

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

PEDRO HENRIQUE FERNANDES OLIVEIRA

UTILIZAÇÃO DA TECNOLOGIA DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR
ATRITO (*FRICTION SURFACING*) PARA PRODUÇÃO DE DEPÓSITOS DE LIGA
AA6351-T6 PREENCHIDA COM PARTÍCULAS DE ALUMINA SOBRE UMA LIGA
AA5052-H32.

PONTA GROSSA

2016

PEDRO HENRIQUE FERNANDES OLIVEIRA

UTILIZAÇÃO DA TECNOLOGIA DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR
ATRITO (*FRICTION SURFACING*) PARA PRODUÇÃO DE DEPÓSITOS DE LIGA
AA6351-T6 PREENCHIDA COM PARTÍCULAS DE ALUMINA SOBRE UMA LIGA
AA5052-H32.

Dissertação apresentada para
obtenção do grau de Mestre no Programa de
Pós-graduação em Engenharia e Ciência
dos Materiais da Universidade Estadual de
Ponta Grossa.

Área de concentração: Engenharia e
Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. André Luis
Moreira de Carvalho.

Co-orientador: Dra. Juliana de Paula
Martins.

PONTA GROSSA
2016

Ficha Catalográfica
Elaborada pelo Setor de Tratamento da Informação BICEN/UEPG

- Oliveira, Pedro Henrique Fernandes
- 048 Utilização da tecnologia de deposição superficial por atrito (Friction Surfacing) para produção de depósitos de liga AA6351-T6 preenchida com partículas de Alumina sobre uma liga AA5052-H32/ Pedro Henrique Fernandes Oliveira. Ponta Grossa, 2016.
136f.
- Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.
- Orientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho.
- Coorientadora: Profª Drª Juliana de Paula Martins.
- 1.Compósito de matriz metálica.
2.Deposição superficial por atrito.
3.Parâmetro de controle. 4.Microestrutura.
5.Fração volumétrica. I.Carvalho, André Luis Moreira de. II. Martins, Juliana de Paula. III. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Mestrado em Engenharia e Ciência

CDD: 669.72

PEDRO HENRIQUE FERNANDES OLIVEIRA

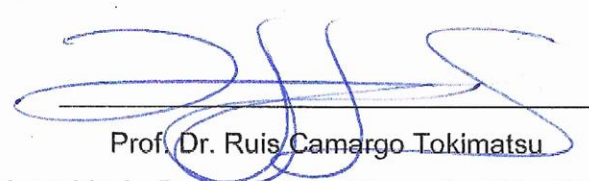
UTILIZAÇÃO DA TECNOLOGIA DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR
ATRITO (*FRICTION SURFACING*) PARA PRODUÇÃO DE DEPÓSITOS DE
LIGA AA6351-T6 PREENCHIDA COM PARTÍCULAS DE ALUMINA SOBRE
UMA LIGA AA5052-H32.

Dissertação apresentada para obtenção do grau de Mestre no Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, Área de concentração desenvolvimento e caracterização de materiais.

Ponta Grossa, 23 de setembro de 2016



Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho- Orientador
Universidade estadual de Ponta Grossa (UEPG)



Prof. Dr. Ruis Camargo Tokimatsu
Universidade Paulista Júlio Mesquita Filho (UNESP)



Prof. Dr. Marcelo Vasconcelos de Carvalho
Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR)

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me dado força, sabedoria e me ajudado em toda a realização desse trabalho. Sem ele nada seria possível.

Aos meus pais, que sempre me incentivaram, se esforçaram e pelas vezes que abriram mão da vida deles em favor da minha. São os primeiros mestres que conheci.

Às minhas irmãs, pelo apoio, paciência e companheirismo prestados durante todo esse tempo.

Ao professor Dr. André Luis Moreira de Carvalho pela orientação, dedicação, paciência e contribuição com seus conhecimentos.

À professora Dr^a Juliana de Paula Martins pelo apoio, sugestões e esclarecimentos nas discussões.

Aos professores Dr. Márcio Ferreira Hupalo e MSc Selaucio Vorubi Jr pela amizade, colaboração, sugestões e por sempre ajudarem de boa vontade durante toda a realização do trabalho.

À minha amiga Eng^a. Milene Maeda, e seus familiares, que foram meu apoio em momentos tristes e felizes durante minha peregrinação na cidade de Ponta Grossa/PR.

Aos meus amigos e companheiros de trabalho, Msc. Jamil Guimarães, Dr. Edson Cezar Grzebielucka, acadêmicos André Betero e Wister Oliveira pelo companheirismo no ambiente de trabalho e por todo suporte fora dele.

Ao meu companheiro de trabalho, MSc Juan Carlos Galvis pelo apoio e paciência durante a realização das etapas desse trabalho onde meu conhecimento falhou.

Ao SENAI/Ponta Grossa Paraná pela disponibilização de equipamento para realização das deposições.

Ao Laboratorio Nacional de Nanotecnologia LNNano-CNPEM Campinas, e especialmente ao Eng. Victor Ferrinho Pereira pela realização da análise química do material utilizado neste trabalho.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) e do complexo de laboratórios multiusuários (CLabmu) da Unversidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG).

EPÍGRAFE

O primeiro gole do copo das ciências naturais te torna ateu; mas no fundo do copo Deus o aguarda.

(Werner Heisenberg)

RESUMO

O presente trabalho buscou depositar a liga AA 6351-T6, preenchida com partículas de alumina (Al_2O_3), sobre um substrato de liga AA5052-32 através da tecnologia de deposição superficial por atrito (*friction surfacing*). As deposições foram realizadas com um e dois furos nas hastes de liga AA6351-T6, que foram preenchidos com partículas de alumina. Para a realização das deposições foi utilizada uma fresadora convencional KONE KFE-3/BR disponibilizada pelo SENAI Ponta Grossa – Paraná. O parâmetro de controle utilizado para a confecção dos depósitos foi a taxa de alimentação da haste, sendo calculada a partir da relação entre o deslocamento axial ascendente no eixo Z (Dz) da mesa da máquina com o tempo total (t) de deposição. Os depósitos obtidos após o processamento foram avaliados a partir de seus aspectos físicos tais quais largura, espessura e comprimento. Também foram realizados ensaios de dobramento para uma avaliação qualitativa da influência das partículas de alumina na adesão do depósito no substrato e foram obtidos perfis de microdureza para avaliação da influência das partículas de alumina na dureza dos depósitos produzidos. Foram obtidas imagens de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para avaliação da microestrutura e morfologia dos depósitos produzidos. Ainda foi obtida a fração volumétrica das partículas de alumina nos depósitos produzidos através de processamento digital das imagens obtidas por microscopia óptica. Análises de EBSD em regiões específicas dos depósitos foram realizadas com o intuito de reforçar a análise microestrutural possibilitando verificar a distribuição de tamanho de grão em diferentes regiões dos depósitos, mostrando a existência de subestruturas indicando a ocorrência do fenômeno de recristalização dinâmica. Os resultados mostraram que foi possível produzir depósitos com uma microestrutura refinada e com uma certa dispersão de partículas de alumina. As deposições com dois furos na haste produziram depósitos com maior fração volumétrica, sendo que esse aumento da fração volumétrica foi acompanhada pelo aumento dos valores de dureza.

Palavras-chave: Compósito de matriz metálica, deposição superficial por atrito, Parâmetro de Processo, microestrutura, fração volumétrica.

ABSTRACT

The aim of this study was to produce deposit of the alloy AA 6351-T6, filled with alumina particles, on an AA5052-32 alloy substrate using friction-surfacing technology. The depositions were performed with holes in the AA6351-T6 consumable rods, which were filled with particulate alumina (Al_2O_3). A conventional milling machine, KONE KFE-3 / BR, available by SENAI Ponta Grossa – Paraná, was used to carry out the deposition. The control parameter used for the making the deposits was the rod feed rate being calculated from the relationship between the upward axial displacement in the Z axis (Dz) of the machine table and the total time (t) of deposition. The deposits obtained were evaluated from their physical aspects such as width, thickness and length. In addition, bending tests were conducted for a qualitative assessment of the influence of the alumina particles in the adhesion of the deposit to the substrate and microhardness profiles were obtained to evaluate the influence of the alumina particles produced in the hardness of the deposits. Images of optical microscopy images (OM) and scanning electron microscopy (SEM) were obtained to evaluate the microstructure and morphology of the deposits produced. The volume fraction of alumina particles in the deposits were obtained by digital processing of the images by optical microscopy. EBSD analysis of deposits in specific regions were performed in order to support the microstructural analysis, enabling verify grain size distribution in different regions of deposits showing the existence of substructures indicating the occurrence of dynamic recrystallization phenomenon. The results showed that it was possible to produce deposits with a refined microstructure and with a certain dispersion of alumina particles. Depositions with two holes in the rod produced deposits with higher volume fraction, and this increase in volume fraction was accompanied by higher hardness values.

Keywords: Metal matrix composite, friction surfacing, control parameter, microstructure, volume fraction.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1- PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DSA).....	27
FIGURA 2- ETAPAS DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DSA).....	27
FIGURA 3- SEÇÃO TRANSVERSAL DA CAMADA DE FLASH GERADA APÓS O PROCESSAMENTO.	28
FIGURA 4- EVENTOS TERMOMECÂNICOS DURANTE O PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DAS).	29
FIGURA 5- SIMETRIA DO REVESTIMENTO APÓS O PROCESSAMENTO.	30
FIGURA 6- SEÇÃO TRANSVERSAL DO REVESTIMENTO/SUBSTRATO MOSTRANDO A EXTREMIDADE MAL ADERIDA DO REVESTIMENTO.	31
FIGURA 7- TRANSFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS DURANTE A DEPOSIÇÃO DE UMA LIGA AA6082-T6 SOBRE AA2024-T3.	33
FIGURA 8- EVOLUÇÃO DAS VARIÁVEIS DE PROCESSO COM O DECORRER DO TEMPO.	36
FIGURA 9- CONFECÇÃO DE PERFIL TRAPEZOIDAL ATRAVÉS DA DEPOSIÇÃO EM VÁRIAS CAMADAS.....	37
FIGURA 10- PERFIL DE DUREZA DE UM DEPÓSITO EM VÁRIAS CAMADAS.....	38
FIGURA 11-CONFIGURAÇÃO DOS FUROS PARA O PROCESSAMENTO UTILIZANDO PARTÍCULAS DE REFORÇO.....	41
FIGURA 12-CONFIGURAÇÃO DE FUROS UTILIZADO EM CADA CAMADA DEPOSITADA.	42
FIGURA 13-SEÇÃO TRANSVERSAL DE UM REVESTIMENTO AA6082-T6 COM REFORÇO DE PARTÍCULAS DE SiC. (A) DEPOSIÇÃO SM PARTÍCUAS DE REFORÇO, (B) REVESTIMENTO COM PARTÍCULAS DE 12,3 MM, (C) EXTREMIDADE NÃO ADERIDA, (D) INTERFACE ENTRE AS PARTES E (E) PARTÍCULAS DE SiC.	43
FIGURA 14-INFLUENCIA DA QUANTIDADE E CONFIGURAÇÃO DOS FUROS NO REVESTIMENTO PRODUZIDO.....	44
FIGURA 15 -(A) DISTRIBUIÇÃO DAS PARTÍCULAS DO REVESTIMENTO, (B) FRAÇÃO DE ÁREA OCUPADA PELAS PARTÍCULAS E (C) PERFIL DE DUREZA.....	45
FIGURA 16- IMAGENS MOSTRANDO (A) CONFIGURAÇÃO DE FURO NA HASTE, (B) HASTE COM FURO.....	49
FIGURA 17- IMAGENS DO (A) CORTE NA SEÇÃO TRANSVERSAL E (B) LONGITUDINAL NA EXTREMIDADE DA (C) HASTE MOSTRANDO A EFETIVIDADE DO MÉTODO DE PREENCHIMENTO.....	50

FIGURA 18-(A) EQUIPAMENTO UTILIZADO NO PROCESSAMENTO E (B) CONFIGURAÇÃO OPERACIONAL UTILIZADA.	51
FIGURA 19- ESQUEMA DE REALIZAÇÃO DOS FUROS NAS HASTES	52
FIGURA 20- PLANO DE EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVAS ILUSTRANDO O COMPRIMENTO DO DEPÓSITO (Cd), LARGURA DO DEPÓSITO (Ld), ESPESSURA DO DEPÓSITO (Es), ESPESSURA DO SUBSTRATO (Es) E LARGURA DO SUBSTRATO (Ls).....	54
FIGURA 21-(A)DEPÓSITO, (B) AMOSTRAS EXTRAÍDAS DOS 30 MM INICIAIS DE CADA DEPÓSITO, (C) AMOSTRAS DE CADA CONDIÇÃO.	54
FIGURA 22- (A) HASTE, (B) CORTES PARA ANÁLISE MICROGRÁFICA E (C) SEÇÃO LONGITUDINAL DE CADA ÁREA ANALISADA.	55
FIGURA 23- PLANO DE EXTRAÇÃO DE CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO. .	55
FIGURA 24- EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO (A) E (B) USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA, (C) CORPOS DE PROVA PÓS USINAGEM E (D) CORPOS DE PROVA DOS 30 MM INICIAIS.	56
FIGURA 25- IMAGEM DE OBTIDA POR MICROSCOPIA ÓTICA A) ANTES E B) APÓS O PROCESSAMENTO.....	60
FIGURA 26- PLANO DE OBTENÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA.....	62
FIGURA 27- IMAGEM MOSTRANDO A) CONFIGURAÇÃO UTILIZADA NO ENSAIO DE DOBRAMENTO E B) ESTÁGIO FINAL DO ENSAIO DE DOBRAMENTO.	63
FIGURA 28- EVOLUÇÃO DA TAXA DE ALIMENTAÇÃO DA HASTE COM O TEMPO NA DEPOSIÇÃO DE UMA LIGA AA6351-T6 SOBRE UMA LIGA AA5052-H32. (A) CONTATO INICIAL, (B) FIM DA DEFORMAÇÃO INICIA, (C) PROCESSO DE DEPOSIÇÃO EM UMA TAXA DE ALIMENTAÇÃO CONSTANTE DE 5,03 MM/S, (D) RETIRADA DA HASTE. DEPOSIÇÃO REALIZADA COM VELOCIDADE ROTACIONAL DE 3000 RPM E VELOCIDADE DE AVANÇO DE 400 MM/MIN ...	66
FIGURA 29- DEPÓSITO OBTIDO APÓS O PROCESSAMENTO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DAS).....	67
FIGURA 30- MACROGRAFIA DAS AMOSTRAS EXTRAÍDAS DOS DEPÓSITOS REALIZADOS COM 1 FURO.....	70
FIGURA 31- MACROGRAFIA DAS AMOSTRAS EXTRAÍDAS DOS DEPÓSITOS REALIZADOS COM 2 FUROS.....	70
FIGURA 32- MACROGRAFIA MOSTRANDO A DEFORMAÇÃO OCORRIDA NA REGIÃO CENTRAL DO DEPÓSITO DURANTE O PROCESSAMENTO EM A) CONDIÇÃO 3 E B) CONDIÇÃO 6.	71
FIGURA 33-MACROGRAFIA MOSTRANDO A PREDOMINÂNCIA DE DEFEITOS NA REGIÃO DE RECUO DOS DEPÓSITOS A) CONDIÇÃO 5, B) CONDIÇÃO 4 E C) CONDIÇÃO 7.	72

FIGURA 34- MACROGRAFIA MOSTRANDO A REGIÃO DE SOLDA FRIA NAS EXTREMIDADES DOS DEPÓSITOS NAS REGIÕES DE A) RECUO E B) AVANÇO.	72
FIGURA 35- MICROGRAFIA DE UM DEPÓSITO EM A) CAMPO CLARO E B) CAMPO ESCURO DESTACANDO AS PARTÍCULAS DE ALUMINA.	73
FIGURA 36 - IMAGEM OBTIDA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA MOSTRANDO A) PARTÍCULAS DE ALUMINA EM PÓ UTILIZADAS PARA O PROCESSAMENTO E B) PARTÍCULAS DE ALUMINA INSERIDAS NA MATRIZ DE ALUMÍNIO APÓS O PROCESSAMENTO.	74
FIGURA 37- IMAGEM OBTIDA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA MOSTRANDO O FLUXO DE DEFORMAÇÃO EM FORMATO DE REDEMOINHOS DURANTE A DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DSA) COM PARTÍCULAS DE ALUMINA NAS REGIÕES DE A) RECUO, B) CENTRO E C) AVANÇO.	75
FIGURA 38- IMAGEM OBTIDA POR MICROSCOPIA ÓTICA EM CAMPO ESCURO MOSTRANDO O FLUXO DE DEFORMAÇÃO EM FORMATO DE REDEMOINHOS DURANTE A DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DSA) COM ADIÇÃO DE PARTÍCULAS DE ALUMINA NOS LADOS DE A) RECUO E B) AVANÇO.	75
FIGURA 39- IMAGEM DE MICROSCOPIA ÓTICA A) CAMPO CLARO E B) CAMPO ESCURO MOSTRANDO A TENDÊNCIA DAS PARTÍCULAS A SE DEPOSITAREM NAS FENDAS GERADAS DURANTE A REALIZAÇÃO DO DEPÓSITO.	76
FIGURA 40 - IMAGENS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA MOSTRANDO A TENDÊNCIA DAS PARTÍCULAS DEPOSITARAM NAS FISSURAS GERADAS DURANTE O DEPÓSITO.	76
FIGURA 41-IMAGENS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA MOSTRANDO A TENDÊNCIA DAS PARTÍCULAS DEPOSITARAM NAS FISSURAS GERADAS DURANTE O DEPÓSITO	77
FIGURA 42-IMAGENS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA MOSTRANDO A TENDÊNCIA DAS PARTÍCULAS DEPOSITARAM NAS FISSURAS GERADAS DURANTE O DEPÓSITO	78
FIGURA 43- IMAGENS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA MOSTRANDO A DISTRIBUIÇÃO HETEROGÊNEA DAS PARTÍCULAS DE ALUMINA.	78
FIGURA 44- - IMAGENS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA MOSTRANDO A TENDÊNCIA DAS PARTÍCULAS DEPOSITARAM NAS FISSURAS GERADAS DURANTE O DEPÓSITO	79
FIGURA 45- IMAGEM MOSTRANDO A EXPULSÃO DE PARTÍCULAS DURANTE A REALIZAÇÃO DA DSA.	79

FIGURA 46- FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE PARTÍCULAS DE ALUMINA OBTIDA EM CADA AMOSTRA DOS DEPÓSITOS COM 1 FURO.	81
FIGURA 47-IMAGEM DE MICROSCOPIA ÓTICA EM CAMPO ESCURO RETIRADAS DA AMOSTRA 3.1 NAS REGIÕES DE A) CENTRO E B) RECUO, CONTENDO 7,4% E 1,4% DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA, RESPECTIVAMENTE.....	81
FIGURA 48- IMAGEM DE MICROSCOPIA ÓTICA DA AMOSTRA 3.1 NAS REGIÕES DE A) CENTRO, B) RECUO E C) AVANÇO COM 2,25%, 2,34% E 1,12% DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA, RESPECTIVAMENTE.	83
FIGURA 49- VALORES DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA ENCONTRADOS NA EM CADA UMA DAS REGIÕES DA AMOSTRA 3.1.....	83
FIGURA 50- FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE PARTÍCULAS DE ALUMINA OBTIDA EM CADA AMOSTRA DOS DEPÓSITOS COM 2 FUIOS.	84
FIGURA 51-IMAGEM DE MICROSCOPIA ÓTICA DA AMOSTRA 7.2 NAS REGIÕES DE A) CENTRO, B) RECUO E C) AVANÇO COM 1,59%, 10,18% E 3,81% DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA, RESPECTIVAMENTE.	85
FIGURA 52- VALORES DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA ENCONTRADOS NA EM CADA UMA DAS REGIÕES DA AMOSTRA 7.2.....	86
FIGURA 53- MACROGRAFIAS DOS CORPOS DE PROVA APÓS O ENSAIO DE DOBRAMENTO PARA A) CONDIÇÃO 1, B) CONDIÇÃO 2, C) CONDIÇÃO 3 E D) CONDIÇÃO 4.....	87
FIGURA 54- MACROGRAFIAS DOS CORPOS DE PROVA APÓS O ENSAIO DE DOBRAMENTO PARA A) CONDIÇÃO 5, B) CONDIÇÃO 6, C) CONDIÇÃO 7 E D) CONDIÇÃO 8.	88
FIGURA 55- MACROGRAFIA MOSTRANDO O DESCOLAMENTO DO DEPÓSITO PARA AS AMOSTRAS DA A) CONDIÇÃO 3, B) CONDIÇÃO 4, C) CONDIÇÃO 7 E C) CONDIÇÃO 8.	89
FIGURA 56- PERFIL DE MICRODUREZA DA CHAPA AA5052-H32.	90
FIGURA 57- PERFIL DE MICRODUREZA DA HASTE 6351-T6.	90
FIGURA 58- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 1.....	91
FIGURA 59- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 2.....	92
FIGURA 60- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 3.....	92
FIGURA 61- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 4.....	93
FIGURA 62- PERFIL DE MICRODUREZA DAS AMOSTRAS A) 3.1 E B) 1.1	94
FIGURA 63- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 5.....	95
FIGURA 64- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 6.....	95
FIGURA 65- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 7.....	96
FIGURA 66- PERFIL DE MICRODUREZA CONDIÇÃO 8.....	96

FIGURA 67- PERFIS DE MICRODUREZA DAS AMOSTRAS 6.1, 6.2 E 6.3 PARA AS REGIÕES DE A) RECUO, B) CENTRO E C) AVANÇO	98
FIGURA 68- PERFIS DE MICRODUREZA DAS AMOSTRAS 7.1, 7.2 E 7.2 PARA AS REGIÕES DE A) RECUO, B) CENTRO E C) RECUO	99
FIGURA 69- PERFIS DE DUREZA DAS AMOSTRAS 5.1, 5.2 E 5.3 PARA AS REGIÕES DE A) RECUO, B) CENTRO E C) AVANÇO	100
FIGURA 70- PERFIS DE DUREZA DAS AMOSTRAS 8.1, 8.2 E 8.3 PARA AS REGIÕES DE A) RECUO, B) CENTRO E C) AVANÇO	101
FIGURA 71- MICROESTRUTURA DA CHAPA AA5052-H32 A) AUMENTO DE 200X E B) AUMENTO DE 500X.	102
FIGURA 72 -IMAGEM DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO MOSTRANDO UMA CAVIDADE DEVIDO A REMOÇÃO DE PARTÍCULA DURANTE A ETAPA DE POLIMENTO ELETROLÍTICO.	103
FIGURA 73-MICROESTRUTURA DA HASTE NA DIREÇÃO A) TRANSVERSAL E B) DIREÇÃO DE TREFILAÇÃO	104
FIGURA 74- EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DA HASTE CONSUMÍVEL. A) MICROESTRUTURA DA HASTE NA CONDIÇÃO T6, B) MICROESTRUTURA COM GRÃOS MAIS GROSSEIROS NA ZONA TERMICAMENTE AFETADA(ZTA), C) GRÃOS ALINHADOS NA DIREÇÃO DE DEFORMAÇÃO DA HASTE E D) E E) GRÃOS RECRISTALIZADOS ALINHADOS NA DIREÇÃO DE DEFORMAÇÃO DA HASTE.	105
FIGURA 75- VARIAÇÃO DOS VALORES DE DUREZA AO LONGO DA HASTE UTILIZADA NO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DSA).	105
FIGURA 76- IMAGEM A) MACROGRAFIA DA AMOSTRA 3.1 E SUAS RESPECTIVAS REGIÕES DE B) RECUO, C) CENTRO E D) AVANÇO	106
FIGURA 77 MICROESTRUTURA DE GRÃOS ORIENTADOS NA DIREÇÃO DE ROTAÇÃO DA HASTE NAS REGIÕES DE A) RECUO E B) AVANÇO DA A AMOSTRA 4.2	107
FIGURA 78- MICROESTRUTURA DO SUBSTRATO, DA AMOSTRA 4.1, APÓS O PROCESSO DE DSA EVIDENCIANDO A OCORRÊNCIA DE RECRISTALIZAÇÃO E ZTA.	108
FIGURA 79- MICROGRAFIAS MOSTRANDO A MISTURA E ANCORAMENTO NAS REGIÕES DE ENGAGE DAS AMOSTRAS A)1.1, B)3.1, C) 5.1 E C) 6.1.	109
FIGURA 80- MICROGRAFIAS MOSTRANDO DEFEITOS ENCONTRADOS NOS DEPÓSITOS PARA AS AMOSTRAS A)2.2, B)5.1, C)5.2 E D)5.3.....	110
FIGURA 81 MICROGRAFIA MOSTRANDO FENDAS ALINHADAS NA DIREÇÃO DE ROTAÇÃO DA HASTE PARA AS AMOSTRAS A) 2.1, B) 3.1, C) 5.1 E D)8.2	111

FIGURA 82- MACROGRAFIA DA AMOSTRA 7.2 MOSTRANDO OS LOCAIS ONDE FORAM REALIZADAS AS ANÁLISES DE EBSD.	112
FIGURA 83- MAPAS DE ORIENTAÇÃO OBTIDOS APÓS AS ANÁLISES DE EBSD PARA AS REGIÕES DEMARCADAS NA FIGURA 82, SENDO (A) RECUO, (B) CENTRO, (C) CENTRO-INTERFACE E (D) AVANÇO.....	112
FIGURA 84- MAPA DE ORIENTAÇÕES OBTIDO VIA EBSD DA REGIÃO DE RECUO DA AMOSTRA 7.2.....	113
FIGURA 85- MAPA DE ORIENTAÇÕES OBTIDO VIA EBSD DA REGIÃO DE AVANÇO DA AMOSTRA 7.2, MOSTRANDO UMA MICROESTRUTURA REFINADA E GRÃOS ALINHADOS NA DIREÇÃO DO FLUXO DE DEFORMAÇÃO DA HASTE E PEQUENAS REGIÕES COM DIFERENTES TAMANHOS DE GRÃO.....	114
FIGURA 86- MAPA DE ÍNDICE DE QUALIDADE OBTIDO VIA EBSD DA REGIÃO DE AVANÇO DA AMOSTRA 7.2. AUMENTO DE 300X.	115
FIGURA 87- MAPA DE DIFERENÇA DE ORIENTAÇÃO PARA REGIÃO DEMARCADA NA FIGURA 85.	116
FIGURA 88- QUANTIDADE DE GRÃOS PARA A REGIÃO I DA FIGURA 85	117
FIGURA 89- QUANTIDADE DE GRÃOS PARA A REGIÃO II DA FIGURA 85	117
FIGURA 90 – MAPA DE ORIENTAÇÕES OBTIDA VIA EBSD MOSTRANDO A REGIÃO DO CENTRO DO DEPÓSITO DA AMOSTRA 7.2 REGIÕES COM DIFERENTE TAMANHO DE GRÃOS.	118
FIGURA 91- MAPA DE ÍNDICE DE QUALIDADE OBTIDO VIA EBSD DA REGIÃO DE CENTRO DA AMOSTRA 7.2.....	119
FIGURA 92 - QUANTIDADE DE GRÃOS PARA A REGIÃO I DA FIGURA 90.....	120
FIGURA 93- QUANTIDADE DE GRÃOS PARA A REGIÃO II DA FIGURA 90	120
FIGURA 94- MAPA DE ORIENTAÇÕES OBTIDO VIA EBSD DA REGIÃO DE CENTRO-INTERFACE DA AMOSTRA 7.2.	121
FIGURA 95 IMAGEM DE ELÉTRONS GERADA EM NO MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA COM EMISSÃO DE CAMPO (MEV-FEG), ONDE É POSSÍVEL OBSERVAR A REGIÃO DE INTERFACE, NÃO INDEXADA NA FIGURA 94.	122
FIGURA 96- MAPA DE ÍNDICE DE QUALIDADE OBTIDO VIA EBSD DA REGIÃO DE CENTRO-INTERFACE DA AMOSTRA 7.2.	123
FIGURA 97- QUANTIDADE DE GRÃOS PARA O DEPÓSITO DA FIGURA 94.	125
FIGURA 98- QUANTIDADE DE GRÃOS PARA O SUBSTRATO DA FIGURA 94.....	125
FIGURA 99- MAPA DE ORIENTAÇÕES OBTIDO VIA EBSD MOSTRANDO A MICROESTRUTURA DA HASTE NA CONDIÇÃO COMO RECEBIDA. AUMENTO DE 300X.....	128

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - SISTEMA DE DESIGNAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO FORJADAS	21
TABELA 2- PROPRIEDADES DAS LIGAS AA6351-T6 E AA5052-H32.....	25
TABELA 3- COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS UTILIZADAS.	48
TABELA 4- PARÂMETROS DE PROCESSO UTILIZADOS.	51
TABELA 5- COMPOSIÇÃO DO ELETRÓLITO UTILIZADO	56
TABELA 6- COMPOSIÇÃO REAGENTE TUCKER.....	57
TABELA 7- COMPOSIÇÃO REAGENTE KELLER.....	57
TABELA 8- COMPOSIÇÃO REAGENTE WECK.	58
TABELA 9- ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS ENCONTRADAS PARA AS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO COM UM FURO NA HASTE.....	61
TABELA 10- ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) DAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS ENCONTRADAS PARA AS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO COM DOIS FUROS NA HASTE.	61
TABELA 11- ESPESSURA E DISTÂNCIA ENTRE ROLETES UTILIZADAS PARA CADA AMOSTRA NO ENSAIO DE DOBRAMENTO.	64
TABELA 12-PARÂMETROS DE PROCESSO UTILIZADOS NA DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (DSA) E DIMENSÕES DOS DEPÓSITOS OBTIDOS.....	68
TABELA 13- COMPARAÇÃO DA MÉDIA DOS ASPECTOS OBTIDOS DAS DEPOSIÇÕES REALIZADAS COM 1 FURO E DAS RESPECTIVAS DEPOSIÇÕES REALIZADAS COM 2 FUROS.	69
TABELA 14- FRAÇÃO VOLUMÉTRICA PARA AS DEPOSIÇÕES COM 1 FURO NA HASTE	80
TABELA 15- TABELA CONTENTO OS VALORES DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%VOL), DESVIO PADRÃO (D.PADRÃO) E PRECISÃO RELATIVA 95% (95% CI) PARA AS AMOSTRAS 2.3 E 3.1.	82
TABELA 16- FRAÇÃO VOLUMÉTRICA PARA AS DEPOSIÇÕES COM 2 FUROS NA HASTE	83
TABELA 17-TABELA CONTENTO OS VALORES DE FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%VOL), DESVIO PADRÃO (D.PADRÃO) E PRECISÃO RELATIVA 95% (95% CI) PARA A AMOSTRA 7.2	85
TABELA 18- FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS DIFERENTES REGIÕES DAS AMOSTRAS 3.1 E 1.1 ..	94
TABELA 19- VALORES RELACIONADOS COM AS MEDIDAS REALIZADAS NAS REGIÕES I E II DA FIGURA 85.....	118
TABELA 20-VALORES RELACIONADOS COM AS MEDIDAS REALIZADAS NAS REGIÕES I E II DA FIGURA 90.....	120

TABELA 21- VALORES RELACIONADOS COM AS MEDIDAS REALIZADAS NAS REGIÕES DE DEPÓSITO E SUBSTRATO DA FIGURA 94.....	125
TABELA 22- VALORES RELACIONADOS COM AS MEDIDAS DE TAMANHO DE GRÃO REALIZADAS NAS REGIÕES DE RECUO, CENTRO E AVANÇO, PARA A AMOSTRA 7.2.....	126
TABELA 23-VALORES RELACIONADOS COM AS MEDIDAS DE TAMANHO DE GRÃO REALIZADAS NAS REGIÕES DE RECUO, CENTRO E AVANÇO, PARA A AMOSTRA 3.1.....	127

LISTA DE ABREVIATURAS

AA *Aluminium Association*

ASM *American Society for Metals*

ASTM *American Society for Tests and Materials*

EBS D Difração de Elétrons Retroespalhados (do inglês, “*Electron Back-scattered Diffraction*”)

EDS Espectroscopia de Energia Dispersiva (do inglês, “*Energy Dispersive Spectrometry*”)

FEG Microscopio eletrônico de Varredura de Emissão de Campo (do inglês, “*Field Emission Gun-scanning Electron Microscope*”)

FS *Friction Surfacing*

HV Dureza Vickers (do inglês, “*Hardness Vickers*”)

MO Microscópia Óptica

MEV Microscopia Eletrônica de Varredura

ZTA Zona Termicamente Afetada

ZTMA Zona Termo-mecanicamente afetada

OIM Mapa de orientação cristalográfica (do inglês “*Orientation Imaging Map*”)

PSN Nucleação estimulada por partículas (do Inglês “*Particle Stimulated Nucleation*”)

ANOVA Análise de variância (do Inglês “*Analysis of Variance*”)

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
2. OBJETIVOS	20
2.1 OBJETIVO GERAL	20
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	20
3. REVISÃO DE LITERATURA.....	21
3.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	21
3.1.1 Classificação das ligas de alumínio	21
3.1.2 Designação do tratamento térmico	22
3.1.3 Ligas de alumínio AA5052-H32 e AA6351-T6	24
3.2 DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (<i>FRICTION SURFACING –FS</i>)	25
3.2.1 Termomecânica do processo.....	28
3.2.2 Evolução microestrutural	31
3.2.3 Parâmetros de processo	34
3.2.4. Versatilidade do Processo	36
3.2.5. Vantagens e desvantagens	39
3.3 OTIMIZAÇÃO DO PROCESSO.....	40
4. MATERIAIS E MÉTODOS	48
4.1 MATERIAL	48
4.2 EQUIPAMENTO	50
4.3 PARÂMETROS DE PROCESSO.....	51
4.3.1Controle do Processo	53
4.4 CARACTERIZAÇÃO	53
4.4.1 Corte e extração das amostras.....	53
4.4.2 Preparação metalográfica.....	56
4.4.3 Análise Macroestrutural	58
4.4.4 Microscopia Óptica	58

4.4.4.1 Fração volumétrica das partículas de alumina na matriz de alumínio.	58
4.4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	61
4.4.6 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)	62
4.4.7 Microdureza Vickers	62
4.4.8 Ensaio de Dobramento	63
5. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	65
5.1 CONTROLE DURANTE O PROCESSO.....	65
5.2 CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL DOS DEPÓSITOS.....	66
5.3 ANÁLISE MACROGRÁFICA	70
5.4 PRODUÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA	73
5.5 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA	80
5.6 ENSAIO DE DOBRAMENTO.....	87
5.7 PERFIL DE DUREZA DO SUBSTRATO E SUBSTRATO/DEPÓSITO	89
5.8 EVOLUÇÃO MICROESTRURAL DA HASTE E DEPÓSITO/SUBSTRATO	102
6. CONCLUSÕES	129
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	132
REFERÊNCIAS	133

1. INTRODUÇÃO

O uso do alumínio nas indústrias tem aumentado devido seu baixo peso e suas excelentes propriedades mecânicas como alta tenacidade à fratura, superplasticidade, conformabilidade, tolerância ao dano, durabilidade e boa resistência a corrosão. Atualmente a indústria aeronáutica é uma das maiores consumidoras desse metal. Nesse cenário, compósitos de matriz metálica de alumínio tem atraído considerável atenção devido às suas propriedades mecânicas atraentes e potencial para aplicações aeroespaciais. Essa classe de material é vista como candidata ideal para uma nova geração de materiais de baixo peso e alta resistência. As aplicações de compósitos de matriz de alumínio têm crescido continuamente no campo aeroespacial devido à baixa densidade, boa resistência à corrosão, boa conformabilidade, alta dureza, alta resistência ao choque térmico e alta resistência à fadiga [1-4].

As ligas de alumínio possuem baixa resistência ao desgaste, baixa dureza superficial e alto coeficiente de fricção, o que limita o uso dessas ligas. As propriedades mecânicas dessas ligas podem se tornar ainda mais atrativas através da adição de partículas de alta dureza, trabalhando como partículas de reforço na matriz metálica. Nesse sentido, várias técnicas com abordagem em engenharia de superfície são empregadas para produção de um revestimento compósito de matriz de alumínio com partículas de reforço, tais como fusão à laser, *high energy electron beam irradiation*, *plasma spraying*, *chemical vapour deposition*, sinterização de pós, etc.

Contudo, frente aos processos mais convencionais o processo de deposição superficial por atrito (*friction surfacing*) se torna mais atrativo uma vez que consiste em um processamento no estado sólido, ou seja, não trabalha com a fusão das partes envolvidas, o que evita reação entre as partes ou formação de partículas de segunda fase que prejudicariam as propriedades finais do compósito. Além disso, a intensa deformação plástica gerada no processo de deposição superficial por atrito permite a dispersão e mistura das partículas de reforço na matriz metálica. Tal tecnologia ainda permite a produção de materiais com gradiente de funcionalidade (*functionally graded materials*-FGM), podendo suas propriedades mecânicas serem ajustadas de acordo com uma distribuição de cargas específicas na qual o material será submetido, através da realização da deposição em várias camadas de revestimento [1, 2, 5].

A tecnologia de deposição superficial por atrito (friction surfacing) tem sido amplamente utilizada na reabilitação de componentes desgastados ou danificados, na produção de revestimentos resistentes à corrosão, reparação de eixos, buchas para rolamentos e reparos de turbina a gás, etc. Na indústria aeronáutica, essa tecnologia aparece como uma alternativa para fabricação de painéis e partes da fuselagem, que atualmente são fabricados por usinagem, pois permite economia de material utilizado para a confecção dessas partes. Além disso, uma das aplicações mais promissoras da tecnologia de deposição superficial por atrito está na confecção de depósitos que atuem como bloqueadores de trincas por fadiga em fuselagens e asas de aeronaves [1, 2]

Dessa forma, os compósitos de matriz metálica de liga de alumínio constituem uma classe de material com propriedades atraentes e com um crescente campo de aplicação, principalmente na indústria aeroespacial, e a tecnologia de deposição superficial por atrito possui vantagens na produção desses materiais metálicos frente aos outros métodos mais convencionais. Portanto este trabalho visa produzir depósitos de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32, explorando os benefícios oferecidos pela técnica de deposição superficial. Importante ser dito é que a tecnologia de deposição superficial por atrito é relativamente nova e altamente promissora, o que faz deste trabalho uma contribuição à comunidade científica/tecnológica acerca do assunto.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral do presente trabalho foi realizar um estudo para verificar a possibilidade da produção de revestimentos de liga de alumínio AA6351-T6, com adição de partículas de alumina (Al_2O_3), em substrato de liga de alumínio AA5052-H32 através da tecnologia de deposição superficial por atrito (*Friction Surfacing*).

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Realizar estudo bibliográfico para obtenção dos parâmetros de processo ótimos de deposição superficial por atrito com inserção de partículas de alumina para produção dos depósitos

Estudar o padrão de dispersão e fração volumétrica apresentada pelas partículas de alumina nos depósitos produzidos pela tecnologia de deposição superficial por atrito.

Obtenção do perfil de microdureza ao longo da interface depósito/substrato, correlacionando com os valores de fração volumétrica encontrados, como forma de avaliar a influência que as partículas de alumina exercem na dureza dos depósitos produzidos.

Realizar ensaio de dobramento para obtenção de um indicativo qualitativo do comportamento mecânico na interface depósito/substrato e influência das partículas de alumina na adesão do depósito no substrato.

Estudar a evolução microestrutural ocorrida no substrato, na interface depósito/substrato e ao longo do depósito produzido pela tecnologia de deposição superficial por atrito e verificar a influência das partículas na microestrutura dos depósitos produzidos.

