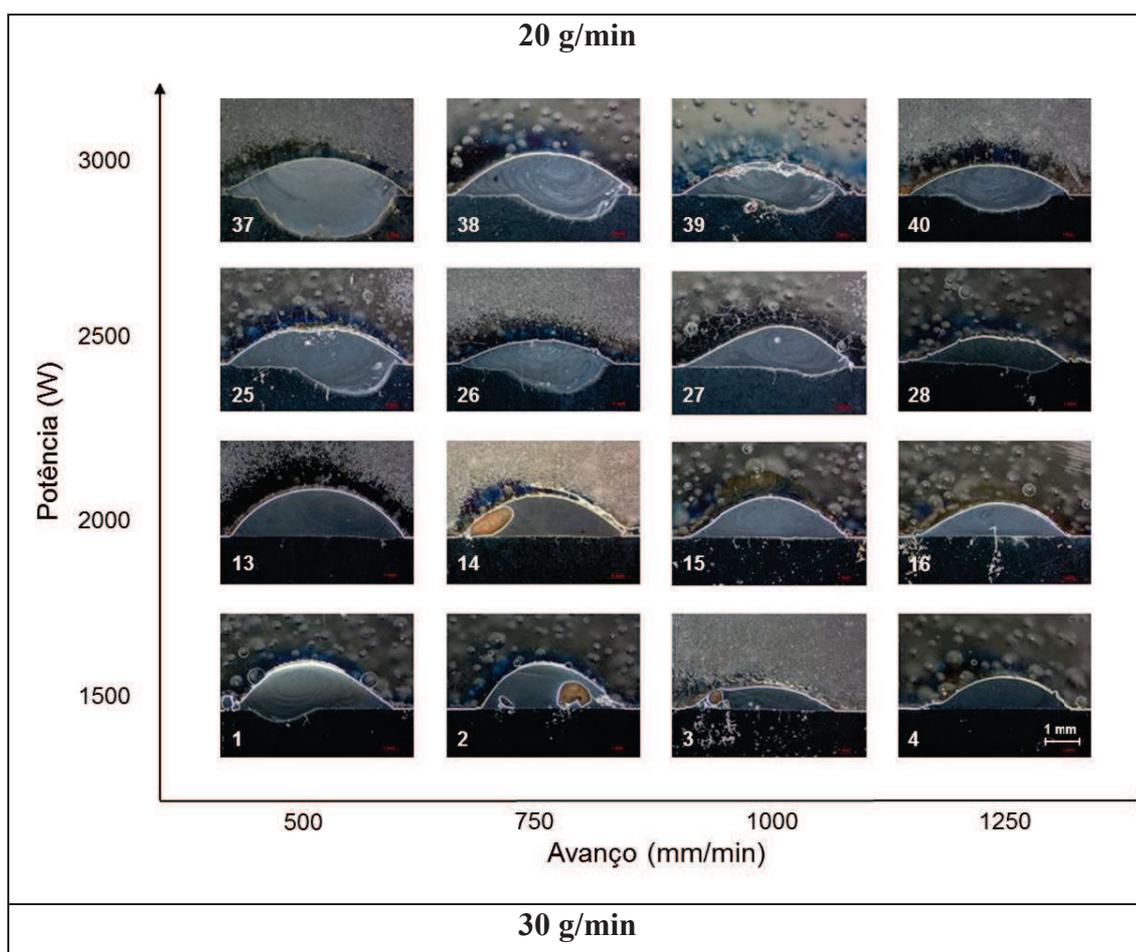
Fonte: Autor.

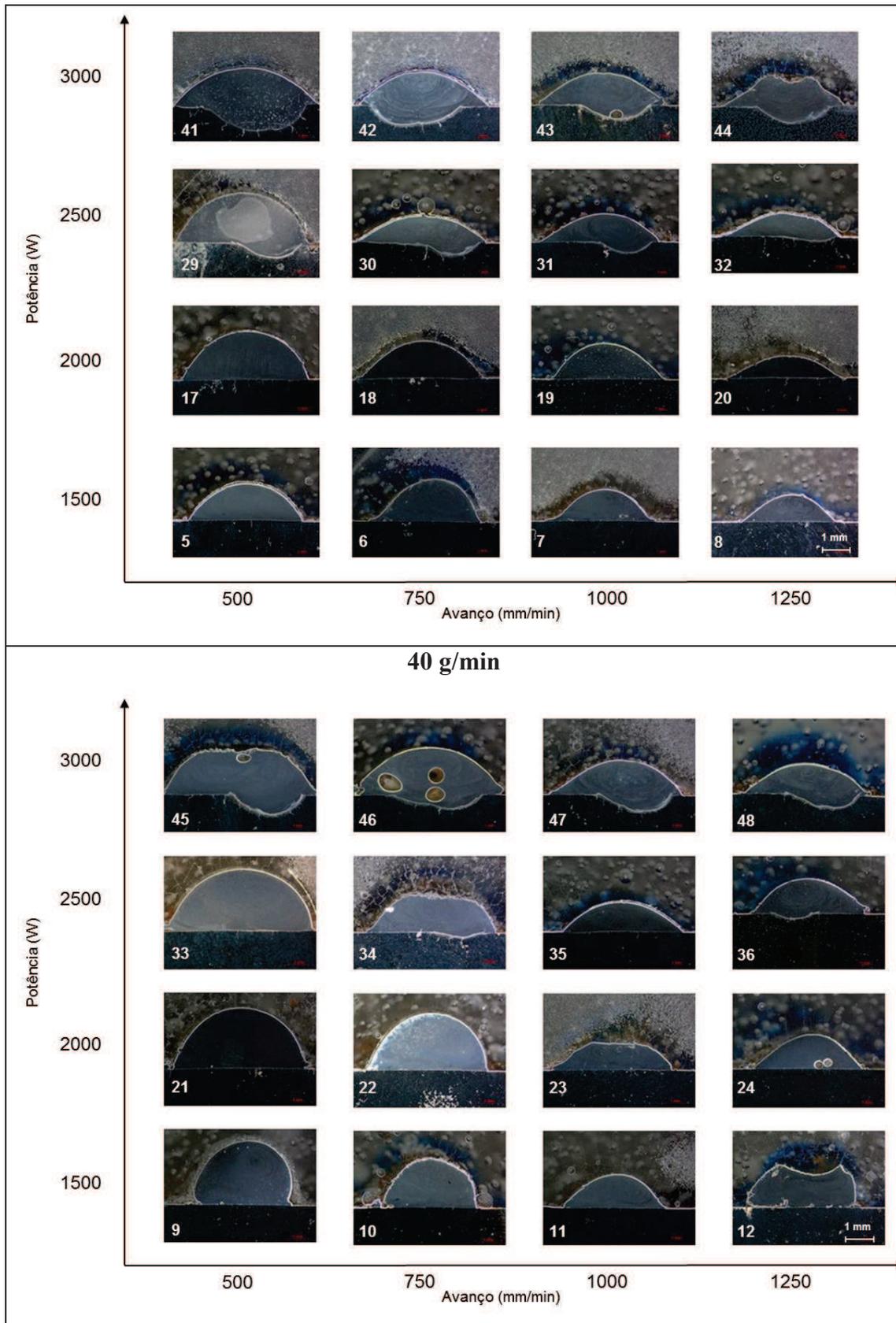
Os gráficos apresentados corroboram os resultados apresentados na literatura, no que diz respeito às tendências de variação dos valores de altura, largura e diluição (OLIVEIRA; OCELI; HOSSON, 2005). Nota-se, entretanto, que nos cordões obtidos com taxa de alimentação de 40 g/min, a largura e altura não seguiram as mesmas tendências que aquelas para as outras vazões. Na altura, percebe-se uma inconsistência, pois não apresenta a tendência lógica de diminuir a altura ao aumentar a velocidade, como ocorreu com as outras vazões. Na largura, também se nota um comportamento atípico, visto que não houve um aumento desse valor com o aumento da potência, conforme a tendência observada com as outras vazões.

Já o comportamento de diluição, apresentou resultados condizentes com a literatura, que possui tendência de aumentar com o aumento da densidade de energia de deposição (OLIVEIRA; OCELI; HOSSON, 2005).

Como apresentado anteriormente, com o pó Metco 1030 foram depositados 96 cordões, para um total de 48 combinações de parâmetros, ou seja, foram depositados 2 cordões para cada combinação. Todos os 96 cordões foram cortados e preparados para análise macrográfica da seção transversal. Entretanto, como foi observada elevada repetitividade (os 2 cordões depositados com uma determinada combinação foram similares), será apresentado apenas um cordão dos 2 obtidos para cada combinação de parâmetros, e por isso as numerações foram refeitas entre 1 e 48. As imagens das seções transversais dos cordões podem ser vistas na Figura 70.

Figura 70: Seções transversais dos cordões depositados com o pó Metco 1030.





Fonte: Autor.

Após a preparação dos cordões, as seções transversais foram medidas quanto à altura, largura e diluição e os resultados estão apresentados na Tabela 22.

Tabela 22: Resultado das medições de altura, largura e diluição dos cordões depositados com o pó Metco 1030.

| Amostra | Altura (mm) | Largura (mm) | Dil. (%) | Amostra | Altura (mm) | Largura (mm) | Dil. (%) |
|---------|-------------|--------------|----------|---------|-------------|--------------|----------|
| 1 | 1,395 | 4,614 | 11,24 | 25 | 1,052 | 5,087 | 34,22 |
| 2 | 0,757 | 4,304 | 4,17 | 26 | 0,913 | 4,704 | 22,39 |
| 3 | 0,661 | 4,278 | 0,00 | 27 | 1,191 | 4,948 | 7,87 |
| 4 | 0,947 | 4,219 | 0,00 | 28 | 1,226 | 4,670 | 11,09 |
| 5 | 1,411 | 4,446 | 0,80 | 29 | 1,522 | 5,374 | 11,04 |
| 6 | 1,435 | 4,000 | 0,00 | 30 | 1,009 | 4,965 | 17,94 |
| 7 | 1,217 | 3,678 | 0,00 | 31 | 1,087 | 4,461 | 12,66 |
| 8 | 1,035 | 3,661 | 0,00 | 32 | 0,913 | 4,400 | 9,22 |
| 9 | 2,026 | 4,383 | 0,00 | 33 | 1,713 | 5,183 | 5,10 |
| 10 | 1,737 | 3,780 | 0,00 | 34 | 1,404 | 4,763 | 2,04 |
| 11 | 1,209 | 3,730 | 0,00 | 35 | 1,278 | 4,652 | 3,37 |
| 12 | 1,314 | 3,203 | 0,00 | 36 | 1,296 | 4,226 | 2,24 |
| 13 | 1,200 | 4,922 | 6,28 | 37 | 1,052 | 5,322 | 48,74 |
| 14 | 0,669 | 4,609 | 11,82 | 38 | 1,243 | 5,165 | 25,14 |
| 15 | 1,200 | 4,557 | 0,00 | 39 | 0,922 | 4,652 | 19,33 |
| 16 | 0,783 | 4,461 | 3,09 | 40 | 0,870 | 4,557 | 23,29 |
| 17 | 1,365 | 5,043 | 2,73 | 41 | 1,365 | 5,296 | 41,30 |
| 18 | 1,452 | 4,809 | 0,00 | 42 | 1,278 | 4,913 | 29,80 |
| 19 | 1,170 | 4,320 | 0,00 | 43 | 1,209 | 4,739 | 18,20 |
| 20 | 1,400 | 4,330 | 0,00 | 44 | 1,200 | 4,635 | 27,40 |
| 21 | 2,217 | 4,904 | 0,00 | 45 | 1,748 | 5,557 | 19,96 |
| 22 | 2,078 | 4,496 | 0,00 | 46 | 1,730 | 5,417 | 10,88 |
| 23 | 1,061 | 4,395 | 0,00 | 47 | 2,053 | 5,013 | 8,09 |
| 24 | 1,104 | 4,000 | 0,00 | 48 | 1,217 | 4,617 | 14,79 |

Fonte: Autor.

A análise das imagens mostra que a maioria dos cordões, conforme esperado após o ensaio de líquido penetrante, apresentaram trincas e poros. Foi possível notar, entretanto, que as tendências de variação das características dos cordões em função dos parâmetros de processo foram similares às observadas nos cordões obtidos com o pó Metco 1040 e com os resultados publicados na literatura, que mostram uma tendência de a altura e diluição do cordão diminuírem com o aumento da velocidade de deposição. Além disso, nota-se o a tendência do aumento da altura e diluição quando aumenta a potência em uma velocidade específica.

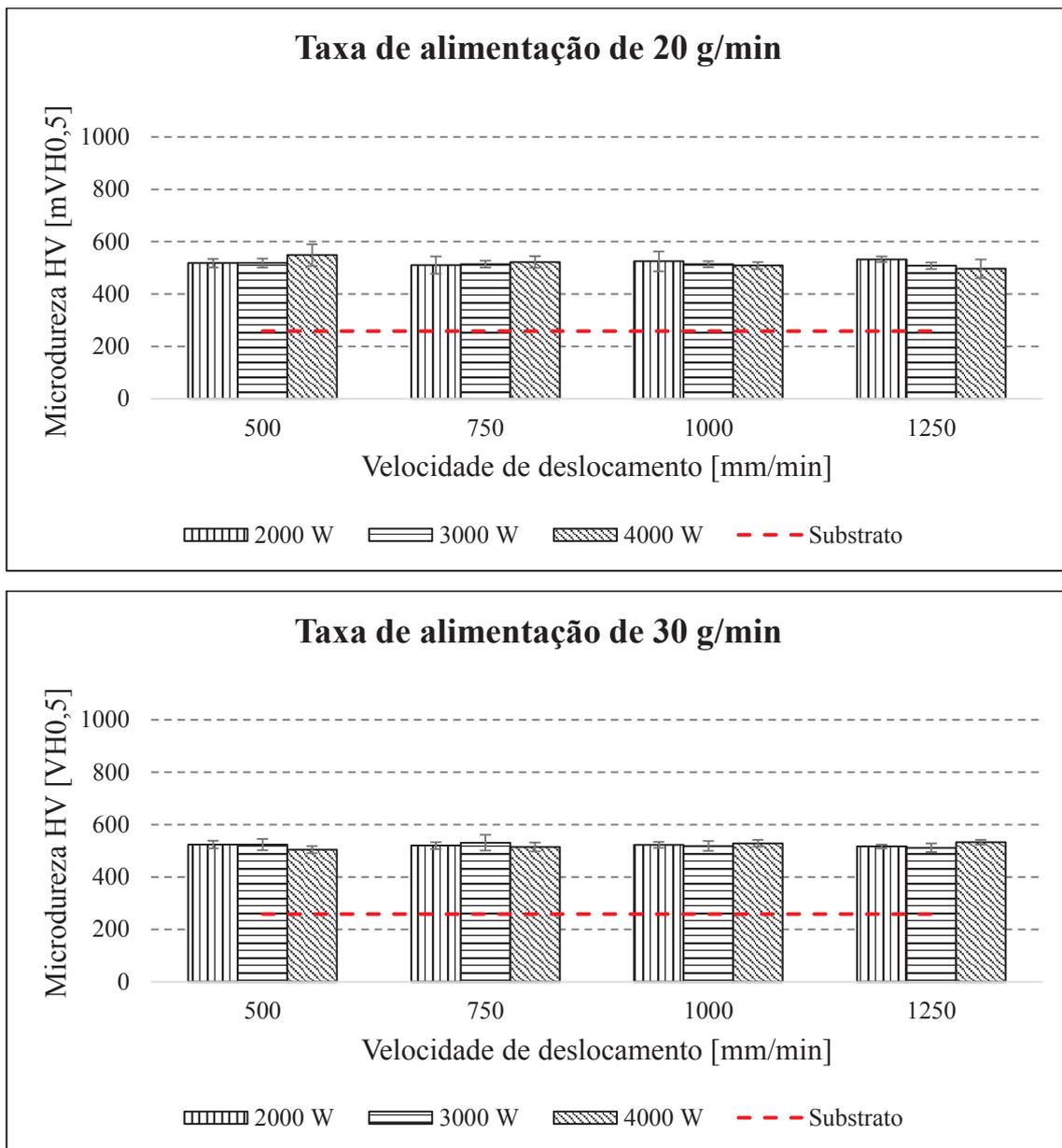
Outra característica que pode ser observada neste material é que os cordões depositados apresentaram menores diluições que aquelas obtidas com a outra liga estudada. Alguns deles não apresentaram sequer diluição perceptível no substrato. Vazões maiores apresentaram menos cordões com alguma diluição que os demais. Isso acontece, pois, com mais material sendo depositado, a energia do laser se concentra no material de adição, de modo que não há energia suficiente para fundir o substrato. Observa-se que os cordões depositados com 40 g/min apresentaram, de maneira geral, melhores condições de deposição que os demais, com menos defeitos e, conforme aumenta-se a potência do laser, há um maior molhamento e aspecto do cordão.