3. REVISÃO DE LITERATURA

3.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

3.1.1 Classificação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio podem ser divididas em dois grandes grupos: as ligas fundidas e as forjadas. Uma outra classificação é baseada no desenvolvimento de propriedades dessas ligas, onde algumas ligas respondem ao tratamento térmico de solubilização e endurecimento por precipitação. Para essas últimas, é utilizado o termo de ligas endurecíveis por precipitação [6-8].

O sistema de designação para cada classe corresponde pela sigla AA, para os materiais forjados e é composto por quatro dígitos: O primeiro classifica a liga pela série de acordo com o principal elemento de liga na composição; O segundo quando diferente de zero indica a modificação na liga básica; o terceiro e o quarto formam um número arbitrário que identificam uma liga específica em uma série [6-8].

Tabela 1 - Sistema de designação de ligas de alumínio forjadas

Ligas de alumínio para forjamento	
Designação da série	Indicação da composição
1xxx	Mínimo de 99,00% de alumínio
2xxx	Cobre
3xxx	Manganês
4xxx	Silício
5xxx	Magnésio
6xxx	Magnésio e silício
7xxx	Zinco

Fonte: A. M. Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials vol. 2: ASM International Handbook Committee 2004 [6].

Nas ligas da série 1xxx, os dois primeiros dígitos indicam o alumínio puro com os limites naturais de impureza. Os dois últimos dígitos indicam a porcentagem de alumínio – 99% de alumínio, sendo o ferro e o silício as principais impurezas. Se os dois últimos dígitos foram diferentes de zero (inteiros entre 1 e 9), indicam um controle

especial de uma ou mais impurezas [6, 8].

Das séries 2xxx à 8xxx, o segundo dígito indica modificações na liga. Se esse dígito for zero, indica a liga em sua composição original. Os dois últimos dígitos não possuem nenhum significado especial, apenas indicam as diferentes ligas no respectivo grupo [8].

3.1.2 Designação do tratamento térmico

As propriedades das ligas de alumínio são determinadas pelo teor dos elementos de ligas e pelo método de fabricação. Algumas ligas são endurecíveis por trabalho a frio e outras por tratamento de solubilização e precipitação. O Sistema de designação para tratamentos térmicos usado para as ligas forjadas e fundidas é baseado na sequência das etapas que consistem cada tipo de tratamento para conferir ao metal as propriedades desejadas [6, 7, 9, 10].

A designação dos tratamentos térmicos segue a designação da composição química da liga, separada por um hífen, que consiste de diferentes letras e em alguns casos subdivisões dos tratamentos básicos são indicadas por um ou mais dígitos na sequência das letras. O sistema adotado para classificação dos tratamentos térmicos, utilizado pela *Aluminium Association* (AA) está descrito abaixo:

F = como fabricado: aplica-se aos produtos resultantes de conformação mecânica (laminação, extrusão e outros) sem qualquer controle especial das condições térmicas do trabalho a frio.

O = recozido: aplica-se aos produtos trabalhados a frio para obter a resistência mecânica mais baixa, e aos produtos fundidos com o objetivo de aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional. Pode ser seguido de outro número diferente de 0.

H = endurecido por deformação: aplica-se a produtos que têm sua resistência aumentada por deformação plástica, com ou sem tratamento térmico de alívio de tensões. H é sempre seguido de um ou mais dígitos

W = solubilizado: têmpera instável aplicável somente às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente após solubilização. Esta designação é especificamente usada quando o período de envelhecimento natural é indicado, como por exemplo, no caso de W 1hora.

T = tratado termicamente para produzir têmperas estáveis diferentes de F, O

ou H: aplica-se aos produtos que são termicamente tratados, com ou sem posterior endurecimento por deformação, para produzir têmperas estáveis. T é seguido por um ou mais dígitos.

A letra T seguida por número de 1 a 10 indicam uma sequência específica de tratamentos:

T1 – resfriado bruscamente após um processo de conformação a quente e envelhecido naturalmente. Aplica-se a produtos que não sofrem trabalho a frio após o resfriamento.

T2 – resfriado bruscamente após um processo de conformação a quente, trabalho a frio e envelhecido naturalmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumento de resistência após o tratamento de solubilização.

T3 – solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumento de resistência após o tratamento de solubilização.

T4 – solubilizado e envelhecido naturalmente. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após tratamento de solubilização

T5 – resfriado bruscamente após processo de conformação a quente e envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que não são trabalhados a frio após o processo de conformação em altas temperaturas.

T6 – solubilizado e envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que não são conformados depois do tratamento de solubilização.

T7 – solubilizado e superenvelhecido. Aplica-se a produtos forjados que são envelhecidos artificialmente após tratamento de solubilização para conduzi-los além de um ponto máximo de resistência para promover estabilidade no limite de resistência.

T8 – solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumento de resistência.

T9 – solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumento de resistência.

T10 – resfriado bruscamente após um processo de conformação a quente, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente. Aplica-se a produtos que são trabalhados a frio para aumento de resistência.

3.1.3 Ligas de alumínio AA5052-H32 e AA6351-T6

As ligas da série 5xxx possuem o magnésio como principal elemento de liga, mas também pode ocorrer a mistura de manganês. O resultado da mistura desses dois elementos de liga é um produto de resistência mecânica moderada e endurecível por trabalho mecânico. O magnésio é um endurecedor mais efetivo que o manganês devido seu maior limite de solubilidade no alumínio – 15%- sendo possível sua adição em maiores quantidades. As ligas dessa série possuem boa soldabilidade e boa resistência à corrosão em atmosferas marítimas. Podem ser utilizadas em aplicações decorativas, tanques criogênicos, aparelhos domésticos e estruturas automotivas [6, 8, 11].

Uma das ligas de maior importância industrial dessa série é 5052-H32. Essa liga possui resistência à tração entre 210-260 MPa, boa resistência a corrosão em atmosferas marinha e industrial, também possuem boa soldabilidade e podem ser trabalhadas a frio. A liga 5052-H32 é aplicada para fabricação de chapas finas para trabalho mecânico, particularmente sendo aplicada em ônibus, caminhões, aplicações navais, fabricação de artifícios decorativos, caldeiras, containers, tubos, equipamentos para indústria química, rebites e vasos de pressão[6, 8, 11].

As ligas de série 6xxx possuem o silício e o magnésio como principal elemento de liga em quantidades necessárias para a formação do silicato de magnésio (Mg_2Si), tornando as ligas dessa série tratáveis termicamente [6, 8, 12].

Essas ligas possuem boa conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade e resistência à corrosão. São utilizadas em aplicações arquitetônicas, quadros de bicicletas, grades de ponte e equipamentos de transporte. Uma das principais ligas desse grupo é a 6351 que é empregada geralmente em aplicações estruturais, construção de navios, veículos e equipamentos. Essa liga é tratável termicamente e na condição T6, mais especificamente, é aplicada para fabricação de componentes que não sofrem deformação plástica após o tratamento de solubilização [6, 8, 12].

Algumas propriedades das ligas AA6351-T6e AA5052-H32 estão listadas na tabela 2:

Tabela 2- Propriedades das ligas AA6351-T6 e AA5052-H32.

Liga	Limite de escoamento (Mpa)	Limite de Resistência (Mpa)	Alongamento (%)	Dureza (HV)
AA6351-T6	283	310	14	107
AA5052-H32	195	230	12	68

Fonte: A. M. Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials vol. 2: ASM International Handbook Committee 2004 [6].

3.2 DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (*FRICTION SURFACING –FS*)

A deposição superficial por atrito (DSA) – do inglês friction surfacing (FS) - é uma tecnologia de processamento de materiais no estado sólido com um emergente campo de aplicação no contexto de engenharia de superfície. A partir desse ponto a sigla DSA será utilizada para designar o termo deposição superficial por atrito. Tal processo tem sido amplamente estudado principalmente por sua capacidade de produzir uma microestrutura refinada, na qual exibe excelentes propriedades mecânicas. Uma vez que não há ocorrência de fusão, o processo de DSA permite a união de materiais dissimilares que seriam incompatíveis ou difíceis de se unir através dos métodos de depósitos baseados em fusão [1, 2, 5, 13-16].

Desde de sua concepção apresentada pro Klopstock e Neelands (1941) [17, 18], há na literatura vários estudos de caso, principalmente na reabilitação de componentes desgastados ou danificados, na produção de revestimentos resistentes à corrosão, reparação de eixos, buchas para rolamentos e reparos de turbina a gás. Ainda há pesquisas para a aplicabilidade do processo para produção de vasos de pressão [19] uma vez que o processo permite uma baixa transferência térmica e evita o acúmulo de tensões residuais, como as induzidas pelos processos de soldagem convencionais.

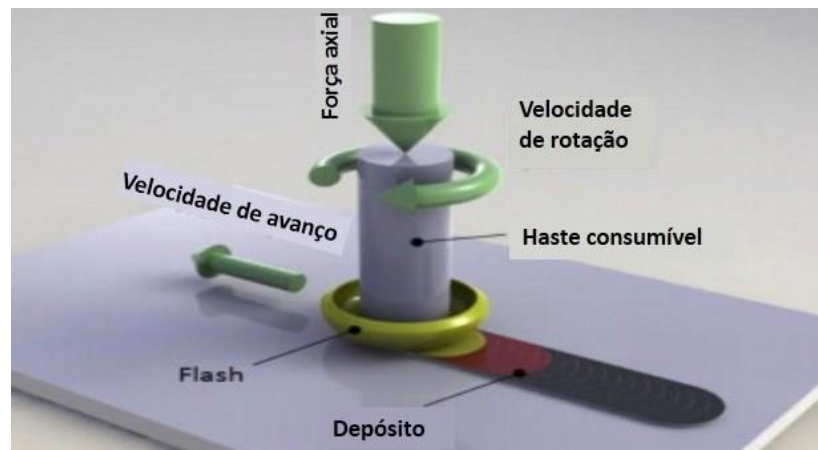
No final da década de 80, um novo foco foi dado no processo de DSA, seguindo o interesse nos processos de deposição por atrito. O processo de DSA tem sido amplamente estudado em virtude da busca por processos que permitam a geração de revestimento homogêneo e com uma distribuição de grãos refinados. O primeiro estudo de caso utilizando tal tecnologia foi realizado por Dunkerton e Thomas em 1984, onde foi feita a reabilitação de componentes através do preenchimento de superfícies desgastadas e selamento de trincas em áreas localizadas [1, 4, 13, 20]. O processo teve a primeira aplicação comercial bem-sucedida nos anos 90, como uma

tecnologia para a confecção de ferramentas para corte e perfuração com superfícies duras [1, 4, 15, 20].

Vários estudos enfatizam a eficiência energética e o baixo impacto causado ao meio ambiente como vantagens cruciais, comparadas com outras tecnologias. A DSA é uma tecnologia de enorme potencial para aplicações industriais e está sendo desenvolvida para ser a principal alternativa aos processos de revestimento convencionais. As principais aplicações da DSA incluem reparos de superfícies danificadas através do preenchimento com o metal a ser depositado e aumento das propriedades superficiais em áreas específicas de componentes. Uma ampla gama de combinação de materiais tem sido feita através da DSA, principalmente aços inox, ligas de alumínio, ligas de magnésio e ligas de titânio. Também é possível a produção de compósitos de matriz metálica utilizando a DSA [1, 5, 13, 14, 20].

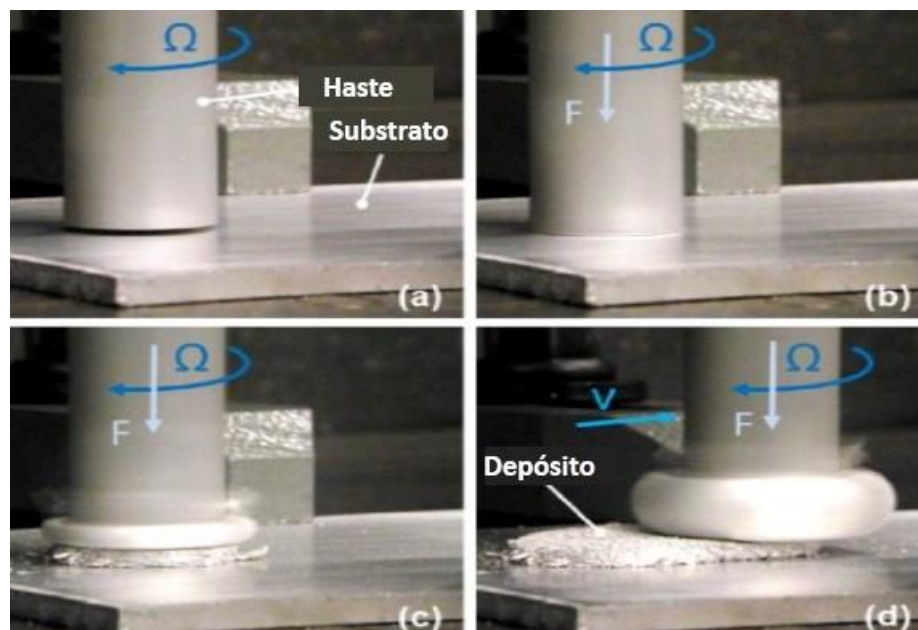
A DSA é um processo de revestimento baseado na deformação plástica de uma haste consumível (Figura 1). Como pode ser visto na Figura 2 (a e b), uma haste em alta rotação é pressionada contra o material de substrato sob uma carga axial aplicada. O calor proveniente do atrito entre as partes gera uma camada viscoplástica na ponta da haste e as condições de pressão e temperatura conduzem à um processo de interdifusão, resultando em uma ligação metálica entre o material em estado plástico e o substrato. Com a transferência de calor contínua, a camada viscoplástica cresce sob a superfície do substrato, aumentando de espessura (figura 2c). Aplicando um movimento de avanço sob a superfície do substrato, o material em estado viscoplástico é depositado em um processo contínuo (figura 2d) [1, 2, 4, 5, 12, 15, 16, 20, 21].

Figura 1- Processo de deposição superficial por atrito (DSA).



Fonte: GANDRA, J., et al., "Wear characterization of functionally graded Al-SiC composite coatings produced by Friction Surfacing"[2].

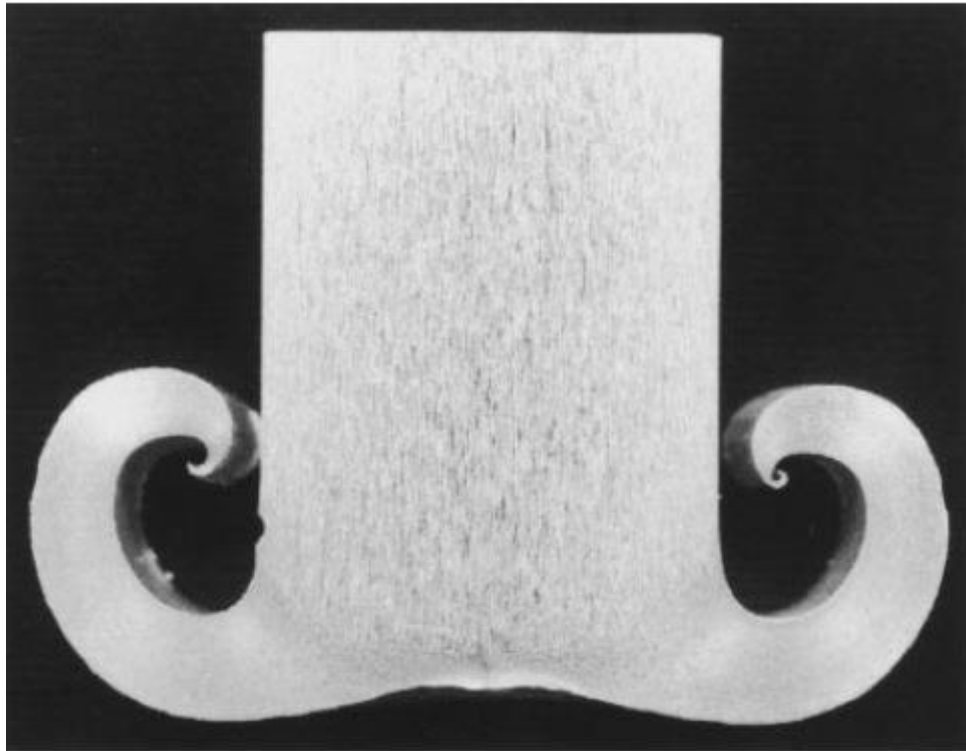
Figura 2- Etapas do processo de deposição superficial por atrito (DSA).



Fonte: GANDRA, J. et al. "Friction surfacing—A review," Journal of Materials Processing Technology [1].

O processo de DSA se baseia exclusivamente em difusão interfacial e deformação plástica, possibilitando um processamento de superfície em temperaturas abaixo do ponto de fusão. Com tal processo termomecânico, uma camada contínua de grãos recristalizados é depositada através do consumo progressivo da haste consumível. O processo também é caracterizado pelo desenvolvimento de uma camada de rebarba, conhecida como flash (figura 3), na ponta da haste e que possui forma semelhante à de um "cogumelo" [1, 2, 4, 13, 14, 18].

Figura 3- Seção transversal da camada de flash gerada após o processamento.



Fonte: HIDEKAZU, S., HIROSHI, T., and KAZUYOSHI, K., "Mechanical Properties of Friction Surfaced 5052 Aluminum Alloy," Materials Transactions [14].

O processo permite a deposição de materiais contendo partículas duras que não podem ser facilmente trabalhados, tais como aço ferramenta e ligas de cobalto. Ainda mais, uma vez que não há ocorrência de fusão durante o processamento, é possível unir diferentes materiais que seriam incompatíveis ou de difícil deposição pelos métodos convencionais de deposição que envolvem a fusão de um dos materiais utilizados. Similar a outros processos por atrito, o baixo calor produzido durante o processo não causa danos significativos ao material [1, 2, 16, 21].

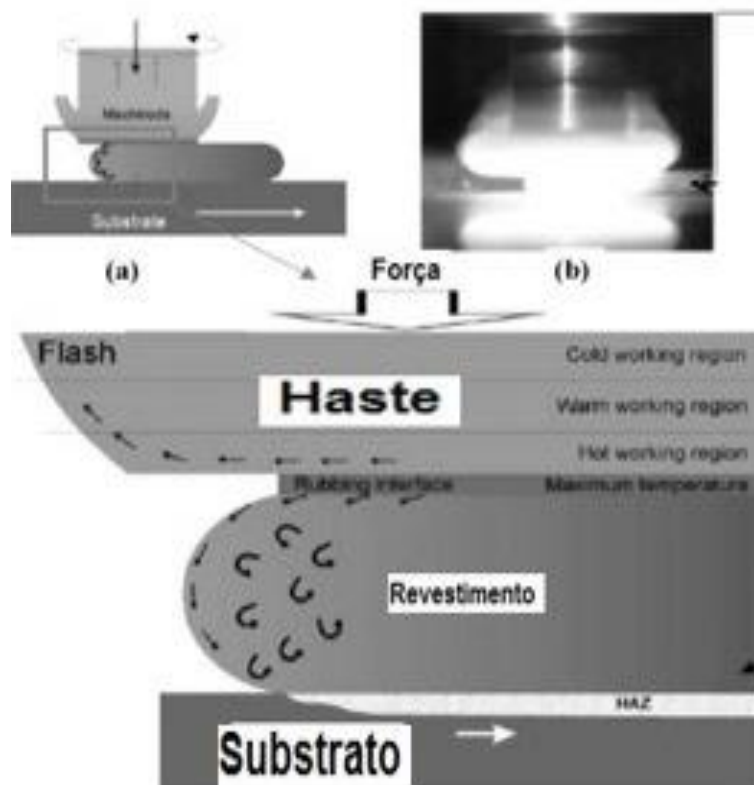
3.2.1 Termomecânica do processo

Como em outros processos baseados no atrito entre as partes, uma região viscoplástica é gerada e processada em uma nova forma e sob novas condições metalúrgicas. Embora essa região permaneça o tempo todo no estado sólido, ocorre um fluxo tridimensional do material que permite a união entre materiais dissimilares. A região viscoplástica é caracterizada pela tensão de fluxo baixa e temperaturas acima da temperatura de recristalização, porém abaixo da temperatura de fusão. O calor gerado pelo atrito entre a haste consumível e o substrato tende a zero quando o

material se aproxima do seu ponto de fusão, portanto a temperatura máxima atingida na zona processada é fisicamente limitada pela temperatura de fusão e, dessa forma, toda deformação está restrita ao estado sólido [1, 14-16, 18, 20].

O calor gerado pelo atrito entre a haste e o substrato é conduzido ao longo da haste, estabelecendo um gradiente de temperatura que determina o grau de deformação da haste. Consequentemente o material é gradualmente amolecido e plasticamente deformado em esforços de torção/compressão pela parte mais fria (superior) da haste consumível (figura 4). Assim, o material é transferido através do contato entre a haste e o substrato, ocorrendo um escorregamento entre a haste e a já camada depositada. A diferença de velocidade entre a haste e a camada já depositada promove a ocorrência desse escorregamento viscoplástico [1, 15, 20].

Figura 4- Eventos termomecânicos durante o processo de deposição superficial por atrito (DAS).

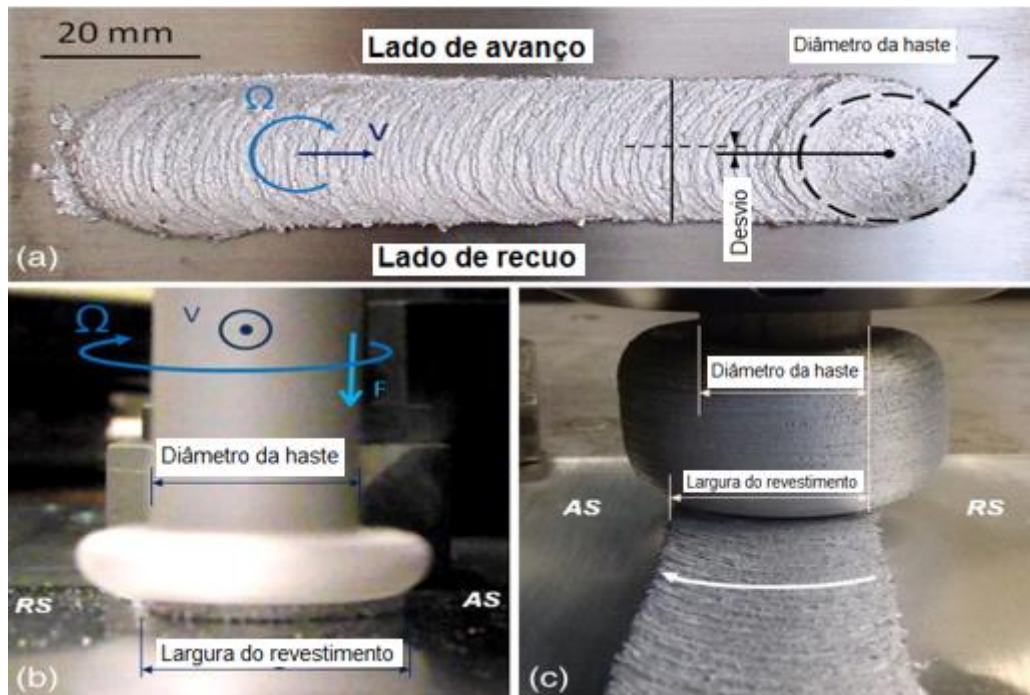


Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. "Friction surfacing—A review," Journal of Materials Processing Technology [1].

Uma das características do processo é a diferença da largura do revestimento em relação ao diâmetro da haste, como ilustrado na figura 5. Tal desvio ocorre no lado de avanço (figura 5a). O efeito combinado de rotação e avanço desloca o material na

direção do lado de avanço fazendo com que o depósito ocorra em dimensões além do diâmetro da haste, onde não há pressão suficiente para a consolidação de um revestimento fortemente aderido ao substrato, contribuindo para o surgimento de regiões de baixa consolidação no lado de avanço [1, 13, 14].

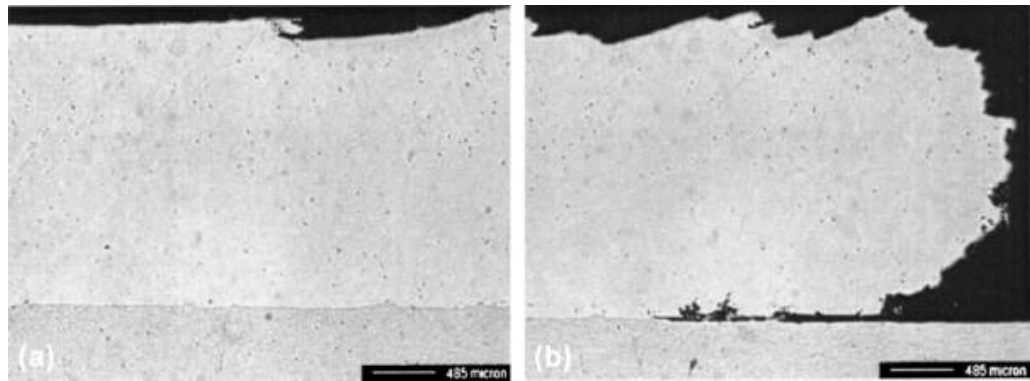
Figura 5- Simetria do revestimento após o processamento.



Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. Deposition of AA6082-T6 over AA2024-T3 by friction surfacing - Mechanical and wear characterization. Surface and Coatings Technology.[13]

O material em estado plástico na ponta da haste é pressionado contra o substrato sem nenhuma restrição lateral fluindo para fora do diâmetro da haste, promovendo a formação da região conhecida como *flash* (rebarba) e uma zona onde o material se adere de uma forma mais fraca ao substrato, tanto no lado de avanço quanto no lado de recuo. Dessa forma, a região do revestimento que se adere firmemente ao substrato é menor que o diâmetro da haste consumível. A figura 6 mostra a seção transversal de um revestimento de aço inox sobre aço carbono, onde se pode observar uma interface completamente aderida ao substrato na figura 6a, a figura 6b mostra a região que não ficou completamente aderida ao substrato. Contudo, as zonas não aderidas ao substrato e a camada de flash desempenham um importante papel no processo, fornecendo as condições de temperatura e pressão necessárias para união do revestimento [1, 13, 14, 16, 22].

Figura 6- Seção transversal do revestimento/substrato mostrando a extremidade mal aderida do revestimento.



Fonte: GANDRA, J. et al. "Friction surfacing—A review," Journal of Materials Processing Technology [1].

A superfície do revestimento apresenta marcas em forma de ondas, o que é uma característica inerente do processo, como pode ser notado na figura 5a. A rugosidade da superfície e a formação de ondas estão relacionadas com a natureza da transferência do material. O metal em estado plástico é transferido em camadas discretas de forma elíptica e cada camada se deposita uma após a outra com um pequeno deslocamento, baseado na taxa entre a rotação da haste e velocidade de avanço [1, 2, 4, 14, 20].

O trabalho realizado por Gandra *et al.* [23] demonstrou a ocorrência de uma leve deformação plástica do substrato e que a união do depósito ao substrato é realizada do lado de recuo para o lado de avanço. Os resultados do trabalho realizado por Rafi *et al.* [24] mostraram que a transferência de material é muito complexa devido a ação da força axial e dos movimentos de rotação da haste e rotação da mesa. Fukakusa [25] mostrou que o material depositado é fornecido principalmente pelo centro da haste, enquanto o material da periferia da haste forma o flash [1, 13, 14].

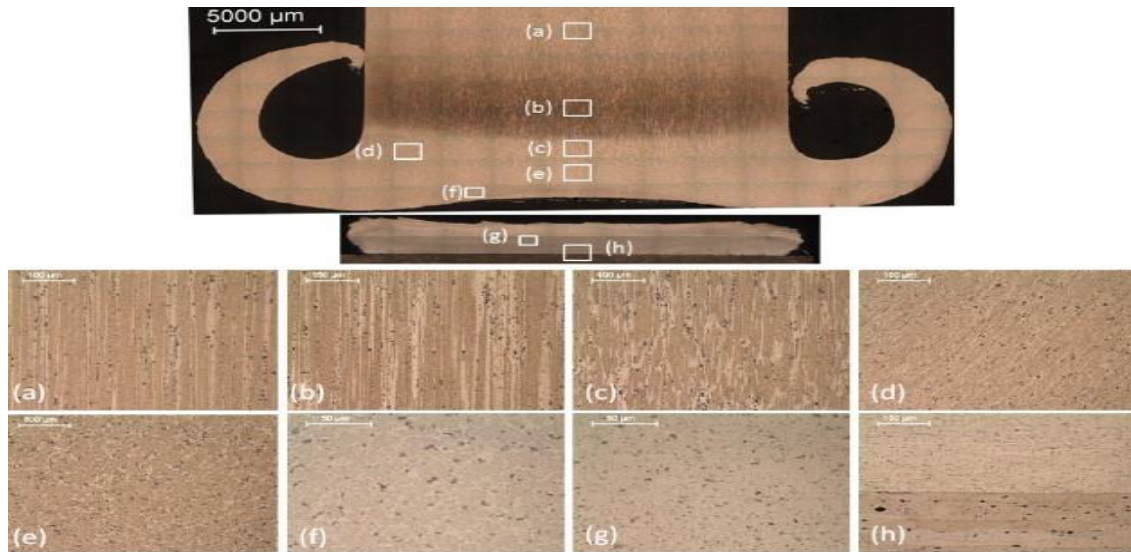
3.2.2 Evolução microestrutural

A tecnologia de DSA se baseia no processamento do material em um estado viscoplástico e que, com o aumento de temperatura ocorrido durante o processo, resulta na ocorrência do fenômeno de recristalização dinâmica. Durante a deposição, o resfriamento do material ocorre por convecção e radiação do calor, para o ambiente em torno do material, e condução para o interior do substrato. Tal processo de

resfriamento pode ocorrer em uma fração de segundos, produzindo um revestimento de microestrutura fina e homogênea. Dependendo da composição química da haste consumível e do substrato, outros fenômenos também podem ocorrer, tais como redistribuição e transformação de fases e precipitados. Na deposição de ligas de alumínio que podem ser tratadas termicamente, as propriedades do revestimento são determinadas principalmente pelo grau de refinamento da microestrutura, da distribuição e tamanho das partículas de precipitados. [1, 15].

A figura 7 mostra as transformações ocorridas durante a deposição de uma liga de alumínio AA6082-T6 sob um substrato da liga AA2024-T3. A microestrutura da haste consumível é mostrada na figura 7a, apresentando uma estrutura de grãos alinhados em direção à extrusão da haste. A zona termicamente afetada (ZTA) apresenta microestruturas com grãos maiores e precipitados mais grosseiros (figura 7b), já as zonas termo-mecanicamente afetadas (ZTMA) podem ser vistas na figura 7c, d e f, onde é notória a deformação plástica causada pelos esforços de torção e compressão. Como citado anteriormente, a combinação de deformação plástica e geração do calor durante o processo conduz à ocorrência de recristalização dinâmica – com nucleação e crescimento de novos grãos (figura 7e e figura 7f). Para o estudo realizado a dissipação de calor se deu principalmente por condução através do substrato, criando uma zona termicamente afetada (HAZ) de 2,2 mm de espessura. Ainda é possível observar na figura 7h a interface completamente unida entre o substrato e o revestimento [1, 13].

Figura 7- Transformações microestruturais durante a deposição de uma liga AA6082-T6 sobre AA2024-T3.



Fonte: GANDRA, J. et al. "Friction surfacing—A review," Journal of Materials Processing Technology [1].

Gandra *et al.*[13], realizaram a deposição da liga de alumínio 6082 em um substrato de liga de alumínio 2024 e obtiveram um revestimento com tamanho de grão médio de $4,2 \pm 1,8 \mu\text{m}$, o que representou uma redução de 33% quando comparado com o tamanho de grão inicial da haste e o revestimento apresentou ainda uma microestrutura mais homogênea que o substrato. O perfil de dureza mostrou que os valores de dureza do revestimento são levemente mais altos próximo à superfície, onde atingiu a dureza atingiu valores de 91 HV 0,2. Porém, apesar do refino da microestrutura, houve a perda da condição de tratamento térmico T6 da haste consumível, o que resultou na redução de 15% do seu valor inicial de dureza. Próximo da ponta da haste os valores de dureza aumentam devido ao encruamento ocorrido e, ainda mais à extremidade, devido à recristalização dinâmica, o que caracteriza uma zona termo-mecanicamente afetada na haste. O perfil de dureza ainda indicou uma zona termicamente afetada (ZTA) com profundidade de 2,2 mm, no substrato, marcada por uma redução de 5% nos valores de dureza [1, 13]. Sakihama *et al.*[14] realizaram a deposição de uma liga de alumínio 5052P-H34 sob um substrato de mesma liga e também obteve um revestimento com microestrutura mais refinada que a haste consumível e o substrato. A zona termicamente afetada (ZTA) nesse caso alcançou uma profundidade de 3 mm.

Durante o processo, a camada viscoplástica é pressionada contra o substrato em temperaturas aproximadamente de 50-90% da temperatura de fusão, permitindo

que ocorra uma união das partes por difusão. A deformação plástica pode romper camadas frágeis de óxidos, estabelecendo contato das duas partes metálicas e possibilitando a união através de uma fina camada de difusão. A união interfacial é baseada no mecanismo de intertravamento entre as superfícies em forma de onda, formadas pela deposição, e por uma estreita camada de difusão [1, 13]. Gandra *et al.* [13], verificaram que a camada de difusão foi de 8 μm , durante a deposição de uma liga de alumínio AA6082 em um substrato de AA2024.

3.2.3 Parâmetros de processo

Os revestimentos são avaliados principalmente pela espessura, largura e resistência da união, ou seja, da interface do substrato, que são características intimamente relacionadas com os parâmetros de processo. A espessura do substrato, diâmetro da haste e as propriedades dos materiais utilizados definem o sistema termomecânico, tendo um impacto direto nos resultados finais do revestimento. Parâmetros de processo tais como força axial, velocidade de rotação e velocidade de avanço controlam as características do revestimento e determinam a aplicabilidade da tecnologia de DSA [1, 5, 13, 14].

O consumo da haste consumível e a pressão empregada durante o processo são fatores que podem ser determinados tanto pelo controle da força ou pressão aplicada na haste consumível ou a taxa de alimentação axial da haste. O controle da força/pressão consiste em manter constante a carga axial aplicada na haste consumível durante a deposição, o que requer equipamentos específicos ao processo e com instrumentação de controle. Já o controle do consumo da haste consumível, isto é, a velocidade na qual a haste é pressionada em direção axial contra o substrato, permite que a força aplicada seja uma consequência e não uma variável a ser controlada, sendo possível equipamentos menos sofisticados para a realização do processo [1, 24].

Segundo Vitanov *et al.* [26] a força axial aplicada e a taxa de alimentação da haste estão intimamente relacionadas e, em um curso de deposição estável, esses parâmetros permanecem constantes. O controle por carga é mais adequado para o desenvolvimento do processo para aplicações específicas, permitindo aferir o ponto ótimo desse parâmetro para a realização de uma união adequada entre as superfícies. Já o controle por taxa de alimentação da haste é mais utilizado em estágios primários

de estudos, uma vez que o processo pode ser realizado de uma maneira mais econômica [1]. Sakihama et al. [14] identificaram que baixas forças axiais empregadas durante o processo de deposição resultam em uma má consolidação do revestimento sobre o substrato, sendo identificável uma interface entre essas duas regiões. Os autores ainda afirmaram que quanto maior a força axial empregada, maior a largura do revestimento, melhor a consolidação e a interface entre as duas regiões tende a desaparecer.

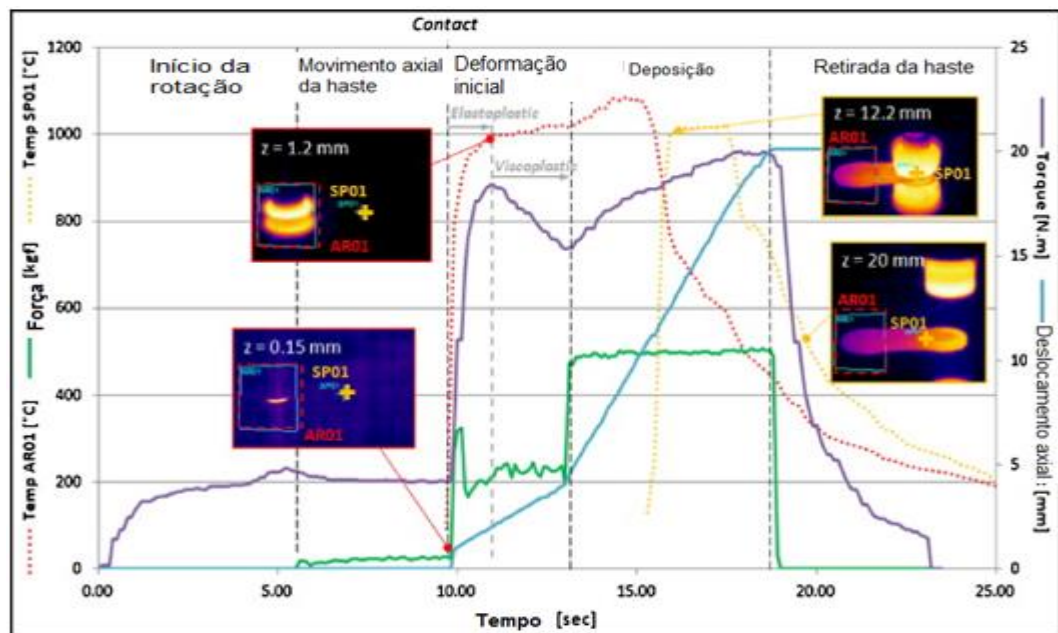
De acordo com Vitanov e Javaid [21], o processo de DSA pode ser dividido em dois estágios principais baseados na evolução do torque, força e temperatura. O processo começa com um período de deformação inicial quando a haste é pressionada contra o substrato, sem movimento lateral. Esse estágio inicial pode ser interpretado como um pré-aquecimento, permitindo o amolecimento pelo calor gerado através do atrito entre as partes. Quando uma camada viscoplástica é formada a haste consumível começa a percorrer o substrato iniciando o processo de deposição, o que é o segundo estágio. No final dessa primeira etapa, a geração de calor deixa de ser devido à fricção entre as partes e passa a ser devido à deformação plástica na haste consumível [1, 13].

A figura 8 mostra a evolução do torque, a força aplicada na haste consumível e o deslocamento da haste na direção axial, durante a deposição de um aço AISI 1020 sobre um aço AISI 1020. Os autores identificaram cinco estágios diferentes durante a deposição: no primeiro estágio a máquina desenvolve o torque para que a haste alcance a rotação necessária. No segundo estágio a haste é movida para baixo em direção ao substrato.

No início do terceiro estágio a haste é pressionada contra o substrato com uma velocidade constante de 1mm/s – taxa de alimentação da haste. A deformação plástica inicial da ponta da haste resulta em um aumento da temperatura e da força, desenvolvendo a camada de *flash*. A temperatura amolece o resto da haste, quando a força e o torque começam a cair, facilitando a inserção da haste contra o substrato.

No quarto estágio, a haste começa a percorrer a superfície do substrato em velocidade e força constantes, onde a deposição é realizada. Durante o estágio de deposição a velocidade de alimentação da haste permanece constante, como pode ser visto pela variação linear da curva de deslocamento da haste na figura 8. O quinto estágio ocorre no fim no processo, quando a haste é retirada de contato com o substrato [1, 13].

Figura 8- Evolução das variáveis de processo com o decorrer do tempo.



Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. "Friction surfacing—A review," Journal of Materials Processing Technology [1].

As condições de pressão e temperatura na interface entre as partes a serem unidas fornecem as condições necessárias para o fenômeno de difusão, resultando na ligação entre o material em estado viscoso e o substrato. A condução do calor através do substrato permite a consolidação da camada de depósito, sendo que o esforço de cisalhamento exercido no material na ponta da haste permite o crescimento da espessura do depósito [1, 13].

3.2.4. Versatilidade do Processo

O processo pode ser automatizado para realizar deposições não lineares, sem comprometer a qualidade do revestimento. Além disso, a ausência de fusão e o rápido resfriamento permite uma grande variedade de perfis que podem ser processados, como foi apresentado por Nicholas [27].

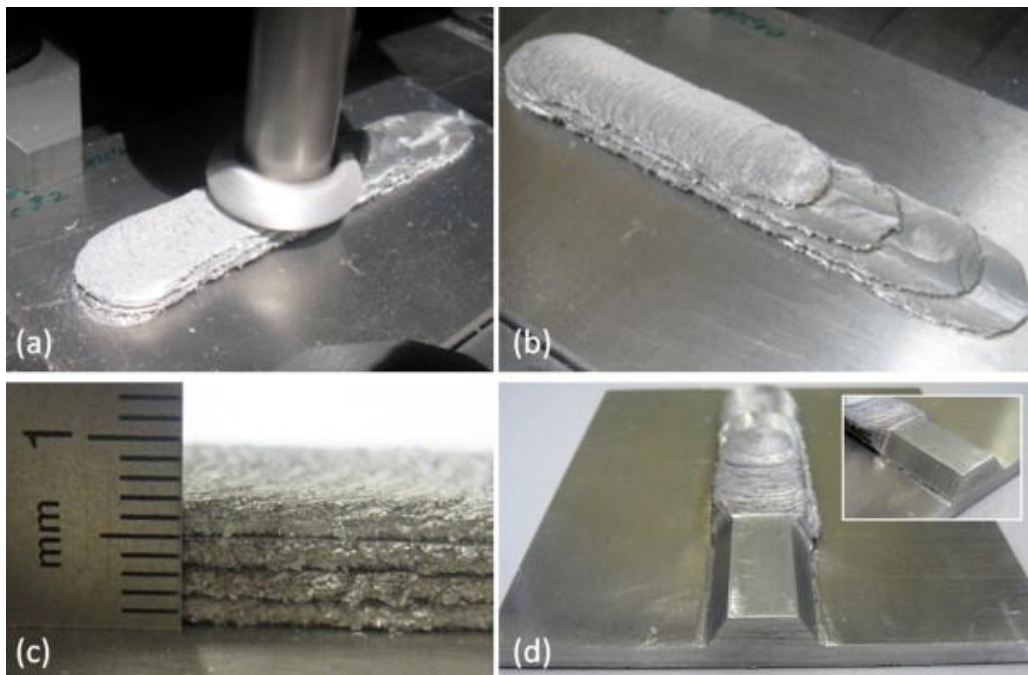
Também é possível cobrir grandes áreas através da DSA, através de vários passes de deposição em paralelo. Com a realização de vários passes elimina-se também um dos principais “defeitos” do processo: as extremidades do revestimento possuem adesão deficiente com relação ao centro do revestimento. Para a eliminação desse “defeito” é necessário que a extremidade do revestimento seja sobreposta pela

próxima camada, assegurando que a pressão e o calor são suficientes para esse fim.

Neste caso grande atenção deve ser dada à fraca adesão que ocorre nas extremidades do revestimento. Numa tentativa de contornar tal defeito Tokisue *et al.*[28] realizaram um revestimento AA2017 em um substrato AA5052 com a sobreposição dos revestimento, com deslocamento de 0, 5, 10 e 15 mm do segundo passe para o primeiro. Os autores conseguiram eliminar os cantos deficientes de ligação do primeiro depósito, tanto no lado de avanço quanto no lado de recuo e o limite de resistência do material após a deposição de multicamadas foi de 300 MPa, sendo 12% superior para um revestimento de apenas uma camada.

Uma outra aplicação promissora consiste na deposição de várias camadas em vertical, isto é, as camadas posteriores são depositadas exatamente sobre as camadas inferiores – sem nenhum deslocamento da haste consumível. A figura 9 mostra a confecção de estruturas trapezoidais a partir da realização da deposição em várias camadas de liga AA6082-T6. Esse tipo de aplicação da DSA permite a confecção de partes e componentes estruturais a partir de várias camadas de depósito e, talvez um dos fatores mais importantes dessa aplicação, evita também o desperdício de material em excesso, contribuindo positivamente para a redução de custos [1].

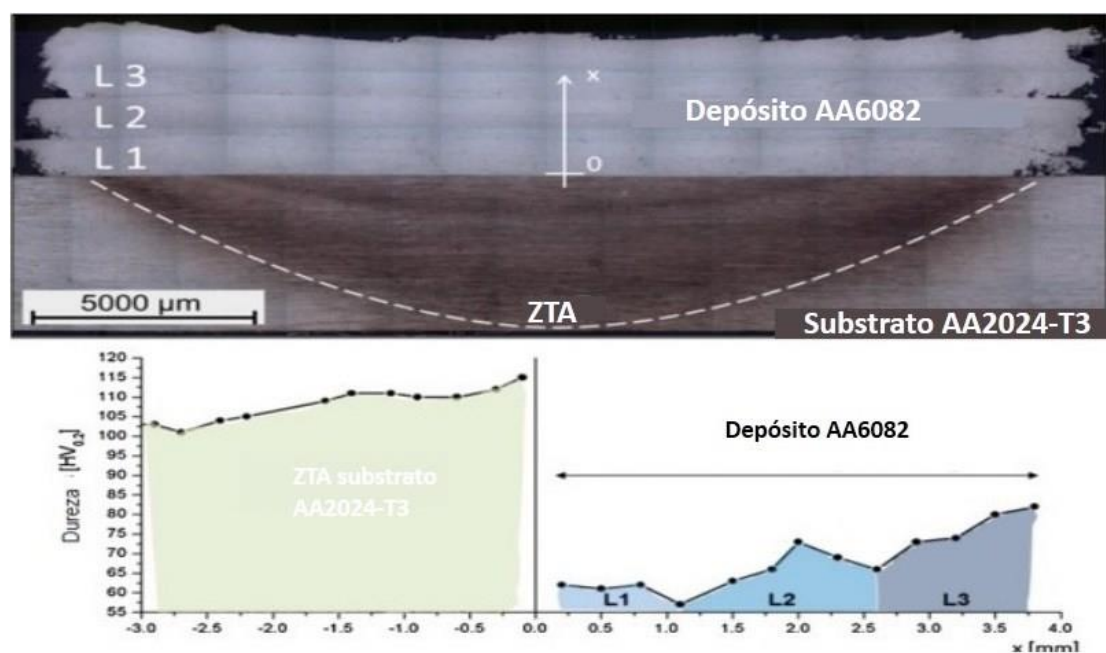
Figura 9- Confecção de perfil trapezoidal através da deposição em várias camadas.



Fonte: GANDRA, J. et al. "Friction surfacing—A review," Journal of Materials Processing Technology [1].

Contudo, atenção especial deve ser dada a esse tipo de aplicação da DSA. Gandra *et al.* [2] identificaram que a deposição em camadas sucessivas de AA6082-T6 resultou no superenvelhecimento das camadas anteriores. Isso pode ser observado no perfil de dureza medido ao longo das três camadas depositadas, mostrado na figura 10. A dureza do revestimento diminui do topo da terceira camada até a parte inferior da primeira camada. A última camada do depósito (L3) apresenta dureza entre 70 e 85 HV 0,2, o que é consistente com os valores de durezas encontrados para uma única camada. Uma vez que não houve mudança significativa do tamanho de grão entre as camadas, os autores concluíram que o gradiente do valor de dureza entre as camadas está relacionado unicamente com o crescimento das partículas de precipitados devido ao fluxo de calor proveniente dos depósitos subsequentes [1, 13].

Figura 10- Perfil de dureza de um depósito em várias camadas.



Fonte: GANDRA, J. et al. "Friction surfacing—A review," Journal of Materials Processing Technology [1].

3.2.5. Vantagens e desvantagens

O processo de DSA é excepcionalmente adequado para aplicações em que se deseja a união de materiais com incompatibilidade metalúrgica ou não são facilmente unidos por processos de fusão. O processo envolve o uso de temperaturas relativamente altas e deformação plástica, o que permite o refino da microestrutura do material depositado obtendo-se um depósito homogêneo e com propriedades mecânicas atrativas. No processo de DSA não há a ocorrência de defeitos associados com a fusão de material (microestrutura grosseira, formação de intermetálicos, porosidades, etc) e altas temperaturas, comumente encontrados nos processos de deposição convencionais, uma vez que no processo de DSA o revestimento resulta da deformação plástica da haste consumível. E em comparação com outros processos de revestimento onde não há a fusão de material, tal como a soldagem por explosão ou cladeamento, a DSA pode ser vista como uma alternativa mais versátil para processamentos mais localizados [1, 4, 13, 22].

Rao *et al.*[29] compararam a microestrutura e dureza de um revestimento de Stellite 6 produzido por DSA e com os produzidos por processos baseados em fusão, tais como soldagem TIG e por plasma. Os revestimentos produzidos por DSA apresentaram uma microestrutura mais refinada e com dureza relativamente maior. Puli and Ram [30] observaram que o revestimento produzido via DSA, em aço inox AISI 316, apresentou uma resistência a corrosão superior em comparação com os revestimentos produzidos por soldagem convencional.

A ausência de fusão faz da DSA uma tecnologia promissora para processamento de materiais com baixo ponto de fusão, tais como as ligas de alumínio e magnésio. Ainda há ausência da emissão de radiação e fumos metálicos, tornando o processo mais limpo e ambientalmente amigável. A ausência de uma microestrutura característica de solidificação e homogeneidade química também são vistas como uma das vantagens associadas ao processo de DSA [1, 31].

Contudo, o processo de DSA encontra dificuldade de aplicabilidade sendo atualmente acessível para uma limitada aplicações em engenharia. Nesse sentido, vários esforços estão sendo aplicados para otimização do processo em diversas áreas devido ao promissor futuro da tecnologia. Outra desvantagem do processo é a fraca adesão nas extremidades do revestimento. A largura do revestimento firmemente aderido ao substrato é menor que a largura do revestimento produzido, sendo

necessária a remoção dessas extremidades fracamente ligadas. No trabalho realizado por Gandra *et al.*[13, 22] os autores verificaram que os corpos de prova confeccionados preservando-se as extremidades do revestimento fracamente aderidas ao substrato, para um ensaio de dobramento, são mais propensos à iniciação de trincas e, contudo, apresentaram menor resistência.

Uma outra desvantagem do processo é a produção da camada de *flash* na ponta da haste consumível que contribui para uma redução da eficiência da transferência de massa durante o processo, uma vez que a geração da camada de *flash* representa uma camada de material que não se liga ao substrato. [1, 13, 14, 32].

3.3 OTIMIZAÇÃO DO PROCESSO

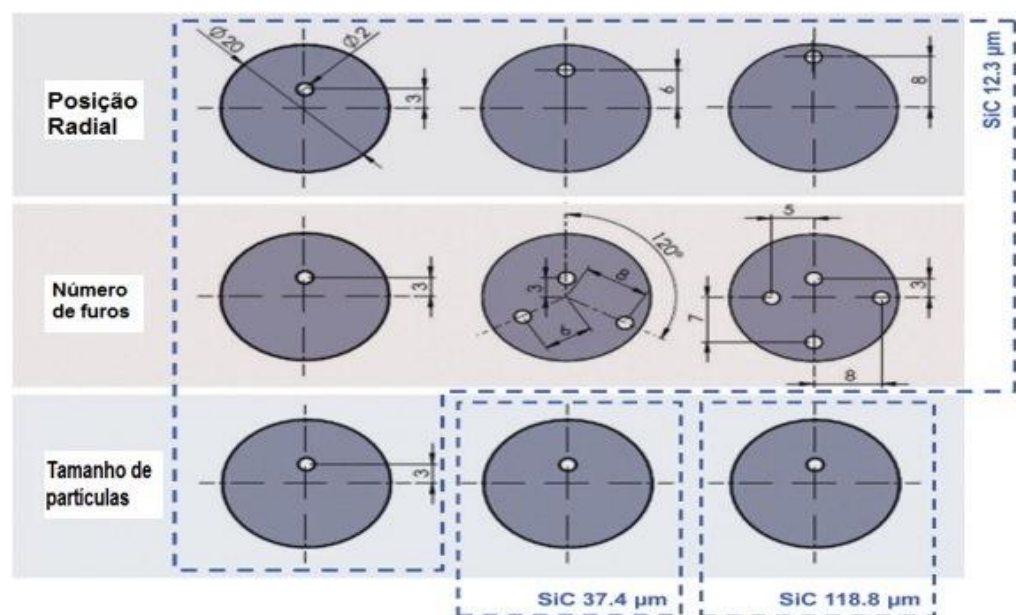
O primeiro passo tomado para a realização do trabalho foi fazer uma pesquisa em trabalhos publicados sobre a produção de compósitos de matriz metálica com utilização da tecnologia DSA, identificando as condições, material e parâmetros de processos que cada autor utilizou, como forma de fundamentar e nortear o trabalho desenvolvido.

Gandra *et al.*[13] realizaram a deposição de uma liga AA6082- T6 sob um substrato de liga AA2024-T3. O substrato utilizado tinha espessura de 4,8 mm e a haste consumível possuía 20 mm de diâmetro. Os autores preparam a superfície do substrato antes da deposição, lixando a superfície com lixas de carbeto de silício e posteriormente limpando com acetona. O processo foi realizado em uma máquina ESAB LEGIO, utilizada para o processo de DSA, com velocidade rotacional de 3000 rpm, velocidade de avanço 7,5 mm/s e força axial de 5 kN. Os autores produziram o revestimento com uma eficiência de 77%, taxa de deposição de 298 mm³/s e consumo de energia específico de 18 J/mm³. O revestimento foi produzido com sucesso, isento de porosidades e formação de partículas intermetálicas na interface. O revestimento apresentou uma microestrutura refinada, porém houve perda das propriedades mecânicas oriundas do tratamento térmico T6, ocasionando uma redução na dureza de 15% e queda no limite de resistência à tração, comparando com o limite de resistência a tração da liga AA2024-T3. Contudo, a superfície do revestimento apresentou o valor mais alto de dureza, 91 HV0,2 e houve ganhos de resistência ao desgaste devido ao refino da microestrutura.

Gandra *et al.*[2] realizaram a deposição de uma liga de alumínio AA8082-T6

sobre um substrato AA2024-T3 com adição de partículas de carbeto de silício em uma tentativa de produção de um revestimento compósito de matriz metálica. A haste utilizada possuía 20 mm de diâmetro e comprimento de 60 mm, enquanto o substrato possuía 4,8 mm de espessura. As partículas de carbeto de silício foram inseridas em furos de 2 mm de diâmetro e 20 mm de comprimento na haste consumível, em diferentes formas esquematizadas na figura 11. Com o objetivo de investigar a influência das diferentes formas em que os furos são espaçados na haste, deposição de apenas uma camada foi realizada variando o número de furo de 1 a 4, visando o aumento da concentração de partículas de carbeto de silício na camada de revestimento. Quando a deposição foi realizada com mais de um furo na haste consumível, estes foram espaçados em 3, 6 e 8 mm a partir do centro da haste. Foram utilizadas partículas de carbeto de silício com tamanho médio de 118,8; 37,4; e 12,3 μm visando analisar a influência do tamanho de partícula nas propriedades do revestimento produzido.

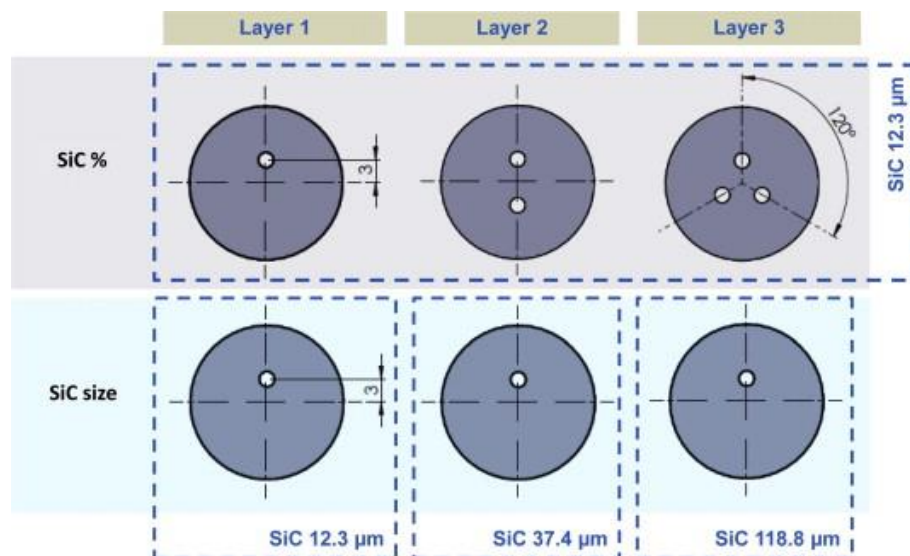
Figura 11-Configuração dos furos para o processamento utilizando partículas de reforço.



Fonte: GANDRA, J., et al., "Wear characterization of functionally graded Al-SiC composite coatings produced by Friction Surfacing"[2].

Para a realização da deposição em multicamadas Gandra *et al.*[2] verificaram que os melhores resultados foram alcançados com furos espaçados à 3 mm a partir do centro da haste. Buscando minimizar um alto grau de expulsão de partículas observado quando os furos são feitos na periferia da haste consumível, foram realizadas deposições com furos separados em uma mesma distância a partir do centro. A figura 12 ilustra a configuração de furos utilizada para a confecção do revestimento e o tamanho de partícula utilizado em cada etapa. As hastes e o substrato foram limpos antes da deposição, os autores afirmam que tal procedimento é crucial para alcançar revestimento bem aderidos a superfície. Os revestimentos foram realizados usando uma carga axial de 7 kN, velocidade rotacional de 3000 rpm e velocidade de avanço de 5,8 mm/s. Ainda, na realização da deposição em várias camadas, uma camada de 0,5 mm em profundidade foi usinada para nivelar a superfície do revestimento antes da deposição da camada posterior.

Figura 12-Configuração de furos utilizado em cada camada depositada.



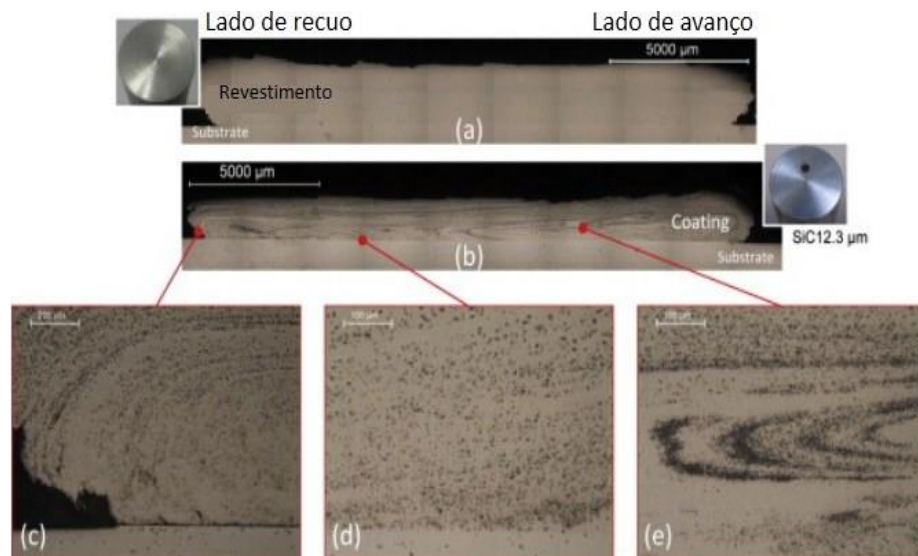
Fonte: GANDRA, J., et al., "Wear characterization of functionally graded Al–SiC composite coatings produced by Friction Surfacing"[2].

A figura 13 mostra a seção transversal de um revestimento de uma camada produzida com apenas um furo na haste consumível, espaçado à 3 mm a partir do centro da haste. Nesta figura pode ser observado as partículas de carbeto de silício finamente dispersas na matriz, alinhadas em formas de espiral juntamente com a matriz do depósito. Ainda pode ser visto que as partículas de reforço têm uma tendência de se depositarem na interface entre o revestimento e o substrato,

principalmente nos lados de avanço e recuo.

Gandra *et al.*[2] também verificaram que os furos confeccionados mais distantes do centro resultam em depósitos com uma menor concentração de carbeto de silício, uma vez que as partículas são mais facilmente expulsas do revestimento. No entanto, ao se aumentar o número de furos na haste, a concentração de partículas do revestimento é aumentada. Também foi visto que o aumento da concentração de partículas no revestimento tende a formar aglomerados de partículas de carbeto de silício.

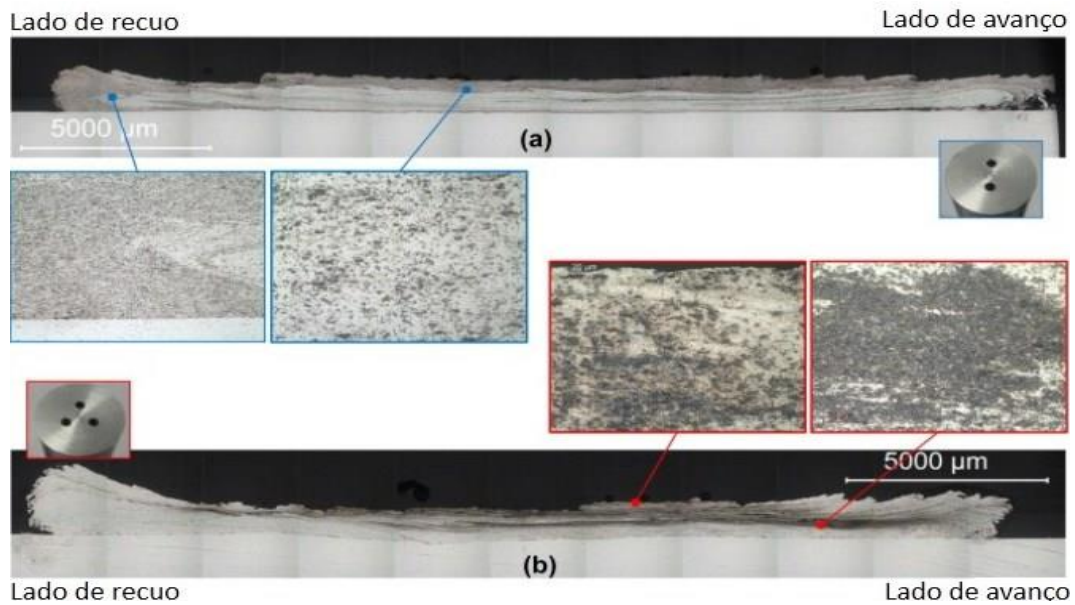
Figura 13-Seção transversal de um revestimento AA6082-T6 com reforço de partículas de SiC. (a) deposição sm partículas de reforço, (b) revestimento com partículas de 12,3 μm , (c) extremidade não aderida, (d) interface entre as partes e (e) partículas de SiC.



Fonte: GANDRA, J., et al., "Wear characterization of functionally graded Al–SiC composite coatings produced by Friction Surfacing"[2].

A figura 14 mostra que a confecção de furos espaçados em distâncias iguais a partir do centro da haste diminui a quantidade de partículas que são expulsas durante a deposição, ou seja, aumenta a concentração de partículas no revestimento.

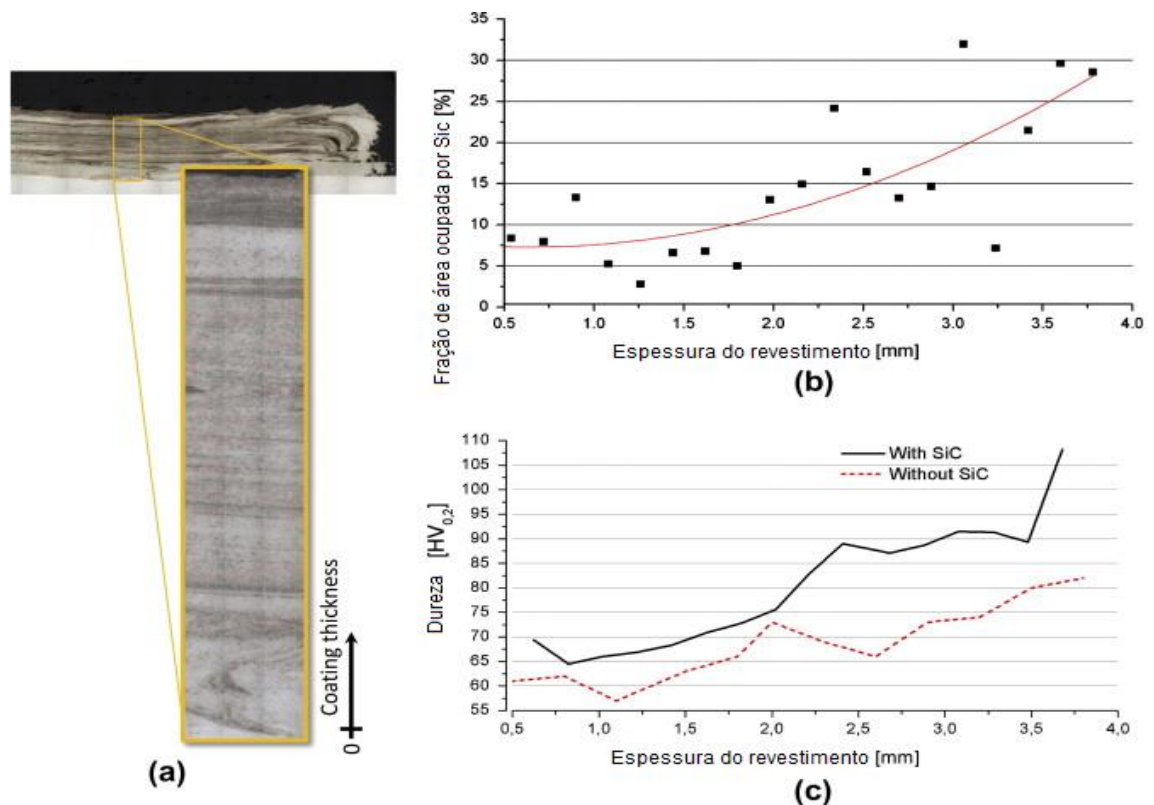
Figura 14-Influencia da quantidade e configuração dos furos no revestimento produzido.



Fonte: GANDRA, J., et al., "Wear characterization of functionally graded Al–SiC composite coatings produced by Friction Surfacing"[2].

Gandra *et al.*[2] também verificaram que as partículas menores foram mais efetivamente dispersas e incorporadas na matriz, enquanto que as partículas maiores tenderam a se depositarem na superfície do depósito e ou na interface do revestimento, preferencialmente no lado de avanço. A figura 15 mostra um revestimento composto de 3 camadas de depósito, juntamente com o perfil de dureza do revestimento e uma análise da fração de carbeto de silício contida no revestimento. Gandra *et al.*[2] verificaram que a fração de carbeto de silício aumenta em direção à superfície do revestimento- variando de 15% à 30% ao longo da superfície-, juntamente com o nível de dureza. A dureza é mais alta na superfície, apresentando um valor máximo de 110 HV, um valor 30% mais alto que o encontrado para um revestimento sem as partículas de carbeto de silício. Os revestimentos apresentaram uma microestrutura homogênea ao longo da camada do depósito e, embora não tenha ocorrido uma variação no tamanho de grão entre as 3 camadas do revestimento, o fluxo de calor das deposições sucessivas provocou superenvelhecimento das camadas inferiores.

Figura 15 -(a) Distribuição das partículas do revestimento, (b) fração de área ocupada pelas partículas e (c) perfil de dureza.



Fonte: GANDRA, J., et al., "Wear characterization of functionally graded Al–SiC composite coatings produced by Friction Surfacing"[2].

Quanto ao tamanho das partículas de carbeto de silício utilizadas, Gandra *et al.*[2] verificaram que as partículas maiores tendem a prejudicar a aderência do revestimento na superfície do substrato, especialmente no lado de avanço. Gandra *et al.*[2] ainda constataram que o uso das partículas de carbeto de silício promoveram uma redução de 13% da taxa de desgaste do revestimento da liga AA6082, mostrando a eficiência das partículas em impedir o movimento de discordâncias e promover o ganho em resistência mecânica. Os autores concluíram que a melhor forma para realização do depósito utilizando as partículas de carbeto de silício é utilizando de 1 ou 2 furos na haste, sendo esses furos igualmente espaçados em 3 mm a partir do centro da haste.

Sakihama *et al.*[14] realizaram a deposição de uma liga de alumínio AA5052 sob um substrato de mesma liga e investigaram os efeitos dos parâmetros nas propriedades mecânicas e aspecto do revestimento. Os autores utilizaram um substrato de 5 mm de espessura e haste consumível com diâmetro de 20 mm e comprimento de 100 mm, porém sendo consumido apenas 20 mm do comprimento

da haste. Os autores utilizaram velocidades rotacionais de 1000, 1500, 2000, 2500 e 3000 rpm, velocidade de avanço de 300, 420, 540 e 660 mm/min e força axial de 6,3; 7,8; 9,42; 11; 12,56 kN.

Com esses parâmetros os autores produziram um depósito com microestrutura mais fina que as condições iniciais do substrato e a haste consumível. A região do substrato próxima da interface apresentou uma microestrutura mais refinada que o restante do substrato e as partes periféricas do substrato apresentam uma microestrutura mais grosseira devido ao calor gerado no processamento.

O depósito apresentou um valor de dureza médio de 57HV, similar à condição recozida da liga utilizada. Os autores também observaram que ao aumentar a velocidade rotacional e de avanço aumentou-se o limite de resistência à tração.

O valor máximo de resistência à tração foi de aproximadamente 230 MPa- 89% do limite de resistência à tração da liga utilizada, obtido em uma velocidade rotacional de 2000 rpm, velocidade de avanço de 540 mm/min e carga axial de 6,3kN. Ainda foi possível observar um aumento na ductilidade do material após o processamento e que os valores para tal propriedade aumentaram com o aumento da pressão de processamento e velocidade de rotacional.

Chandrasekaran *et al.*[20] conseguiram depositar aço inox 304 sobre um substrato de liga de alumínio AA5083. O substrato foi preparado antes da realização da deposição e os autores utilizaram uma chapa de aço como "*starter plate*" uma vez que o material consumível possui uma resistência superior ao do substrato. Dessa forma, a haste entra em contato primeiro com a chapa de aço e apenas depois em que é iniciada a deformação plástica é que a haste entra em contato com a chapa de alumínio. Os autores utilizaram uma velocidade de rotação de 3000 rpm, pressão axial de 21,8 MPa. O revestimento ficou bem aderido ao substrato de alumínio, não ocorrendo a presença de uma interface visível entre as partes e nem presença de partículas de intermetálicos. Os autores também observaram que baixa pressão axial e baixa velocidade rotacional não produzem um revestimento com boa adesão ao substrato devido ao fato de que o calor produzido por atrito é insuficiente para a deformação plástica da haste consumível.

Reddy *et al.* [5] produziram revestimentos de liga de alumínio 2124 reforçados com partículas de carvão de silício sobre um substrato de liga de alumínio A356, tendo como resultados o aumento da resistência ao desgaste, dureza e resistência à corrosão frente ao material de substrato. Os autores obtiveram uma dispersão das

partículas de carbetto de silício e boa adesão do revestimento ao substrato, resultando em um aumento da resistência ao desgaste e dureza superficial. O substrato de A356 utilizado possuía espessura de 10 mm, a haste consumível possuía diâmetro de 15 mm e a velocidade rotacional utilizada foi de 1800 rpm. Os autores ainda evidenciaram que o processo promoveu a quebra e dispersão das partículas de reforço, um revestimento bem aderido ao substrato, a difusão do substrato do revestimento e a ausência de Al_4C_3 – indicando a ausência de fusão durante o processo. O ganho em resistência à corrosão foi devido ao fato de que as partículas de carbetto de silício funcionam como isolante entre as partes catódicas e anódicas da microestrutura, impedindo a ocorrência de corrosão galvânica.

Thomas e Nicholas [33] utilizaram hastes de aço preenchidas com uma mistura de partículas duras como tungstênio, cobalto, molibdênio, carbetto de silício e titânio. Os depósitos foram feitos utilizando discos de freio como substrato e, após o processamento, os compósitos apresentaram propriedades abrasivas de acordo como desejado. Os autores utilizaram uma força axial de 40 kN, uma velocidade de movimentação do substrato de 4 mm/s e velocidade de rotação de 550 rpm.

Karthik *et al.* [3] realizaram a deposição de uma liga de alumínio AA5083-H112 com adições de partículas de titânio, em um substrato da mesma liga. Os autores utilizaram uma velocidade de rotação de 800 rpm, força axial de 7 kN, e um tempo de deposição de 25s, uma vez que a deposição foi feita em um único local do substrato. Foram produzidos depósitos bem aderidos ao substrato, com uma microestrutura de grãos refinados e uma distribuição uniforme de partículas. A adição das partículas afetou a ductilidade da liga de alumínio utilizada, porém foi notado um ganho em resistência. Um fato importante a ser mencionado sobre esse trabalho é que a adição de partículas não mostrou alteração nos perfis de dureza levantados pelos autores.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL

Os materiais utilizados para produção dos compósitos de matriz metálica através da tecnologia de DSA foram chapas de liga de alumínio AA5052-H32, com espessura de 2,5 mm, que foram utilizadas como substrato. Também foram utilizadas barras da liga de alumínio AA6351-T6, extrudada, com 19,05 mm de diâmetro e 130 mm de comprimento, como haste consumível. Ainda, foram inseridas em cada haste partículas de alumina (Al_2O_3), com uma faixa granulométrica de 0,089-133,7 μm . A Tabela 3 mostra a composição química analisada das ligas utilizadas. As análises químicas foram obtidas via espectrometria de emissão atômica com plasma acoplado indutivamente (ICP-OES), com um equipamento Spectro Maxx, no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM)-Campinas, São Paulo.

Tabela 3- Composição química das ligas utilizadas.

wt (%)	Al	Mg	Si	Cr	Cu	Fe	Mn	Zn
AA5052-H32	97,5	1,87	0,086	0,21	0,009	0,27	0,006	0,003
AA6351-T6	98,1	0,41	0,86	0,003	0,072	0,19	0,42	-

Fonte: O autor.

De acordo com a análise, os principais elementos de liga para a liga AA6351-T6 são o magnésio e o silício, e para a liga AA5052-H32 o principal elemento de liga é o magnésio. Vale ressaltar que a quantidade de cada elemento obtida pela análise química está de acordo a composição nominal de cada liga [6].

Para inserção das partículas no interior da haste, foram confeccionados furos de 2 mm de diâmetro e 30 mm de profundidade. As partículas foram submetidas a um processo de secagem, ficando durante 24h em forno mufla à 100°C e posteriormente foram inseridas e compactadas gradativamente dentro de cada furo. O procedimento de inserção das partículas foi feito de forma gradual para garantir que as partículas preenchessem toda a extensão do furo. A figura 16 mostra o processo de realização do furo na haste bem como uma haste após a realização do furo.

Figura 16- Imagens mostrando (a) configuração de furo na haste, (b) haste com furo.



a)

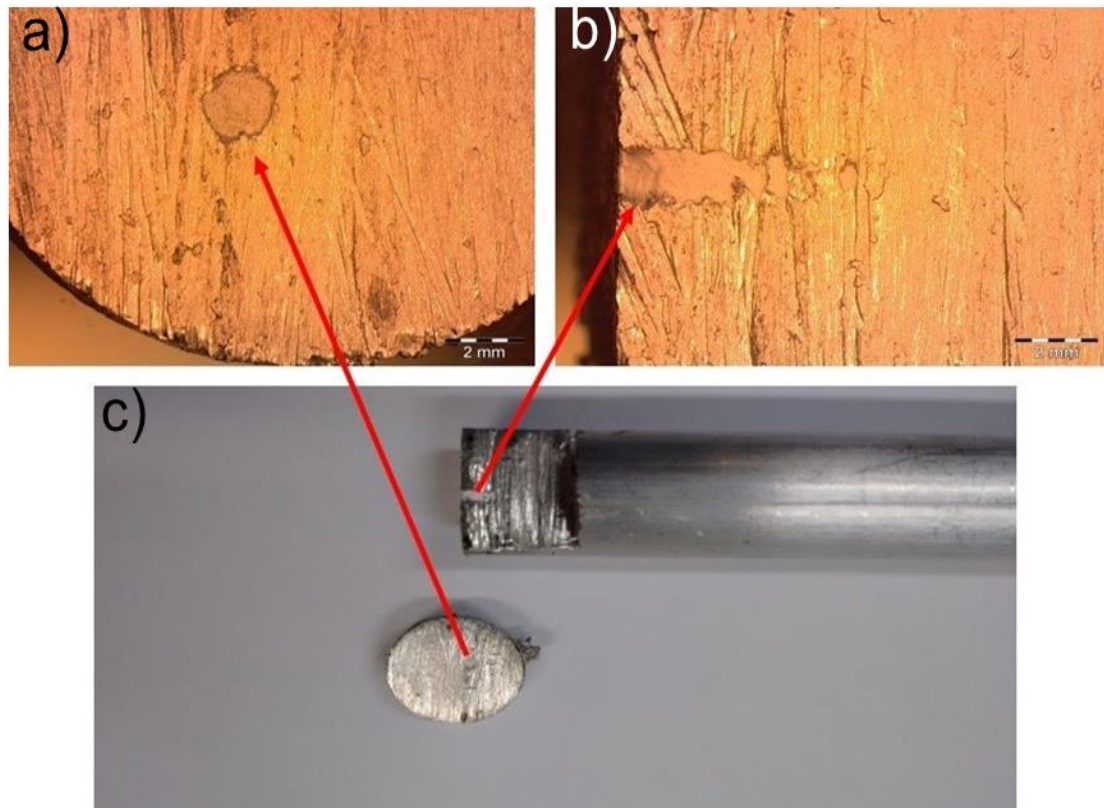


b)

Fonte: O autor.

A figura 17a foi retirada da seção transversal de uma das hastes preenchidas pelo método descrito na seção 4.1, por sua vez a figura 17b mostra um corte na seção longitudinal feito no fim dos trinta milímetros da mesma haste, o que pode também ser observado na figura 17c. Dessa forma pode-se concluir que o método de enchimento das hastes foi efetivo, uma vez que toda a extensão do furo ficou preenchida com as partículas de alumina.

Figura 17- Imagens do (a) corte na seção transversal e (b) longitudinal na extremidade da (c) haste mostrando a efetividade do método de preenchimento.



Fonte: O autor

4.2 EQUIPAMENTO

Para a realização das deposições foi utilizada uma máquina fresadora convencional, modelo KONE KFE-3/BR, que possui controle de posição nos três eixos da mesa e foi disponibilizada pelo SENAI-Ponta Grossa, Paraná. Antes da realização de cada depósito, tanto a haste quanto o chapa foram limpas com álcool etílico 90%. A figura 18 a) mostra a máquina utilizada no processamento e a figura 18 b) indica configuração operacional utilizada para realização dos depósitos e os sentidos de avanço e deslocamento axial da mesa.

Figura 18-(a) Equipamento utilizado no processamento e (b) configuração operacional utilizada.



Fonte: O autor.

4.3 PARÂMETROS DE PROCESSO

Os parâmetros de processo foram escolhidos com base em revisão de literatura realizada anteriormente, conforme discutido no item 3.4, e mediante testes realizados previamente. Foram feitas variações na velocidade de rotação da ferramenta, na velocidade de avanço da mesa e foram realizados depósitos com um e dois furos, utilizando os mesmos parâmetros.

Os parâmetros de processo escolhidos e utilizados neste trabalho estão listados na tabela 4.