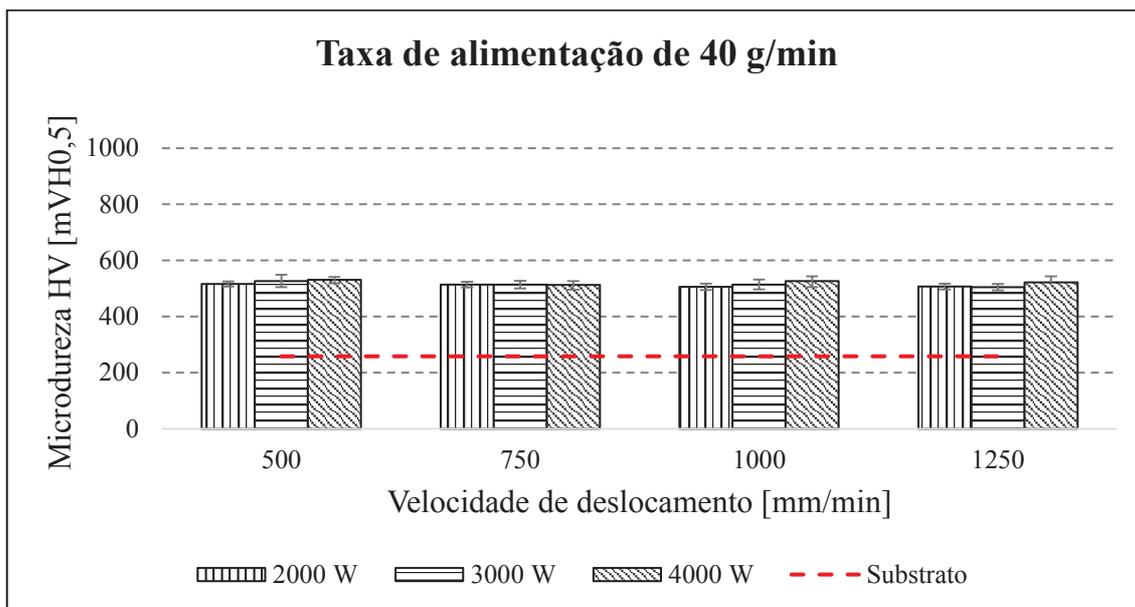
Pode ser afirmado que as tendências de variação das características do cordão em função dos parâmetros de processo são aquelas mesmas observadas nos gráficos da Figura 69.

5.2.2.3 *Microdureza*

Na sequência, foi realizada a medição da microdureza nos cordões obtidos com os dois materiais. A Figura 71 apresenta os gráficos com os resultados médios de microdureza nos cordões obtidos com a liga Metco 1040 para cada uma das vazões medidas – 20, 30 e 40 g/min. As medições foram realizadas em todos os cordões, exceto aqueles depositados com velocidade de 1250 mm/min. Essa escolha foi feita, pois com os outros resultados já é possível verificar a tendência dos resultados e evita-se poluir o gráfico com muitos dados. As medições foram realizadas apenas na ZF da camada.

Figura 71: Microdureza Vickers dos cordões da liga 1040 em função das vazões de 20, 30 e 40 g/min.



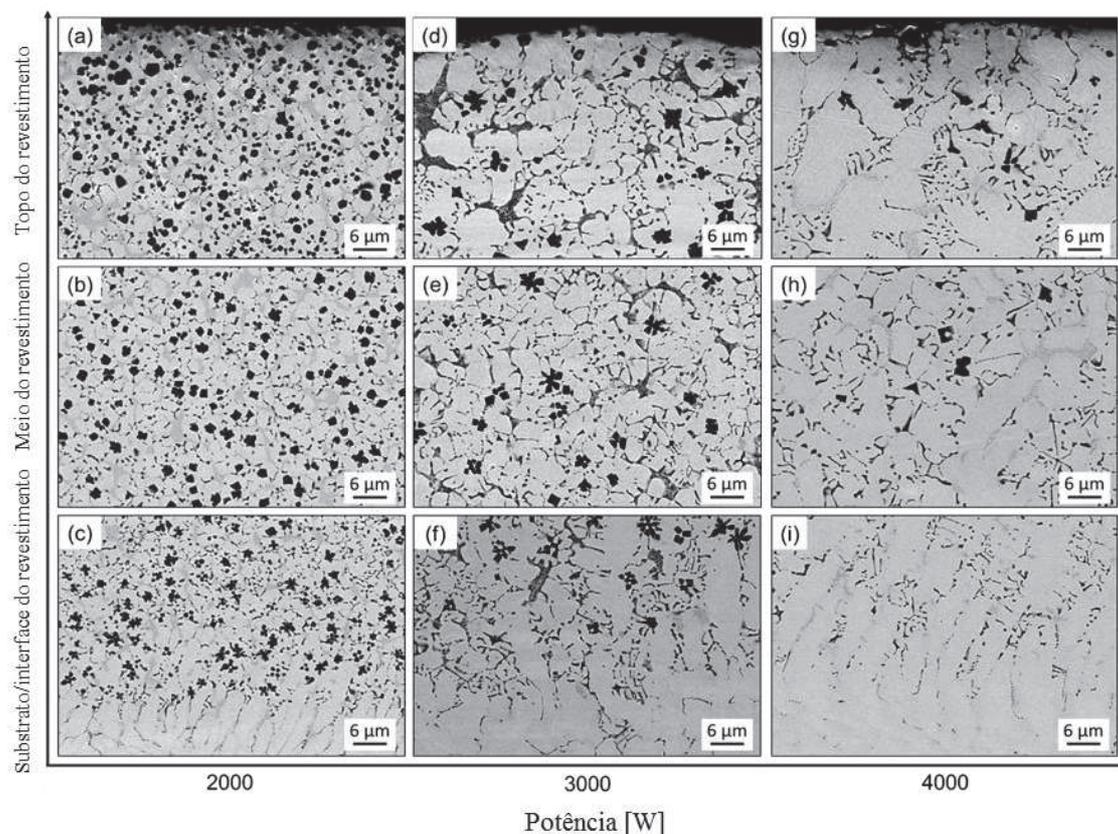


Fonte: Autor.

Analisando os resultados de microdureza foi possível observar que todos os cordões medidos apresentaram durezas muito similares, de aproximadamente de 520 Vickers, contra 258 HV do substrato de Hadfield. Com isso, conclui-se que, independentemente dos parâmetros utilizados, não houve influência da densidade de energia na microestrutura a ponto de alterar a dureza do cordão depositado.

Para melhor compreender os resultados de microdureza e correlacioná-los com a microestrutura, foram comparadas as microestruturas obtidas com três potências diferentes (2000, 3000 e 4000 W) com o pó Metco 1040, para a mesma velocidade de 500 mm/min e com a taxa de alimentação de 20 g/min. As microestruturas obtidas com essas três potências podem ser vistas na Figura 72, que apresenta as três regiões de cada cordão: face (ou topo), região intermediária e raiz (perto da interface cordão-substrato).

Figura 72: Microestruturas dos cordões 13, 27 e 37 obtidos com o pó Metco 1040, em três regiões dos mesmostopo, meio e raiz (interface cordão-substrato).



Fonte: Autor.

Nota-se pela imagem, que as microestruturas obtidas com as três potências são formadas basicamente por uma matriz austenítica, rica em carbonetos de vanádio, conforme visto na análise do pó. Entretanto, observa-se que conforme a potência aumenta, o tamanho dos grãos dendríticos da matriz tende a aumentar, tendência que também ocorre para os carbonetos precipitados.

Nota-se, que na potência de 2000 W, os carbonetos de vanádio são finos e estão dispersos na matriz austenítica, e conforme aumenta a potência (e, neste caso, também aumenta a energia), os precipitados tendem a coalescerem e apresentarem tamanhos maiores, devido às menores taxas de resfriamento. Essa variação da microestrutura é suficiente para explicar as pequenas variações entre as microdurezas medidas nas amostras. A presença dos carbonetos dispersos na matriz explica a elevada dureza, próxima de 520 HV.

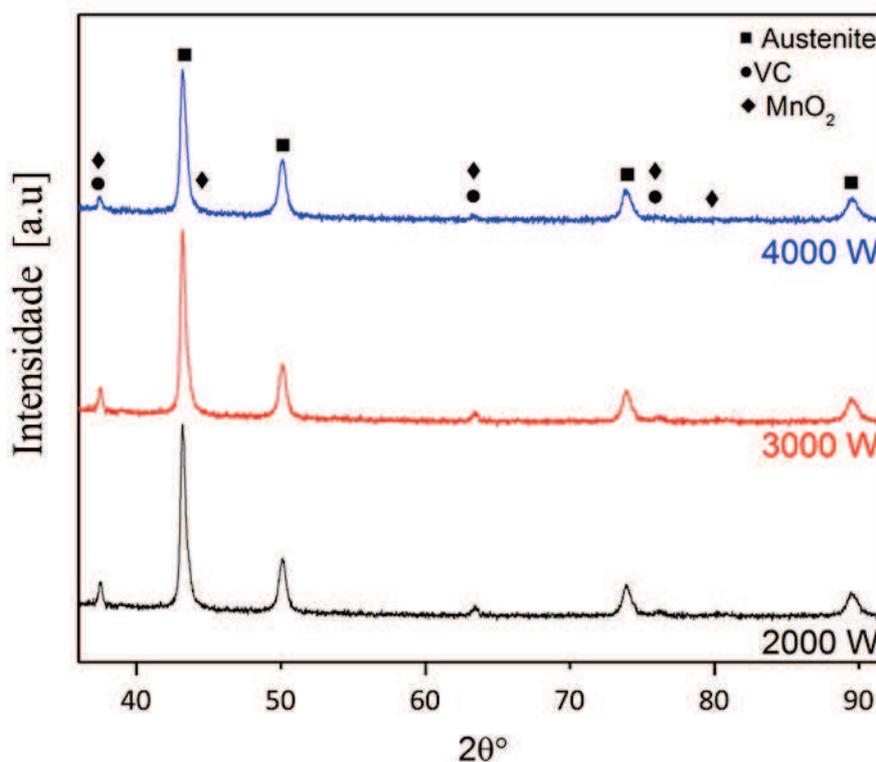
A Figura 73 mostra os difratogramas de DRX dos revestimentos obtidos com as potências do laser de 2000, 3000 e 4000 W e velocidade de deposição de 500 mm/min.

Verifica-se que os três difratogramas apresentam praticamente as mesmas fases, com leves alterações das intensidades dos picos. Essa análise mostra que mesmo com a variação da densidade de energia, dada pela variação da potência, não houve mudança significativa das fases presentes na microestrutura, o que corrobora os resultados de dureza.

É possível também observar que as fases encontradas nos cordões são aquelas mesmas encontradas no próprio pó, assim como são os mesmos os elementos encontrados na composição química. Com isso, é possível dizer que o material possui uma fase muito característica de austenita, dada pela presença da matriz de ferro e dos picos encontrados em $43,2^\circ$, $50,3^\circ$, $73,9^\circ$ e $89,7^\circ$ e planos cristalográficos de 111, 002, 022 e 113, segundo o cartão JCPDS 96-720-4808.

A presença de carboneto de vanádio foi encontrada através do cartão JCPDS 96-900-8765, pelos picos nos ângulos $37,2^\circ$, $62,8^\circ$ e $75,3^\circ$, com os planos cristalográficos em 111, 022 e 113, respectivamente. Além destas duas fases, foi encontrado também a presença de MnO_2 , dada pelos picos em $37,7^\circ$, $43,9^\circ$, $63,8^\circ$ e $80,7^\circ$, com os planos cristalográficos de 222, 004, 044 e 444, respectivamente.

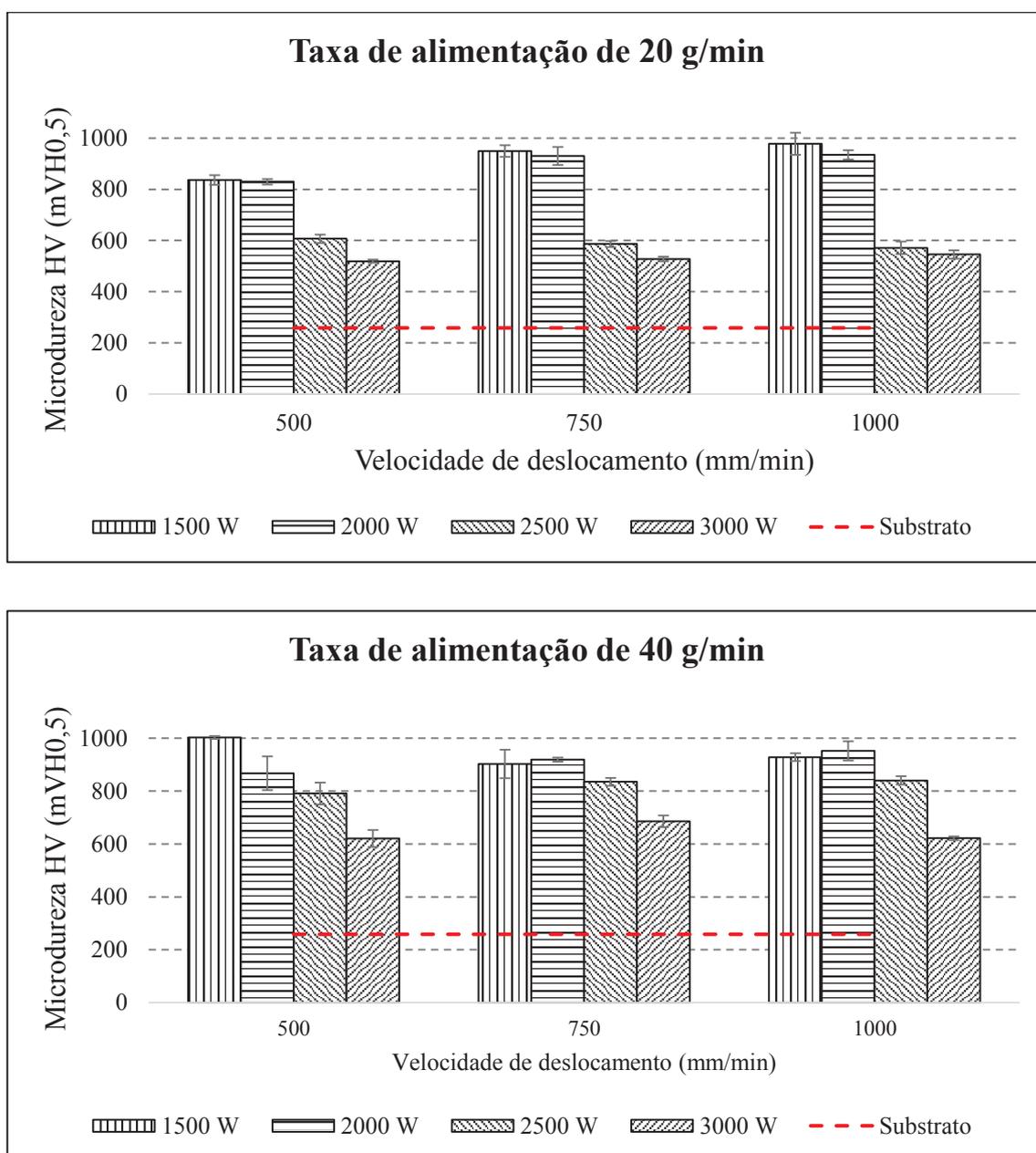
Figura 73: Difratogramas de raios-X de camadas depositadas com o pó Metco 1040 utilizando as potências de 2000 W, 3000 W e 4000 W e velocidade de deposição de 500 mm/min.



Fonte: Autor.

As análises de microdureza dos cordões obtidos com o pó Metco 1030 foram realizadas em todas as quatro potências, entretanto, foram limitadas às vazões de 20 e 40 g/min e às velocidades de 500, 750 e 1000 mm/min. Essa escolha foi feita, para permitir observar na Figura 74 a tendência de variação da dureza em função de tais parâmetros. Os gráficos foram feitos em função da potência, para vazões fixas de 20 e 40 g/min.

Figura 74: Microdureza Vickers dos cordões obtidos com o pó Metco 1030.



Fonte: Autor.