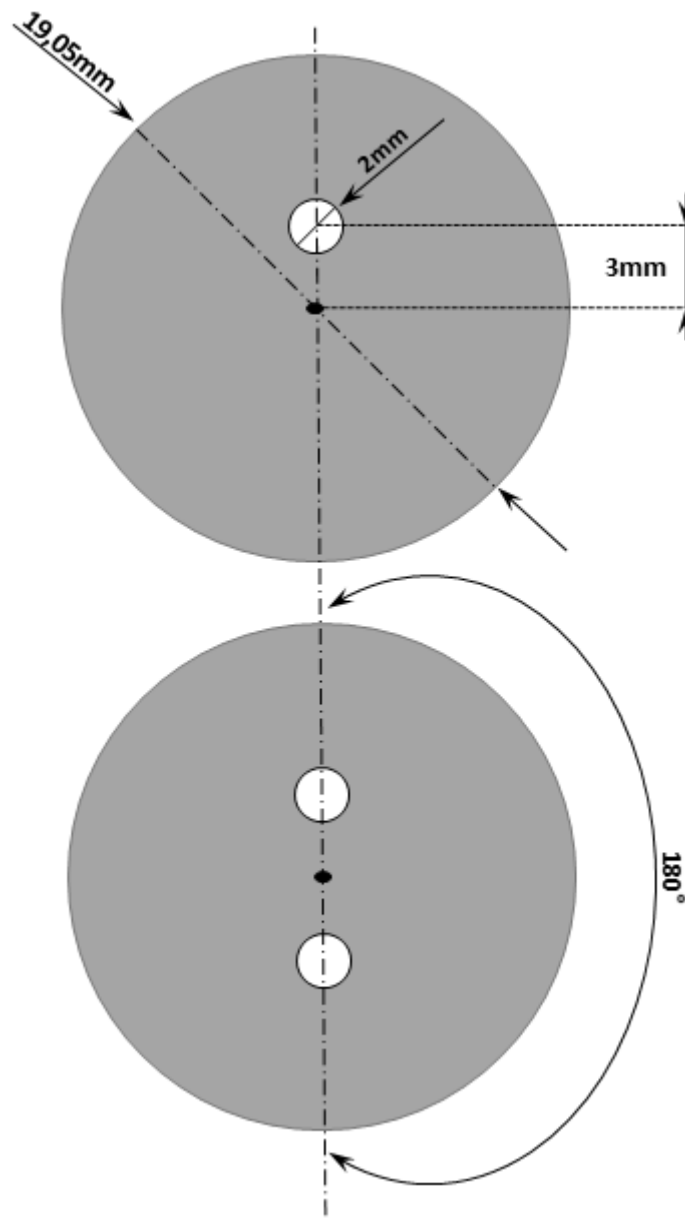
Tabela 4- Parâmetros de processo utilizados.

Bateria 1			Bateria 2		
Condição	V. Rotação (rpm)	V. Avanço (mm/min)	Condição	V. Rotação (rpm)	V. Avanço (mm/min)
1 (1 furo)	3000	365	5 (2 furos)	3000	365
2 (1 furo)	3000	400	6 (2 furos)	3000	400
3 (1 furo)	3500	365	7 (2 furos)	3500	365
4 (1 furo)	3500	400	8 (2 furos)	3500	400

Fonte: O autor.

Na tabela 4, os testes 1-4 correspondem aos testes realizados com 1 furo e os testes 5-8 correspondem àqueles realizados com 2 furos. Nas hastes com dois furos, os mesmos foram confeccionados observando um espaçamento de 180° e a realização dos furos se deu respeitando uma distância de 3 mm do centro da haste, conforme ilustrado na figura 19. Cada teste foi realizado em duplicata, o que totalizou 16 deposições realizadas.

Figura 19- Esquema de realização dos furos nas hastes



Fonte: O autor.

4.3.1 Controle do Processo

Uma vez que foi utilizada uma fresadora convencional com controle de posição nos três eixos da mesa, o principal parâmetro de controle utilizado para a realização das deposições foi o movimento axial ascendente da mesa do equipamento. Esse movimento axial ascendente foi realizado de forma manual a fim de manter o substrato em contato constante com a haste, permitindo o consumo da mesma e produção dos depósitos. A partir disso foi possível o cálculo da taxa de alimentação da haste, que por sua vez também serve como um parâmetro de controle do processo, e é definida como a velocidade com que a haste é consumida ao longo da direção axial, em relação ao substrato. A taxa de alimentação da haste é calculada a partir da relação entre os valores de deslocamento axial ascendente da mesa da máquina (Dz) sobre o tempo total de deposição t , dado pela equação 1.

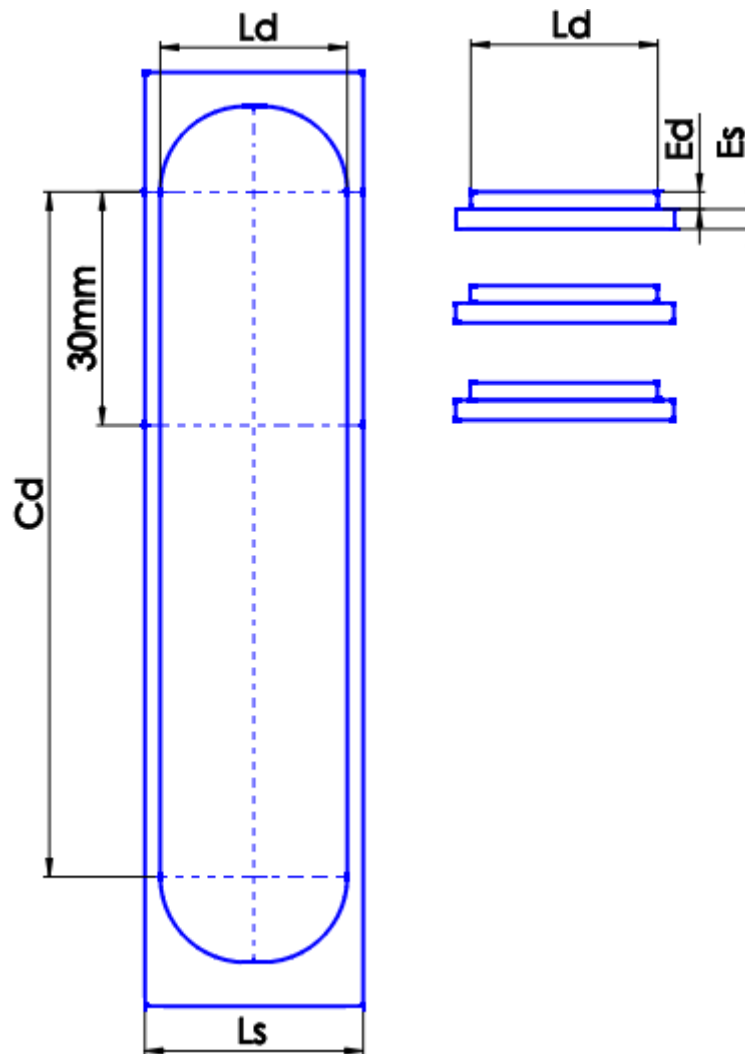
$$V_z = \frac{Dz}{t} \quad (1)$$

4.4 CARACTERIZAÇÃO

4.4.1 Corte e extração das amostras

Após a realização dos depósitos, foram extraídas amostras para análises metalográficas, obtenção da fração volumétrica, obtenção de perfil de microdureza e realização de ensaio de dobramento. A figura 20 mostra o plano de extração das amostras. Com o intuito de observar a fração volumétrica, distribuição das partículas ao longo do depósito e a influência das partículas na dureza dos depósitos produzidos, foram extraídas 3 amostras dos 30 milímetros iniciais de cada depósito, ficando assim 3 amostras para cada condição, totalizando 24 amostras. Esse plano de extração de amostra é justificado pelo fato de apenas 30 mm de cada haste ser preenchido com partículas de alumina. A figura 21 mostra as amostras que foram extraídas conforme o plano mostrado na figura 20. Ainda foram retiradas amostras da seção longitudinal da haste após processamento, conforme mostrado na figura 22, para a avaliação da evolução microestrutural que ocorre durante o processamento. A haste foi selecionada a partir da condição que apresentou a maior fração volumétrica.

Figura 20- Plano de extração dos corpos de provas ilustrando o comprimento do depósito (C_d), largura do depósito (L_d), espessura do depósito (E_d), espessura do substrato (E_s) e largura do substrato (L_s)



Fonte: O autor.

Figura 21-(a) depósito, (b) amostras extraídas dos 30 mm iniciais de cada depósito, (c) amostras de cada condição.



Fonte: O autor.

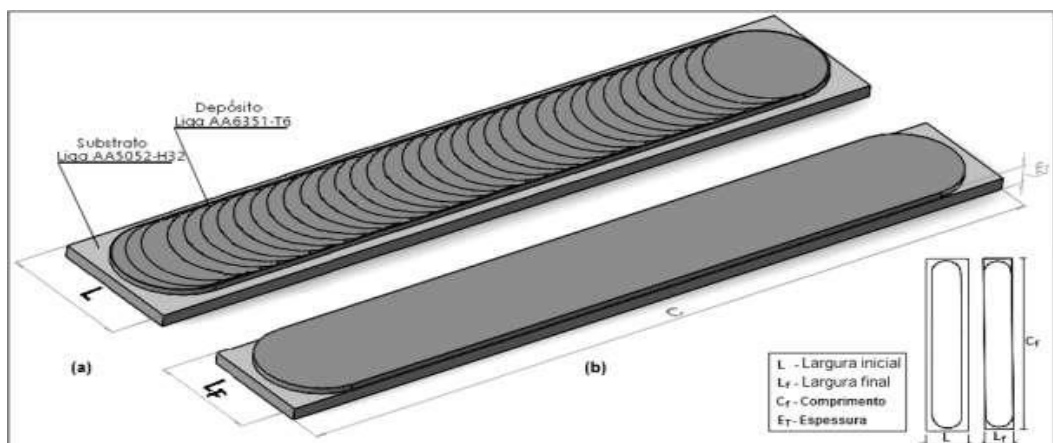
Figura 22- (a) haste, (b) cortes para análise micrográfica e (c) seção longitudinal de cada área analisada.



Fonte: O autor.

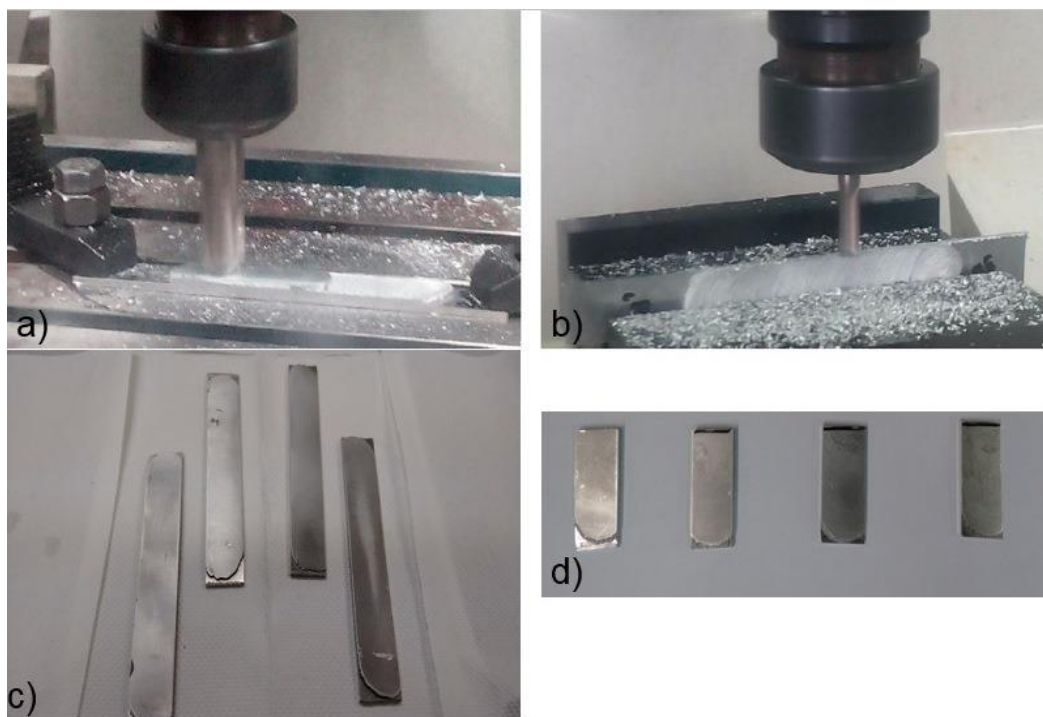
Já os corpos de prova para o ensaio de dobramento foram retirados também dos 30 milímetros iniciais de cada depósito, porém foram extraídos da duplicada de cada condição, por se tratar de um ensaio destrutivo. Os corpos de prova foram usinados em fresadora convencional (KONE KFE-3/BR), com o objetivo de retirar as regiões que ficaram mal aderidas nas extremidades dos depósitos (região de solda fria) e a rugosidade superior de cada depósito, como pode ser visto na figura 23 e figura 24.

Figura 23- Plano de extração de corpos de prova para ensaio de dobramento.



Fonte: O autor.

Figura 24- Extração dos corpos de prova para ensaio de dobramento (a) e (b) usinagem dos corpos de prova, (c) corpos de prova pós usinagem e (d) corpos de prova dos 30 mm iniciais.



Fonte: O autor.

4.4.2 Preparação metalográfica

Todas as amostras para análise metalográfica foram lixadas com lixas d'água à base de carbeto de silício nas granulometrias de #200, #320, #400, #600, #800, #1200 e #1500. Posteriormente, com o intuito de obter um excelente acabamento superficial, as amostras foram submetidas ao polimento eletrolítico (em politriz eletrolítica Bueler, electromet 4, USA- Instalada no Laboratório de Metais do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa), utilizando como eletrólito uma solução de ácido perclórico de composição conforme a tabela 5.

Tabela 5- Composição do eletrólito utilizado

REAGENTE	QUANTIDADE (ML)
<i>Etanol (C_2H_6O)</i>	800
<i>Ácido Perclórico ($HClO_4$) conc.</i>	60
<i>Água destilada (H_2O)</i>	140

Fonte: Manual da politriz eletrolítica.

Para análise macroestrutural as amostras foram atacadas com o reagente Tucker. A composição do reagente está descrita na tabela 6. O ataque foi realizado mergulhando o algodão no reagente e posteriormente colocou-se o algodão em contato com a superfície da amostra. Após atacadas, as amostras foram lavadas com água corrente e secadas com ar comprimido.

Tabela 6- Composição reagente Tucker

REAGENTE	QUANTIDADE (ML)
Ácido fluorídrico (HF) 48%	15
Ácido clorídrico (HCL) conc.	45
Ácido nítrico (HNO₃) conc.	15
Água destilada (H₂O)	25

Fonte: ASTM INTERNACIONAL. ASTM E340-13: Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys, 2002 [34].

Para obtenção da microestrutura, as amostras foram atacadas com os reagentes Weck e Keller, cujas composições se encontram na tabela 7 e tabela 8. O reagente Keller foi utilizado pois o mesmo reage nos contornos de grão, sendo possível a identificação desses contornos. Por sua vez, o reagente Weck ataca o interior do grão, tingindo essa região e fazendo com que os contornos fiquem mais evidentes. As amostras foram mergulhadas em cada reagente durante 30s, sendo primeiramente no reagente Keller, lavadas com água corrente e secadas em ar comprimido, e posteriormente no reagente Weck, também lavadas em água corrente e secadas em ar comprimido.

Tabela 7- Composição reagente Keller

REAGENTE	QUANTIDADE (ML)
ÁCIDO FLUORÍDRICO (HF) 48%	2
ÁCIDO CLORÍDRICO (HCL) conc.	3
ÁCIDO NÍTRICO (HNO₃) conc.	5
ÁGUA DESTILADA (H₂O)	190

Fonte: ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook Committee: Metalography and Microstructure. ASM International, 2004 [35].

Tabela 8- Composição reagente Weck.

REAGENTE	QUANTIDADE (ML)
<i>PERMANGANATO DE POTÁSSIO ($KMnO_4$)</i>	2
<i>HIDRÓXIDO DE SÓDIO (NAOL)</i>	3
<i>ÁGUA DESTILADA (H_2O)</i>	100

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook Committee: Metallography and Microstructure. ASM International, 2004 [35].

4.4.3 Análise Macroestrutural

A análise macroestrutural das amostras foi realizada por microscopia de estereoscópica, com o auxílio de um estereoscópio Olympus SZ61 instalado no complexo de laboratórios multiusuários (C-Labmu) da Universidade Estadual de Ponta Grossa.

4.4.4 Microscopia Óptica

Com o intuito de observar as mudanças que ocorrem na microestrutura do material, distribuição e fração volumétrica das partículas de reforço, bem como imperfeições no depósito geradas durante o processamento, a caracterização microestrutural foi realizada por microscopia ótica com o auxílio de um microscópio Olympus BX51 instalado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa. A aquisição de imagens foi feita utilizando o software de aquisição de imagens *Image-Pro 5.1*.

4.4.4.1 Fração volumétrica das partículas de alumina na matriz de alumínio

O procedimento para obtenção da fração volumétrica que as partículas de alumina ocupam no depósito de matriz de alumínio produzido por DSA foi feito de acordo com a rotina descrita abaixo.

O primeiro passo foi realizar o ataque metalográfico de todas as amostras com os reagentes descritos nas tabelas 7 e 8. Após o ataque metalográfico foram obtidas imagens de microscopia ótica das amostras. As imagens foram obtidas utilizando a função campo escuro do microscópio pois com essa função as partículas se apresentaram com uma coloração clara, destacando-se na matriz de tom mais escuro.

Com o intuito de se obter uma precisão estatística e reportar a fração volumétrica real de cada amostra, foram obtidas 20 imagens distintas, e sem repetição de ponto, de cada região da amostra (avanço, centro e recuo) e para cada amostra trabalhada. Isso resultou em 60 imagens por amostra, sendo um total de 1440 imagens levando em consideração as amostras dos depósitos realizados com um e dois furos.

A próxima etapa consistiu no tratamento das imagens obtidas com o auxílio do software *Image Pro 5.1*. Os tratamentos foram realizados com o objetivo de isolar as partículas do restante da matriz para facilitar o cálculo da fração volumétrica. O primeiro passo do tratamento foi converter a imagem para tons de cinza (8-bits). Após isso foi feito um ajuste do *background* da imagem. A ferramenta para o ajuste de *background* é utilizada para melhor distinguir o *background* da imagem dos objetos contidos na imagem (nesse caso as partículas de alumina), tornando mais fácil identificar as partículas durante a operação de medição e cálculo de fração volumétrica. Essa operação corrige o *background* da imagem obtida no microscópio óptico e nivela para uma mesma intensidade o brilho das partículas. Para essa atividade o software exige que seja tomado como base para a correção o comprimento, indicado em pixels, da maior partícula da imagem em processamento.

O próximo passo do tratamento foi aplicar o filtro *Median* em cada uma das imagens com objetivo de remover ruídos gerados durante a obtenção das mesmas. Essa operação elimina pequenos pontos indesejáveis na imagem que possuem a mesma coloração das partículas. Após isso realizou-se a limiarização (*thresholding*) das partículas informando ao software as partes da imagem que realmente correspondem às partículas para que seja realizada a medida de área.

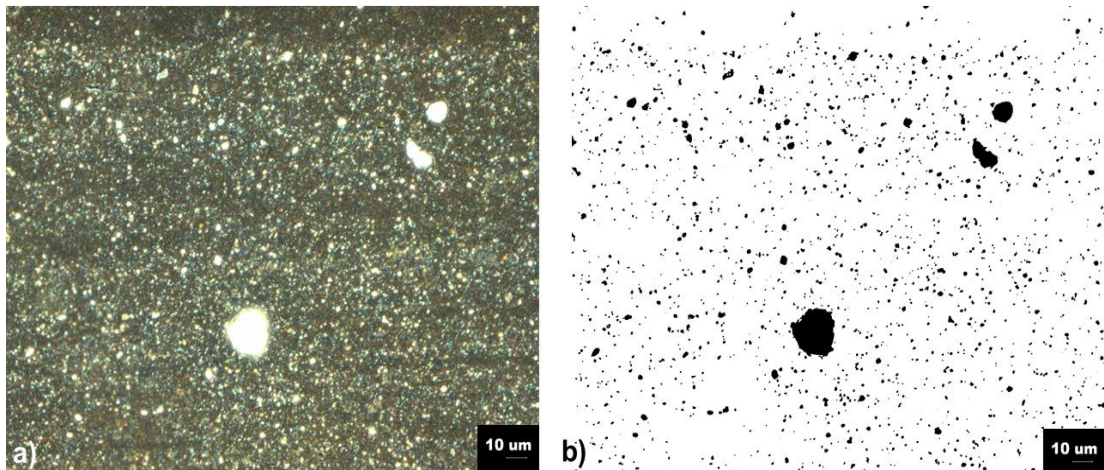
Por fim, com o intuito de garantir que a contagem do software seja realizada somente no que diz respeito às partículas de alumina inseridas na matriz, foi inserido no software o intervalo correspondente ao menor e maior valor de área das partículas de alumina que se esperava encontrar nos depósitos. Para obtenção desse intervalo, foi utilizada uma amostra homogeneizada de alumina em pó e fez-se uma análise de imagem no Microscópio Eletrônico de Varredura com Emissão de Campo (MEV-FEG) em várias imagens, com aumentos variados, buscando identificar um intervalo de valores referente ao tamanho das partículas.

Sendo assim, como o cálculo de fração volumétrica é realizado com base na medida da área que cada partícula ocupa na matriz metálica e as imagens utilizadas para determinação da fração volumétrica foram obtidas por microscopia ótica, fez-se

uma aproximação levando em consideração que cada partícula tem forma esférica (devido ao nível de resolução obtido via microscopia ótica) e a medida do intervalo de tamanho das partículas foi considerada com um intervalo de diâmetro, que por sua vez foi utilizado para uma estimativa do intervalo de área de partícula que se esperava encontrar nos depósitos produzidos.

Vale salientar que essa rotina de operação foi realizada em cada uma das 1440 imagens e que o procedimento foi realizado com base na norma ASTM E562-11 (Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count). A figura 25 mostra as imagens obtidas por microscopia ótica, antes e pós o processamento descrito nessa seção.

Figura 25- Imagem de obtida por microscopia ótica a) antes e b) após o processamento.



Fonte: O autor.

O resultado de cada fração volumétrica medida foi apresentado em valores percentuais seguidos do valor do intervalo de confiança 95% (95%CI) que mostra que os valores de fração de volumétrica obtidos estão dentro de um respectivo intervalo em 95 de 100 medidas hipoteticamente realizadas [36].

Além disso, para garantir que existe diferença significativa entre a fração volumétrica de partículas de alumina encontrada em cada condição foi realizado uma análise de variância. Uma análise de variância nos mostra que: quando o valor da estatística F , obtido pela divisão do valor da média quadrática (MQ) entre grupos pelo valor da média quadrática dentro dos grupos, for superior ao valor da estatística $F_{crítico}$, não há igualdade de valores, mas sim diferenças nos valores de fração volumétrica. Outro indicador é o valor de prova (P), que quando inferior ao valor da função erro (α),

indica também que existe diferença entre os valores de fração volumétrica [36].

Esta análise de variância é mostrada nas Tabelas 9 e 10 para as deposições com um e dois furos na haste, respectivamente. Assim, é possível verificar que o valor de F é superior ao valor de $F_{crítico}$, como também o valor de prova (P), que foi inferior ao valor da função erro ($\alpha = 0,05$) utilizada para a realização da análise de variância para ambos os casos. Nas tabelas, SQ é a soma dos quadrados, gl são os graus de liberdade, MQ é a média quadrática.

Tabela 9- Análise de variância (ANOVA) das frações volumétricas encontradas para as condições de processamento com um furo na haste.

Análise de variância (ANOVA)						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	55,15	3	18,38	5,358	0,001	2,617
Dentro dos grupos	2457,13	716	3,43			
Total	2512,28	719				

Fonte: O autor

Tabela 10- Análise de variância (ANOVA) das frações volumétricas encontradas para as condições de processamento com dois furos na haste.

Análise de variância (ANOVA)						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	107,15	3	35,72	11,827	$1,44 \times 10^{-7}$	2,617
Dentro dos grupos	2161,21	716	3,02			
Total	2269,35	719				

Fonte: O autor

4.4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise via microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada com o intuito de uma investigação mais detalhada do revestimento produzido e da interface entre o revestimento e substrato, visando avaliar a qualidade do processamento através de aspectos e defeitos encontrados nas áreas analisadas. A técnica também auxiliou na identificação das partículas de reforço inseridas durante o processamento, bem como sua distribuição e interação com a matriz de alumínio. O equipamento utilizado para a análise foi o Microscópio Eletrônico de Varredura com Emissão de Campo (FEG-MEV), TESCAN, Mira 3, instalados no Complexo de Laboratórios

Multiusuários (C-labmu) da Universidade Estadual de Ponta Grossa.

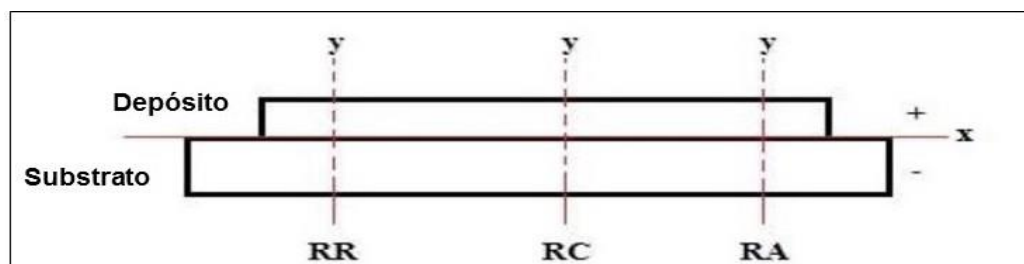
4.4.6 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

A técnica de difração de elétrons retroespalhados foi utilizada com o intuito de reforçar análise microestrutural possibilitando verificar a distribuição de tamanho de grão em diferentes regiões da amostra, mostrando a existência de subestruturas indicando a ocorrência do fenômeno de recristalização dinâmica e fornecendo imagens mais detalhadas da microestrutura do depósito e revestimento após o processamento. As análises foram feitas utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura com Emissão de Campo (FEG-MEV), TESCAN, Mira 3, instalados no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-labmu), com o auxílio dos softwares AZTec® e MAMBO®, TANGO® e SALSA®, para coleta de dados e tratamento das imagens.

4.4.7 Microdureza Vickers

Para fins de avaliação da dureza antes e após o processamento, investigação da zona termicamente afetada (ZTA) e influência da inserção de partículas, perfis de microdureza Vickers (HV) foram obtidos através do substrato até a camada de revestimento, nas regiões de recuo, centro e avanço, conforme mostra o plano de medição da figura 26. Os testes foram realizados segundo a norma ASTM E 92-82 (ASTM INTERNACIONAL, 2003), em um durômetro LEICA, modelo VMHT MOT, instalado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, com carga de 200gf (HV 0,2) e tempo de penetração de 20 segundos.

Figura 26- Plano de obtenção do perfil de microdureza.

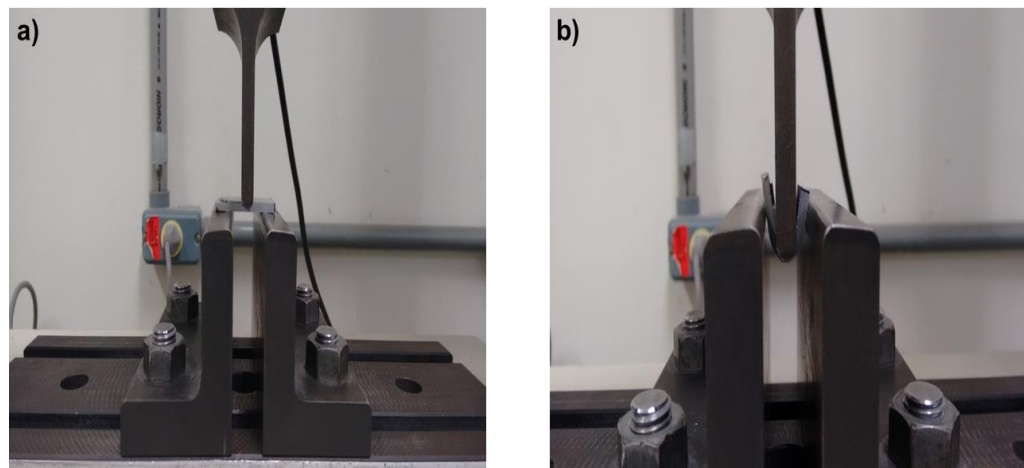


Fonte: O autor

4.4.8 Ensaio de Dobramento

Ensaio de dobramento em três pontos foram realizados a fim de se verificar a qualidade e aderência do revestimento produzido. Os ensaios foram realizados na máquina para ensaios mecânicos, marca Shimadzu modelo AG-1, com capacidade até 10kN, instalada no Laboratório de ensaios mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa. Os corpos de prova permaneceram sob a carga de dobramento até que se atingisse um ângulo máximo de dobramento, conforme mostra a figura 27. Os ensaios de dobramento foram realizados de acordo com a norma ASTM E-290.

Figura 27- Imagem mostrando a) configuração utilizada no ensaio de dobramento e b) estágio final do ensaio de dobramento.



Fonte: O autor

A espessura do cutelo e a distância entre os roletes utilizada, dados necessários para a realização do ensaio de dobramento, foram obtidos com base na norma E 290-09 (*standart test methods for bend testing of material for ductility*) e estão mostrados na tabela 11.

Tabela 11- Espessura e distância entre roletes utilizadas para cada amostra no ensaio de dobramento.

Ensaio de dobramento					
Amostra	Espessura (mm)	D. entre roletes	Amostra	Espessura (mm)	D. entre roletes
1b (1 furo)	4,45	20,96	5a (2 furos)	3,8	20,9
2b (1 furo)	3,45	20,39	6b (2 furos)	4,22	21,3
3a (1 furo)	3,34	20,12	7b (2 furos)	3,28	20,4
4a (1 furo)	3,25	20,12	8a (2 furos)	3,37	20,6

Fonte: O autor.

É importante frisar que o ensaio de dobramento foi realizado com o intuito de se obter uma avaliação qualitativa da adesão dos depósitos ao substrato e que, devido às características de cada depósito, não foi possível a utilização de corpos de prova com as mesmas dimensões.

5. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

5.1 CONTROLE DURANTE O PROCESSO

Conforme discutido na seção 4.3.1, o principal parâmetro de controle utilizado na produção dos depósitos no presente trabalho foi o controle do deslocamento axial ascendente da mesa do equipamento, que foi realizado de forma manual, e a partir desse parâmetro foi calculada a taxa de alimentação da haste. A taxa de alimentação da haste é definida como a velocidade com que a haste é consumida ao longo da direção axial, em relação ao substrato, e é calculada a partir da relação entre os valores de deslocamento axial ascendente da mesa da máquina (Dz) sobre o tempo total de deposição t , dado pela equação 1.

A figura 28 mostra a evolução da taxa de alimentação da haste consumível utilizada na produção do depósito na condição 6. O deslocamento axial ascendente da mesa e o tempo de deposição foram medidos durante a realização da deposição. De acordo com a figura 28 pode-se identificar 4 estágios durante a deposição. No primeiro estágio (no tempo de 0s) a mesa é posta em contato com a haste em alta rotação, conforme mostra a figura 28a.

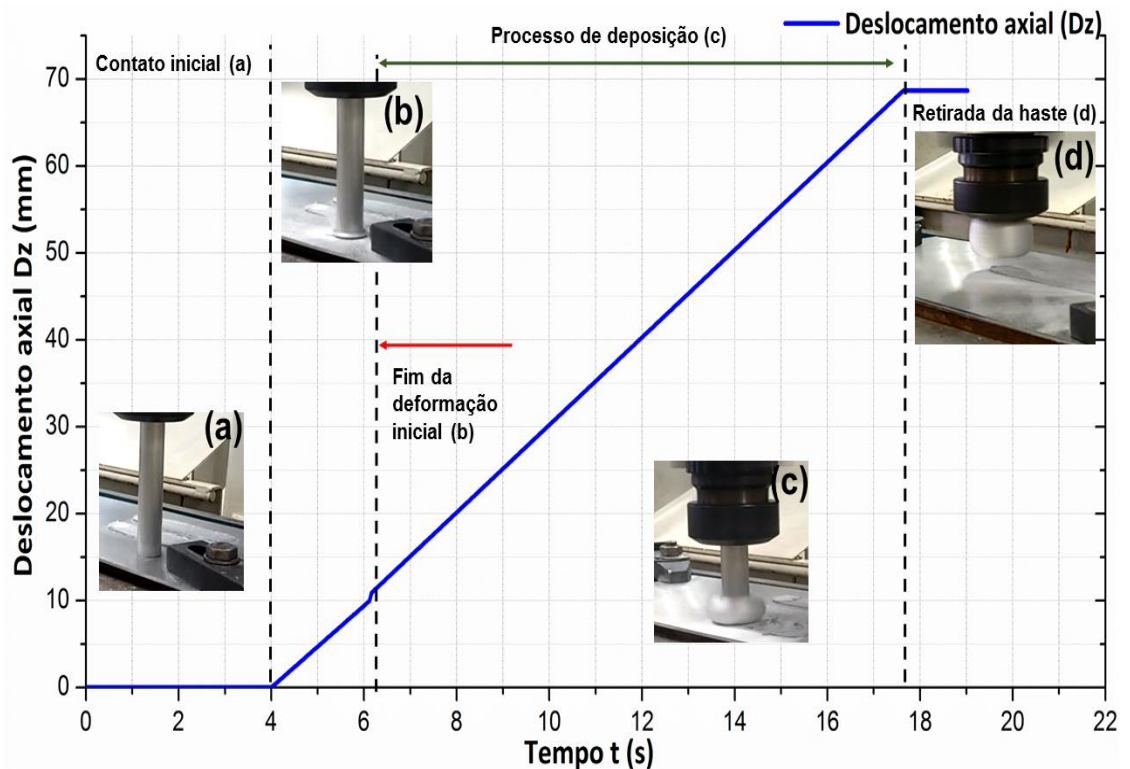
No segundo estágio (figura 28b), devido à continuação do movimento axial ascendente da mesa, ocorre a deformação inicial da haste com uma taxa de alimentação de 4,7 mm/s, sendo esse estágio ocorrido no tempo de 4s. Nesse estágio a haste começa a ser pressionada o que, associada à alta rotação e geração de calor, resulta na formação inicial do depósito (*engage*) e no início da formação da rebarba (*flash*). Após o término do segundo estágio, quando a haste já se encontrada amolecida e em seu estado viscoplástico, tem-se início o movimento de avanço da mesa do equipamento sendo também caracterizado como início da deposição.

No terceiro estágio ocorre a formação da camada de depósito (figura 28c), onde a mesa se desloca em movimento longitudinal com uma velocidade de avanço constante e uma taxa de alimentação de 5,03 mm/s. A reta se manteve com o mesmo coeficiente angular durante a etapa de deposição, isto indica que o depósito foi realizado com uma taxa de alimentação constante.

No quarto estágio (figura 28d), ocorre no fim do processo quando a haste é retirada de contato com o substrato após serem consumidos 68,67 mm da haste em um tempo total de deposição de 17,6 s. Vale ressaltar que resultados semelhantes

foram encontrados em outros trabalhos [1, 18]. Os valores da taxa de alimentação para todas as deposições realizadas serão mostrados posteriormente.

Figura 28- Evolução da taxa de alimentação da haste com o tempo na deposição de uma liga AA6351-T6 sobre uma liga AA5052-H32. (a) contato inicial, (b) fim da deformação inicial, (c) processo de deposição em uma taxa de alimentação constante de 5,03 mm/s, (d) retirada da haste. Deposição realizada com velocidade rotacional de 3000 rpm e velocidade de avanço de 400 mm/min



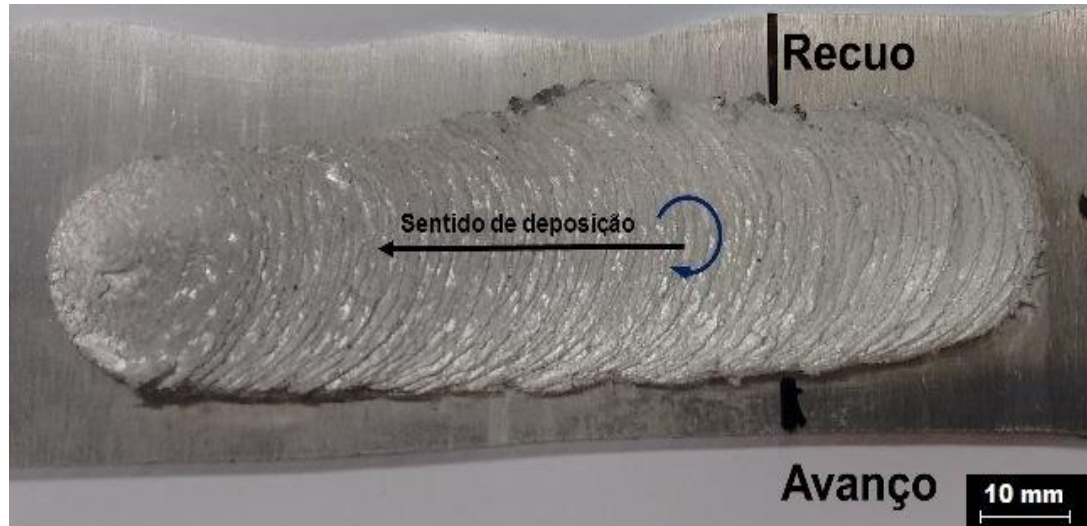
Fonte: O autor

5.2 CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL DOS DEPÓSITOS

A figura 29 mostra um dos depósitos obtidos após a realização da DSA. Na figura 29 são indicados o sentido em que a deposição ocorreu e o sentido de movimentação da haste (horário). Para todos os depósitos é possível observar marcas em formas de ondas, o que é uma característica inerente do processo. A rugosidade da superfície e a formação de ondas estão relacionadas com a natureza da transferência do material: o metal plástico é transferido em camadas discretas, de forma elíptica e cada camada se deposita uma após a outra. Tal característica encontrada corresponde aos resultados encontrados por Gandra *et al.*[23] e Rafi *et al.*[24], que indica que tanto a união quando o depósito é realizado do lado de recuo

para o lado de avanço.

Figura 29- Depósito obtido após o processamento de deposição superficial por atrito (DAS).



Fonte: O autor

Na tabela 12 pode-se verificar os valores médios de comprimento (C), largura (L) e espessura (E) dos depósitos após o processamento. Ainda foram obtidos os dados do tempo (t) de realização de cada deposição e o valor do deslocamento axial ascendente da mesa da máquina (Dz). Esses dois últimos parâmetros foram obtidos com o intuito de se calcular a taxa de alimentação da haste (V_z).

Tabela 12-Parâmetros de processo utilizados na deposição superficial por atrito (DSA) e dimensões dos depósitos obtidos.