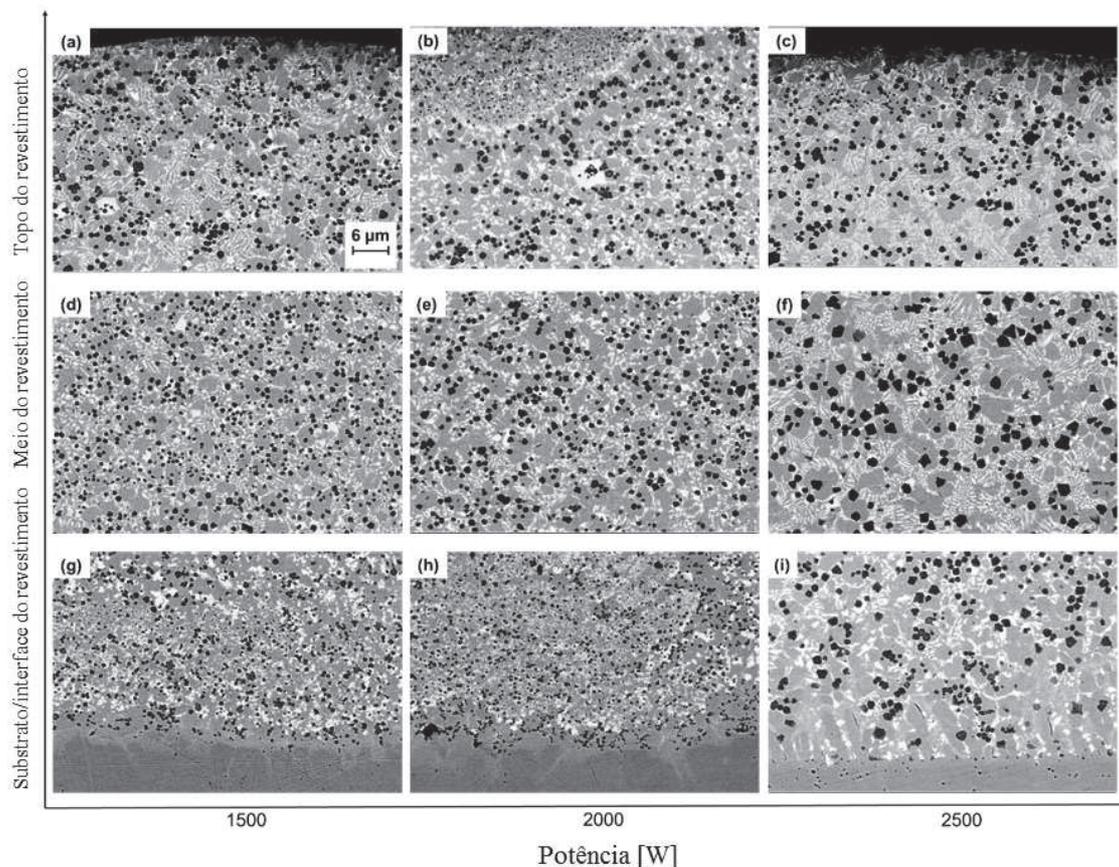
Analisando os gráficos é possível destacar que o aumento da potência tende a diminuir a dureza do revestimento, independente da taxa de alimentação. Nota-se também, que em vazões mais altas, a dureza, de forma geral, tende a ser mais alta, devido a menor diluição e consequente difusão do substrato para a camada. O aumento da velocidade não foi um parâmetro determinante na dureza dos cordões. As potências mais baixas apresentaram durezas próximas de 1000 HV, enquanto potências de 3000 W apresentaram durezas abaixo de 600 HV.

Um dos fatores que pode causar essa redução na dureza é o aumento do tamanho dos carbonetos de vanádio (e, portanto, a perda de coerência com a matriz) devido ao aumento da densidade de energia e à maior diluição dos cordões (GHAYOOR et al., 2020). A Figura 75 mostra o aumento do tamanho dos grãos e tamanho dos carbonetos com o aumento da potência do laser para a mesma velocidade de deposição (1000 mm/min) na taxa de alimentação de 40 g/min. Essa correlação é visível na Figura 74, onde para o mesmo valor de velocidade de varredura, a dureza diminui com o aumento da potência do laser. Em outras palavras, o aumento da potência do laser promove a diminuição da taxa de resfriamento, aumentando o tamanho dos grãos. Quanto maior o tamanho do grão, menor é a dureza da microestrutura.

Pode-se também correlacionar a microdureza com a densidade de energia. A maior densidade de energia utilizada no processo foi de 72 J/mm² na amostra 23, que resultou na menor dureza, cerca de 519 HV. Para os valores de dureza mais altos, em torno de 1000 HV, a densidade de energia foi 36 J/mm² para a amostra 9 e 24 J/mm² para a amostra 23.

A partir da variação da dureza obtida pela mudança de parâmetros, pode-se concluir que o endurecimento se deve principalmente pelo tamanho e distribuição dos carbonetos. Quanto menor o tamanho, menor será a distância média entre os precipitados e maior tende a ser a coerência entre os precipitados e a matriz. Os grãos mais finos para potências menores também ajudam no aumento da dureza (MAJUMDAR; MANNA, 2012). Esses dois efeitos contribuem para dificultar o movimento das discordâncias e, portanto, contribuem para o aumento da resistência mecânica e da dureza.

Figura 75: Efeito da potência do laser na variação da microestrutura em várias regiões dos cordões depositados com uma velocidade de varredura de 1000 mm/min.



Fonte: Autor.

Para avaliação da microestrutura, as análises transversais das amostras 11, 23 e 35 foram realizadas por apresentarem melhores características de geometria, como um baixo ângulo de molhamento (que tem relação com a razão entre a largura e altura dos cordões), que é uma característica importante quando vai ser realizada sobreposição de cordões, (OLIVEIRA; OCELI; HOSSON, 2005). Além disso, foram escolhidos por terem sido feitos com maior velocidade de deposição, o que está associado a uma maior produtividade, considerando a aplicação. A Figura 75 mostra que a microestrutura do revestimento é composta por uma matriz martensítica, carbonetos de vanádio distribuídos heterogeneamente (precipitados escuros e esféricos) e lamelas de boreto de molibdênio (fase branca e lamelar). A precipitação dos carbonetos de vanádio ocorreu entre as dendritas ou células diretamente a partir da fase líquida antes da solidificação do constituinte eutético (LEUNDA et al., 2011).

A proporção entre o volume de carbonetos e o volume da matriz desempenha um papel importante na resistência ao desgaste. Um revestimento com maior fração

volumétrica de carbonetos apresenta maior resistência ao desgaste, o que também se correlaciona com maior dureza (WANG; CHEN; XUE, 2006). Nota-se que nas potências de 1500 e 2000 W, houve um aumento no tamanho dos carbonetos de vanádio e no espaçamento lamelar do Mo₂B, da região próxima ao substrato até o topo do cordão. Essa diferença de tamanho se deve às maiores taxas de resfriamento na região próxima ao substrato do que aquelas que estão em contato com o ar.

A amostra de 2500 W apresenta grãos maiores e mais segregados na matriz, quando comparada às amostras obtidas com menores potências. Isso provavelmente se deve à redução da taxa de resfriamento ao aumentar a potência, o que produz tamanhos de grão maiores (TEIXEIRA et al., 2017).

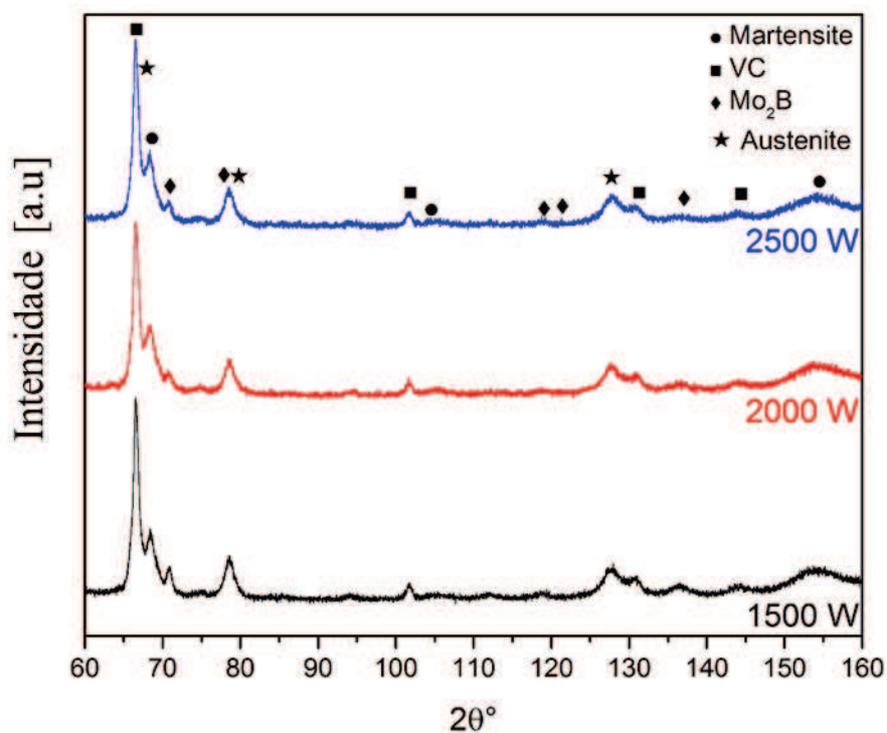
A Figura 76 mostra os difratogramas de DRX dos revestimentos obtidos com as potências do laser de 1500, 2000 e 2500 W e velocidade de deposição de 1000 mm/min. Verifica-se que os três difratogramas de DRX apresentam praticamente as mesmas fases, com as mesmas intensidades, o que mostra que a mudança no tamanho das partículas de segunda fase não é suficiente para causar mudanças significativas na constituição do material. Nota-se também, que o aumento da potência do laser para a mesma velocidade de varredura não alterou o padrão das fases, corroborando o fato de que o aumento da potência do laser não afetou o aumento da diluição neste caso.

Os perfis mostraram uma inversão da intensidade dos picos da martensita, quando comparados àquele padrão do pó. Nota-se que no pó, o pico a 68,4° foi mais intenso que os demais, mostrando o predomínio desta fase. Após a deposição, verificou-se que o pico de maior intensidade foi o do carboneto de vanádio, nos ângulos de 66,4°, 101,5°, 130,4° e 143,0°, com os planos cristalográficos de 002, 022, 113 e 222, respectivamente, seguindo a carta JCPDS 96-900-8765. A martensita, como mencionado, tem seus picos definidos em 68,5°, 105,4° e 154,0°, com os planos cristalográficos de 011, 002 e 112, identificados pela carta JCPDS 96-901-3475.

Da mesma forma que no pó, nota-se, com menor intensidade, o Mo₂B também presente nas três amostras. Os ângulos desta fase foram encontrados através da carta JCPDS 96-151-1241 e podem ser encontrados em 71,4°, 78,9°, 118,4°, 122,2° e 134,7°, com os respectivos planos cristalográficos 220, 022, 123, 330 e 240.

Note-se também, a presença de austenita retida, passando pelos picos em 66,3°, 79,3° e 126,7°, com os planos em 111, 002 e 022, identificados pela carta JCPDS 96-720-4808. Sua presença provavelmente ocorre devido às altas taxas de resfriamento impostas pelo processo.

Figura 76: Padrões de difração de raios X de camadas depositadas usando diferentes potências de laser e velocidade de deposição de 1000 mm/min.

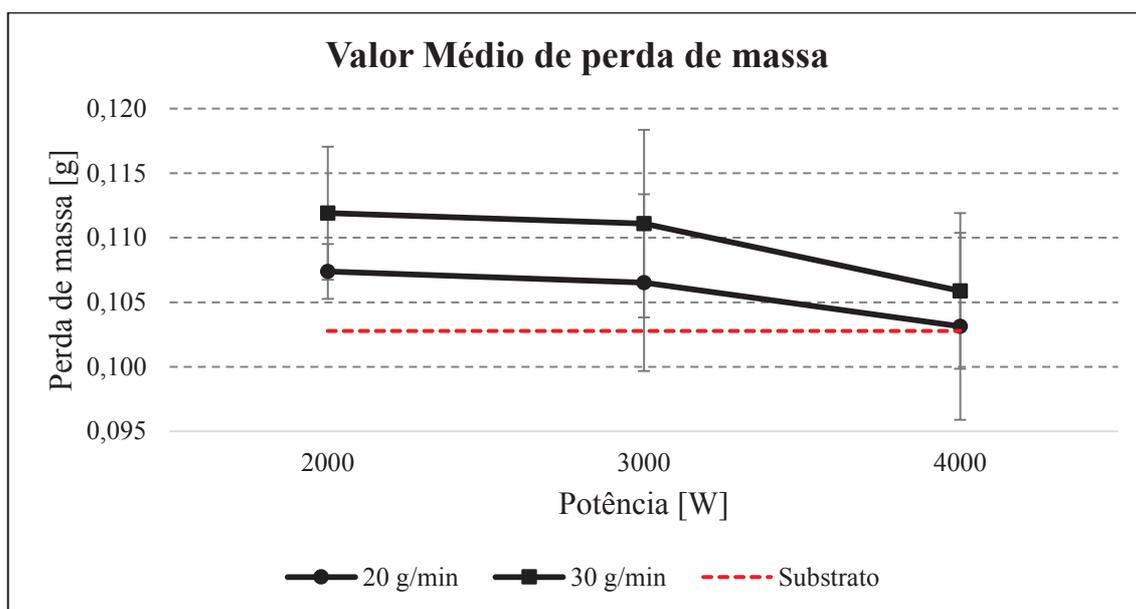


Fonte: Autor.

5.3 ENSAIO TRIBOLÓGICO

O ensaio tribológico seguiu a metodologia apresentada no item 4.3. Como as caracterizações da liga Metco 1040 apresentadas até o item anterior mostraram resultados semelhantes para todas as combinações de parâmetros, incluindo a dureza, optou-se por fazer os ensaios de desgaste apenas nos revestimentos obtidos com as vazões de 20 e 30 g/min, com a velocidade de 750 mm/min e com as três potências estudadas. Nesse teste, foram feitos 3 ensaios para cada parâmetro selecionado e o valor médio da perda de massa obtido pelo método pino-sobre-lixia do material Metco 1040 está apresentado no gráfico da Figura 77.

Figura 77: Valor médio de perda de massa das amostras da liga Metco 1040.



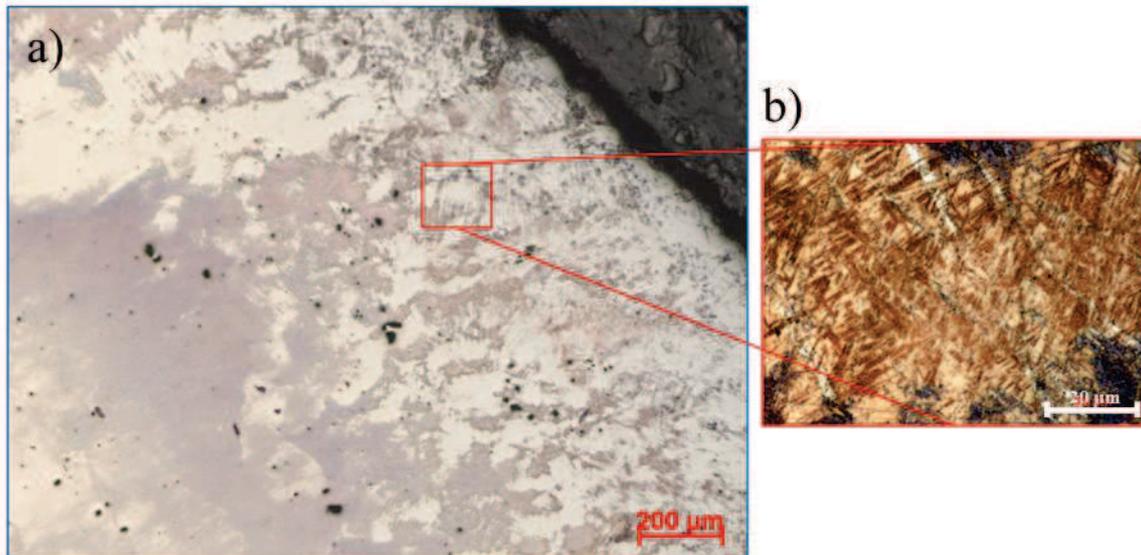
Fonte: Autor.

Nota-se, pelos resultados apresentados no gráfico, que em ambas as vazões, 20 e 30 g/min, a perda de massa foi levemente maior que o substrato, com diferença de 0,00912 g da amostra de 2000 W e 30 g/min em relação ao substrato. Percebe-se que as amostras com 20 g/min têm maior resistência média que as amostras com maior taxa de alimentação e ambas vazões seguem a tendência de aumentar a resistência ao desgaste conforme a potência é elevada. Entretanto, devido ao desvio padrão dos resultados, pode-se considerar que as amostras possuem a mesma resistência que o substrato.

Esse resultado corrobora as análises de microdureza apresentadas anteriormente, onde todas as amostras, independentemente dos parâmetros com os quais foram obtidas, apresentaram dureza similar. Entretanto, é possível notar que as amostras apresentaram a mesma resistência ao desgaste que o próprio substrato, mesmo que este tenha o resultado de dureza menor. Esse fato pode estar associado à propriedade do Hadfield de aumentar a dureza através da transformação de fase provocada pela deformação mecânica.

Para avaliar este fato, foi preparada uma amostra do aço Hadfield, retirada de um martelo de moagem usado, após o desgaste por cominuição de minérios. Sua superfície foi avaliada quanto ao perfil de microdureza e microestrutura. A imagem da microestrutura da borda e o detalhe da região martensítica podem ser vistos na Figura 78.

Figura 78: Imagem da borda de um martelo de moagem de aço Hadfield desgastado (a) e detalhe da região martensítica (b).

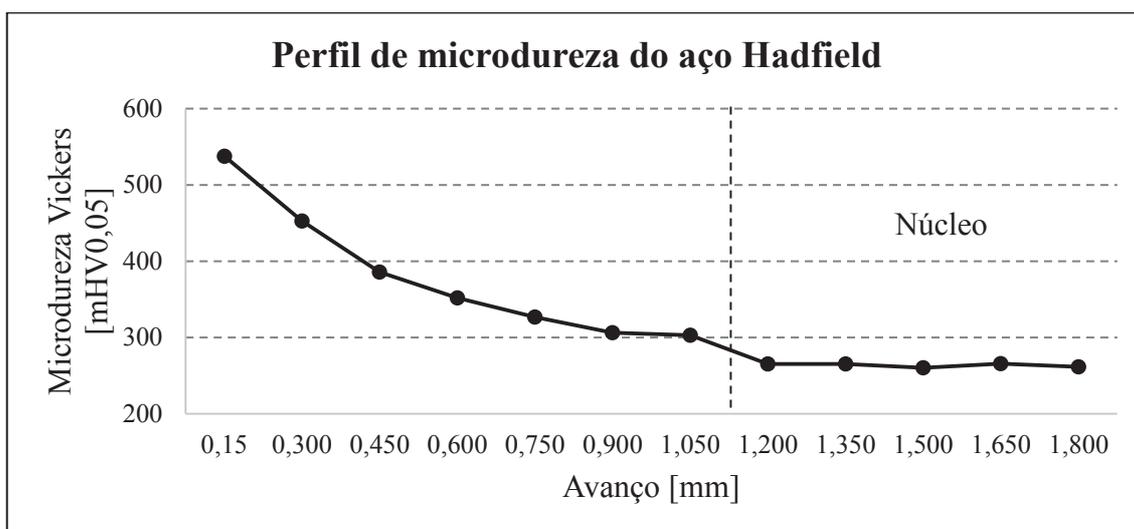


Fonte: Autor.

Na imagem é possível observar a região da borda deformada, com formação de uma estrutura martensítica, fenômeno típico em um aço com alto teor de manganês, após deformação. Nota-se, que conforme a região observada dirige-se ao núcleo da amostra, a microestrutura deixa de ser martensítica e volta a ficar austenítica. Isto comprova a influência da deformação mecânica na transformação de fase na superfície do aço.

Esta transformação de fase também é corroborada com a análise de microdureza do perfil da amostra. Para isto, o gráfico da Figura 79 apresenta o perfil de microdureza medido da borda até o núcleo da amostra.

Figura 79: Perfil de dureza do aço Hadfield.

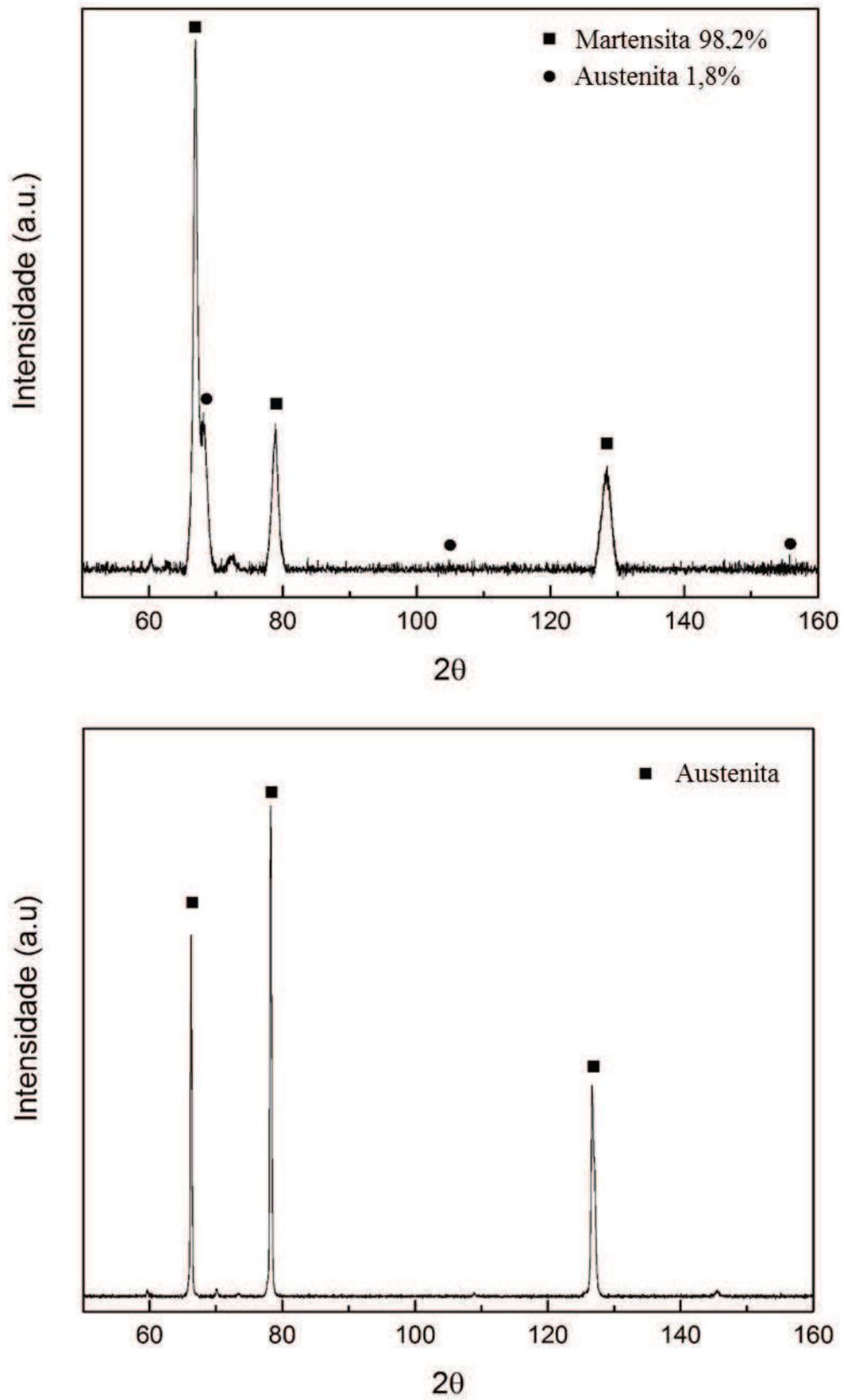


Fonte: Autor.

No perfil de microdureza da amostra do aço Hadfield é possível observar que logo na região próxima à superfície, a dureza está na faixa de 550 HV e vai diminuindo até chegar ao núcleo, atingindo cerca de 250 HV. Portanto, o aumento da dureza, causado pela transformação de fase induzida pela deformação da superfície, faz com que o aço Hadfield atinja resultados de dureza muito semelhantes do que o da liga Metco 1040, apresentados na Figura 71, o que explica a similaridade no resultado de perda de massa apresentado na Figura 77.

Para estudar ainda melhor a influência da transformação de fase induzida pela deformação na superfície do aço Hadfield, foram realizadas análises de difração de raios-X na superfície e no núcleo da amostra. Os difratogramas de raios X podem ser vistos na Figura 80.

Figura 80: Difratogramas de raios-X da superfície e do núcleo da amostra de aço Hadfield desgastada.



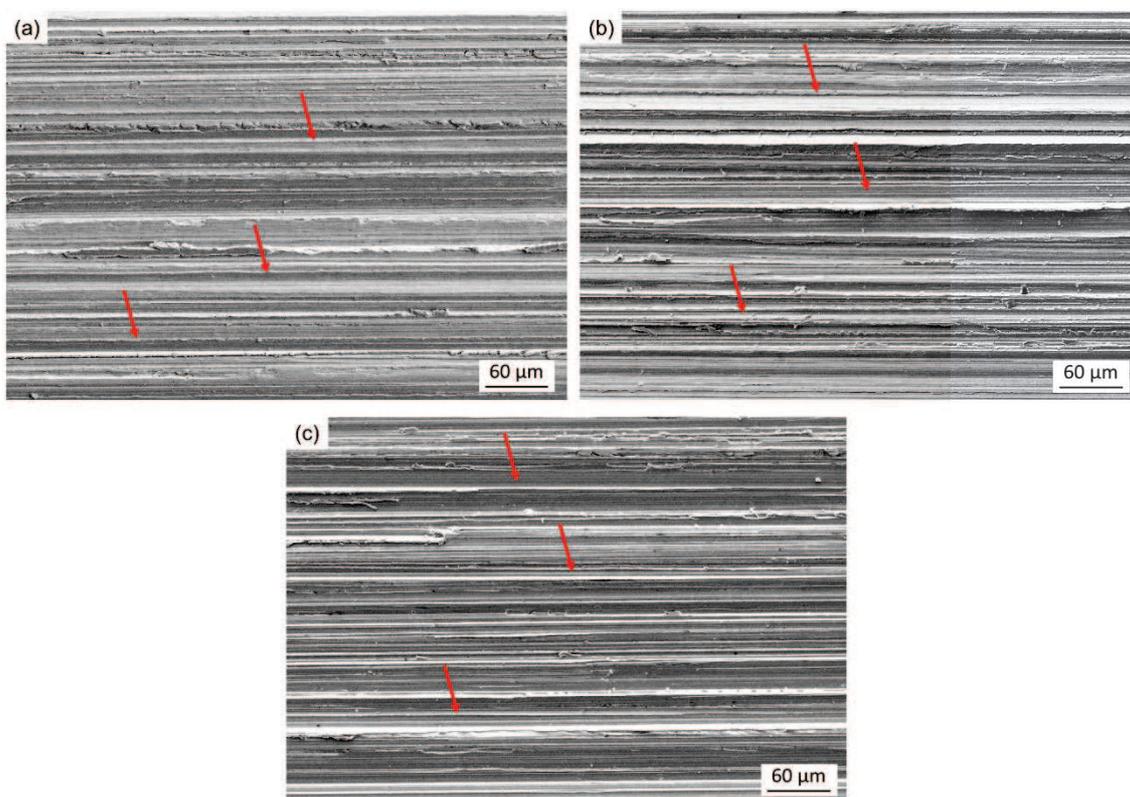
Fonte: Autor.

Na medição de fases na superfície, foram encontrados os picos em $66,9^\circ$, $79,1^\circ$ e $128,5^\circ$, que indicam a presença de ferro em sua estrutura martensítica, além dos picos em $68,7^\circ$, $105,9^\circ$ e $155,6^\circ$, que indicam a presença de ferro austenítico. Na quantificação de fases, foi medido cerca de 98,2% de martensita contra 1,8% de austenita, o que corrobora a transformação de fase encontrada na análise de imagens e nas medições de dureza.

Enquanto isso, observa-se o resultado oposto na medição no núcleo da amostra, onde existem somente picos da fase austenita, mas não da martensita.

Para avaliar as trilhas de desgaste das amostras utilizadas no ensaio de pino-sobre-lixas, foram realizadas imagens pela técnica de microscopia confocal, com ampliação de 1000x, nas amostras A1 e A5 (amostras 14 e 38, respectivamente), escolhidas neste caso, por terem apresentado os valores médios máximo e mínimo nesta amostragem, além de corresponderem à máxima diferença de potência, de 2000 W e 4000 W. A Figura 81 apresenta as imagens das trilhas das amostras revestidas e do substrato feitas por microscopia eletrônica de varredura.

Figura 81: Superfícies desgastadas das amostras revestidas (a) A1 (b) A5 e (c) do substrato.

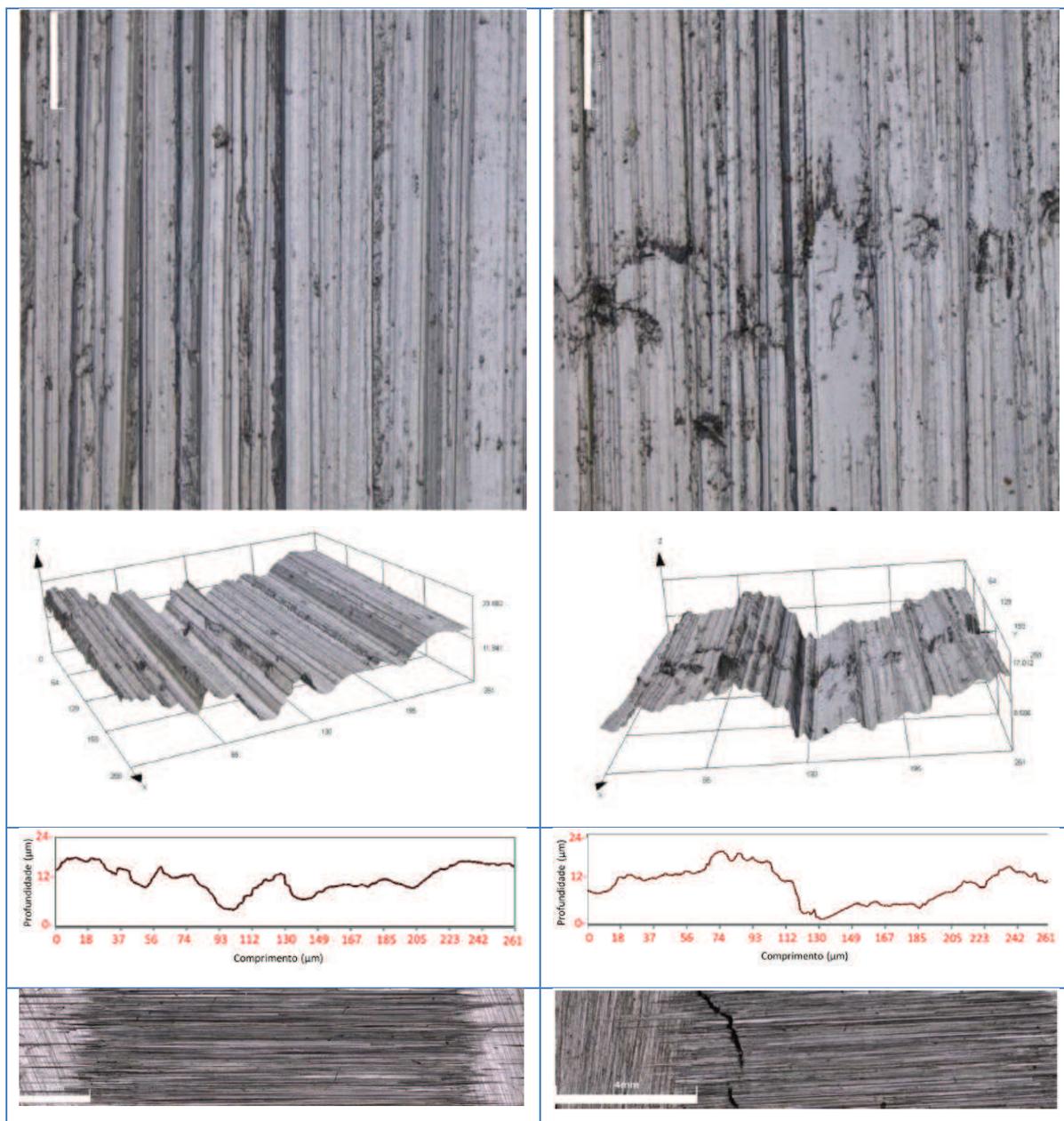


Fonte: Autor.