Parâmetros de controle				Dimensões dos depósitos		
Condição	Dz(mm)	T(s)	Vz(mm/s)	C(mm)	E(mm)	L(mm)
1a	68,31	12,61	5,42	121,2	2,07 ± 0,35	23,9 ± 0,96
1b	68,88	12,3	5,60	128,4	2,07 ± 0,23	24,31 ± 1,10
2a	66,85	12,88	5,19	128,4	1,6 ± 0,17	23,40 ± 0,80
2b	67,32	12,42	5,42	123,4	2 ± 0,21	24,03 ± 0,15
3a	67,51	13,03	5,18	117,2	1,17 ± 0,12	24,36 ± 1,45
3b	66,35	12,09	5,49	115,2	1,23 ± 0,23	23,26 ± 1,13
4a	68,64	12	5,72	122,9	1,75 ± 0,70	22,6 ± 1,11
4b	67,03	12,51	5,36	118,6	1,65 ± 0,13	26,72 ± 1,15
5a	67,88	11,66	5,82	108,70	2,4 ± 0,29	25,51 ± 2,89
5b	65,55	11,44	5,73	106,45	2,14 ± 0,44	26,38 ± 3,22
6a	67,97	11,56	5,88	117,94	1,94 ± 0,45	25,56 ± 2,71
6b	65,07	11,69	5,57	113,46	2,46 ± 0,57	25,87 ± 1,88
7a	65,59	12,96	5,06	114,78	1,73 ± 0,55	25,77 ± 2,45
7b	61,80	11,59	5,33	103,23	1,86 ± 0,42	24,75 ± 1,97
8a	59,69	11,32	5,27	105,50	1,90 ± 0,45	22,91 ± 0,45
8b	63,05	11,82	5,33	108,96	1,96 ± 0,81	24,75 ± 1,97

Fonte: O autor

A partir dos dados da tabela 10, foi calculada a média de cada aspecto do depósito, em sua respectiva condição, para fins de comparação das deposições com 1 e 2 furos. A comparação de tais valores pode ser observada na tabela 13.

Tabela 13- Comparação da média dos aspectos obtidos das deposições realizadas com 1 furo e das respectivas deposições realizadas com 2 furos.

Parâmetros de Controle				Dimensões dos depósitos		
Condição	Dz(mm)	t(s)	Vz(mm/s)	C(mm)	E(mm)	L(mm)
1(1furo)	68,595	12,455	5,51	124,8 ± 5,09	2,06	24,10 ±0,29
5(2 furos)	66,715	11,55	5,78	107,57±1,59	2,27 ± 0,18	25,95 ±0,61
2(1furo)	67,085	12,65	5,31	125,9 ± 3,54	1,79 ± 0,28	23,71 ±0,44
6(2furos)	66,52	11,625	5,72	115,7 ± 3,17	2,20 ± 0,37	25,72 ±0,22
3(1furo)	66,93	12,56	5,33	116,2 ± 1,41	1,19 ± 0,05	23,81 ±0,78
7(2furos)	63,695	12,275	5,20	109 ± 8,17	1,79 ± 0,09	25,26 ±0,72
4(1furo)	67,835	12,255	5,54	120,75±3,04	1,70 ± 0,07	24,66 ±2,91
8(2furos)	61,37	11,57	5,30	107,23±2,45	1,92 ± 0,04	23,83 ±1,30

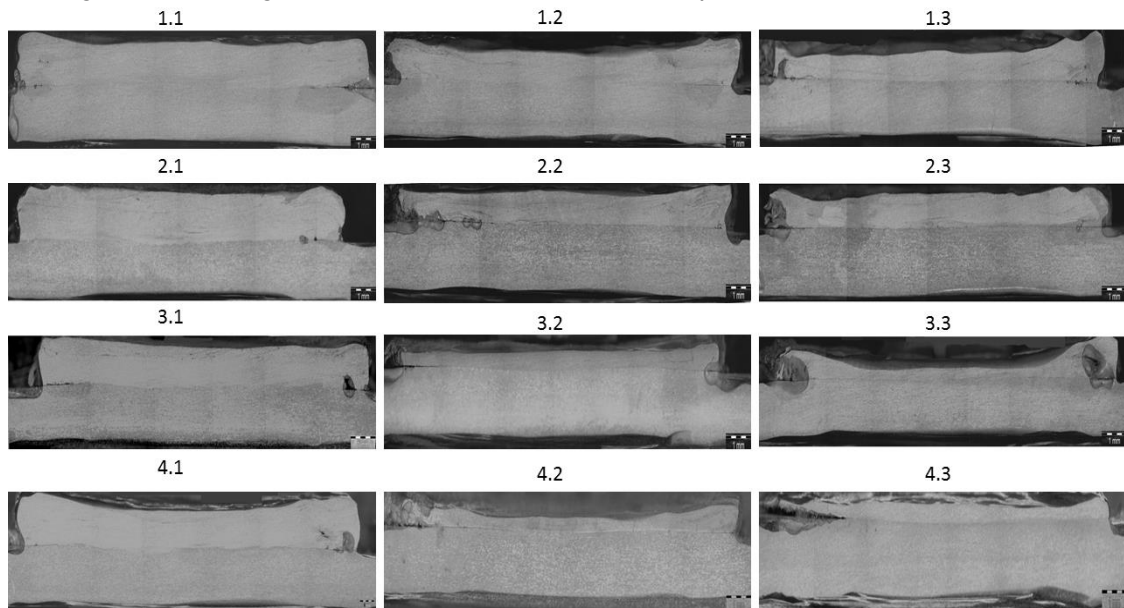
Fonte: O autor

De acordo com os dados da tabela 13, é possível observar que o tempo de deposição e o comprimento dos depósitos diminuem para a deposição com dois furos. Como por exemplo os tempos de 12,46 s e 11,55 s, e os comprimentos de 124,80 mm e 107,58 mm para as condições 1 e 5, respectivamente. Em contrapartida, essa variação é acompanhada por um aumento da espessura dos depósitos, como por exemplo as condições 3 e 7 que possuem espessuras de 1,20 mm e 1,79 mm, respectivamente. Isso indica uma menor rigidez da haste com dois furos, uma vez que houve uma maior retirada de material na confecção dos furos, o que resultou em uma menor resistência durante o processo de deposição gerando depósitos mais espessos, que por sua vez acarretou em uma diminuição do comprimento e tempo para realização dos depósitos.

5.3 ANÁLISE MACROGRÁFICA

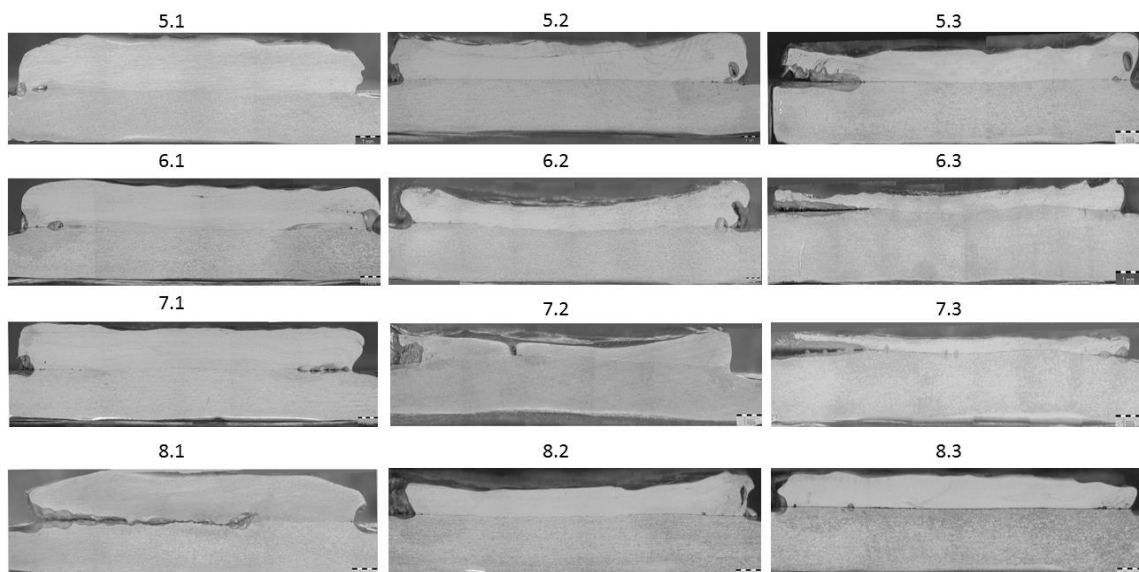
Nas figuras 30 e 31 encontram-se todas as macrografias da seção transversal das amostras retiradas dos trinta milímetros iniciais de cada depósito produzido.

Figura 30- Macrografia das amostras extraídas dos depósitos realizados com 1 furo.



Fonte: O autor

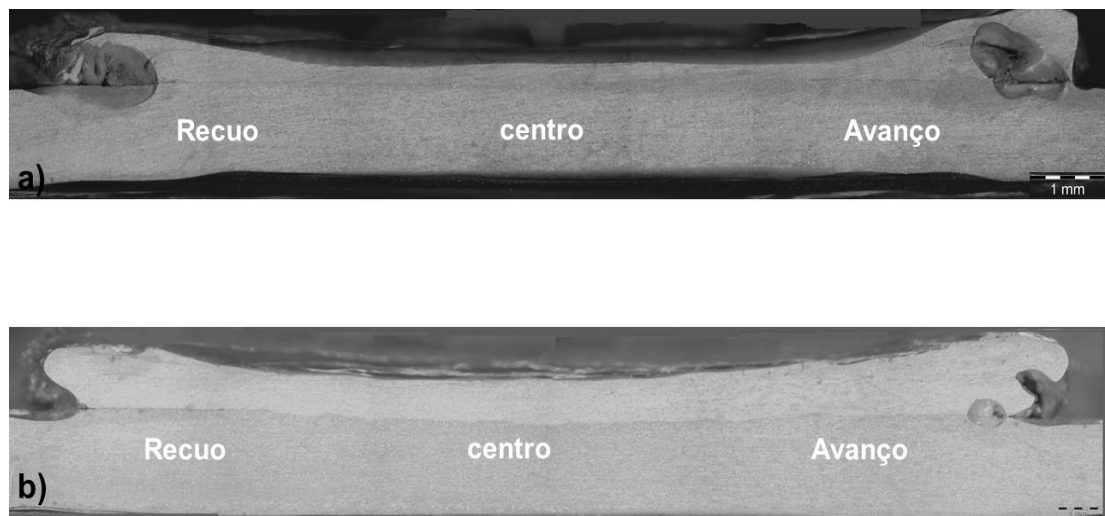
Figura 31- Macrografia das amostras extraídas dos depósitos realizados com 2 furos.



Fonte: O autor

A partir da análise macrográfica das amostras retiradas dos trinta milímetros iniciais de cada depósito foi possível observar em algumas regiões, ao longo da deposição, o efeito da força axial a partir da deformação ocorrida na região central do depósito. As figuras 32a e 32b mostram uma deformação na região central do depósito, evidenciando o esforço exercido durante a realização do depósito.

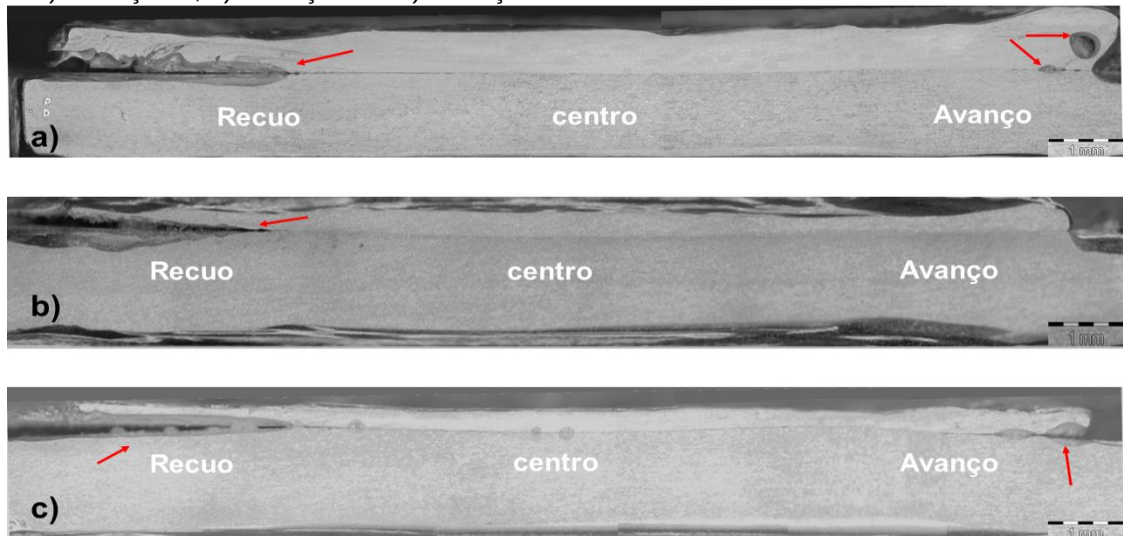
Figura 32- Macrografia mostrando a deformação ocorrida na região central do depósito durante o processamento em a) Condição 3 e b) condição 6.



Fonte: O autor

Uma outra característica observada é a predominância de defeitos no lado de recuo dos depósitos. De acordo com os resultados apresentados por Gandra et al.[23], que indicam que a união do depósito no substrato se dá a partir lado de recuo para o lado de avanço, a maior quantidade de defeitos no lado de recuo pode estar relacionada com o fluxo heterogêneo de material sendo depositado, uma vez que se trata da região onde o material começa a se aderir no substrato. A figura 33 mostra a predominância de defeitos encontrados no lado de recuo, onde os defeitos estão indicados por setas vermelhas.

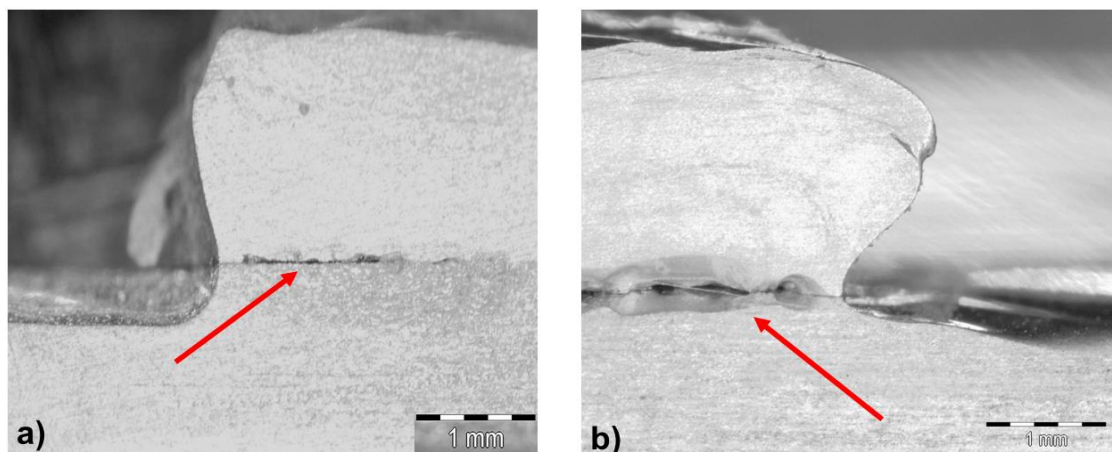
Figura 33-Macrografia mostrando a predominância de defeitos na região de recuo dos depósitos a) condição 5, b) condição 4 e c) condição 7.



Fonte: O autor

Também foi possível identificar, em ambos os lados dos depósitos, a região de solda fria. Essa região representa a parte do depósito que não se aderiu ao substrato e de acordo com Gandra et al[1], apesar de ser considerada como um defeito, é uma característica inerente dos processos de DSA. A presença desse defeito é devido ao fato de que o material em estado viscoplástico é pressionado contra o substrato sem restrição lateral, fluindo para regiões além do diâmetro da haste [1]. A figura 34 evidencia a presença desses defeitos nos depósitos obtidos, onde os defeitos estão indicados por uma seta vermelha.

Figura 34- Macrografia mostrando a região de solda fria nas extremidades dos depósitos nas regiões de a) recuo e b) avanço.



Fonte: O autor.

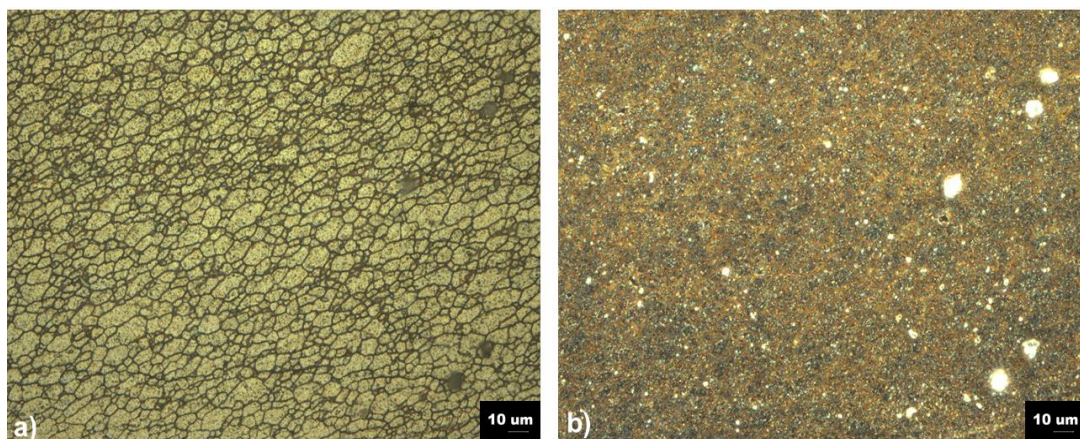
Ainda com relação aos defeitos encontrados nos depósitos, observou-se que os depósitos produzidos com dois furos na haste apresentaram mais defeitos e regiões de solda fria maiores do que os depósitos produzidos com apenas um furo. Isso mostra que deposições com dois furos devem ser realizadas com maiores cargas axiais, ou maiores taxas de alimentação da haste, que as utilizadas nesse trabalho.

5.4 PRODUÇÃO DE COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA

As partículas de alumina foram inseridas na haste de liga de alumínio 6351-T6 e a medida que a haste foi sendo depositada as partículas ficaram inseridas na matriz de alumínio, formando assim um depósito de material compósito de matriz de alumínio com reforço de partículas de alumina.

Após a realização dos depósitos com partículas de alumina e preparação de amostras tal qual foi citado na seção 4.4, as imagens foram obtidas via microscopia ótica, no modo campo escuro, nas regiões de avanço, centro e recuo de cada amostra. A figura 35 mostra duas imagens da mesma região, porém uma foi obtida em campo claro (figura 35a) e a outra foi obtida em campo escuro (figura 35b), mostrando que as partículas se destacam na microestrutura utilizando o microscópio em modo campo escuro.

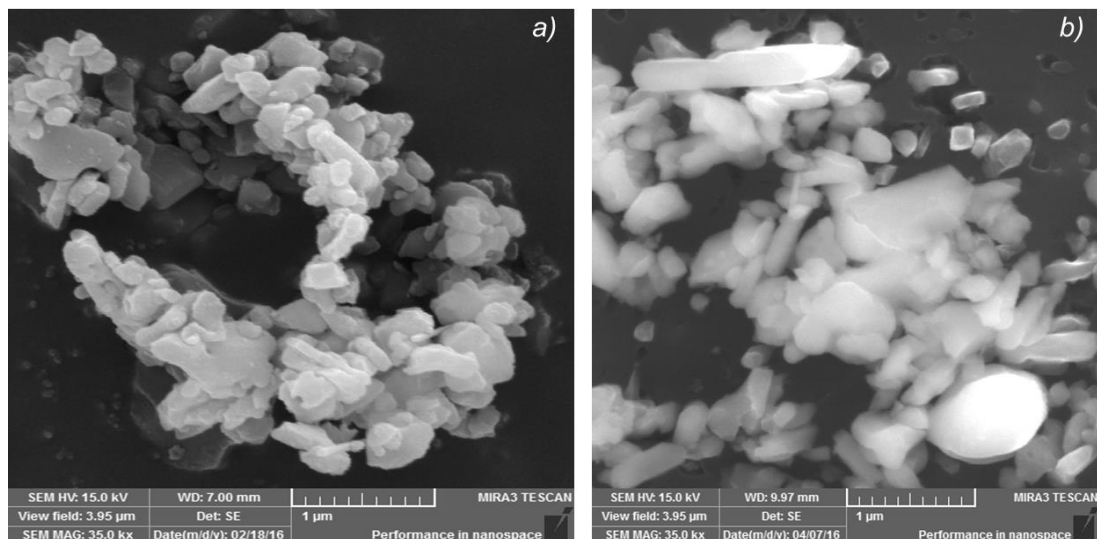
Figura 35- Micrografia de um depósito em a) campo claro e b) campo escuro destacando as partículas de alumina.



Fonte: O autor

A figura 36 foi obtida via microscopia eletrônica de varredura (MEV) e mostra as partículas de alumina em pó (figura 35a) e as partículas de alumina inseridas na matriz de alumínio após o processamento (figura 36b). Nota-se que o aspecto e morfologia das partículas são idênticos nas duas imagens, mostrando que foi possível a inserção de partículas de alumina em uma matriz de alumínio através do processo de DSA e, de forma semelhante aos resultados encontrados por Gandra *et al.* [2, 5] e Karthik *et al.* [3], a produção de compósitos de matriz metálica através dessa tecnologia.

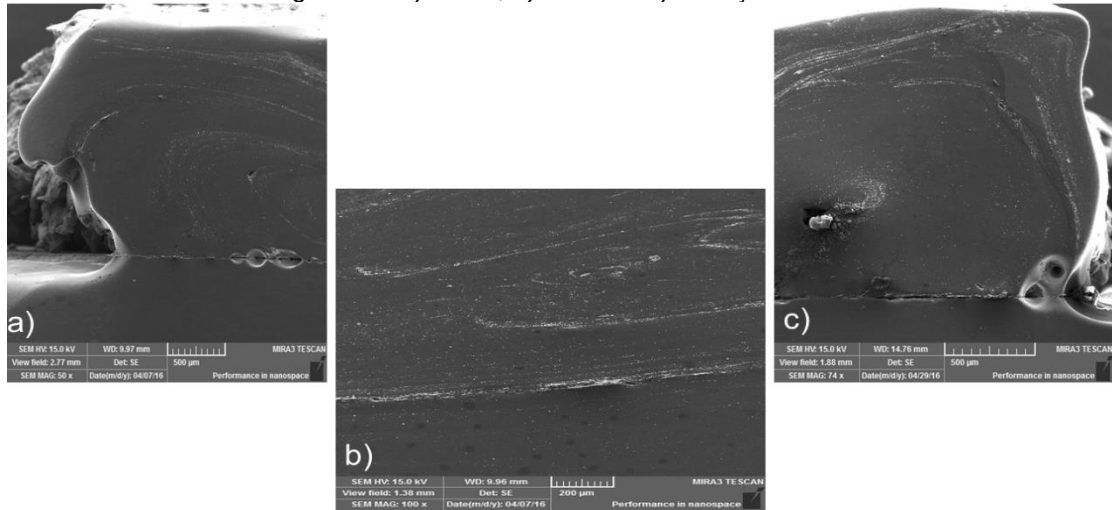
Figura 36 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura mostrando a) partículas de alumina em pó utilizadas para o processamento e b) partículas de alumina inseridas na matriz de alumínio após o processamento.



Fonte: O autor

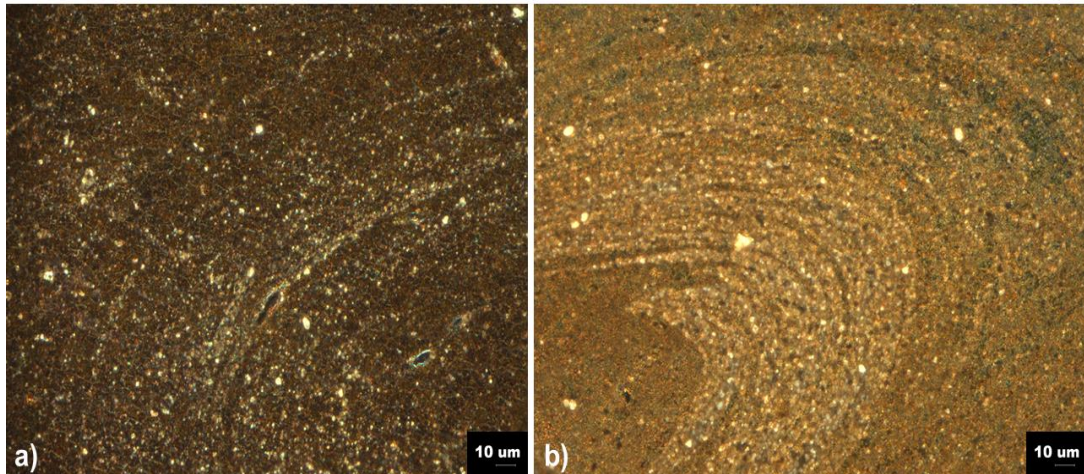
Ainda em relação com a distribuição das partículas na matriz, notou-se que em algumas regiões as partículas se depositam no sentido de rotação da haste consumível, visível pela presença do fluxo de deformação em forma de redemoinhos na região do depósito, como ser visto na figura 37a-c e nos lados de recuo e avanço na figura 38.

Figura 37- Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura mostrando o fluxo de deformação em formato de redemoinhos durante a deposição superficial por atrito (DSA) com partículas de alumina nas regiões de a) recuo, b) centro e c) avanço.



Fonte: O autor

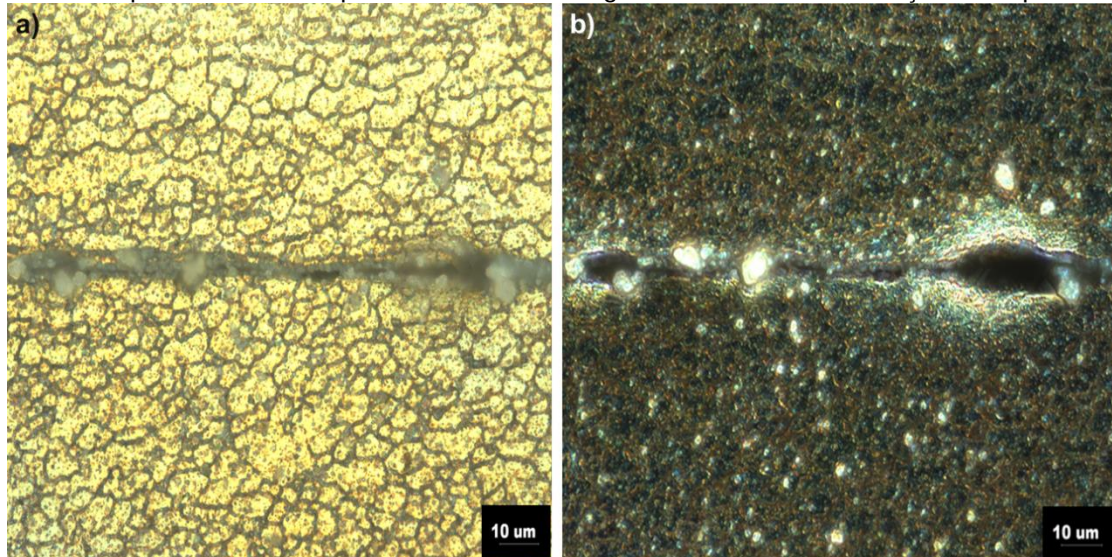
Figura 38- Imagem obtida por microscopia ótica em campo escuro mostrando o fluxo de deformação em formato de redemoinhos durante a deposição superficial por atrito (DSA) com adição de partículas de alumina nos lados de a) recuo e b) avanço.



Fonte: O autor

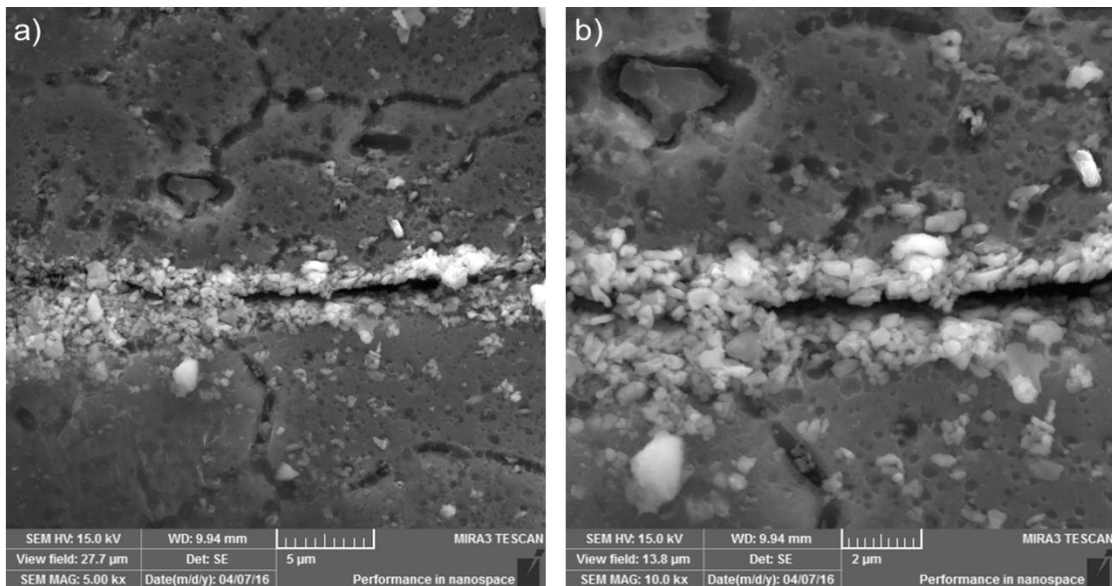
As partículas ainda apresentaram uma tendência de se depositarem nas fendas geradas no depósito durante a DSA, conforme mostrado nas figuras 39,40 e 41.

Figura 39- Imagem de microscopia ótica a) campo claro e b) campo escuro mostrando a tendência das partículas a se depositarem nas fendas geradas durante a realização do depósito.



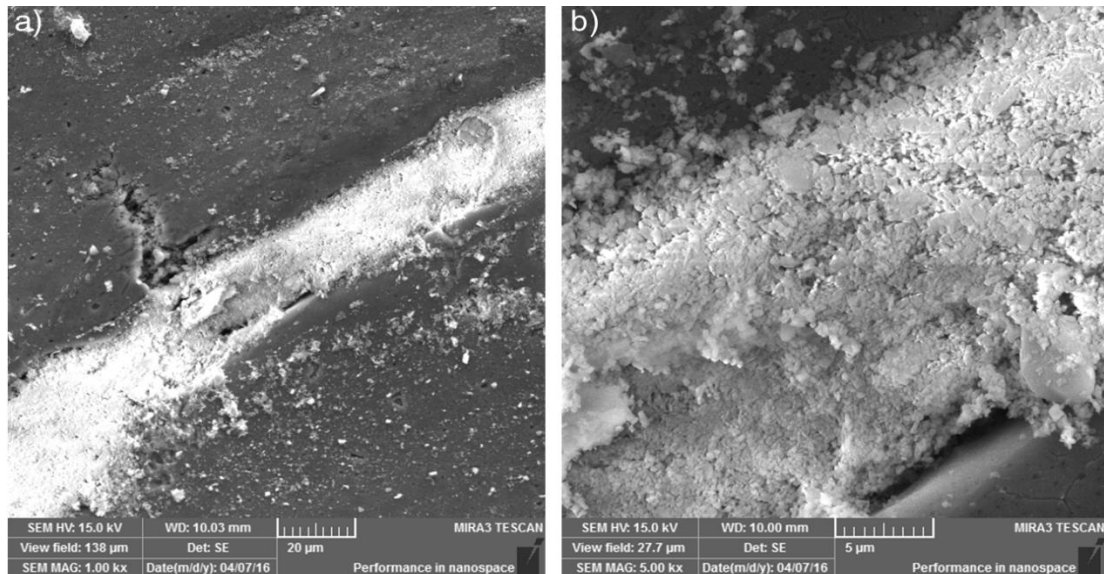
Fonte: O autor

Figura 40 - Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura mostrando a tendência das partículas depositaram nas fissuras geradas durante o depósito.



Fonte: O autor

Figura 41-Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura mostrando a tendência das partículas depositaram nas fissuras geradas durante o depósito

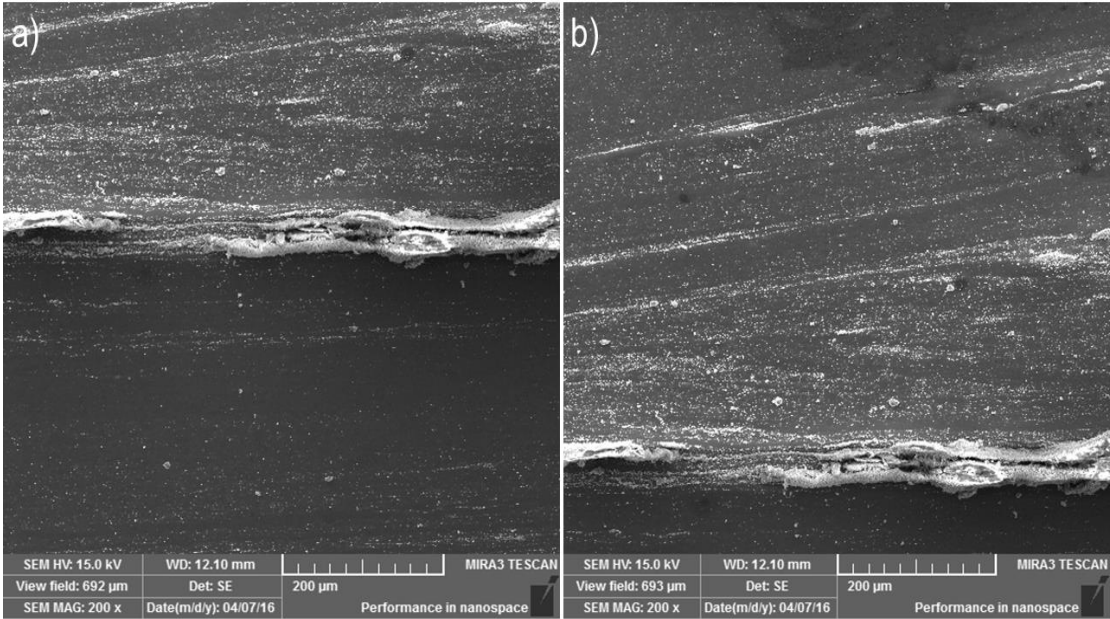


Fonte: O autor

A tendência das partículas de se concentrarem nas fendas encontradas na região do depósito está relacionada com o furo confeccionado nas hastes. Segundo relatado por Gandra *et al* [1, 2], Sakihama [14] e Chandrasekaran [20], o metal é transferido ao substrato em camadas discretas, portanto as fendas podem ser uma consequência da ausência de alumínio em determinada região da haste durante o processo de deposição que, ao invés de haver a deposição de uma camada de metal há a predominância de deposição de partículas. Contudo, acredita-se que esse aparecimento de fendas pode ser evitado utilizando e controlando a carga axial de maneira adequada.

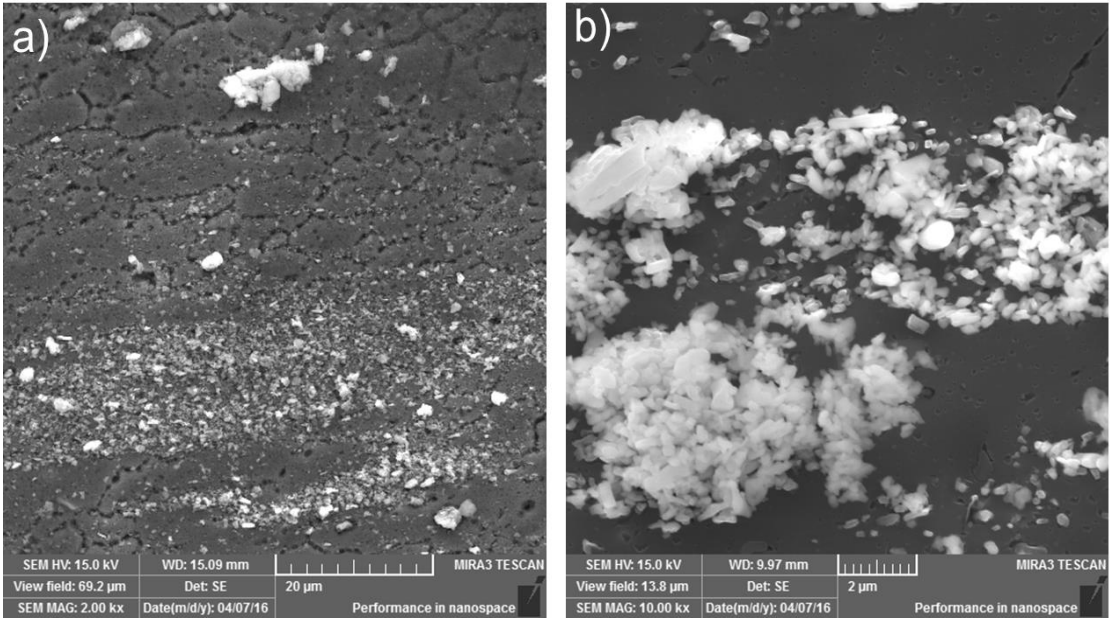
Uma outra característica notada nos depósitos depois de processados, é que não houve uma distribuição homogênea das partículas. As partículas se encontraram localizadas e concentradas em algumas regiões do depósito, como pode ser visto nas figuras 42 e 43, que mostram regiões com uma alta concentração de partículas e regiões pobres em partículas.

Figura 42-Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura mostrando a tendência das partículas depositaram nas fissuras geradas durante o depósito



Fonte: O autor

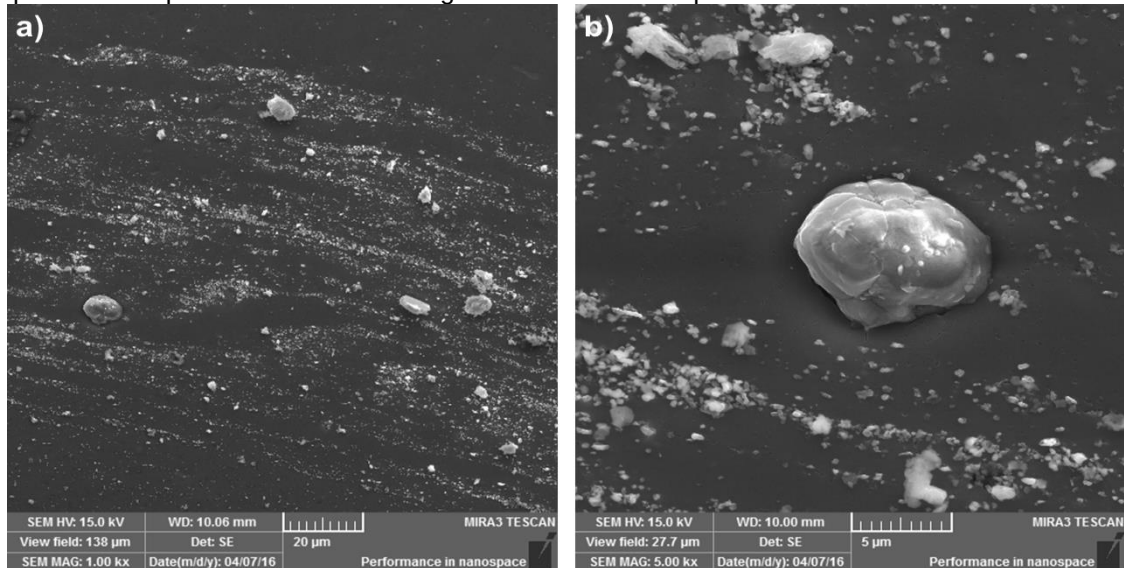
Figura 43- Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura mostrando a distribuição heterogênea das partículas de alumina.



Fonte: O autor

Junto a isso também é possível observar, conforme mostra a figura 44, que as partículas também se depositaram em forma de aglomerados de diferentes tamanhos.

Figura 44- - Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura mostrando a tendência das partículas depositaram nas fissuras geradas durante o depósito



Fonte: O autor

Por último, foi observado que durante o processo de DSA uma grande quantidade de partículas é expulsa da haste no momento da deposição, conforme pode ser visto figura 45. Tal fenômeno não foi reportado por nenhum dos autores pesquisado durante realização desse trabalho. Contudo, isso pode ser controlado com o aumento da taxa de alimentação da haste durante a realização do depósito.