Nota-se, nas imagens, que as trilhas das amostras revestidas A1 e A5 se assemelham com a do substrato. Apresentam, larguras semelhantes e aspecto de trilhas formadas em materiais mais dúcteis.

Outras imagens das trilhas de desgaste nas amostras revestidas e os respectivos perfis são mostrados na Figura 82.

Figura 82: Imagem das trilhas de desgaste e dos perfis das amostras revestidas A1 e A5.



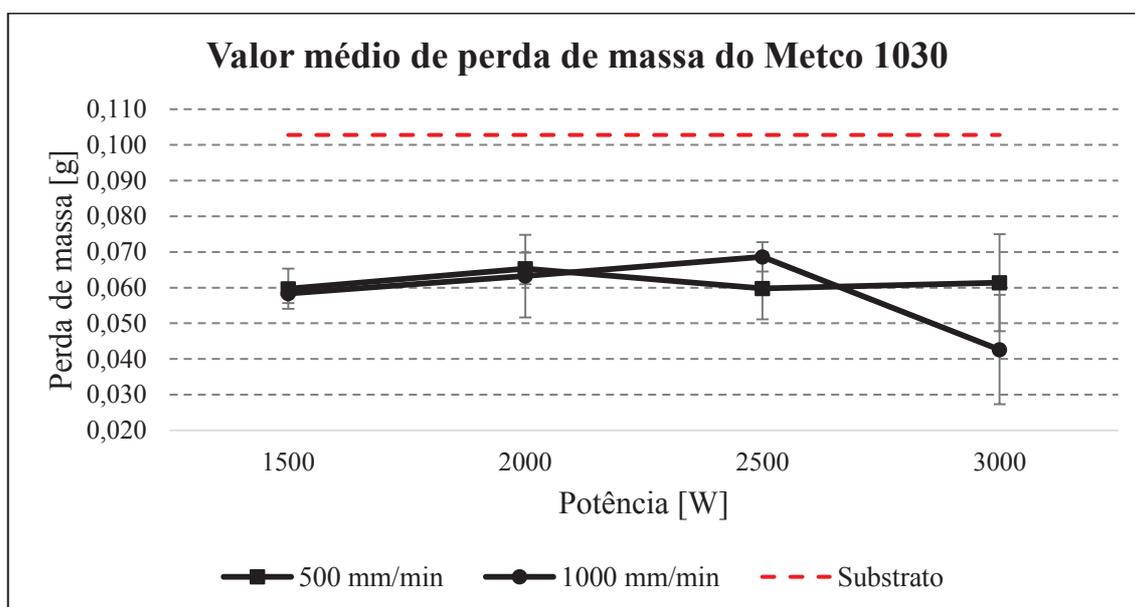
Fonte: Autor.

As trilhas de desgaste nas duas amostras, mostram características muito similares. Nota-se, que as trilhas de desgaste apresentam larguras e profundidades

semelhantes, o que corrobora os resultados de perda de massa. É possível observar também, trincas superficiais na região de ensaio, provavelmente devido ao processo de deposição, mas que podem ter sido estimuladas pelas tensões decorrentes do ensaio. Entretanto, não afetaram nos resultados, visto a semelhança entre todas as amostras.

Para os ensaios de desgaste da liga Metco 1030, foram escolhidas as amostras obtidas com a taxa de alimentação de 40 g/min, com todas as quatro potências estudadas e as velocidades de 500 e 1000 mm/min. Estas amostras foram escolhidas devido aos bons resultados de dureza apresentados e para verificar a tendência de variação da perda de massa em função da velocidade ao utilizar uma determinada potência. Os resultados de perda de massa podem ser vistos na Figura 83.

Figura 83: Valor médio de perda de massa das amostras da liga Metco 1030.



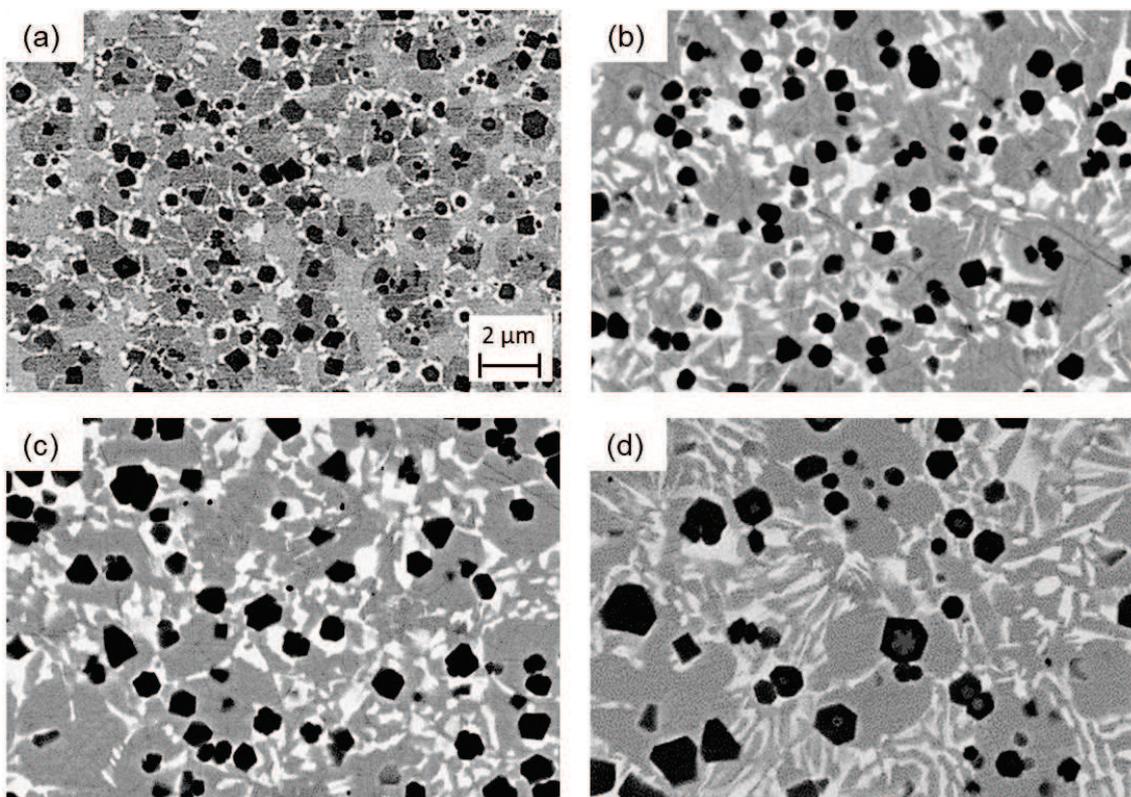
Fonte: Autor.

Observa-se, que os valores de perda de massa das amostras da liga Metco 1030 foram menores que os da liga Metco 1040 e do substrato Hadfield, o que é muito importante para esta pesquisa, pois mostra que um dos materiais estudados é promissor para utilização na aplicação de resistência ao desgaste. Esta maior resistência ao desgaste provavelmente se deve à grande quantidade de carbonetos de vanádio dispersos na matriz martensítica. Parece haver uma relação entre a dureza e a resistência ao desgaste, pois o revestimento com as durezas de 800 e 1000 HV apresentou uma resistência ao desgaste de 30 a 40% superior àquela do substrato. Como a perda de massa é pequena, a sensibilidade do teste também é importante a ser considerada e, portanto, pode-se dizer

que todas as amostras apresentam resultados semelhantes aos observados em outros estudos pino-sobre-lixo (KOSTRYZHEV et al., 2020). A resistência ao desgaste ocorre, em partes, devido aos carbonetos que se projetam acima da superfície da matriz, e podem protegê-la temporariamente de mais desgaste. Essa proteção ocorre porque os carbonetos salientes evitam o contato direto entre a superfície da amostra e a lixa (VARDAVOULIAS, 1994). Os carbonetos protuberantes podem fornecer pontos de ancoragem para resíduos de desgaste, favorecendo sua compactação e sinterização, obtendo a formação de um tribocamada protetora estável (FENG et al., 2020; ZHU et al., 2019).

É possível observar uma tendência de aumento da resistência ao desgaste quando se aumenta a velocidade de deposição. Essa tendência pode ser observada ao comparar os resultados das amostras com potências maiores, que inclusive apresentaram as diferenças mais significativas. Esse resultado pode ser explicado pela maior quantidade de carbonetos finos espalhados na matriz. Quanto maior a velocidade, menor é a densidade de energia e, conseqüentemente, menores e mais espalhados serão os carbonetos e maior será a resistência ao desgaste. Esta lógica é usada na avaliação feita na Figura 75, que apresentou o maior crescimento dos grãos para densidades de energias mais elevadas, visto o crescimento do grão pelas menores taxas de resfriamento. A Figura 84 apresenta os detalhes comparativos dos grãos e dos carbonetos em três condições de densidades de energia. É possível verificar com um aumento de 15.000 vezes: em (a) a microestrutura do pó, com os carbonetos de vanádio dispersos por toda a matriz martensítica; em (b), (c) e (d) observa-se a região intermediária das amostras 11, 23 e 35. Nota-se o crescimento das fases VC e Mo₂B e o maior do espaço entre elas, o que explica as variações na dureza e na resistência ao desgaste.

Figura 84: Efeito da potência do laser na microestrutura: (a) Pó, mostrado para fins de comparação; (b) amostra 11, (c) amostra 23 e (d) amostra 35 (ampliação de 15.000x).

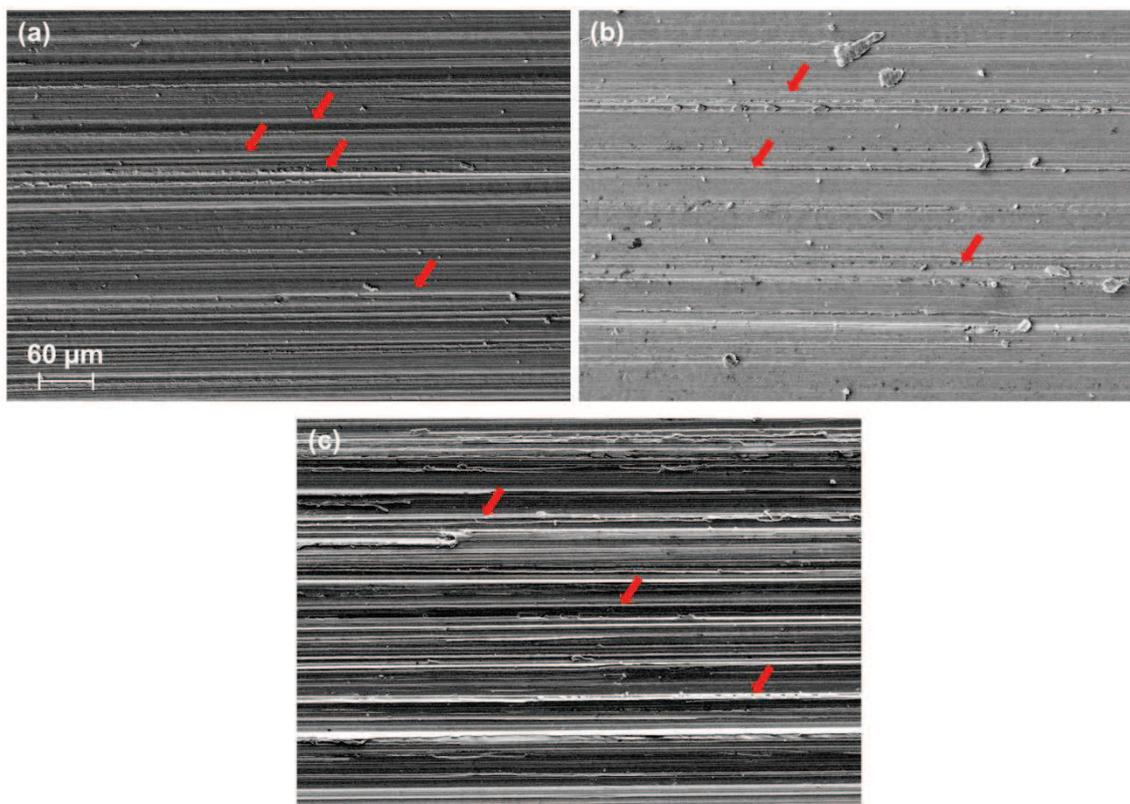


Fonte: Autor.

Na Figura 85 é possível observar as superfícies dos pinos das amostras 11, 23 e do substrato de aço Hadfield após o teste tribológico. Observa-se as marcas de desgaste caracterizadas como ranhuras alinhadas, típicas do desgaste abrasivo, apresentadas com as setas vermelhas. Em comparação com as do substrato, as ranhuras nas camadas depositadas tendem a ser mais rasas e estreitas. Isso se deve à maior dureza e menor percurso livre para o sulco na matriz do revestimento. Na maioria dos casos, quanto maior a dureza da matriz, maior será a resistência ao desgaste.

Alguns estudos relatam que a resistência ao desgaste depende da microestrutura da matriz e das características dos carbonetos dispersos (TUOMINEN et al., 2016; WANG et al., 2018; WANG; CHEN; XUE, 2006). A resistência ao desgaste de ligas de aço com alto teor de vanádio está relacionada não apenas com os teores de vanádio e carbono, mas também com a quantidade, morfologia e distribuição do carboneto de vanádio e do boreto de molibdênio (WEI; ZHU; XU, 2006).

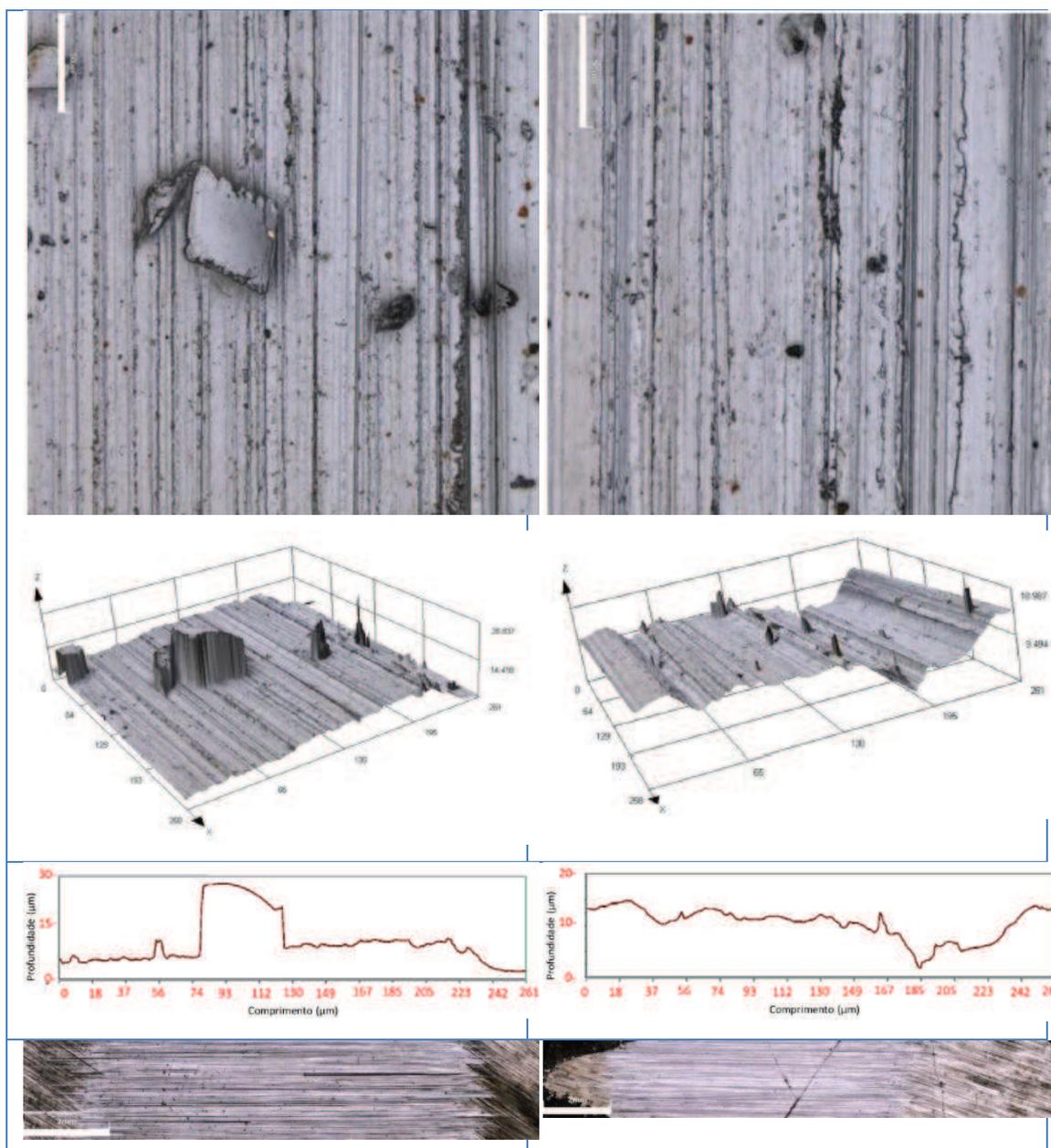
Figura 85: Superfícies desgastadas das amostras depositadas com velocidade de 1000 mm/min e potências de 1500 W (a) e 2500 W (b). A superfície de desgaste do substrato também é mostrada (c).



Fonte: Autor.

A Figura 86 apresenta as trilhas das amostras B1 e B5 (amostras 09 e 33, respectivamente) analisadas pela técnica de microscopia confocal. É possível observar que as trilhas são mais finas e mais rasas que aquelas nas amostras obtidas com a liga Metco 1040, com profundidades de trilha na ordem de 5 µm, contra 10 µm da liga Metco 1040. Entretanto, observa-se mais trincas na superfície de desgaste do que aquelas da outra liga.

Figura 86: Imagem das trilhas de desgaste e dos perfis das amostras B1 e B5. Ampliação de 1072x



Fonte: Autor.

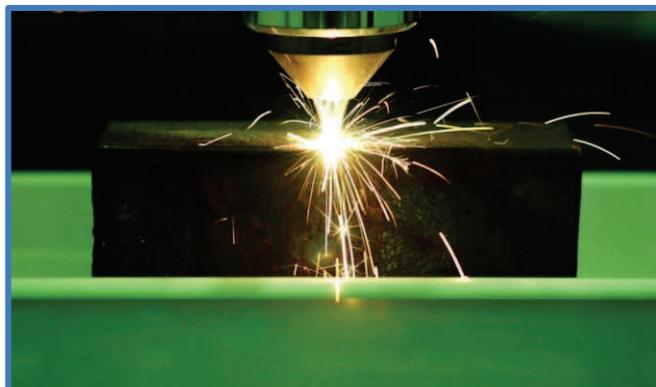
5.4 REVESTIMENTOS DOS MARTELOS

Após todas as devidas caracterizações dos revestimentos, o estudo dirigiu-se para a última etapa: a do tratamento dos martelos.

A deposição dos martelos foi feita seguindo a metodologia explicada no capítulo 4.4. Os parâmetros escolhidos para serem depositados os revestimentos nos martelos, foram os que apresentaram melhores resultados nas caracterizações anteriores e que poderiam representar melhor a tendência de variação da resistência ao desgaste dos

martelos em função dos parâmetros de deposição. O processo de deposição ocorrendo pode ser visto na Figura 87.

Figura 87: Martelo sendo revestido pelo processo laser cladding.



Fonte: Autor.

Os martelos revestidos foram avaliados em ambiente industrial, sendo testados em um moinho de martelos. O teste ocorreu por 12 h no total, sendo que após 6 h, os martelos foram todos invertidos de lado. Os martelos foram revestidos seguindo os parâmetros apresentados na Tabela 11 e as imagens com os componentes revestidos comparadas com os componentes após o ensaio no moinho, podem ser vistas na Figura 88.

Figura 88: Imagem dos martelos revestidos antes e depois dos testes em campo.

| | Antes do teste | Depois do teste |
|----|---|--|
| A1 |  |  |

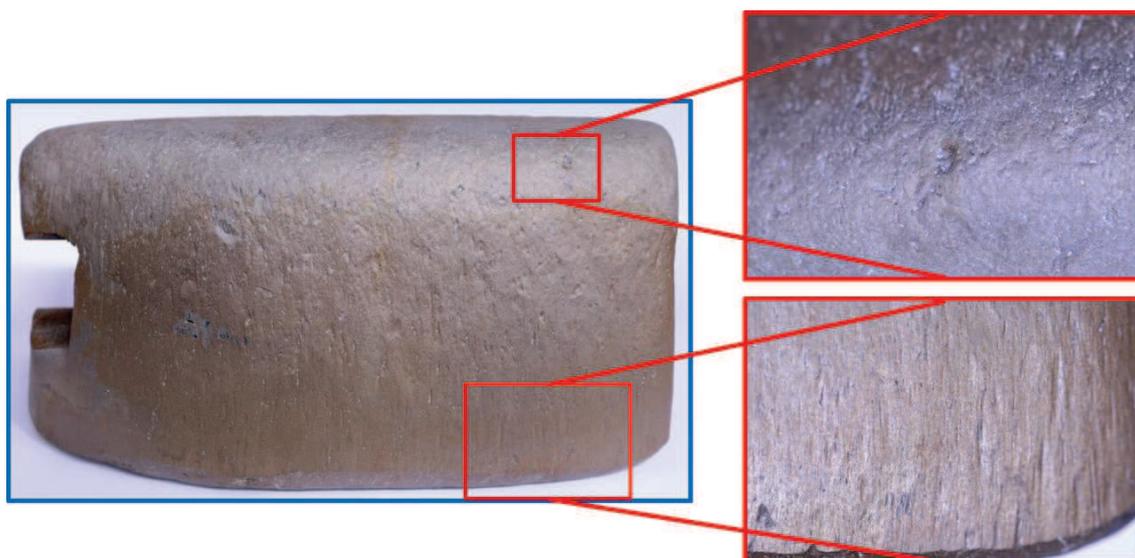


Fonte: Autor.

É possível observar que os revestimentos depositados apresentaram boa qualidade superficial, sem falta de fusão entre cordões, poros ou outros problemas de deposição. Entretanto, nos martelos A2 e A4, que foram depositados com a liga Metco 1030, foi possível notar a presença de trincas nos cordões, conforme visto nas deposições dos cordões únicos. Além disso, no final da deposição do revestimento no martelo A2, foi possível notar a presença de protuberâncias referentes a problemas de deposição de alguns dos cordões. Enquanto isso, a liga Metco 1040 apresentou um comportamento melhor, com revestimentos mais homogêneos e menor quantidade de trincas.

Em todos os martelos desgastados é possível notar o mesmo comportamento de desgaste e a remoção completa da camada revestida. Na Figura 89 é possível ver em detalhe os tipos de desgaste encontrados no martelo após a aplicação.

Figura 89: Martelo desgastado e detalhe dos desgastes por impacto (acima) e abrasivo (abaixo).



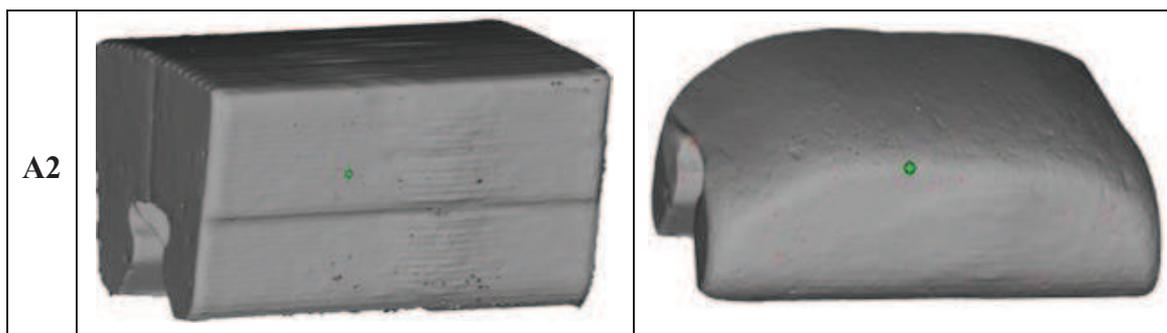
Fonte: Autor.

É possível notar na imagem, o detalhe tanto do desgaste abrasivo, apresentado pelas ranhuras longitudinais, presente em quase todo o martelo e do desgaste por impacto, visto pela formação de pequenos buracos na superfície. Isso acontece pela forma como que o minério é esmagado contra as paredes do moinho, através da rotação em alta velocidade do martelo.

Todos os martelos foram pesados antes e depois dos testes, para avaliar a perda de massa total de cada martelo após os testes. Além disso, para calcular o volume perdido após o processo, todos os martelos foram medidos antes e depois do ensaio utilizando o braço digitalizador da FARO. Para apresentar o conceito da medição, na Figura 90 estão apresentados modelos digitalizados de cada martelo revestido com certos parâmetros, antes e após o teste tribológico.

Figura 90: Imagens da digitalização dos martelos A1 e A2 antes e depois dos testes.

| | Antes do teste | Depois do teste |
|----|----------------|-----------------|
| A1 | | |



Fonte: Autor.

A digitalização feita pelo braço FARO conseguiu reproduzir integralmente os martelos, de modo que foi possível fazer a comparação das geometrias e, com base nela, calcular a perda volumétrica dos martelos. A Tabela 23 mostra os resultados de perda de massa e perda volumétrica dos quatro pares de martelos estudados, sendo os martelos revestidos comparados com os martelos sem revestimento do mesmo par.

Tabela 23: Tabela com os resultados de perda de massa e de volume dos martelos com e sem revestimentos.

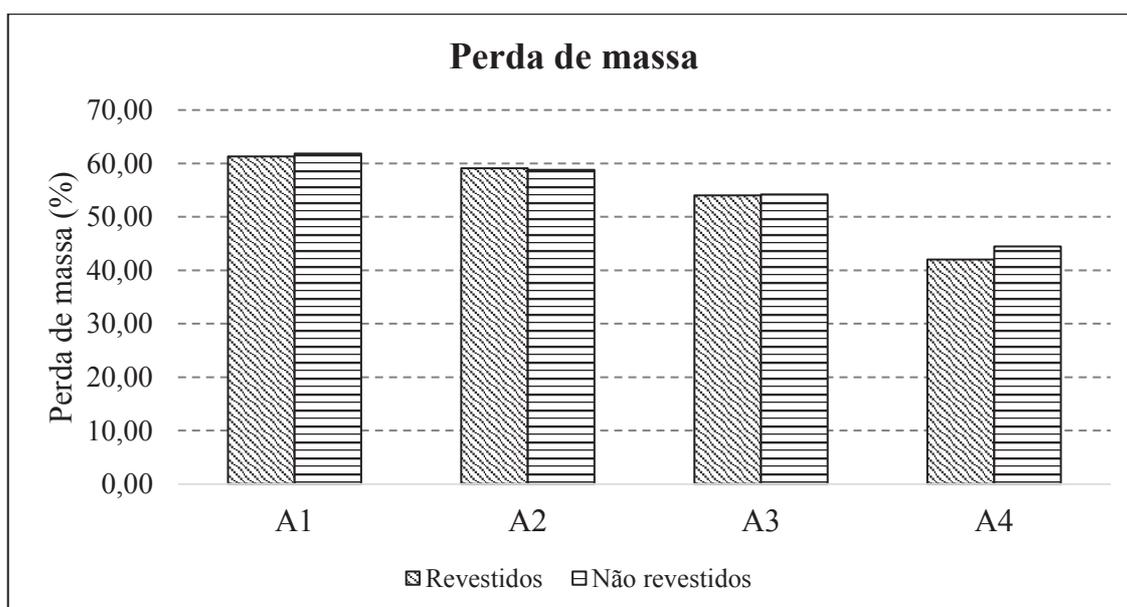
| Martelos | | Massa antes do teste em campo | Massa depois do teste em campo | Perda de massa [%] | Volume antes do teste em campo | Volume depois do teste em campo | Perda de volume [%] |
|----------|---------------|-------------------------------|--------------------------------|--------------------|--------------------------------|---------------------------------|---------------------|
| | | [kg] | [kg] | | [dm ³] | [dm ³] | |
| A1 | Revestido | 13,7 | 5,3 | 61,31 | 1,78 | 0,69 | 61,24 |
| | Não revestido | 13,1 | 5 | 61,83 | 1,7 | 0,65 | 61,76 |
| A2 | Revestido | 13,7 | 5,6 | 59,12 | 1,83 | 0,73 | 60,11 |
| | Não revestido | 13,1 | 5,4 | 58,78 | 1,7 | 0,68 | 60,00 |
| A3 | Revestido | 15 | 6,9 | 54,00 | 1,8 | 0,82 | 54,44 |
| | Não revestido | 14,4 | 6,23 | 56,74 | 1,85 | 0,8 | 56,76 |
| A4 | Revestido | 15,3 | 8,87 | 42,03 | 2 | 1,14 | 43,00 |

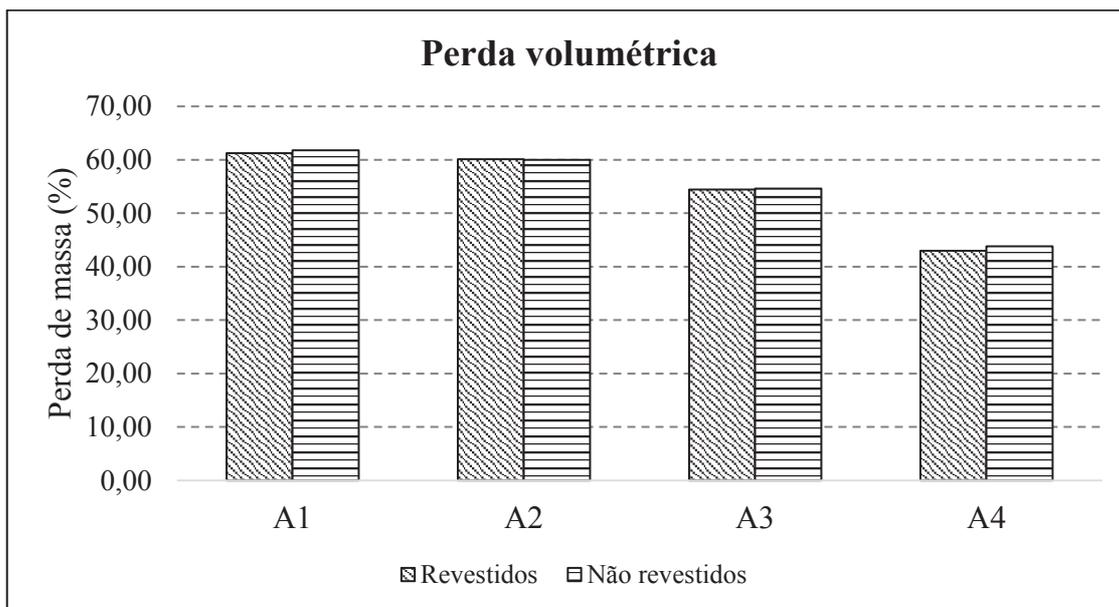
| | | | | | | | |
|--|---------------|------|---|-------|------|------|-------|
| | Não revestido | 14,4 | 8 | 44,44 | 1,85 | 1,04 | 43,78 |
|--|---------------|------|---|-------|------|------|-------|

Fonte: Autor.

Analisando a tabela é possível notar que os martelos revestidos são aproximadamente 600 a 800 gramas mais pesados que os martelos sem revestimentos, devido à quantidade de material depositado. Para visualizar melhor a relação de perda de massa e volume entre os martelos com e sem revestimentos após os testes em campo, os resultados estão apresentados em percentual de perda de massa (e de volume) nos gráficos da Figura 91.

Figura 91: Gráfico comparativo entre os martelos com e sem revestimentos com relação a perda de massa e de volume.



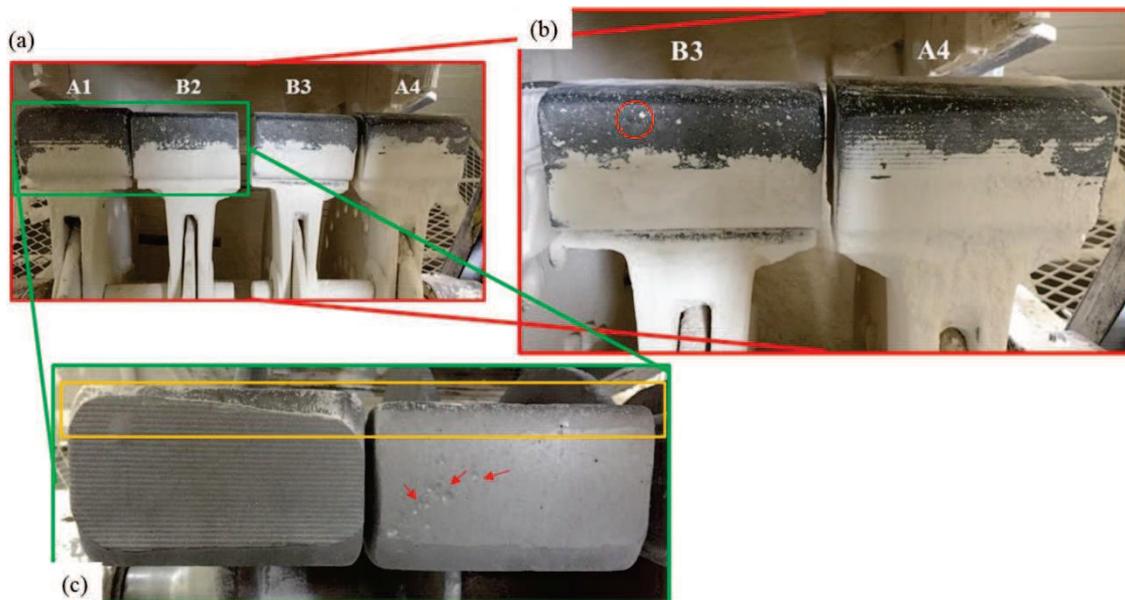


Fonte: Autor.