Figura 45- Imagem mostrando a expulsão de partículas durante a realização da DSA.



Fonte: O autor

5.5 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA

Após o processamento das imagens, foi possível obter a fração volumétrica que as partículas de alumina ocupam no depósito após a realização da DSA. A tabela 14 apresenta os resultados de fração volumétrica (%volu), intervalo de confiança 95% (95% CI), obtidos para os depósitos realizados com um furo na haste.

Tabela 14- Fração volumétrica para as deposições com 1 furo na haste

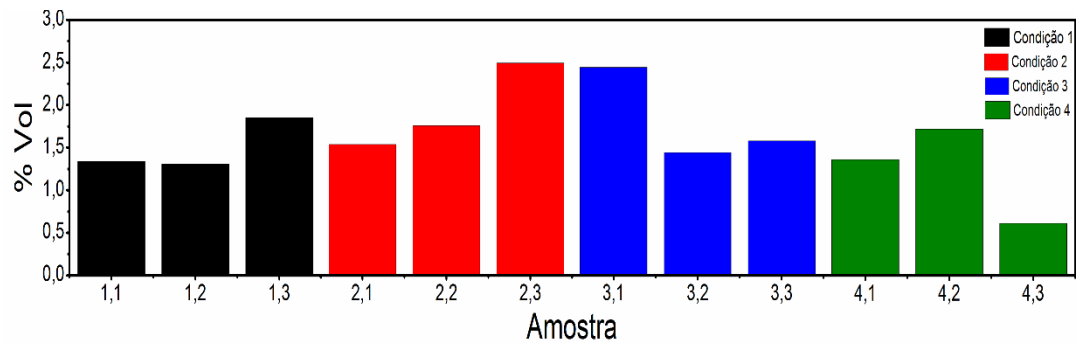
<i>Condição</i>	<i>% volu</i>	<i>95% CI</i>
1	1,498	0,215
2	1,931	0,365
3	1,821	0,276
4	1,235	0,195

Fonte: O autor

Como mostrado na tabela 14, das deposições realizadas com um furo a condição que apresentou uma maior fração de partículas de alumina inseridas na matriz foi a condição 2, na qual foi utilizada uma velocidade de rotação de 3000 rpm e velocidade de avanço de 400 mm/min. A condição 4 foi a que apresentou uma menor fração volumétrica e foi a condição com os parâmetros de processamento mais severos: velocidade de rotação de 3500 rpm e velocidade de avanço de 400 mm/min.

Contudo, trabalhou-se com as amostras de cada condição de uma forma isolada buscando identificar um padrão distribuição das partículas ao longo do depósito, conforme mostra o plano de extração de amostra mostrado na figura 20. Assim, o gráfico da figura 46 mostra a fração volumétrica encontrada em cada uma das três amostras retiradas de cada depósito produzido.

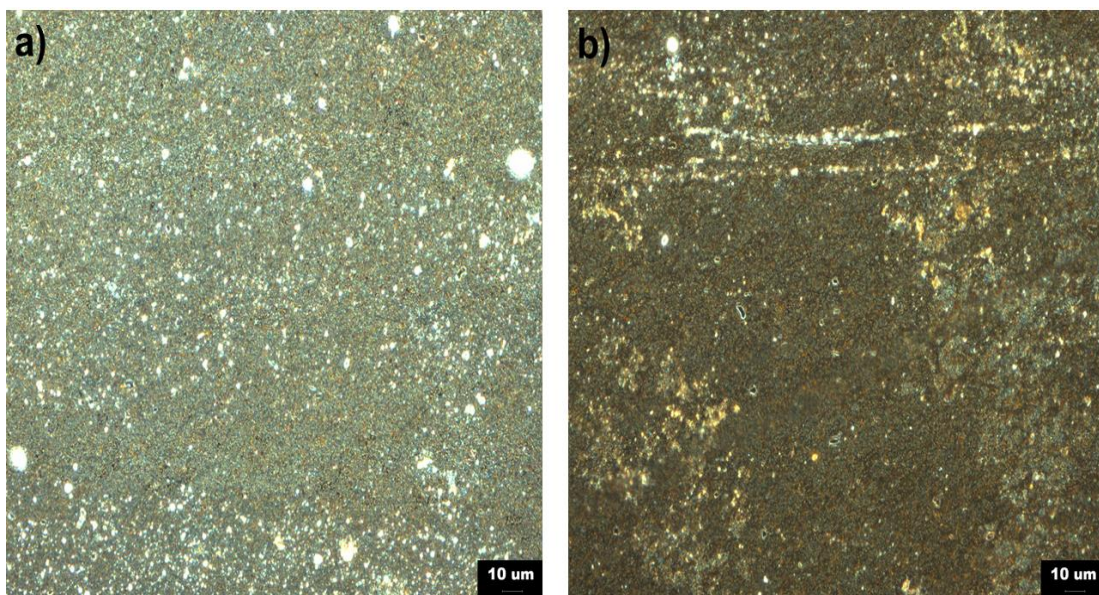
Figura 46- Fração volumétrica de partículas de alumina obtida em cada amostra dos depósitos com 1 furo.



Fonte: O autor

O gráfico apresentado na figura 46 mostra que não houve uma tendência específica de deposição das partículas ao longo dos depósitos e foram encontradas diferentes frações volumétricas nas amostras retiradas de diferentes regiões dos depósitos. Isso mostra que as partículas se depositaram de uma forma heterogênea ao longo do depósito realizado para cada uma das condições. Esse resultado está de acordo com a figura 43 e figura 44, que exibem regiões com alta e baixa concentração de partículas no depósito. A figura 47 mostra duas micrografias retiradas da mesma amostra (3.1: condição 3 e amostra número 1), porém de regiões diferentes, e evidencia a distribuição heterogênea das partículas.

Figura 47-Imagem de microscopia ótica em campo escuro retiradas da amostra 3.1 nas regiões de a) centro e b) recuo, contendo 7,4% e 1,4% de fração volumétrica, respectivamente.



Fonte: O autor

Ainda de acordo com o gráfico da figura 46, nota-se que a terceira amostra da condição 2 (2.3) e primeira amostra da condição 3 (3.1) apresentaram os maiores valores de fração volumétrica de partículas de alumina dispersas na matriz sendo que esses valores foram semelhantes, conforme pode ser observado na tabela 15.

Tabela 15- Tabela contento os valores de fração volumétrica (%vol), desvio padrão (D.padrão) e precisão relativa 95% (95% CI) para as amostras 2.3 e 3.1.

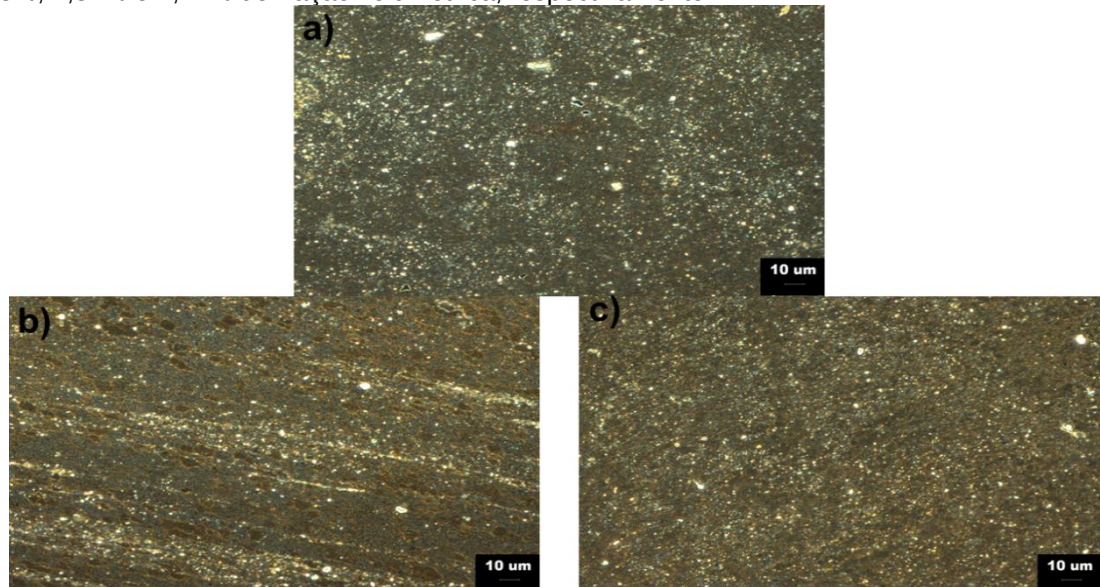
<i>Amostra</i>	<i>% volu</i>	<i>D.padrão</i>	<i>95% CI</i>
2.3	2,49	3,29	0,85
3.1	2,44	2,42	0,62

Fonte: O autor

De acordo com a tabela 15, a amostra 2.3 apresentou uma fração volumétrica ligeiramente maior do que a fração volumétrica apresentada pela amostra 3.1. Entretanto, foi considerado como resultado mais satisfatório a fração volumétrica encontrada na amostra 3.1 devido aos valores mais baixos de desvio padrão e, por consequência, intervalo de confiança 95%, o que é um indício de que a distribuição das partículas de alumina foi mais homogênea para essa amostra. Vale salientar que os valores de desvio padrão relativamente altos são um reflexo da heterogeneidade da distribuição das partículas nas regiões do depósito, uma vez que foram encontradas frações volumétricas diferentes nas regiões de avanço, centro e recuo para todas as amostras analisadas.

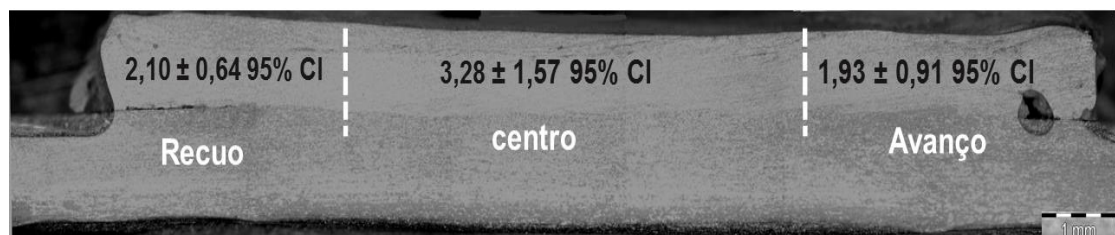
A figura 48 contém imagens de microscopia óptica extraídas de cada uma das regiões da amostra 3.1 e a figura 49 é uma macrografia da amostra 3.1 com a fração volumétrica encontrada em cada região, onde pode ser visto que as partículas se concentraram predominantemente na região central do depósito.

Figura 48- Imagem de microscopia ótica da amostra 3.1 nas regiões de a) centro, b) recuo e c) avanço com 2,25%, 2,34% e 1,12% de fração volumétrica, respectivamente.



Fonte: O autor.

Figura 49- Valores de fração volumétrica encontrados na em cada uma das regiões da amostra 3.1



Fonte: O autor

No que diz respeito aos depósitos realizados com dois furos na haste, a tabela 16 apresenta os valores de fração volumétrica encontrados para cada um dos depósitos realizados.

Tabela 16- Fração volumétrica para as deposições com 2 furos na haste

Condição	% volu	95% CI
5	1,70	0,25
6	1,30	0,15
7	2,37	0,34
8	1,67	0,22

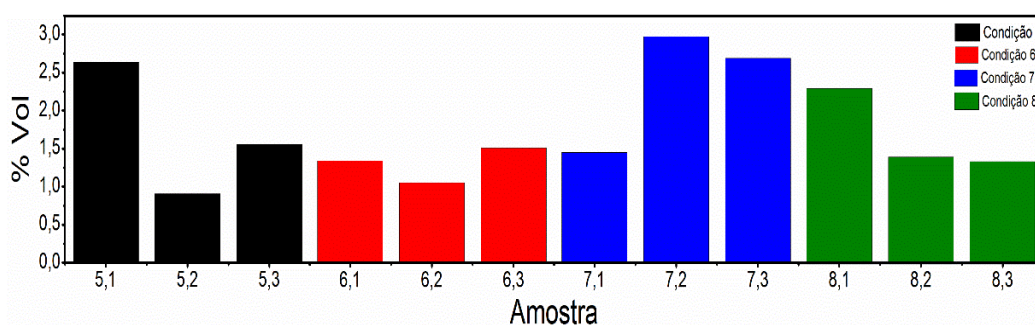
Fonte: O autor

Conforme pode ser visto na tabela 16, com exceção da condição 6 todas os depósitos realizados com 2 furos na haste apresentaram uma fração volumétrica maior do que os depósitos realizados com 1 furo mostradas na tabela 14. Isso pode ser explicado devido ao fato de que as hastes com dois furos foram preenchidas com uma quantidade maior de alumina, visto que a quantidade de furos foi maior.

Para as deposições realizadas com dois furos na haste, a condição que apresentou a maior fração volumétrica de partículas de alumina inseridas na matriz foi a condição 7, na qual foi utilizada uma velocidade de rotação de 3500 rpm e velocidade de avanço de 365 mm/min. Importante frisar que a condição 7 foi a que apresentou a maior fração volumétrica de todas as deposições realizadas, com um e dois furos. A condição que apresentou a menor fração volumétrica das deposições realizadas com dois furos foi a condição 6, na qual foi utilizada 3000 rpm de velocidade de rotação e 400 mm/min de velocidade de avanço.

Com as deposições com dois furos também se trabalhou com as amostras de cada condição de uma forma isolada buscando identificar um padrão de distribuição das partículas ao longo da espessura do depósito. A fração volumétrica obtida em cada amostra pode ser vista na figura 50.

Figura 50- Fração volumétrica de partículas de alumina obtida em cada amostra dos depósitos com 2 furos.



Fonte: O autor

O gráfico da figura 50 também mostrou que não houve uma tendência específica de deposição das partículas ao longo dos depósitos e diferentes frações volumétricas foram encontradas nas amostras de diferentes regiões dos depósitos. Isso mostra uma distribuição heterogênea das partículas para as deposições com dois furos. Contudo, é possível observar que a deposição utilizando dois furos na haste apresentou um pequeno aumento na fração volumétrica das partículas inseridas na

matriz de alumínio depositado

A amostra que apresentou a maior fração volumétrica na deposição com dois furos na haste foi a segunda amostra da condição 7 (7.2), cuja fração volumétrica pode ser vista tabela 17.

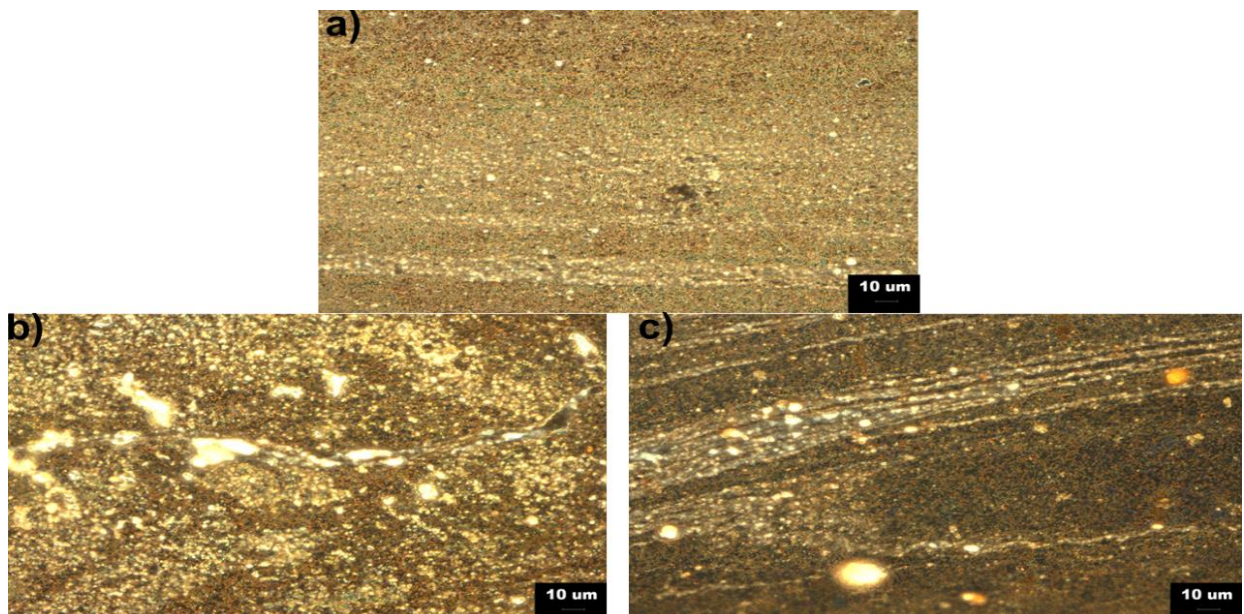
Tabela 17-Tabela contento os valores de fração volumétrica (%vol), desvio padrão (D.padrão) e precisão relativa 95% (95% CI) para a amostra 7.2

<i>Amostra</i>	<i>% volu</i>	<i>D.pa</i>	<i>95% CI</i>
7.2	2,37	2,33	0,34

Fonte: O autor

Para a amostra 7.2 o desvio padrão também apresentou um valor relativamente alto, o que mostra que nos depósitos realizados com dois furos a distribuição de partículas continua bastante heterogênea. A figura 51 contém imagens de microscopia óptica obtidas em cada uma das regiões da amostra 7.2, mostrando a diferentes concentrações de partículas com relação a região do depósito.

Figura 51-Imagem de microscopia ótica da amostra 7.2 nas regiões de a) centro, b) recuo e c) avanço com 1,59%, 10,18% e 3,81% de fração volumétrica, respectivamente.

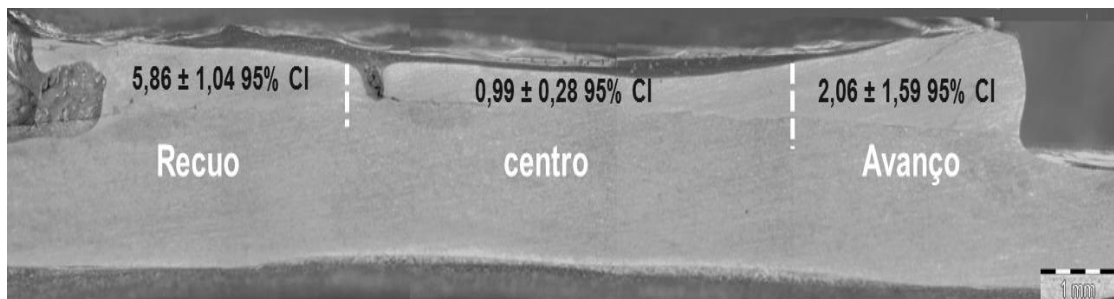


Fonte: O autor.

É interessante observar que na região de recuo da amostra 7.2 (figura 50 b) as partículas se depositaram em forma de aglomerados maiores que os encontrados em outras amostras, o que influenciou para o aumento da fração volumétrica nessa região, visto que os aglomerados possuem uma área maior.

A figura 52 é uma macrografia mostrando a fração volumétrica encontrada em cada região, onde pode ser visto que as partículas se depositaram predominantemente no lado de recuo e o centro do depósito teve a menor fração volumétrica entre as regiões.

Figura 52- Valores de fração volumétrica encontrados na em cada uma das regiões da amostra 7.2



Fonte: O autor

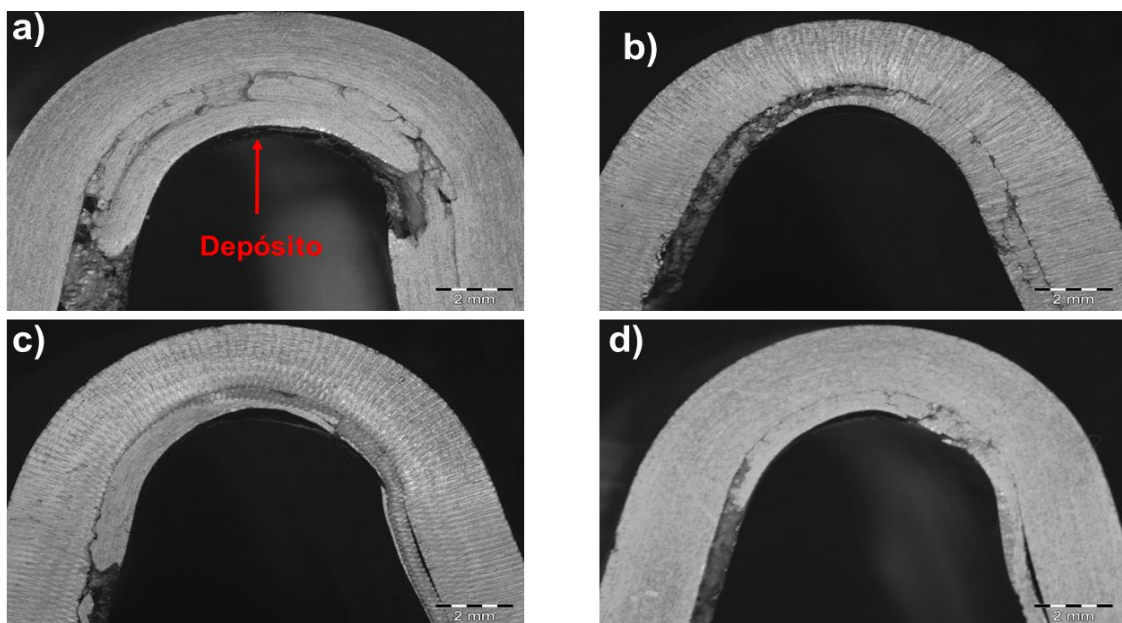
Portanto, quanto a fração volumétrica de partículas de alumina foi visto que valores diferentes são encontrados em diferentes regiões da amostra tornando a distribuição de partículas heterogênea ao longo do depósito. Tal resultado é satisfatório uma vez que foi possível a inserção dessas partículas numa matriz de alumínio através da tecnologia de DSA. O próximo passo, em trabalhos futuros, é verificar a influência que os parâmetros de processos exercem na distribuição das partículas na matriz com o objetivo de controlar essa distribuição, tornando-a mais homogênea ao longo do depósito.

5.6 ENSAIO DE DOBRAMENTO

Os ensaios de dobramento foram realizados com o intuito de fornecer um indício qualitativo da resistência e aderência do revestimento produzido com a interface. O tipo do ensaio foi o de dobramento em três pontos e os corpos de prova foram confeccionados conforme discutido na seção 4.4.1.

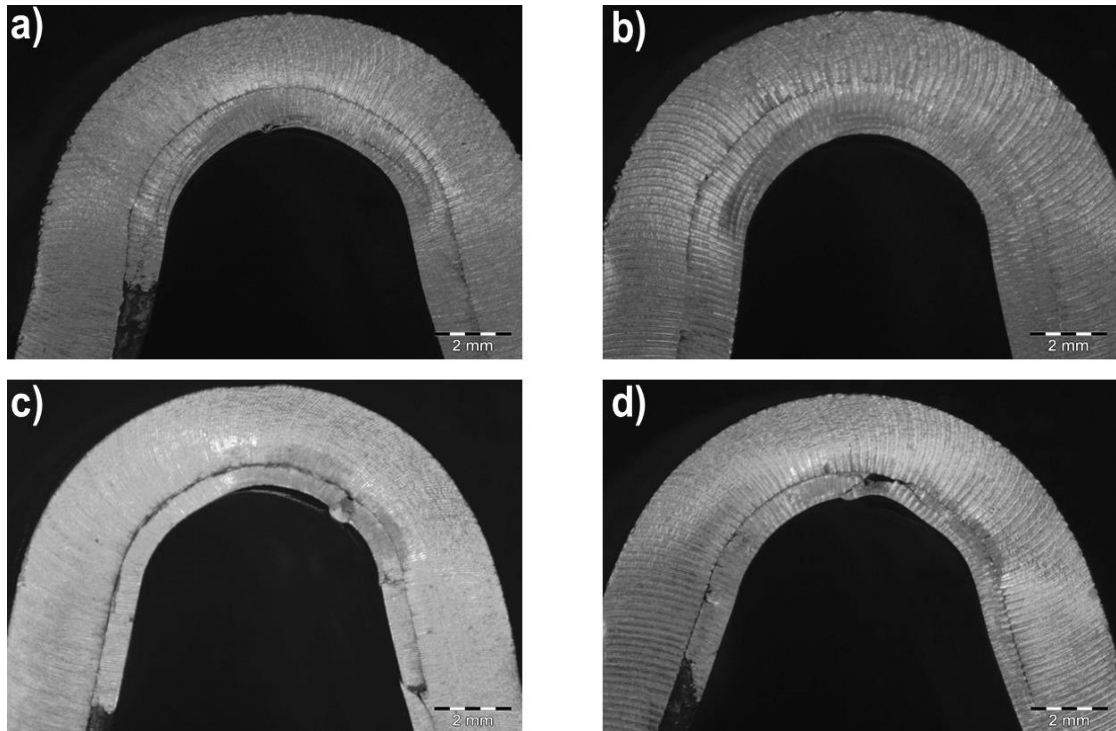
As figuras 53 e 54, mostram o aspecto da interface depósito/substrato após o ensaio de dobramento para os corpos de prova retirado dos depósitos realizados com um e dois furos na haste, respectivamente. Para essas amostras verificou-se a presença de fratura entre a interface substrato/depósito, onde tal característica de fratura é conhecida como delaminação, quando a trinca se inicia na interface e propaga ao longo da mesma, contribuindo para o descolamento do revestimento do substrato, na região em que a trinca propagou.

Figura 53- Macrografias dos corpos de prova após o ensaio de dobramento para a) condição 1, b) condição 2, c) condição 3 e d) condição 4.



Fonte: O autor

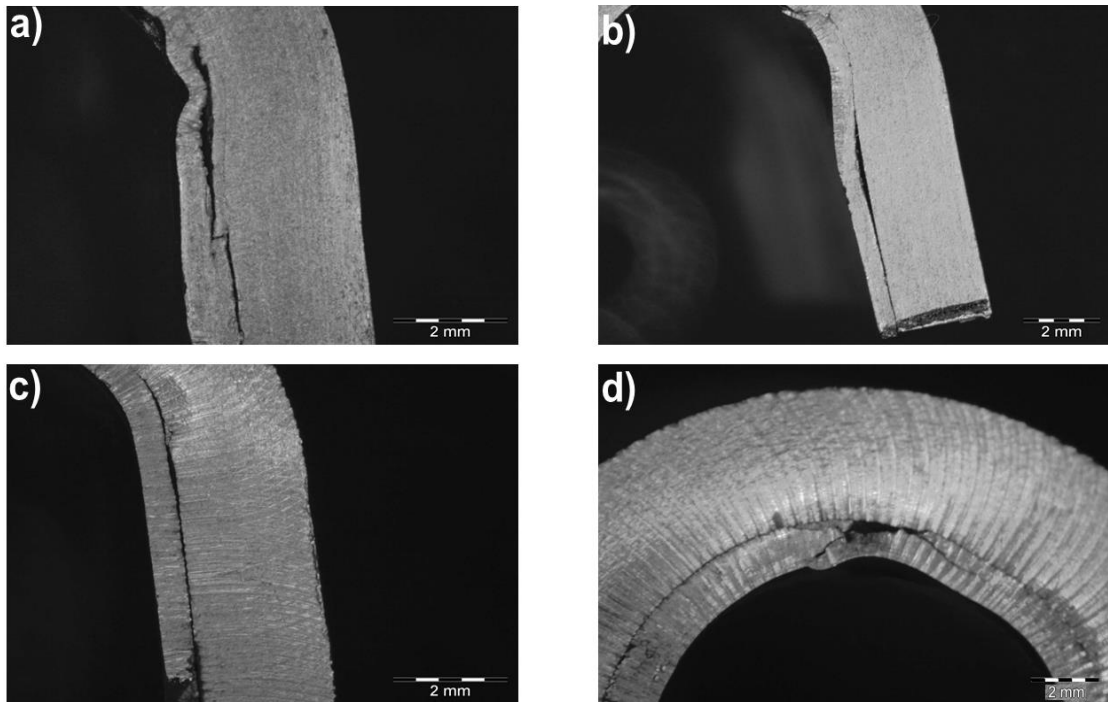
Figura 54- Macrografias dos corpos de prova após o ensaio de dobramento para a) condição 5, b) condição 6, c) condição 7 e d) condição 8.



Fonte: O autor

De acordo com as figuras 53 e 54, pode-se notar que após o ensaio de dobramento os corpos de prova apresentaram trincas e descolamento para todas as condições de processamento. Após os ensaios os depósitos continuaram aderidos ao substrato, sendo observado apenas um leve descolamento nas amostras das condições 3, 4, 7 e 8, como pode ser observado na figura 55, e os defeitos observados permaneceram apenas na superfície depósito/substrato, não sendo estendidos para o interior dos corpos de prova.

Figura 55- Macrografia mostrando o descolamento do depósito para as amostras da a) condição 3, b) condição 4, c) condição 7 e c) condição 8.



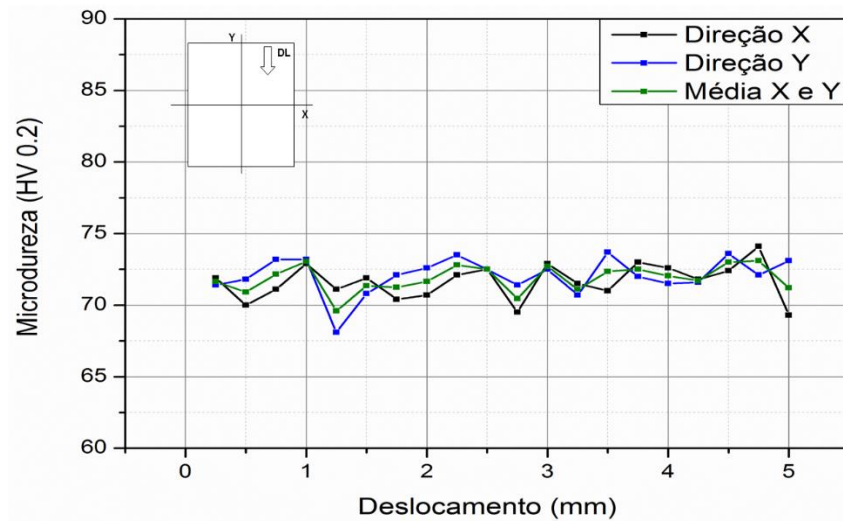
Fonte: O autor.

Vale lembrar que o ensaio de dobramento foi utilizado para se obter dados qualitativos da resistência da adesão do depósito ao substrato, uma vez que não foi possível padronizar as dimensões dos corpos de prova utilizados devido às condições de processamento gerarem depósitos com espessuras diferentes. Entretanto, apesar dos defeitos de delaminação apresentados após o ensaio de dobramento, pode-se concluir que a inserção das partículas de alumina não impede que o depósito fique firmemente aderido ao substrato.

5.7 PERFIL DE DUREZA DO SUBSTRATO E SUBSTRATO/DEPÓSITO

A figura 56 mostra o perfil de microdureza da chapa AA 5052-H32 utilizada como substrato. O perfil foi obtido aferindo os valores de microdureza ao longo da chapa nas direções X e Y e feito uma média das medidas nessas direções.

Figura 56- Perfil de microdureza da chapa AA5052-H32.

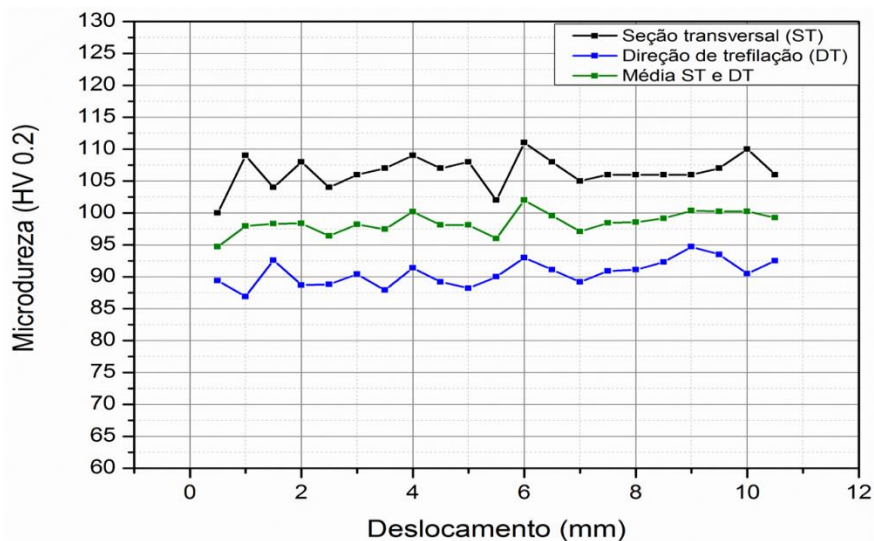


Fonte: O autor

Como pode ser observado na figura 56, os valores de dureza encontrados para a chapa AA 5052-H32 estão em torno de 65 e 75HV, que está próximo do valor de dureza reportado na literatura para uma liga de alumínio 5052-H32, que é de 68 HV0,2 [6].

A figura 57 mostra o perfil de dureza da haste AA 6351-T6 utilizada para realização dos depósitos. Os valores de dureza foram medidos na seção transversal da haste (ST) e na direção de trefilação (DT) e foi feita também a média da dureza nessas duas direções.

Figura 57- Perfil de microdureza da haste 6351-T6.

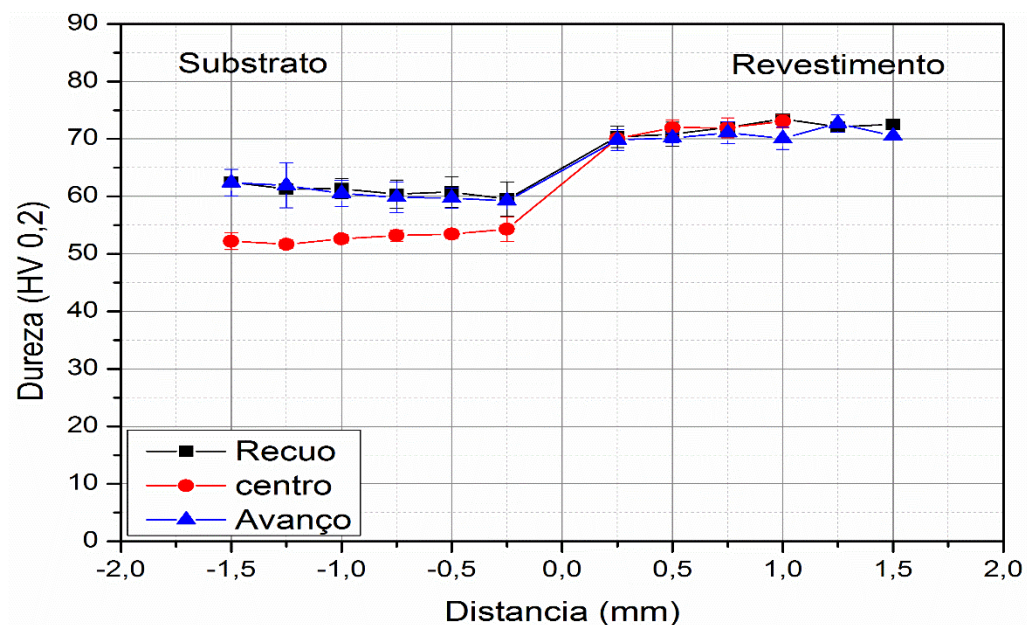


Fonte: O autor

Como observado na figura 57, a dureza na seção transversal da haste é maior. Isso é devido ao fato de que nessa região da haste há uma área maior de contornos de grão. Ainda, os valores médios de dureza encontrados estão entre 95 e 105HV 0,2, que está próximo do valor de dureza encontrado na literatura para uma liga de alumínio 6351-T6, que é de 107 HV0,2[6]. Vale ressaltar que a diferença dos valores de dureza da haste e da chapa de substrato foi de aproximadamente 38,1%.

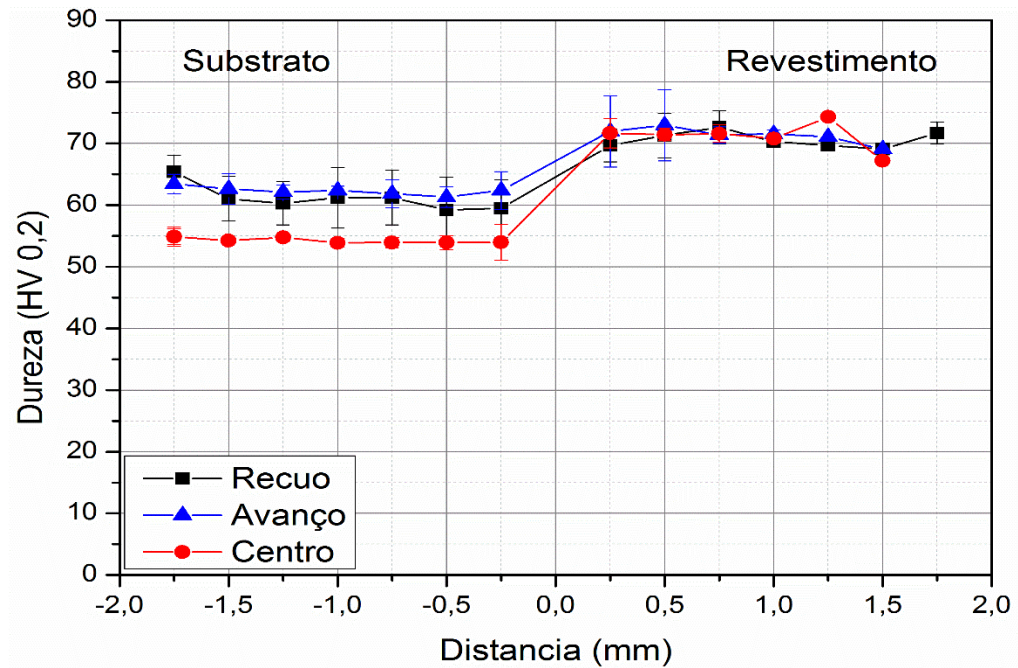
As figuras 58, 59,60 e 61 mostram o perfil de microdureza de cada condição para as deposições com um furo na haste, obtidos a partir da média do perfil de dureza das três amostras que representam cada condição.

Figura 58- Perfil de microdureza condição 1



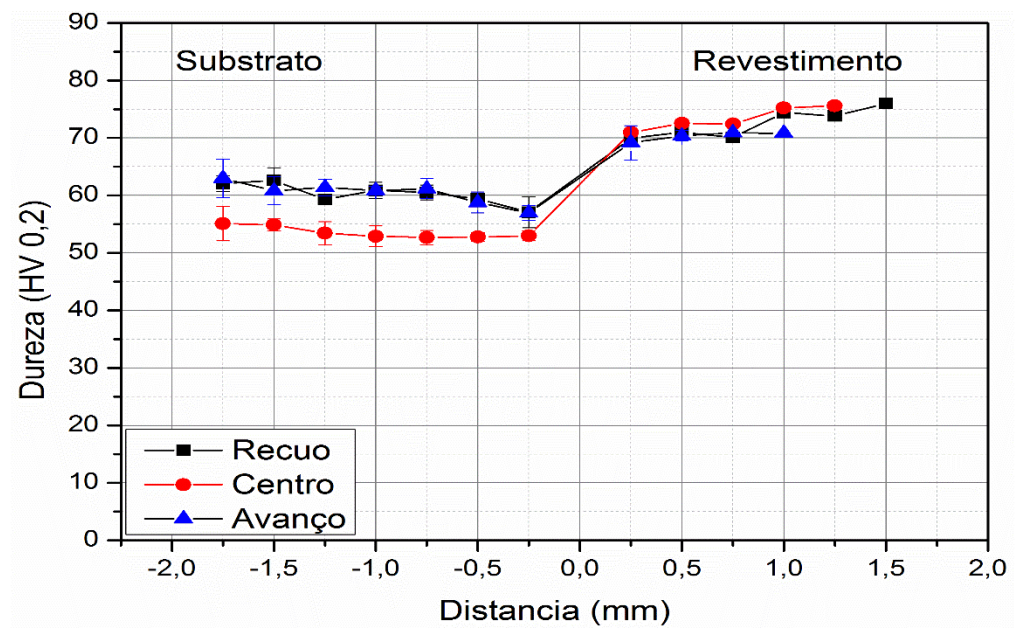
Fonte: O autor

Figura 59- Perfil de microdureza condição 2



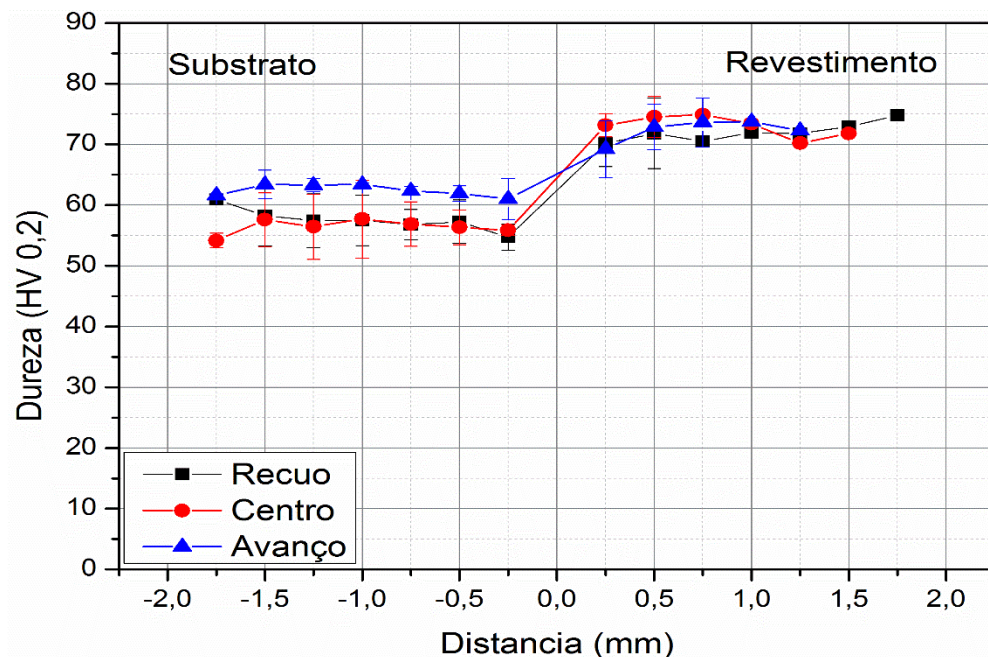
Fonte: O autor

Figura 60- Perfil de microdureza condição 3



Fonte: O autor

Figura 61- Perfil de microdureza condição 4



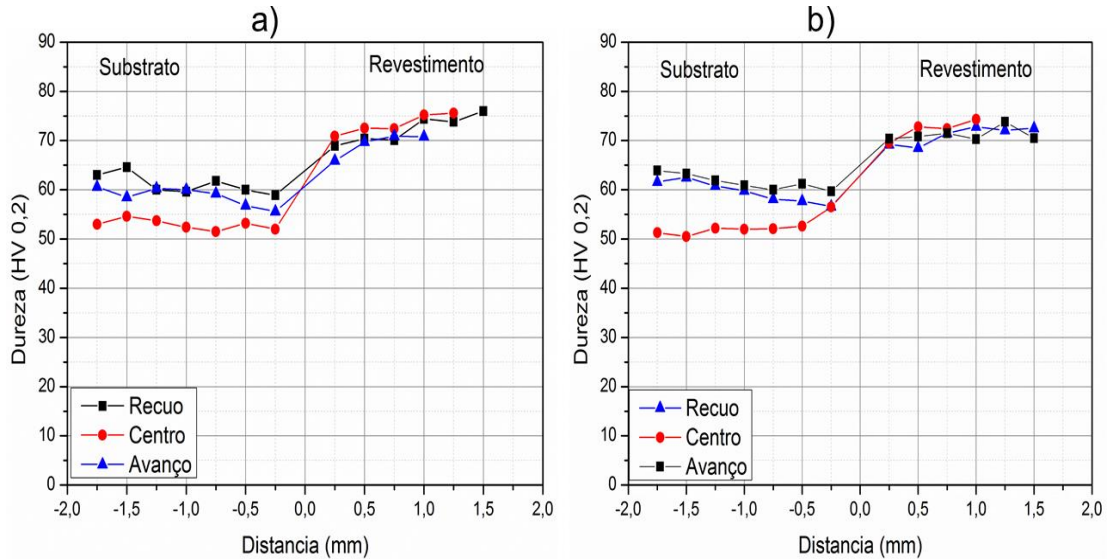
Fonte: O autor

A partir das figuras 58, 59, 60 e 61 foi possível observar, que os valores de dureza do depósito e substrato são menores que os valores de dureza da haste e da chapa como recebidas, respectivamente. A razão dessa mudança é que, no caso da haste, ocorre a perda da condição de tratamento T6 e, após a realização da DSA, os grãos deformados na direção de extrusão dão lugar a um novo conjunto de grãos equiaxiais livres de deformação. Já a redução dos valores de dureza no substrato, mais pronunciado na região central, ocorre devido ao calor gerado durante o processo, que por sua vez fornece as condições para que ocorra os fenômenos de recuperação e recristalização dos grãos deformados na direção de laminação. Essa região de menor dureza devido ao calor gerado durante a DSA é conhecida como zona termicamente afetada (ZTA). Em algumas amostras observou-se um conjunto de grãos recristalizados, no substrato, próximo à interface. As transformações microestruturais serão discutidas no capítulo seguinte.

Além disso, verificou-se que os depósitos nas quatro condições de deposição com um furo apresentaram valores de dureza em torno de 70-75 HV_{0,2}, que é aproximadamente 21% superior à dureza encontrada no substrato. Ainda foi possível observar que não houve variação dos valores de dureza com a variação da fração volumétrica encontrada em cada condição e nem com os diferentes parâmetros utilizados para cada condição. Isso ainda pode ser observado se analisarmos a

relação microdureza X fração volumétrica de duas amostras isoladas. Tomamos como exemplos as amostras 1.1 e 3.1, cujos perfis de microdureza se encontram na figura 62 e as frações volumétricas listadas na tabela 18.

Figura 62- Perfil de microdureza das amostras a) 3.1 e b) 1.1



Fonte: O autor

Tabela 18- Fração volumétrica das diferentes regiões das amostras 3.1 e 1.1

	3.1		1.1	
<i>Região</i>	<i>% volu</i>	<i>95% IC</i>	<i>% volu</i>	<i>95% IC</i>
Recuo	2,106	0,643	2,063	0,629
Centro	3,286	1,578	0,888	0,444
Avanço	1,939	0,915	1,028	0,477

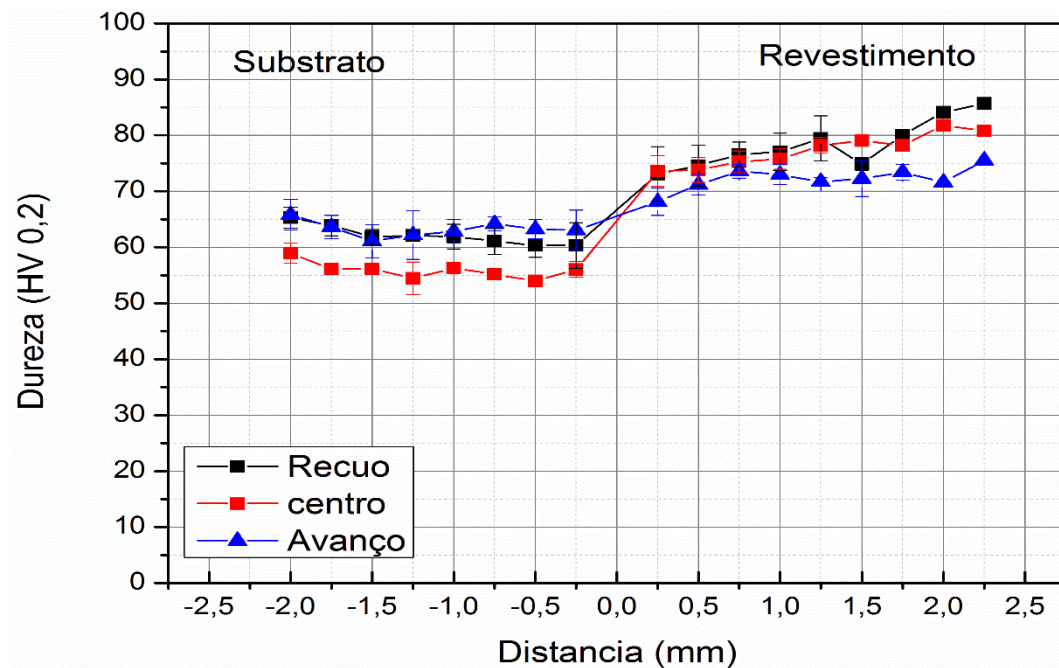
Fonte: O autor

De acordo com a figura 62 e a tabela 18 é possível observar que os valores de dureza para as duas amostras, e para as diferentes regiões, são semelhantes apesar das diferentes frações volumétricas apresentadas. Vale salientar que esse comportamento foi observado para todas as amostras analisadas para as deposições com um furo. Por outro lado, os níveis dureza apresentados para as deposições com um furo foram levemente superiores, aproximadamente 7%, aos níveis de dureza

apresentados para uma deposição sem adição de partículas, utilizando as mesmas ligas, apresentados no trabalho realizado por Perez[37], que foi em torno de 65-70 HV0,2. Essa leve diferença pode ser um indício de que as partículas fornecem um ganho nos níveis de dureza da matriz de alumínio no depósito.

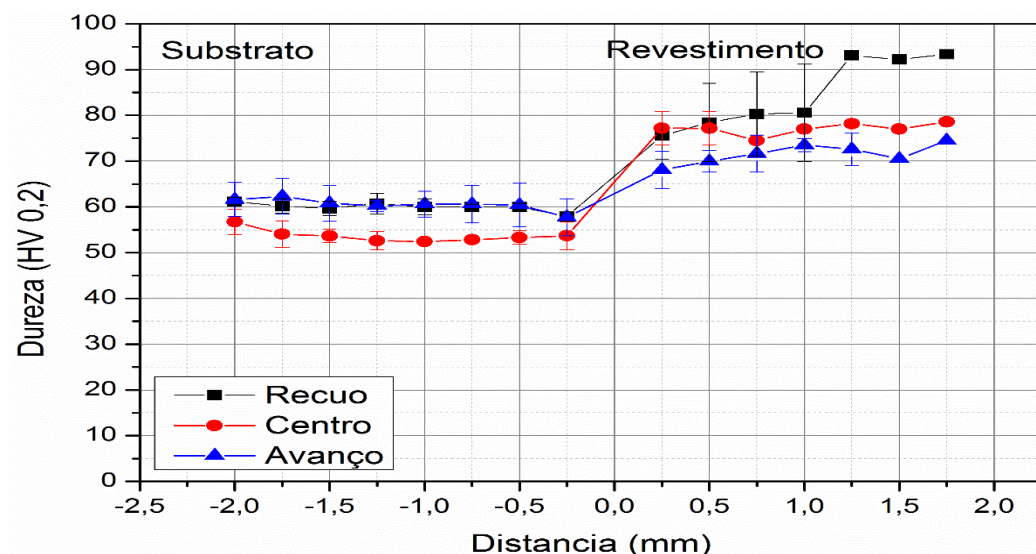
Os perfis de dureza para as deposições realizadas com dois furos estão representados nas figuras 63,64,65,66.

Figura 63- Perfil de microdureza condição 5.



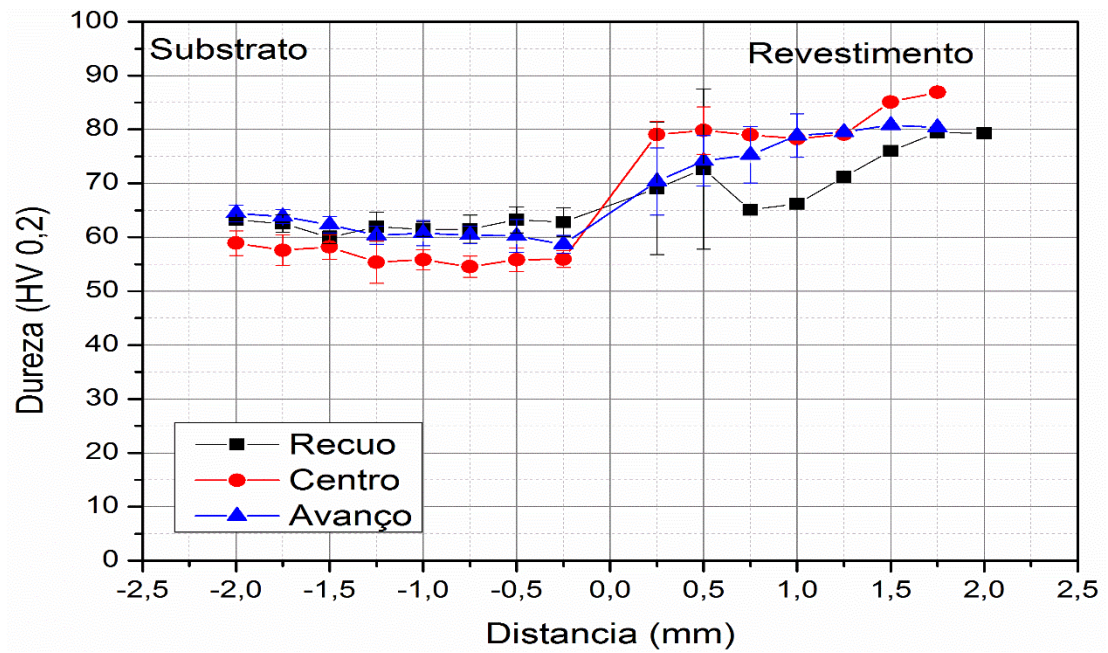
Fonte: O autor

Figura 64- Perfil de microdureza condição 6



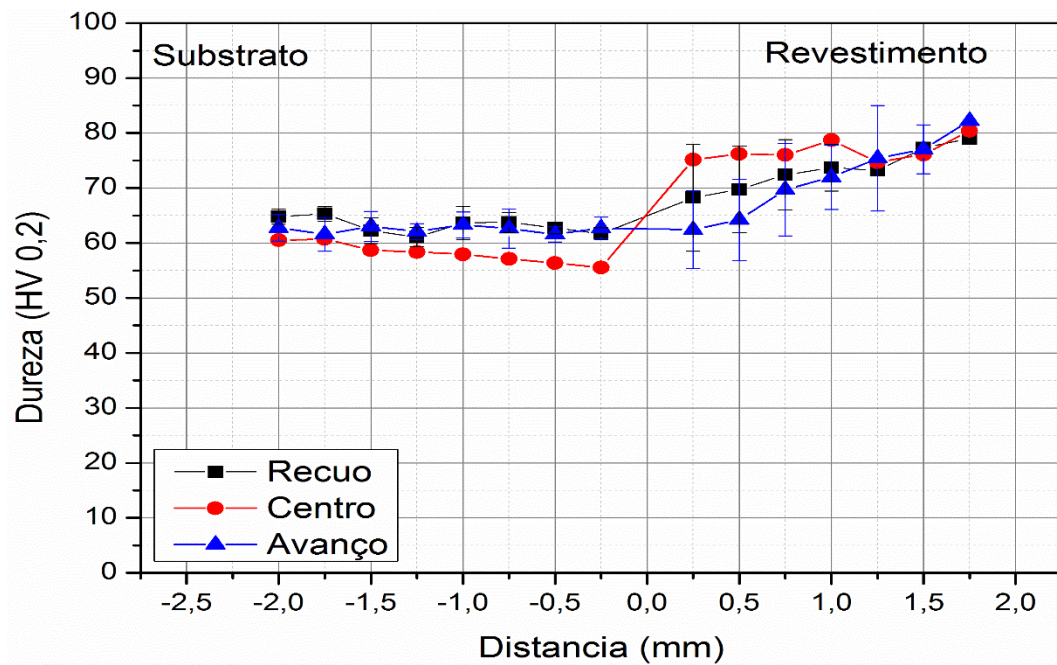
Fonte: O autor.

Figura 65- Perfil de microdureza condição 7



Fonte: O autor

Figura 66- Perfil de microdureza condição 8

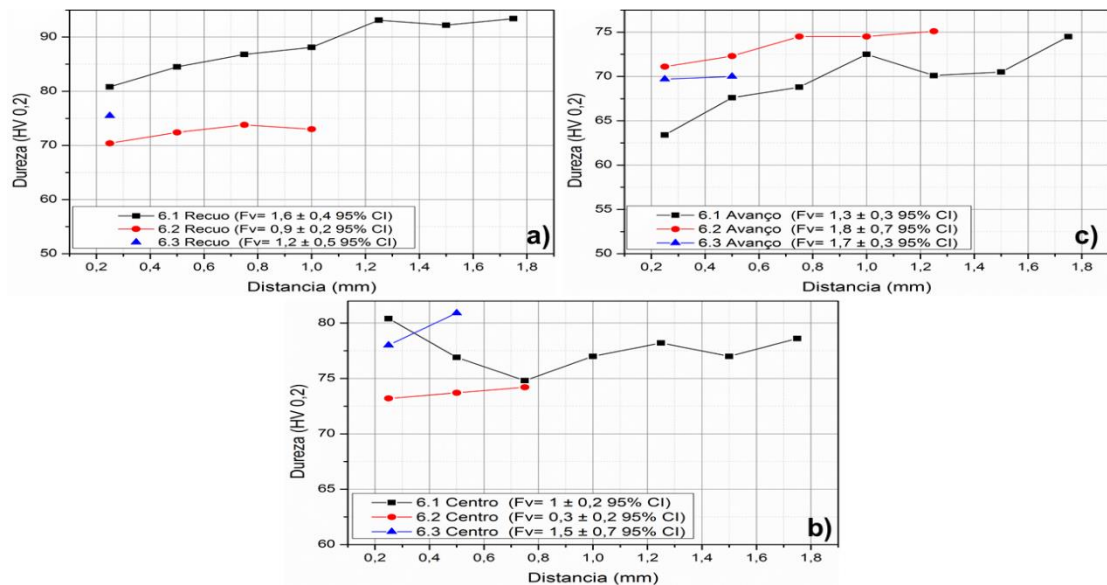


Fonte: O autor

A partir das figuras 63,64,65,66, foi possível observar que houve um aumento de aproximadamente 7% nos valores de dureza para as deposições realizadas com dois furos na haste, em comparação com as deposições realizadas com um furo na haste, sendo esses valores em torno de 75-80 HV0,2. Esse aumento foi acompanhado pelo aumento da fração volumétrica de partículas de alumina, com exceção da condição 6. No caso da condição 6 a fração volumétrica foi menor que a condição 2 (que possui os mesmos parâmetros da condição 2, porém com um furo na haste), e os níveis de dureza foram semelhantes. Também foi observado que os valores de dureza do substrato foram praticamente os mesmos valores de dureza do substrato para as deposições com um furo na haste. Contudo a dureza do depósito para as deposições realizadas com dois furos na haste foi de aproximadamente 26% superior à dureza encontrada no substrato.

Um outro ponto observado foi que houve uma maior dispersão de valores de dureza, entre regiões, em algumas condições. Por exemplo, ao analisarmos a condição 6 notamos que a região de recuo apresentou valores de dureza mais altos que a região de centro e de avanço, e esses valores chegam a aproximadamente 95 HV 0,2 em medidas mais próximas da superfície do depósito. Essa dispersão pode estar relacionada com a distribuição heterogênea das partículas no depósito, pois foi possível notar que para algumas amostras, em algumas condições, houve uma tendência do aumento de dureza ser acompanhado do aumento de fração volumétrica. A figura 67 mostra os perfis de microdureza obtidos no depósito das amostras 6.1 e 6.2, juntamente com a fração volumétrica encontrada em cada região.

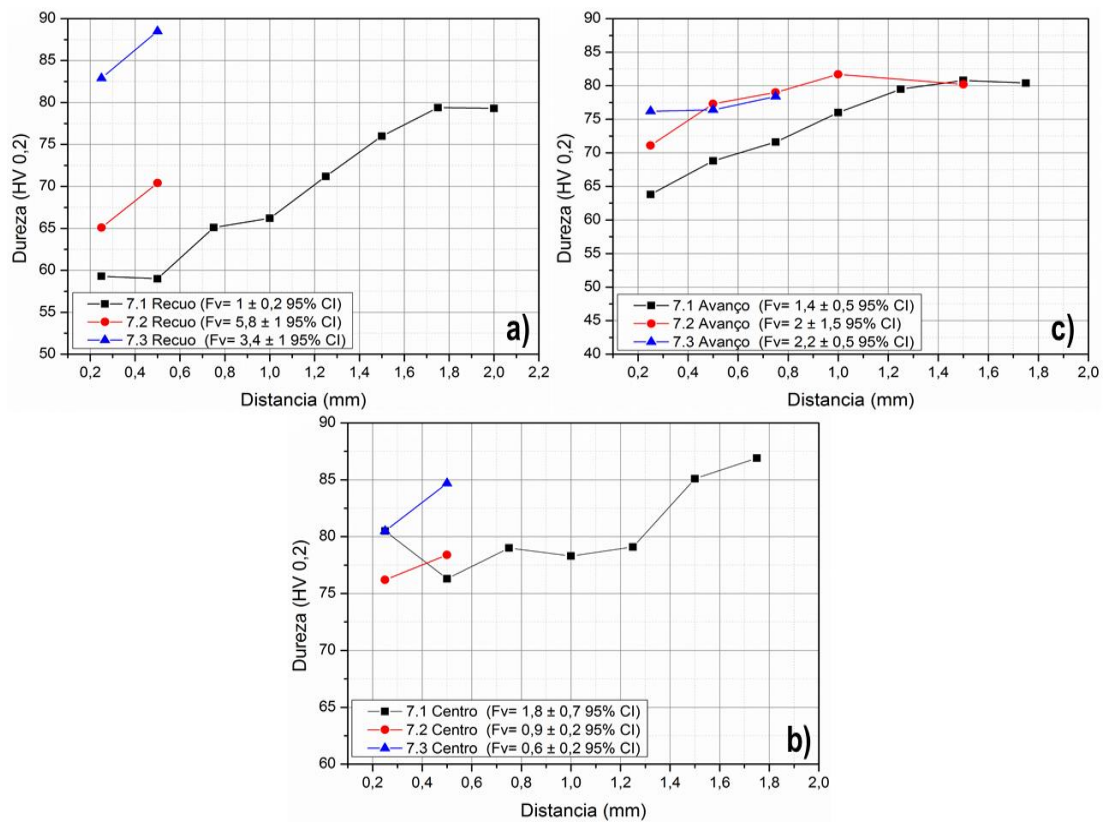
Figura 67- Perfis de microdureza das amostras 6.1, 6.2 e 6.3 para as regiões de a) recuo, b) centro e c) avanço



Fonte: O autor

Como pode ser observado na figura 67, houve uma diferença dos níveis de dureza encontrados para cada região da amostra e esse valor foi acompanhado pela variação da fração volumétrica em cada região, sendo que o aumento de dureza segue o aumento da fração volumétrica. Tal diferença dos valores de dureza em cada região contribui para que o perfil de dureza geral para uma condição (obtido através da média das três amostras representativas em cada condição) possa apresentar uma dispersão entre as três regiões e, em alguns casos, é preciso analisar cada amostra isoladamente para compreender os resultados. Já para a condição 7, foi observado nas três regiões, para as três amostras, que os maiores valores de não estão associados às frações volumétricas mais altas, como pode ser observado na figura 68.

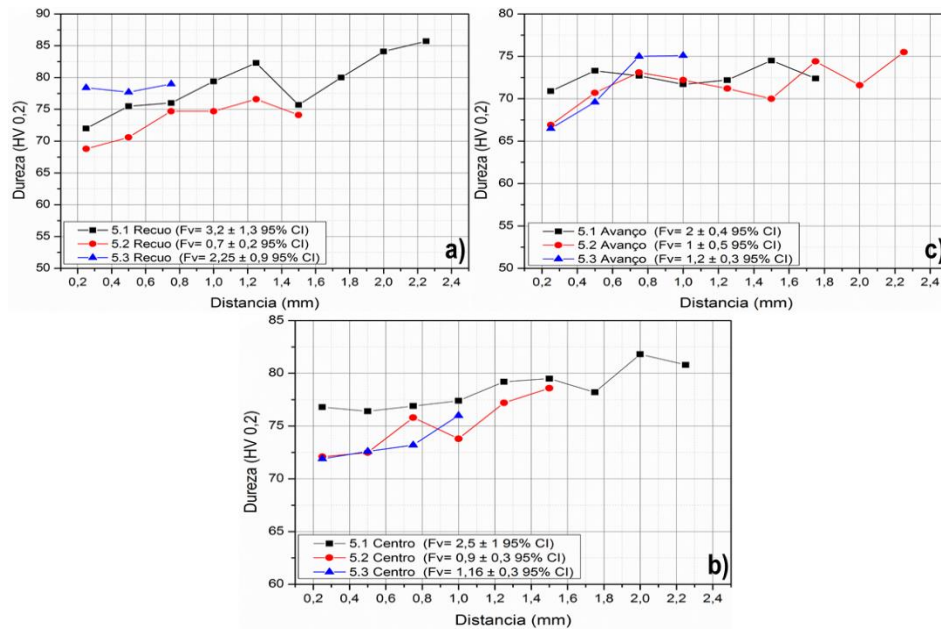
Figura 68- Perfis de microdureza das amostras 7.1, 7.2 e 7.2 para as regiões de a) recuo, b) centro e c) recuo



Fonte: O autor

Um comportamento semelhante foi observado para as amostras da condição 5, cujo os perfis de dureza estão apresentados na figura 69.

Figura 69- Perfis de dureza das amostras 5.1, 5.2 e 5.3 para as regiões de a) recuo, b) centro e c) avanço

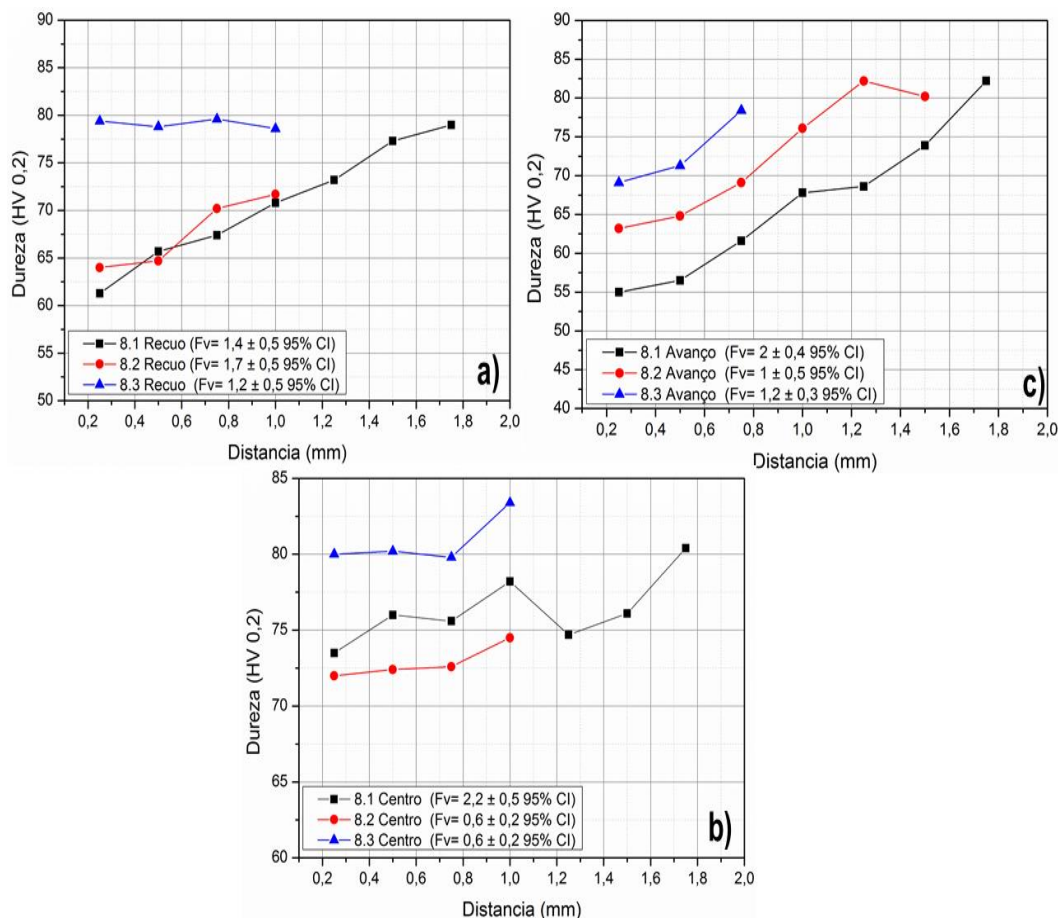


Fonte: O autor

De acordo com a figura 69 é possível notar que nas regiões de recuo e centro, os maiores valores de dureza foram correspondentes às maiores frações volumétricas. Na região de avanço os valores de dureza flutuaram por valores semelhantes sendo observada uma pequena variação entre as frações volumétricas medidas. Contudo, a amostra 5.1 foi a que apresentou os maiores valores de dureza, na condição 5, e fração volumétrica.

Porém as amostras da condição 8, cujos perfis de microdureza estão apresentados na figura 70, apresentaram um comportamento diferente.

Figura 70- Perfis de dureza das amostras 8.1, 8.2 e 8.3 para as regiões de a) recuo, b) centro e c) avanço



Fonte: O autor

De acordo com a figura 70 é possível observar que as regiões de avanço, centro e recuo da amostra 8.3 apresentaram os maiores valores de dureza, porém, não apresentaram as maiores frações volumétricas em cada região. A fração volumétrica da amostra 8.3 também foi menor do que a fração volumétrica encontrada nas amostras 8.1 e 8.2.

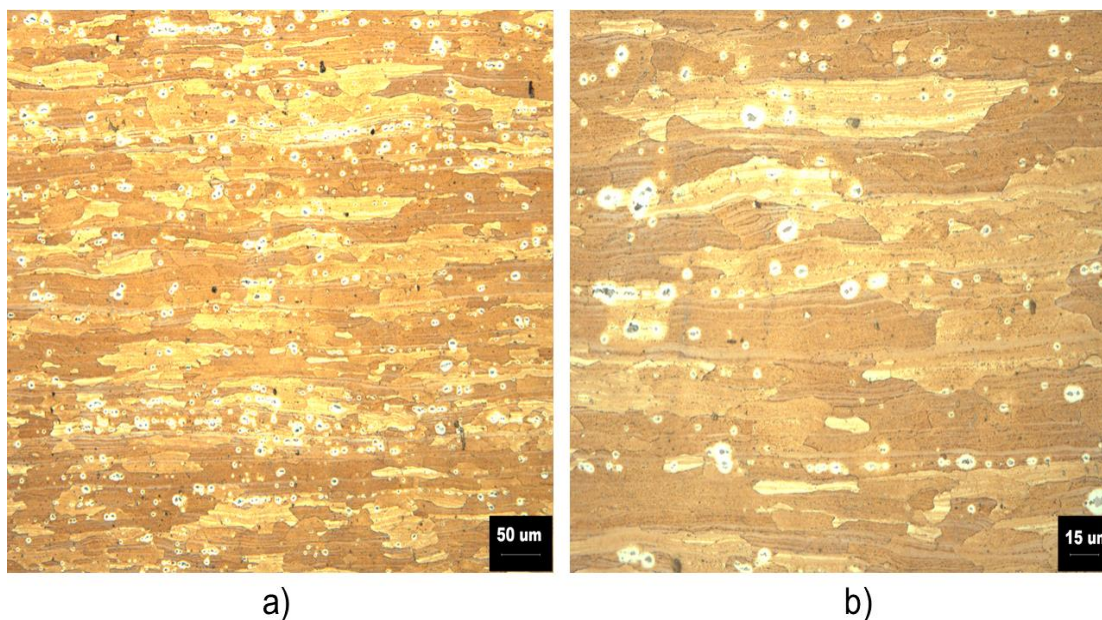
Sendo assim, após a análise dos perfis de microdureza foi possível observar que não houve mudança significativa dos valores de dureza para as deposições com um furo, mesmo sendo observada a variação da fração volumétrica em cada condição. Contudo, mediante a análise e comparação do perfil de microdureza de cada condição de deposição com dois furos com a respectiva deposição com um furo, é possível observar o aumento dos valores de dureza acompanhado do aumento da fração volumétrica. Além do mais, a análise isolada dos perfis de dureza da cada amostra, nas três regiões, para as condições 5, 6 e 7, também mostra que o aumento da dureza

é acompanhado do aumento da fração volumétrica. Entretanto, a análise dos perfis de microdureza das amostras na condição 8 mostra que há outros fatores além da fração volumétrica que podem influenciar nos valores de dureza encontrados. Esses fatores podem ser a microestrutura do depósito e defeitos (fendas) gerados no depósito durante a realização da DSA. Um último ponto observado com relação aos valores de dureza é que tais valores tendem a aumentar em regiões mais próximas na superfície de cada depósito, sendo isso observado em todas as amostras de todas as condições. Vale salientar que resultados semelhantes foram encontrados por Gandra. *et al* e Rafi. *et al* [4, 13] e que alguns perfis de microdureza possuem menos pontos de medida devido à limitação ou espessura menor de cada depósito, como observado nas figuras 30 e 31.

5.8 EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DA HASTE E DEPÓSITO/SUBSTRATO

A figura 71 mostra as micrografias obtidas por microscopia ótica da liga AA5052-H32, utilizada como substrato, na condição recebida.

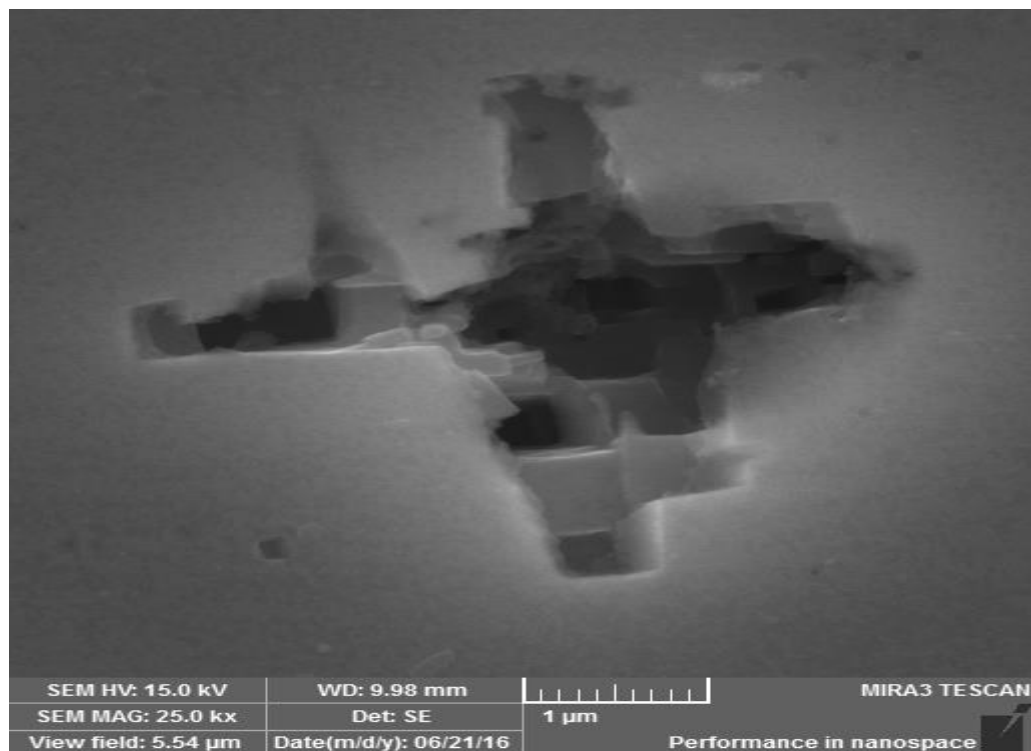
Figura 71- Microestrutura da chapa AA5052-H32 a) aumento de 200x e b) aumento de 500x.



Fonte: O autor

De acordo com a figura 71 é possível observar a microestrutura de grãos deformados e alinhados na direção de laminação à qual a chapa foi submetida. Como indicado na especificação, essa liga passou por um processo de conformação à frio (laminação) até um grau de redução de 32%. Ainda foi possível verificar a presença de pontos escuros com uma mancha ao redor, com um formato similar à um “olho de peixe”, que são gerados durante a etapa de polimento eletrolítico, onde ocorreu a remoção de partículas intermetálicas das fases Al_2Mg_2 ou Al_8Mg_5 [6]. A figura 72 foi obtida por microscopia eletrônica de varredura e mostra uma cavidade como consequência da remoção das partículas de intermetálico.

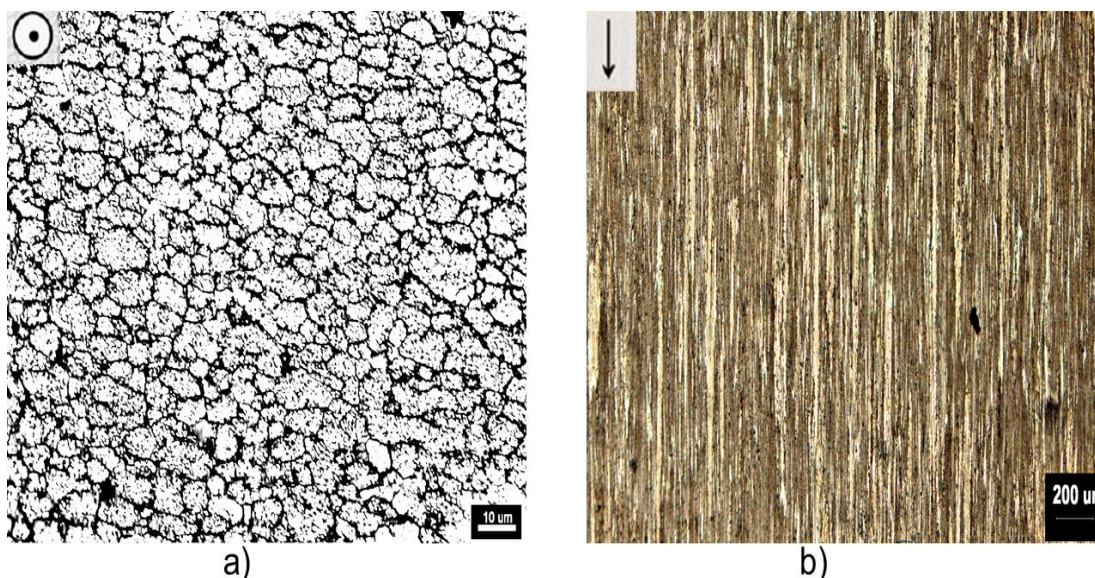
Figura 72 -Imagem de microscopia eletrônica de transmissão mostrando uma cavidade devido a remoção de partícula durante a etapa de polimento eletrolítico.



Fonte: O autor

Já a figura 73 mostra a microestrutura da haste AA6351-T6 na condição como recebida.