Pelos gráficos é possível notar que a perda volumétrica é coerente com os valores de perda de massa, pois segue a mesma tendência, o que demonstra que a técnica de medição do volume é confiável. Nota-se, entretanto, que os valores obtidos não demonstram resultados positivos quanto a resistência ao desgaste dos revestimentos neste tipo de aplicação. Observava-se que os martelos tanto revestidos, quanto não revestidos, perderam, proporcionalmente, a mesma quantidade de massa e volume, com exceção do martelo A4, que apresentou perda de massa levemente menor que o seu par sem revestimento.

A possível explicação para que todos os martelos revestidos, tenham perdido, proporcionalmente, a mesma quantidade de massa que seus pares sem revestimentos, é que, o processo de cominuição do moinho de martelos ocorre em um ambiente fechado, onde há o esmagamento dos minérios pelos martelos nas grades laterais do moinho. Junto com isso, verificou-se que o tempo de teste foi maior que o necessário, visto que após as 12 h os martelos já tinham perdido todo o revestimento. Por isso, por mais que no início do processo os martelos com revestimentos possam ter maior resistência ao desgaste que os martelos sem revestimento, como eles funcionaram por mais tempo que o necessário para avaliar a integridade da camada, o desgaste ocorreu por igual até que alcançarem as mesmas dimensões. A Figura 92 apresenta a imagem dos martelos após 1 hora de processo.

Figura 92: Martelos após 1 hora de processo de cominuição. Em (a) estão os pares dos martelos, (b) detalhe dos martelos e (c) visão frontal dos martelos.



Fonte: Autor.

É possível observar que após uma hora de processo, o martelo B3 apresenta um desgaste visivelmente mais severo que o martelo A4, apresentado na figura (b). É possível ver marcas de desgaste abrasivo e pequenos buracos (circulo vermelho) causados pelo impacto na lateral do martelo sem revestimento, enquanto as mesmas marcas não são visíveis no martelo revestido. Já comparando os martelos A1 e B2 na visão frontal, observa-se que o revestimento após uma hora, permanece presente na maior parte do martelo, com exceção dos cantos, visto o maior atrito nesta região. Todavia, percebe-se na comparação dos dois, que o martelo sem revestimento, perdeu mais material que o martelo com revestimento, principalmente nos cantos superior e inferior. Também é possível verificar marcas feitas pelo impacto dos minérios no martelo sem revestimento (flechas vermelhas), enquanto que marcas semelhantes não aparecem no martelo revestido. Isso corrobora que o revestimento consegue sustentar o desgaste impacto-abrasivo melhor que o martelo sem revestimento. Entretanto, logo após perder a camada revestida, dentro do ambiente fechado do moinho, o martelo continua seu processo de desgaste e por isso ambos apresentam similares valores de perda de mesma massa e de volume.

Portanto, pode-se dizer o revestimento apresenta tendência de resistir melhor o desgaste impacto-abrasivo em aplicações que assim o exijam, como é o caso da

mineração. Entretanto, nota-se a necessidade de haver um aumento na espessura da camada, tornando-o espesso a ponto de evitar ao máximo o contato com o substrato.

Os experimentos mostraram que esses revestimentos têm potencial para serem utilizados em outros tipos de aços como substrato, que tenham menor custo e melhor soldabilidade, podendo assim, agregar valor e aumentar a resistência ao desgaste.

6 CONCLUSÕES

Após todo o desenvolvimento desta pesquisa, fica possível de responder a questão fundamental feita no início do trabalho: • É possível depositar as ligas Metco 1030 e Metco 1040 para aumentar a performance tribológica de martelos de moagem, fabricados de aço com alto teor de manganês, que sofrem com elevado desgaste por impacto-abrasão, utilizando técnica de deposição direcionada de metais a laser – Laser Cladding?

Todavia, antes de responder esta questão, através das hipóteses levantadas, é importante pontuar as principais conclusões obtidas neste estudo.

As duas ligas metálicas em forma de pó utilizadas para deposição a laser – Metco 1040 e Metco 1030 – apresentaram características semelhantes no que diz respeito à morfologia, distribuição granulométrica, porosidade interna e presença de partículas satélites. Isso devido ao fato de ambos os materiais serem fabricados pelo processo de atomização a gás. Todas as caracterizações apontaram que os materiais têm boas características para aplicação na deposição de metais a laser.

Na pesquisa de parâmetros, o material Metco 1040 apresentou melhor característica de deposição sobre o aço Hadfield, com presença de poucas trincas, baixa porosidade interna e melhores características morfológicas do cordão depositado. Enquanto isso, a liga Metco 1030 apresentou excesso de trincas e porosidades internas, fruto da elevada dureza provocada pela composição química rica, que resulta numa matriz martensítica, na qual há numerosas partículas de carbonetos de vanádio e boretos de molibdênio. A dureza das ligas depositadas medida na seção transversal dos cordões, corroborou com as análises microestruturais, visto que a liga Metco 1030 teve uma dureza entre 800 e 1000 HV contra aproximadamente 550 HV da outra liga.

Esse reflexo foi visto no ensaio tribológico do tipo pino-sobre-lixo, que mostrou uma resistência muito maior para o revestimento obtido com a liga Metco 1030 (cerca de 40% melhor), em comparação com a do aço Hadfield. Enquanto isso, observou-se que a liga Metco 1040 não provocou uma melhora significativa na resistência ao desgaste, apresentando a mesma resistência que o aço Hadfield sem tratamento. Entretanto, pode-se dizer que o revestimento com Metco 1040 teve a mesma resistência ao desgaste que o aço Hadfield, após este sofrer a transformação de fase induzida pela deformação plástica, o que indica uma boa resistência do material depositado.

Já no tratamento dos martelos aplicados em um moinho, foi possível observar que os parâmetros escolhidos após todas as análises, apresentaram bom resultado de deposição. A avaliação em aplicação industrial mostrou uma forte tendência de o revestimento aumentar o tempo de vida dos componentes, devido ao aumento da resistência ao desgaste, visto nas análises visuais feitas nas primeiras horas de processo. Entretanto, após as 12 horas de processo, foi caracterizado que, para a aplicação em martelos de moinho, não se obteve resultados superiores.

Portanto, respondendo as hipóteses levantadas no item 1.2 deste trabalho, é possível dizer que:

- O processo de Laser Cladding permitirá depositar os dois materiais resistentes ao impacto-abrasão sem os problemas comumente apresentados em outros processos de deposição como, por exemplo, na soldagem a arco, que são trincas, poros, falta de fusão e outros:

R: O processo de *laser cladding* apresentou ser uma alternativa viável para deposição dos dois tipos de revestimentos (Metco 1040 e Metco 1030) em substratos e com menos defeitos, como trincas, poros e ZTA espessa, como encontrado em processos convencionais de revestimento.

Pode-se dizer que o processo de deposição a laser permite um controle de parâmetros capaz de minimizar e até resolver estes problemas, além de minimizar o efeito da zona termicamente afetada, quando comparado aos processos de soldagem a arco. Com isso, pode-se dizer que o processo de *laser cladding* permitirá a deposição de materiais resistentes ao impacto-abrasão.

- Os materiais depositados garantirão um desempenho ao impacto-abrasão similar ou melhor que o do aço Hadfield:

R: Ambos os materiais depositados neste trabalho apresentaram resultados de resistência ao impacto-abrasão similares ou melhores que os do aço Hadfield. Neste caso, a liga Metco 1040, apresentou resultado perda de massa por abrasão no ensaio pino-sobre-lixo similar à do aço Hadfield e mostrou uma boa tendência de resistência na aplicação industrial. Isso mostra que é este material tem potencial de ser usado como material de reparo do aço Hadfield ou como revestimento de outros tipos de aços mais baratos e/ou de maior soldabilidade, conferindo propriedades superficiais de resistência ao desgaste similares aos do aço Hadfield.

Enquanto isso, a liga Metco 1030 apresentou dureza e resistência ao desgaste abrasivo muito maiores que o aço Hadfield. Portanto, há uma tendência que este material

possa ser utilizado para aplicações severas que necessitem de resistência ao desgaste por impacto-abrasão.

Avalia-se também, que o material Metco 1040, por sua similaridade química e mecânica com o aço Hadfield, pode ser utilizado também para reparo de peças de aço alto manganês, através da manufatura aditiva, podendo conferir ao componente reparado a capacidade de voltar a aplicação, com características similares ao material original. Além disso, vê-se como possibilidade de usar ambos materiais para aplicações localizadas para aumento da resistência ao desgaste, visto a flexibilidade da tecnologia.

Portanto, voltando à questão central desta pesquisa, é possível dizer que sim, é possível aumentar a performance tribológica de elementos moedores através do processo de deposição por *laser cladding*. A pesquisa mostrou que a tecnologia permite depositar materiais resistentes ao desgaste impacto-abrasivo em elementos moedores. Entretanto, a aplicação de cada revestimento deve ir de acordo com cada característica do material e das condições de desgaste na etapa de cominuição.

7 SUGESTÃO PARA CONTINUIDADE DO TRABALHO

Como visto neste trabalho de doutorado, ambos os materiais estudados apresentaram bons resultados de resistência ao desgaste abrasivo e impacto-abrasivo. Por isso, sugere-se que estes revestimentos sejam aplicados em outros componentes da mineração, como britadores de mandíbula para moagem primária.

Sugere-se que as aplicações em componentes da mineração sejam feitas com camadas mais espessas, visando manter mais tempo a proteção do revestimento até chegar no substrato.

Outra sugestão para trabalho futuro é refazer os testes em aplicação industrial, promovendo mais paradas no processo, visando avaliar em intervalos de tempo menores o andamento do desgaste dos revestimentos e do martelo. Podendo fazer assim, uma verificação mais aprofundada da resistência ao desgaste dos materiais.

Sugere-se também, que estes materiais estudados, sejam aplicados em outros tipos de aços, mais simples e testados em aplicações na mineração. O intuito seria de utilizar um material mais barato que o aço Hadfield e transformá-lo em um material capaz de resistir ao desgaste tanto quanto ele. Assim, abrir-se-ia a possibilidade de baratear os custos de uma mineradora.

Como última sugestão para trabalho futuro, seria estudar a utilização do Metco 1040 na manufatura aditiva para reparo de componentes fabricados com aços de alto teor de carbono, como o próprio aço Hadfield.

REFERÊNCIAS

ABBASI, M. et al. The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 514, p. 72–76, 2009.

ALIZADEH-SH, M. et al. Prediction of solidification cracking by an empirical-statistical analysis for laser cladding of Inconel 718 powder on a non-weldable substrate. **Optics and Laser Technology**, v. 128, n. November 2019, p. 106244, 2020.

ALLEBERT, J.; JUNGEDAL, M.; WAARA, P. Wear on overlay welded HCWI vs . quenched and tempered low alloyed carbon steels evaluated with granite in a laboratory drum test machine. **Wear**, v. 330–331, p. 364–370, 2015.

AMADO, J. M. et al. Laser cladding of tungsten carbides (Spherotene??) hardfacing alloys for the mining and mineral industry. **Applied Surface Science**, v. 255, n. 10, p. 5553–5556, 2009.

ANDRADE, G. T. D. E. **Resistência à abrasão de aço Hadfield para britadores – efeito do tamanho do abrasivo e do pH do meio**. [s.l.] Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2015.

ATABAKI, M. M.; JAFARI, S.; ABDOLLAH-POUR, H. Abrasive Wear Behavior of High Chromium Cast Iron and. **Journal of iron and steel research, international**, v. 19, n. 4, p. 43–50, 2012.

AVERY, H. S. The measurement of wear resistance. **Wear**, v. 4, p. 427–449, 1961.

BAREKAT, M.; SHOJA RAZAVI, R.; GHASEMI, A. Nd:YAG laser cladding of Co-Cr-Mo alloy on γ -TiAl substrate. **Optics and Laser Technology**, v. 80, p. 145–152, 2016.

BARTKOWSKI, D.; BARTKOWSKA, A. Wear resistance in the soil of Stellite-6/WC coatings produced using laser cladding method. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 64, p. 20–26, 2017.

BAYER, R. G. **Mechanical Wear Fundamentals and Testing**. 2. ed. New York: Merceel Dekker, 2004.

BENSON, J. M.; SNYDERS, E. THE NEED FOR POWDER CHARACTERISATION IN THE ADDITIVE MANUFACTURING INDUSTRY AND THE ESTABLISHMENT OF A NATIONAL

FACILITY. **South African Journal of Industrial Engineering**2, v. 26, n. November 2013, p. 104–114, 2015.

BERGERMAN, M.; DELBONI, H.; NANKRAN, M. **Estudo de variabilidade e otimização do circuito de moagem SAG da Usina do Sossego**. Ouro Preto: [s.n.].

BHERO, S. W.; NYEMBE, B.; LENTSOANA, K. Common failures of hadfield steel in application. **International Conference on Mining, Mineral Processing and Metallurgical Engineering**, p. 17–19, 2014.

BOISSELIER, D.; SANKARÉ, S. Influence of Powder Characteristics in Laser Direct Metal Deposition of SS316L for Metallic Parts Manufacturing. **Physics Procedia**, v. 39, p. 455–463, 2012.

BOUAZIZ, O. et al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels : A review of the microstructure properties relationships. **Current Opinion in Solid State & Materials Science**, v. 15, n. 4, p. 141–168, 2011.

CHANG, I.; ZHAO, Y. **Advances in powder metallurgy**. 1. ed. Oxford: Woodhead Publishing Limited, 2013.

CHINAGLIA, C. R.; CORREA, C. A. Análise de Falhas em Materiais Através de Técnicas Avançadas de Microscopia. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, p. 19–23, 1997.

CLARE, A. et al. Laser cladding for railway repair and preventative maintenance. **Journal of Laser Applications**, v. 24, n. 3, p. 32004, 2012.

COLLETTE, G. et al. **Contribution à l'étude des transformations des austénites à 12% Mn**. 6. ed. [s.l.] Revue de Métallurgie LIV, 1957.

COOKE, A.; SLOTWINSKI, J. Properties of Metal Powders for Additive Manufacturing: A Review of the State of the Art of Metal Powder Property Testing. **National Institute of Standards and Technology**, 2012.

CORDOVA, L.; CAMPOS, M.; TINGA, T. Revealing the Effects of Powder Reuse for Selective Laser Melting by Powder Characterization. **JOM**, v. 71, n. 3, p. 1062–1072, 2019.

COUTINHO, C. B. **Materiais metálicos para engenharia**. 2. ed. Belo Horizonte: Editora Fund, 1992.

DARLING, P. **Society for Mining, Metallurgy and Exploration, Inc.** Third ed. [s.l.] SME Mining Engineering Handbook, 2011.

DAWES, B. J.; BOWERMAN, R. Introduction to the Additive Manufacturing Powder Metallurgy Supply Chain Exploring the production and supply of metal powders for AM processes. **Jhonsen Matthey Technology Review**, v. 59, n. 3, p. 243–256, 2015.

DESFORGES, C. D. r n i l g. **Tribology International**, n. April, p. 139–143, 1978.

DIESBURG, D. E.; BORIK, F. Optimization abrasion resistance and toughness in steels and irons for the minning industry - Materials for minning industry: Symposium. p. 15–34, 1974.

DRAPER, C. W.; POATE, J. M. Laser surface alloying. **International Materials Reviews**, v. 30, n. 1, p. 85–108, 1985.

DURMAN, R. W. Progress in Abrasion-Resistant Materials for Use in Comminution Processes. **International Journal of Mineral Processing**, v. 22, p. 381–399, 1988.

EFSTATHIOU, C.; SEHITOGLU, H. Strengthening Hadfield steel welds by nitrogen alloying. v. 506, p. 174–179, 2009.

ENERGY, U. S. D. OF. **Mining Industry Energy Bandwidth Study**. [s.l.] BCS, Incorporated, 2007.

EYRE, T. S. The mechanisms of wear. **Tribological international**, n. April, p. 91–96, 1978.

FANG, L. et al. of abrasive particles in three-body abrasion. v. 164, p. 162–164, 1993.

FENG, Y. et al. Influence of in-situ synthesized carboborides on microstructure evolution and the wear resistance of laser clad Fe-base composite coatings. **Materials Characterization**, v. 164, p. 110326, 2020.

FIGUEIRA, H. V. O. Britagem e Moagem. 2010.

FRANCO, C. et al. Relatório Anual de Atividades. **Instituto Brasileiro de Mineração - IBRAM**, 2019.

GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion : A critical discussion. **Wear**, v. 214, p. 139–146, 1998.

GE, S.; WANG, Q.; WANG, J. The impact wear-resistance enhancement mechanism of medium manganese steel and its applications in mining machines. **Wear**, v. 376–377, p. 1097–1104, 2017.

GHAYOOR, M. et al. Selective laser melting of 304L stainless steel: Role of volumetric energy density on the microstructure, texture and mechanical properties. **Additive Manufacturing**, v. 32, p. 101011, 2020.

GNANAMUTHU, S. et al. Laser Laser surface surface treatment. **Optical Engineering**, v. 19, n. 5, 1980.

GUPTA, S.; MOHAPATRA, B. N.; BANSAL, M. Current Research in Green and Sustainable Chemistry A review on development of Portland limestone cement : A step towards low carbon economy for Indian cement industry. **Current Research in Green and Sustainable Chemistry**, v. 3, n. August, p. 100019, 2020.

HADFIELD, R. Hadfield's Manganese Steel. **Science**, v. XII, p. 284–286, 1888.

HAMADA, A. S. et al. Kinetics of the $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation in Fine-Grained Kinetics of the $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic. **Metallurgical and materials**, v. 39A, n. February, p. 462–465, 2008.

HÄRKISAARI, P. **WEAR AND FRICTION EFFECTS ON ENERGY CONSUMPTION**. [s.l.] University of Technology, 2015.

HAWK, J. A.; WILSON, R. D.; TYLCZAK, J. H. Laboratory abrasive wear tests : investigation of test methods and alloy correlation. 1999.

HOLMBERG, K. et al. Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. **Tribology International**, v. 115, n. May, p. 116–139, 2017.

HORIBA SCIENTIFIC. **A Guidebook To Particle Size Analysis** Horiba Instrument **Catalog**. Irvine, CA 92618 USA: [s.n.].

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2017.

ION, J. C. **Laser Processing of Engineering Materials**. 1. ed. [s.l.] Elsevier, 2005.

JANICKI, D. Direct Diode Laser Cladding of Inconel 625 / WC Composite Coatings. **Journal of Mechanical Engineering**, v. 62, p. 363–372, 2016.

JHAVAR, S.; JAIN, N. K.; PAUL, C. P. Journal of Materials Processing Technology Development of micro-plasma transferred arc (μ -PTA) wire deposition process for additive layer manufacturing applications. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 214, n. 5, p. 1102–1110, 2014.

JOST, N.; SCHMIDT, I. Friction-induced martensitic transformation austenitic manganese steels*. **Wear**, v. 111, p. 377–389, 1986.

KALLEL, M. et al. Hammer premature wear in mineral crushing process. **Tribology International**, 2017.

KARAMAN, I. et al. EXTRINSIC STACKING FAULTS AND TWINNING IN HADFIELD MANGANESE STEEL SINGLE CRYSTALS. v. 44, p. 337–343, 2001.

KONG, C. et al. The effect of average powder particle size on deposition efficiency, deposit height and surface roughness in the direct metal laser deposition process. **14th International Conference on Joining of Materials**, p. 1–8, 2007.

KOSTRYZHEV, A. G. et al. Martensitic wear resistant steels alloyed with titanium. **Wear**, v. 447, n. January, 2020.

KUSINSKI, J. et al. Laser modification of the materials surface layer – a review paper. **Bulletion of the polish academy of science**, v. 60, n. December 2013, 2012.

LEITE, R. V. D. M.; MARQUES, P. V. Estudo Comparativo da Resistência ao Desgaste Abrasivo do Revestimento de Três Ligas Metálicas Utilizadas na Indústria , Aplicadas por Soldagem com Arames Tubulares. **Soldagem e inspeção**, v. 14, n. 4, p. 329–335, 2009.

LENCINA, R. et al. Assessing Wear Performance of Two High-carbon Hadfield Steels Through Field Tests in the Mining Industry. **Procedia Materials Science**, v. 9, p. 358–366, 2015.

LEUNDA, J. et al. Laser cladding of vanadium-carbide tool steels for die repair. **Physics Procedia**, v. 12, n. PART 1, p. 345–352, 2011.

LEWIS, S. R.; LEWIS, R.; FLETCHER, D. I. Assessment of laser cladding as an option for repairing / enhancing rails. **Wear**, v. 330–331, p. 581–591, 2015.

LI, Y. et al. Surface remanufacturing of ductile cast iron by laser cladding Ni-Cu alloy coatings. **Surface & Coatings Technology**, v. 347, n. March, p. 20–28, 2018.

LI, Y. et al. Deep pit repairing of nodular cast iron by laser cladding NiCu / Fe-36Ni low- expansion composite alloy. **Materials Characterization**, v. 151, n. November 2018, p. 273–279, 2019a.

LI, Y. et al. Elimination of voids by laser remelting during laser cladding Ni based alloy on gray cast iron. **Optics and Laser Technology**, v. 112, n. August 2018, p. 30–38, 2019b.

LIU, J. et al. An analytical model of the melt pool and single track in coaxial laser direct metal deposition (LDMD) additive manufacturing. v. 2, n. 4, p. 1–18, 2017.

MAJUMDAR, J. D.; MANNA, I. **Direct Laser Cladding , Current Status and Future**. [s.l: s.n.].

MAN, H. C.; ZHANG, S.; CHENG, F. T. Improving the wear resistance of AA 6061 by laser surface alloying with NiTi. **Materials Letters**, v. 61, p. 4058–4061, 2007.

MAZUMDER, J.; TMELT, T. Laser Heat Treatment : The State of the Art. **Journal of metals**, n. May, p. 18–26, 1983.

MENDEZ, J. et al. Weldability of austenitic manganese steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 153–154, n. 1–3, p. 596–602, 2004.

MILEWSKI, J. O. **Additive Manufacturing of Metals - From Fundamental Technology to Rocket Nozzles, Medical Implants, and Custom Jewelry**. 1. ed. [s.l.] Springer International Publishing, 2017.

MODENESI, P. P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico Soldagem I**. Minas Gerais: [s.n.].

MUJICA, L. et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels. v. 14, n. 6, p. 517–522, 2009.

NEIKOV, O. D. Powders for Additive Manufacturing Processing. In: **Handbook**

of Non-Ferrous Metal Powders. 2. ed. [s.l.] Elsevier Ltd., 2019. p. 373–399.

NESLUŠAN, M. et al. Heat distribution when nickel alloy grinding . **Tehnicki Vjesnik**, v. 19, n. 4, p. 947–951, 2012.

OLIVEIRA, M. A. **Desgaste Abrasivo do Aço Hadifeld com Diferentes Teores de Carbono em Abrasômetro do Tipo Pino-Disco**. [s.l.] Universidade Federal de Pernambuco, 2016.

OLIVEIRA, U. DE; OCELI, V.; HOSSON, J. T. M. DE. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions. **Surface & Coatings Technology**, v. 197, p. 127–136, 2005.

OSOULI, A. et al. Strength Characteristics of Crushed Gravel and Limestone Aggregates with up to 12 % Plastic Fines Evaluated for Pavement Base / Subbase Applications. **Transportation Geotechnics**, 2018.

PAL, K.; PAL, S. K. Effect of Pulse Parameters on Weld Quality in Pulsed Gas Metal Arc Welding : A Review. **JMEPEG**, v. 20, n. August, p. 918–931, 2011.

PAREKH, R.; KUMAR, R.; PATEL, R. I. Multiphysics simulation of laser cladding process to study the effect of process parameters on clad geometry. v. 23, p. 529–536, 2016.

PAYDAS, H. et al. Laser cladding as repair technology for Ti-6Al-4V alloy: Influence of building strategy on microstructure and hardness. **Materials and Design**, v. 85, p. 497–510, 2015.

PINTA, G.; POLIT, E. Análise dos Regimes Moderado e Severo de Desgaste Abrasivo utilizando Ensaio Instrumentado de Dureza Análise dos Regimes Moderado e Severo de Desgaste Abrasivo utilizando Ensaio Instrumentado de Dureza. **Tese de doutorado**, 2002.

RAO, Z. H.; LIAO, S. M.; TSAI, H. L. Modelling of hybrid laser – GMA welding : review and challenges. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 4, p. 300–305, 2011.

RENARD, K.; RYELANDT, S.; JACQUES, P. J. Characterisation of the Portevin-Le Châtelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation.

Materials Science & Engineering A, v. 527, n. 12, p. 2969–2977, 2010.

RIBEIRO, K. S. B.; MARIANI, F. E.; COELHO, R. T. A Study of of Different Different Deposition Strategies in Direct Energy Deposition (DED) Processes. **Procedia Manufacturing**, v. 48, n. 2019, p. 663–670, 2020.

ROCHA, G. L. **INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO ENCRUAMENTO**. [s.l.] Universidade Estadual Paulista - UNESP, 2011.

SABOORI, A. et al. Materials Science & Engineering A An investigation on the effect of powder recycling on the microstructure and mechanical properties of AISI 316L produced by Directed Energy Deposition. **Materials Science & Engineering A**, v. 766, n. July, p. 138360, 2019.

SAEED-AKBARI, A. et al. Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 40A, p. 3076–3090, 2009.

SCHMIDOVA, E.; HLAVATY, I.; HANUS, P. The weldability of the steel with high manganese. **Tehnicki vjesnik - Technical Gazette**, v. 23, n. 3, p. 749–752, 2016.

SCHUMAN, V. H. Martensitische Umwandlung in austenitischen Mangan-Kohlenstoff-Stählen. **Neu Hütte**, p. 605–609, 1972.

SINATORA, A. **Tribologia: Um resgate histórico e o estado da arte**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2005.

SONG, Y. et al. ScienceDirect ScienceDirect ScienceDirect Experimental and Numerical Simulation on Laser welding of High Experimental and Numerical Simulation on Laser welding of High Manganese Manganese Costing models capacity optimization between used capacity and. **Procedia Manufacturing**, v. 37, p. 385–393, 2019.

SPIERINGS, A. B. et al. Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing. **Progress in Additive Manufacturing**, v. 1, n. 1–2, p. 9–20, 2016.

SPINDOLA, M. O.; GONZALEZ, B. M.; SANTOS, D. B. Modelo Físico da deformação e encruamento do aço twip com alto teor de Manganês e baixo carbono. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, v. 6, p. 252–256, 2010.

STAUFER, H.; RÜHRNÖSSL, M.; MIESSBACHER, G. LaserHybrid Welding and LaserBrazing : State of the Art in Technology and Practice by the Examples of the Audi A8 and VW-Phaeton. **Fronius International GmbH**, p. 1–10, 2005.

STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing**. 4. ed. [s.l.] Springer, 2010.

SURYAKUMAR, S. et al. Computer-Aided Design Weld bead modeling and process optimization in Hybrid Layered Manufacturing. **Computer-Aided Design**, v. 43, n. 4, p. 331–344, 2011.

TAKASHIMIZU, Y.; IYOSHI, M. New parameter of roundness R : circularity corrected by aspect ratio. **Progress in Earth and Planetary Science**, p. 2, 2016.

TEERI, T.; KUOKKALA, V.; SIITONEN, P. Impact wear in mineral crushing. p. 408–418, 2006.

TEIXEIRA, M. F. et al. Laser composite surfacing of A681 steel with WC + Cr + Co for improved wear resistance. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 6, n. 1, 2017.

TERRASSA, K. L. et al. Reuse of Powder Feedstock for Directed Energy Deposition. **Powder Technology**, p. #pagerange#, 2018.

TOYSERKANI, E.; KHAJEPOUR, A.; CORBIN, S. **Laser Cladding**. New York: CRC Press LLC, 2005.

TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear : influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225–229, p. 205–214, 1999.

TSAKIRIS, V.; EDMONDS, D. V. Martensite and deformation twinning in austenitic steels. v. 275, p. 430–436, 1999.

TUOMINEN, J. et al. Microstructural and abrasion wear characteristics of laser-clad tool steel coatings. **Surface Engineering**, v. 32, n. 12, p. 923–933, 2016.

TYLCZAK, J. H.; HAWK, J. A.; WILSON, R. D. A comparison of laboratory abrasion and field wear results. **Wear**, v. 225–229, p. 1059–1069, 1999.

VAHIDDASTJERDI, H. et al. Optimizing pulsed Nd : YAG laser welding of high-Mn TWIP steel using response surface methodology technique. **Optics and Laser Technology**, v. 120, n. July, p. 105721, 2019.

VARDAVOULIAS, M. The role of hard second phases in the mild oxidational wear mechanism of high-speed steel-based materials. **Wear**, v. 173, n. 1–2, p. 105–114, 1994.

WANG, C. et al. Phase evolution and wear resistance of in situ synthesized V8C7 particles reinforced Fe-based coating by laser cladding. **Optics and Laser Technology**, v. 105, p. 58–65, 2018.

WANG, P. Z. et al. Laser cladding coating against erosion-corrosion wear and its application to mining machine parts. **Wear**, v. 209, n. 1–2, p. 96–100, 1997.

WANG, S. H.; CHEN, J. Y.; XUE, L. A study of the abrasive wear behaviour of laser-clad tool steel coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 11, p. 3446–3458, 2006.

WEI, S.; ZHU, J.; XU, L. Effects of vanadium and carbon on microstructures and abrasive wear resistance of high speed steel. **Tribology International**, v. 39, n. 7, p. 641–648, 2006.

WENG, F.; CHEN, C.; YU, H. Research status of laser cladding on titanium and its alloys: A review. **Materials and Design**, v. 58, p. 412–425, 2014.

WENG, Z. et al. Wear resistance of diode laser-clad Ni/WC composite coatings at different temperatures. **Surface and Coatings Technology**, v. 304, p. 283–292, 2016.

XU, G. et al. Characteristic behaviours of clad layer by a multi-layer laser cladding with powder mixture of Stellite-6 and tungsten carbide. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 6, p. 3385–3392, 2006.

XU, L.; VOSE, C.; STJOHN, D. Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the mining industry. v. 164, p. 820–832, 1993.

YAHYAEI, M.; BANISI, S.; HADIZADEH, M. Modification of SAG mill liner shape based on 3-D liner wear profile measurements. **Int. J. Miner. Process**, v. 91, p. 111–115, 2009.

ZHANG, S. et al. Investigation on microstructure , surface properties and anti-

wear performance of HVOF sprayed WC – CrC – Ni coatings modified by laser heat treatment. **Materials Science and Engineering B**, v. 162, p. 127–134, 2009.

ZHANG, Z.; KOVACEVIC, R. Laser cladding of iron-based erosion resistant metal matrix composites. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 38, n. September 2018, p. 63–75, 2019.

ZHONG, C. et al. A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder. **JMADE**, v. 107, n. June, p. 386–392, 2016.

ZHOU, S. et al. Microstructure evolution of Al 0 . 6 CoCrFeNi high entropy alloy powder prepared by high pressure gas atomization. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 28, n. 5, p. 939–945, 2018.

ZHU, L. et al. Microstructure and properties of Cu-Ti-Ni composite coatings on gray cast iron fabricated by laser cladding. **Optics and Laser Technology**, v. 122, n. May 2019, p. 105879, 2020.

ZHU, Y. et al. Study on wear and RCF performance of repaired damage railway wheels: Assessing laser cladding to repair local defects on wheels. **Wear**, v. 430–431, n. March, p. 126–136, 2019.

ZORC, B. et al. Analysis of weld cracking in shotblasting chambers made of Hadfield steel. **Engineering Failure Analysis**, v. 33, p. 48–54, 2013.

ZUM-GAHR, K. **Microstructure and wear of materials**. 52. ed. Amsterdam: [s.n.].