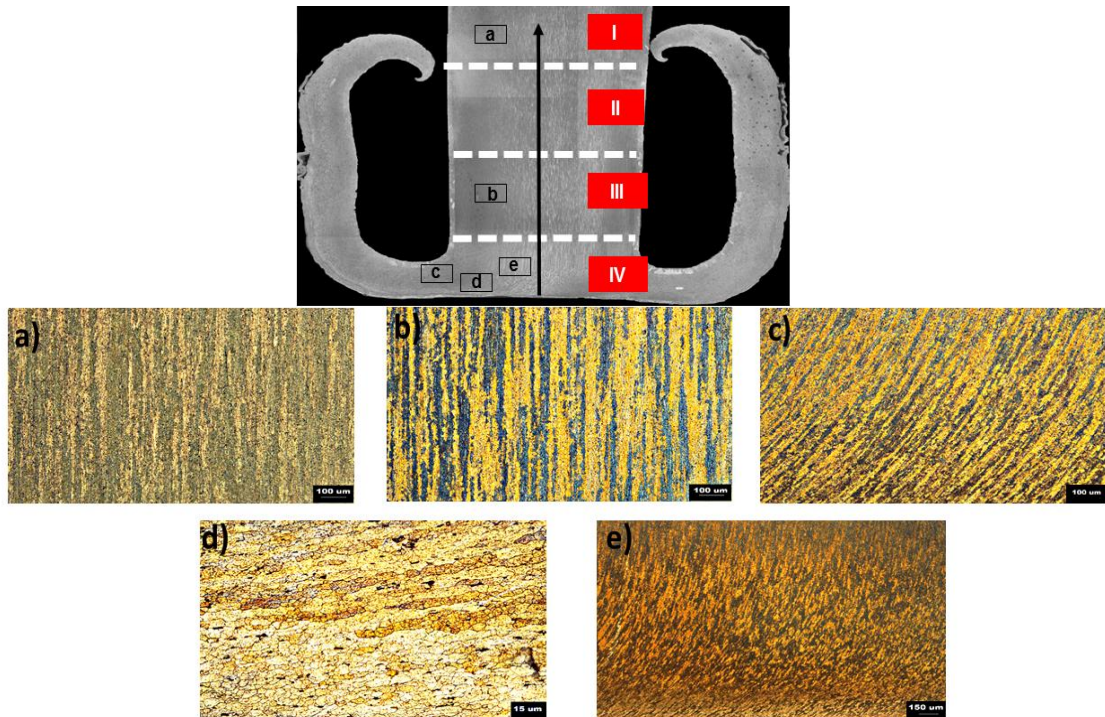
Figura 73-Microestrutura da haste na direção a) transversal e b) direção de trefilação



Fonte: O autor

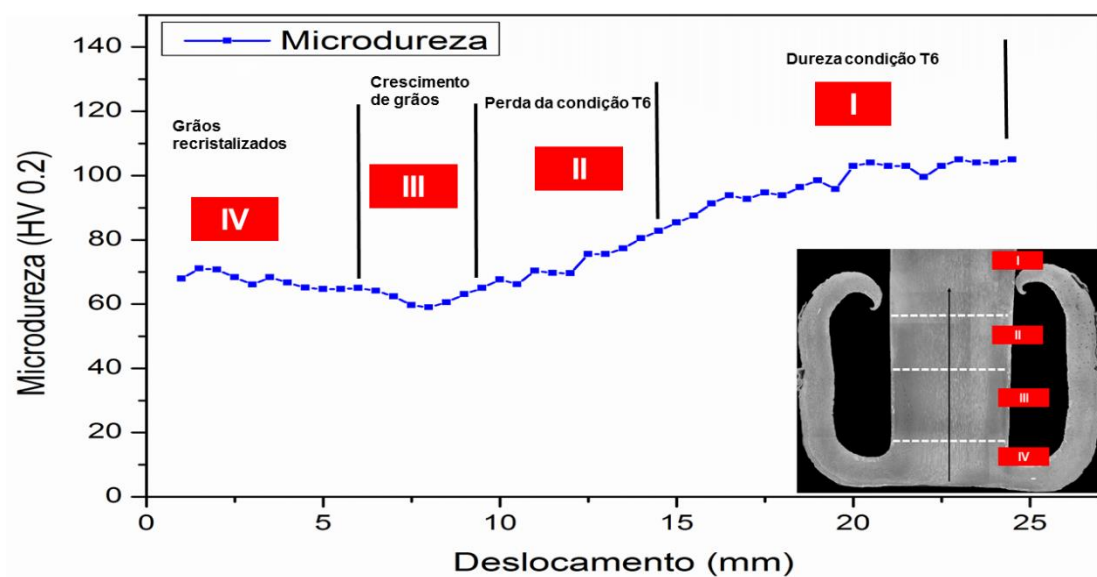
De acordo com a figura 73, a microestrutura da haste apresenta uma morfologia de grãos equiaxiais na direção transversal e uma morfologia de grãos alinhados na direção de trefilação. A figura 74 mostra um corte longitudinal da haste consumível após o processamento de DSA, onde é possível observar uma diferença de microestrutura em quatro regiões diferentes da haste. Já a figura 75 mostra a variação dos valores de dureza ao longo da direção da realização da DSA. É importante salientar que nessas regiões da haste se concentram todo o processo de DSA do material depositado sobre o substrato. O calor produzido pelo atrito da haste com o substrato é conduzido até regiões superiores da haste e gera um gradiente de temperatura ao longo da haste, que determina o grau de deformação ao longo do comprimento da haste, sendo que a deformação e alterações microestruturais mais severas na região IV.

Figura 74- Evolução microestrutural da haste consumível. a) microestrutura da haste na condição T6, b) microestruturua com grãos mais grosseiros na zona termicamente afetada(ZTA), c) grãos alinhados na direção de deformação da haste e d) e e) grãos recristalizados alinhados na direção de deformação da haste.



Fonte: O autor

Figura 75- Variação dos valores de dureza ao longo da haste utilizada no processo de deposição superficial por atrito (DSA).

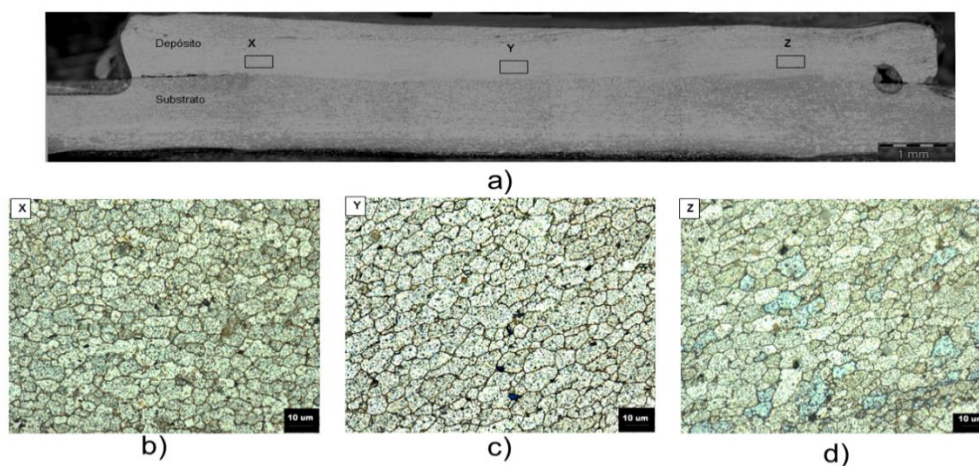


Fonte: O autor

De acordo com as figuras 74 e 75, é possível identificar quatro regiões distintas na haste consumível: Na região I a haste possui sua microestrutura e dureza (90-100 HV0,2) da condição T6 como recebida. Na região II observa-se a queda do valor de dureza da haste para valores em torno de 85-72HV0,2, o que significa a anulação dos efeitos conferidos através do tratamento térmico T6. Contudo, para a região II ainda não se observa mudanças microestruturais. Já na região III os valores de dureza continuam caindo, atingindo valores em torno de 60-65HV0,2, e a microestrutura se apresenta na forma de grãos mais grosseiros. As regiões II e III são conhecidas como a zonas termicamente afetadas (ZTA) do processo, na qual a queda dos valores de dureza é devido à anulação da condição de tratamento térmico T6 e ao crescimento dos grãos, onde esses fenômenos ocorrem devido ao calor gerado pela fricção entre a haste e o substrato. E por fim, a região IV, onde observa-se um conjunto de grãos recristalizados e equiaxiais. Nessa região ocorre o trabalho a quente para a liga AA 6351-T6, onde a temperatura associada aos esforços de compressão e torção fornecem as condições para que ocorra a recristalização do material. Esse fenômeno é acompanhado por um pequeno aumento nos valores de dureza devido ao surgimento de uma microestrutura refinada [38]. Resultados semelhantes foram encontrados por Gandra *et al* [1].

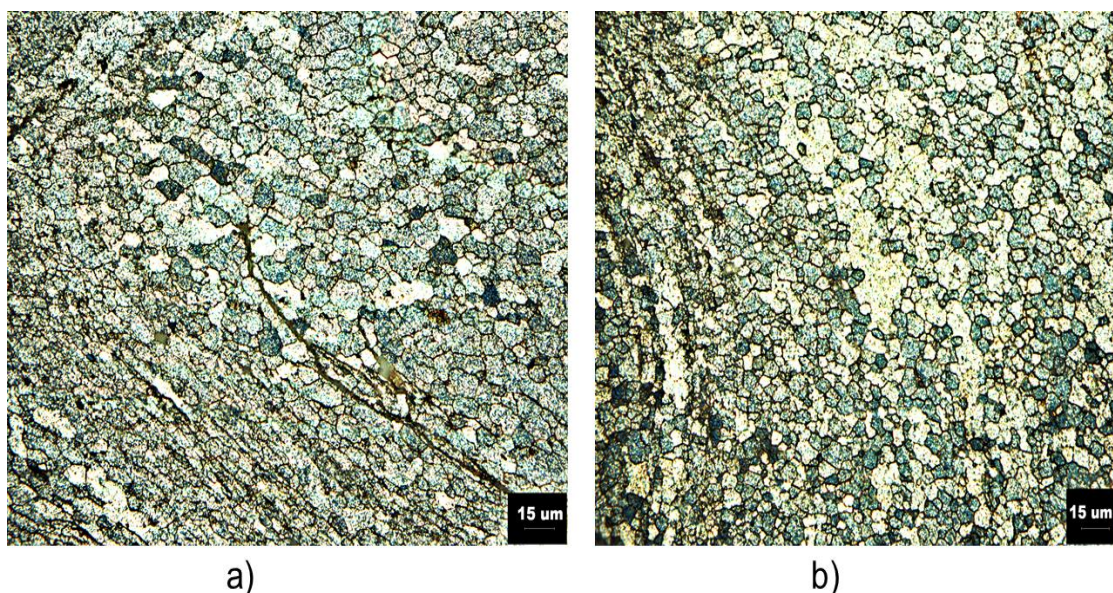
Também foi analisada a evolução microestrutural ocorrida no depósito. Nesse sentido, a figura 76 mostra a microestrutura das três regiões características de um depósito produzido pela tecnologia de DSA.

Figura 76- Imagem a) macrografia da Amostra 3.1 e suas respectivas regiões de b) recuo, c) centro e d) avanço



Com o auxílio da figura 76 é possível observar uma microestrutura de grãos refinados nos lados de recuo (figura 76b), centro (figura 76c) e avanço (figura 76d). A microestrutura de grãos refinados é característica dos depósitos realizados pelo processo de DSA. As condições de calor e deformação geradas durante o processo permitem que ocorra o fenômeno de recristalização onde os grãos deformados na direção de extrusão da haste consumível dão lugar a um conjunto de novos grãos equiaxiais. Em determinados locais nas regiões de avanço e recuo é possível notar a influência do movimento de rotação da haste na nucleação e crescimento dos novos conjuntos de grãos, onde os grãos aparecem alinhados com o fluxo de deformação da haste, como ilustra a figura 77.

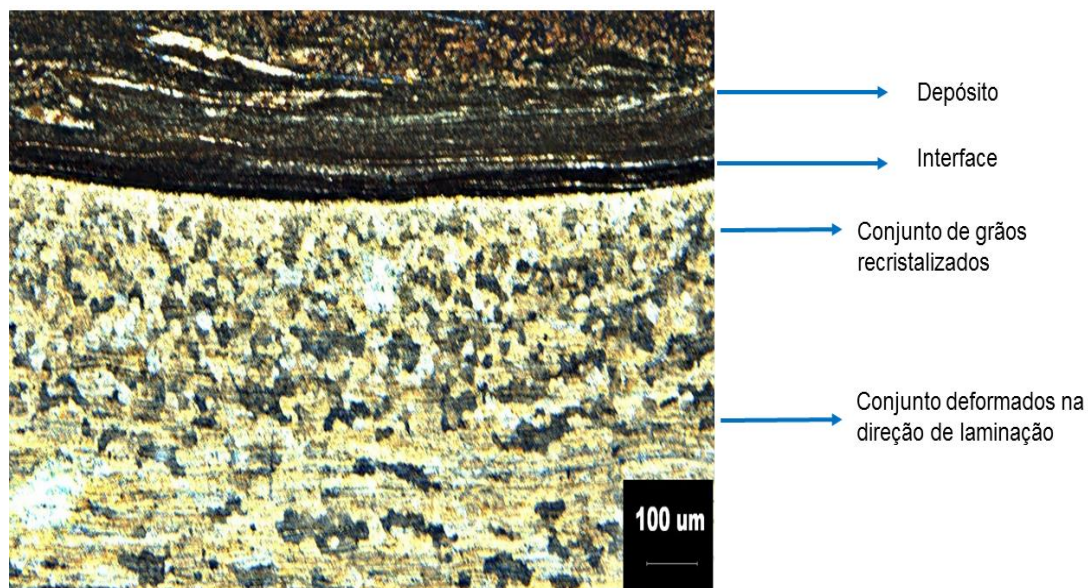
Figura 77 Microestrutura de grãos orientados na direção de rotação da haste nas regiões de a) recuo e b) avanço da amostra 4.2



Fonte: O autor

Também foi possível notar a alteração da microestrutura no substrato em regiões próximas à interface depósito/substrato, como ilustra a figura 78.

Figura 78- Microestrutura do substrato, da amostra 4.1, após o processo de DSA evidenciando a ocorrência de recristalização e ZTA.

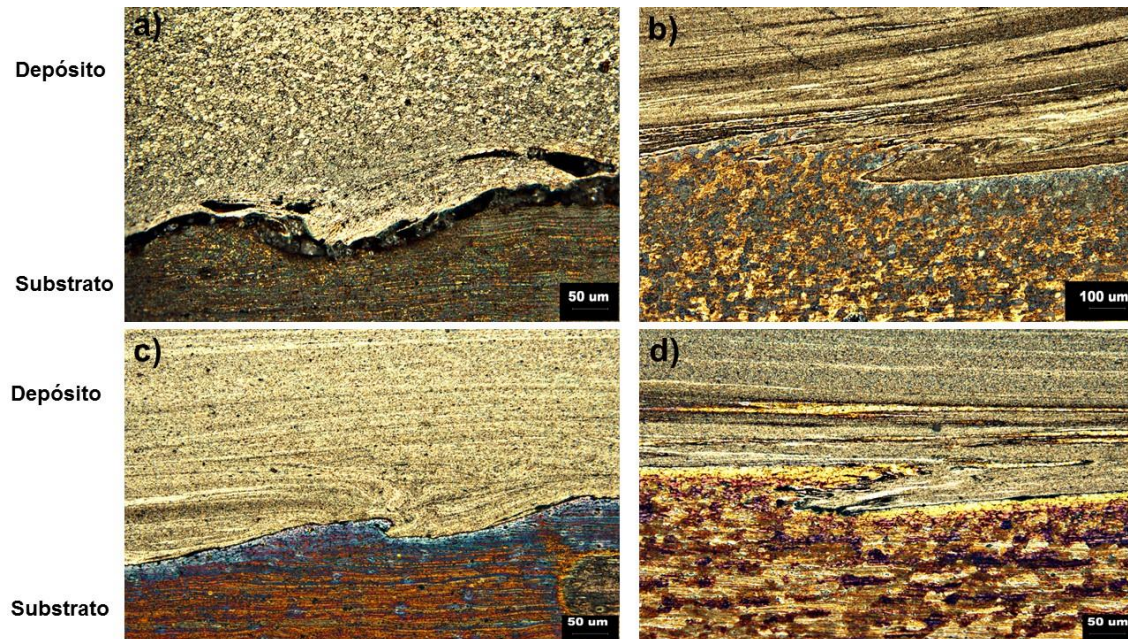


Fonte: O autor

Na figura 78, retirada da região central da amostra 4.1, observou-se que logo abaixo da linha de interface depósito/substrato há um conjunto de grãos recristalizados. Nota-se que há uma clara diferença da morfologia desse novo conjunto de grãos e daquela encontrada para os grãos deformados por laminação encontrados na chapa de substrato (figura 71). Também foi possível notar, a partir de uma análise visual, que conjunto de grãos abaixo da linha de interface possui uma granulação maior do que a encontrada para os grãos recristalizados do depósito, como esperado. Diante disso é possível dizer que o calor e deformação, oriundos do processo de DSA, forneceram condições para a nucleação e crescimento desse novo conjunto de grãos logo abaixo da linha da interface. Esse novo conjunto de grãos, que experimentou as etapas de recristalização e crescimento, explica a queda dos valores de microdureza observadas na região do substrato, apresentadas nos perfis de dureza da seção 5.8.

Um outro ponto analisado foi que para as primeiras amostras retiradas de cada condição, isto é, amostras retiradas da etapa de *engage* da deposição, houve a deformação do substrato ocorrendo uma mistura e ancoramento entre o depósito e o substrato, como pode ser visto na figura 79.

Figura 79- Micrografias mostrando a mistura e ancoramento nas regiões de engage das amostras a)1.1, b)3.1, c) 5.1 e c) 6.1.

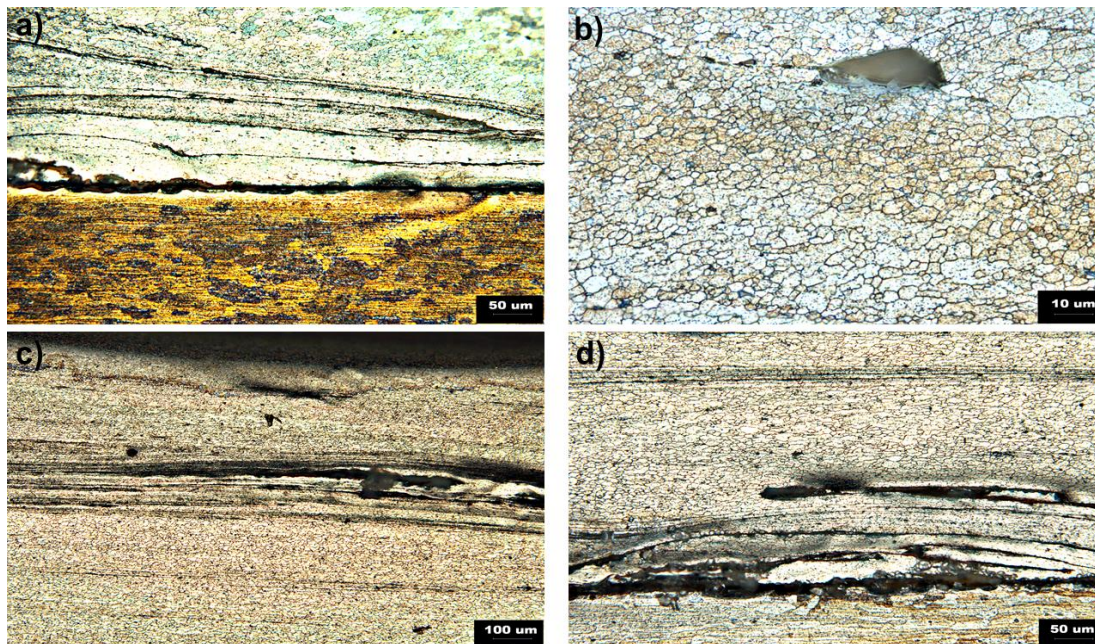


Fonte: O autor

Essa deformação mais intensa é comum que ocorra sempre no início de cada deposição devido ao fato de que uma maior carga de compressão é necessária no início da deposição para que se inicie a deformação na extremidade da haste sobre o substrato. Quando a deposição é iniciada a força tende a cair e permanecer constante ao longo do processo. Vale ressaltar que no presente trabalho a carga axial foi uma resultante do deslocamento axial da mesa da máquina utilizada para a realização da DSA [13].

Também foi observada a presença de fendas nas regiões dos depósitos, conforme mostrado na figura 80.

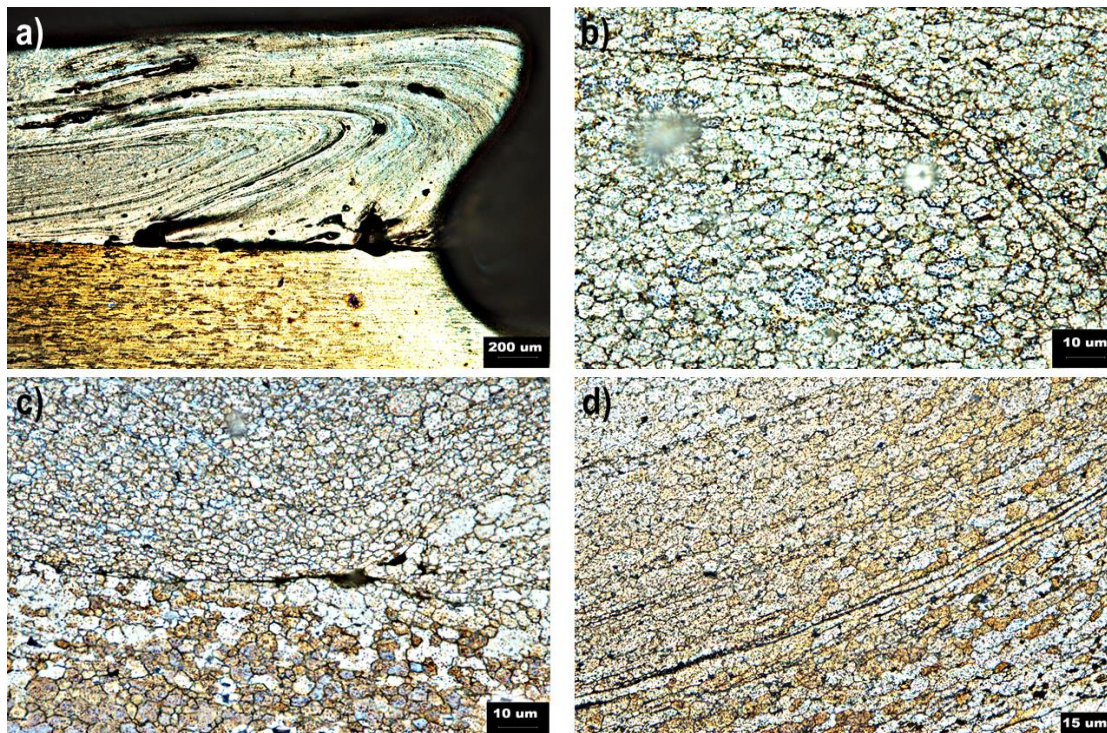
Figura 80- Micrografias mostrando defeitos encontrados nos depósitos para as amostras a)2.2, b)5.1, c)5.2 e d)5.3



Fonte: O autor

Os defeitos mostrados na figura 80 podem estar relacionados com a carga axial, resultante da taxa de alimentação da haste, que resultou em uma deposição não uniforme dos depósitos. Isso é um indicativo de que são necessárias maiores taxas de alimentação, que por sua vez irão resultar em maiores cargas axiais, para garantir a uniformidade da deposição da haste sobre o substrato. Um outro fator que pode estar relacionado com os defeitos observados nos depósitos são os furos confeccionados nas hastes para a inserção de alumina, que podem gerar uma falha na deposição de material durante o processo. A figura 81 evidencia que algumas fendas estão orientadas na mesma direção do movimento de rotação da haste.

Figura 81 Micrografia mostrando fendas alinhadas na direção de rotação da haste para as amostras a) 2.1, b) 3.1, c) 5.1 e d) 8.2

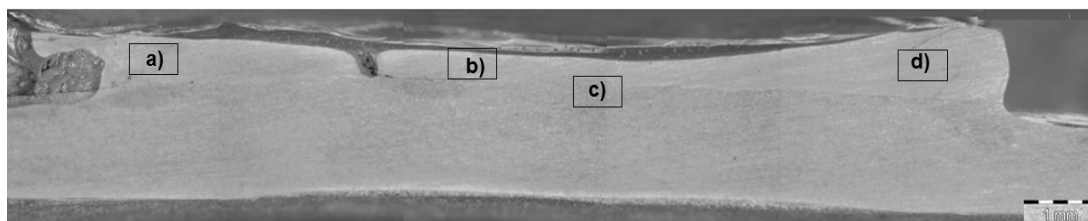


Fonte: O autor

A hipótese desses defeitos também surgirem devido aos furos confeccionados nas hastes foi levantada devido à orientação observada por algumas fissuras. E como dito anteriormente, durante o processo de posição por atrito superficial o metal é transferido ao substrato em camadas discretas, portanto algumas das fendas são uma consequência da ausência de alumínio nos 30 milímetros iniciais da haste [1, 2, 14, 20]. Dessa forma acredita-se que esse aparecimento de fendas pode ser evitado utilizando maiores cargas axiais resultantes.

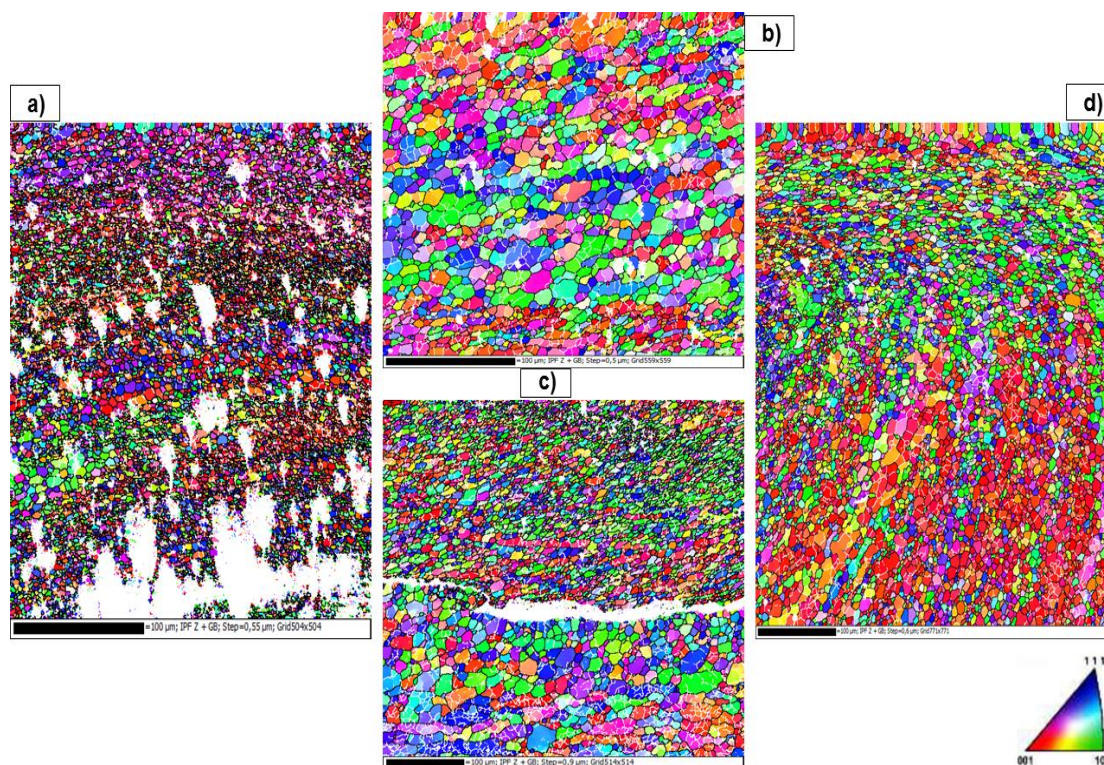
Com o intuito de se obter mais informações da evolução microestrutural do material durante o processamento, foram realizadas análises de EBSD em algumas regiões de algumas amostras. A figura 82 mostra, para a amostra 7.2, as regiões onde foram feitas as varreduras para as regiões de recuo, centro, interface entre depósito/substrato no centro e avanço. Já a figura 83 mostra os mapas de orientações obtidos em cada região.

Figura 82- Macrografia da amostra 7.2 mostrando os locais onde foram realizadas as análises de EBSD.



Fonte: O autor

Figura 83- Mapas de orientação obtidos após as análises de EBSD para as regiões demarcadas na Figura 82, sendo (a) recuo, (b) centro, (c) centro-interface e (d) avanço



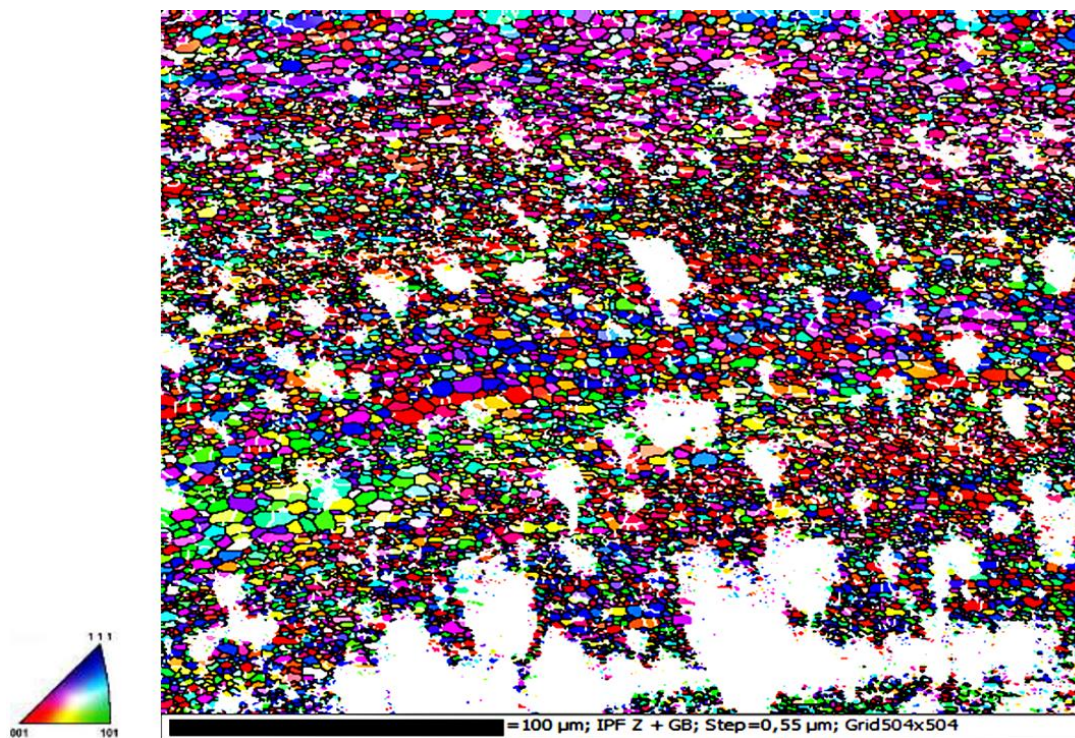
Fonte: O autor

De uma forma geral, foi possível observar a partir das análises de EBSD a presença de uma microestrutura refinada de grãos equiaxiais no depósito, formados pela fragmentação da microestrutura do material como recebido através da deformação plástica severa e o calor friccional gerado no processo, e uma mudança da morfologia dos grãos no substrato.

As regiões mais claras apresentadas nos mapas de orientações são pontos não indexados pela análise de EBSD que representam as partículas de alumina (mais expressamente na figura 83 a) e contornos de subgrão. Uma discussão mais detalhada das análises em cada região será feita a seguir.

A figura 84 mostra o mapa de orientações da região de recuo do revestimento da amostra 7.2, conforme do na figura 83.

Figura 84- Mapa de orientações obtido via EBSD da região de recuo da amostra 7.2.



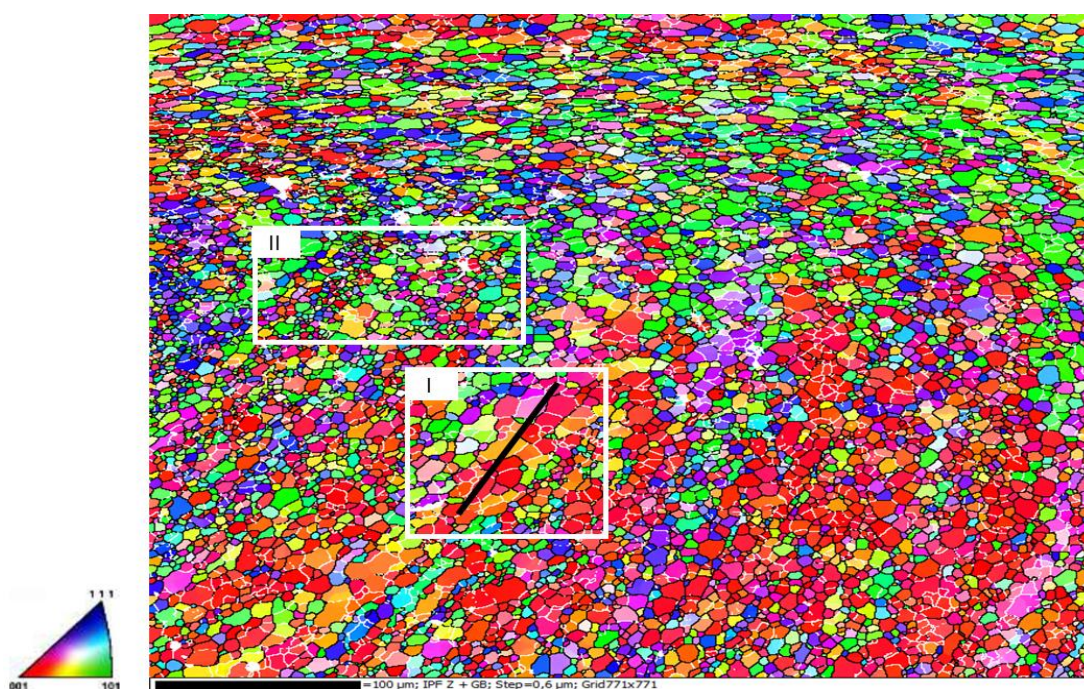
Fonte: O autor

De acordo com a figura 84 é possível notar uma concentração excessiva de partículas nessa região que, como discutido anteriormente foi a região que obteve a maior fração volumétrica de partículas para essa amostra ($5,86 \pm 1,04$ 95% CI). Também é possível verificar o leve alinhamento dos grãos, no sentido de fluxo de deformação da haste. Um outro ponto importante verificado foi que ao redor de algumas regiões com a predominância de partículas de alumina (regiões claras não indexadas no mapa de orientação) há a tendência de se encontrar grãos mais refinados. Nesse sentido, segundo Humphreys [39], De Lima et al [40] e Gonçalves [41], partículas micrométricas, de tamanhos maiores de que $1 \mu\text{m}$, podem favorecer a ocorrência do fenômeno de recristalização. Esse efeito é conhecido como nucleação estimulada por partícula – do inglês *particle stimulated nucleation* (PSN). De acordo com as medições realizadas durante o cálculo de fração volumétrica, observou-se que as partículas de alumina se aglomeraram durante a deposição superficial por atrito, uma vez que o tamanho desses aglomerados foi predominantemente acima de $1 \mu\text{m}$.

Diante disso, possivelmente durante a realização da deposição superficial por atrito uma alta densidade de discordâncias se formou ao redor dessas partículas, devido às altas taxas de deformação que ocorrem durante o processamento, que por sua vez promovem a criação de núcleos de recristalização ao redor das partículas [39-41]. Devido à natureza dinâmica da recristalização ocorrida durante o processo de deposição superficial por atrito, as discordâncias geradas se reorganizam até a formação de subgrãos, os quais possuem certa mobilidade, se desenvolvem e posteriormente crescem. Sendo assim, a maior fração volumétrica na região de recuo mostrada na figura 85 possivelmente favoreceu uma maior criação de núcleos de recristalização que, quando se tornaram grãos com contorno de alto ângulo e começaram a crescer sobre a região deformada, tiveram o crescimento interrompido quando uma frente de crescimento se encontrou com outra [42]. Sendo assim, a figura 85 pode ser um indício de que as partículas de alumina influenciaram na ocorrência de grãos menores.

A figura 85 é o mapa de orientações da região de avanço da amostra 7.2 e também mostra uma microestrutura refinada e grãos alinhados na direção do fluxo de deformação da haste.

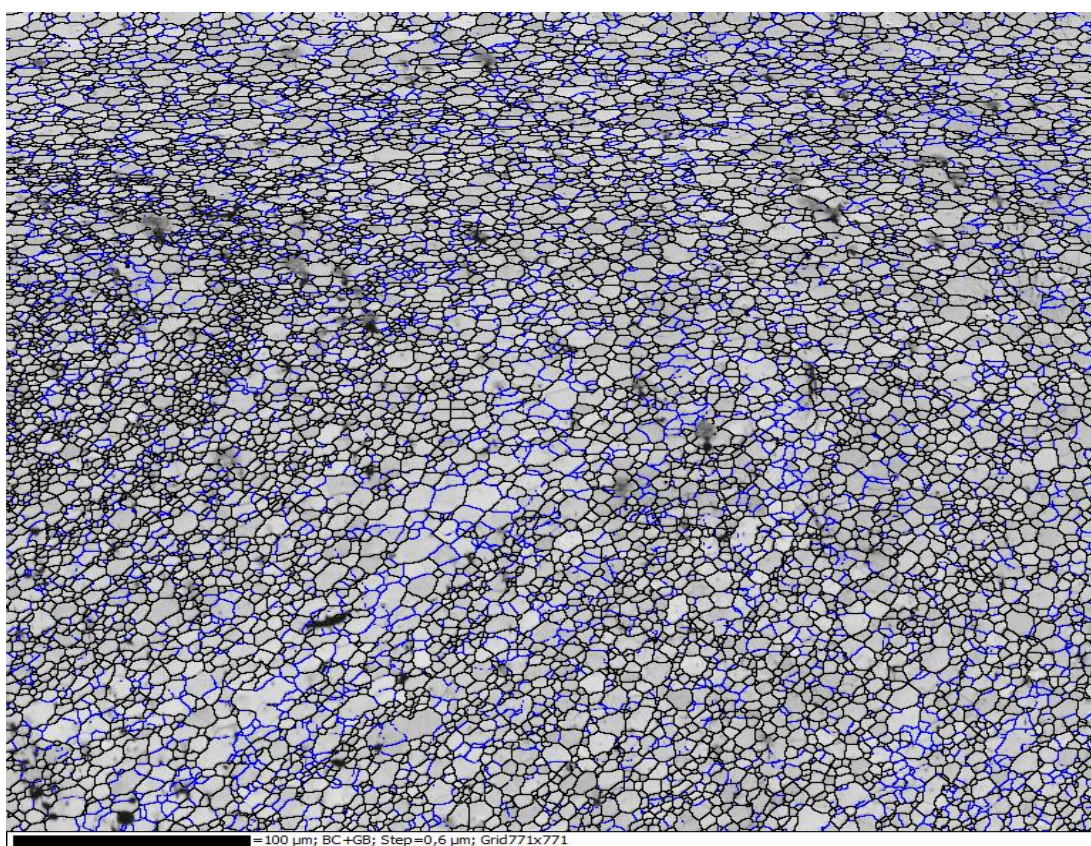
Figura 85- Mapa de orientações obtido via EBSD da região de avanço da amostra 7.2, mostrando uma microestrutura refinada e grãos alinhados na direção do fluxo de deformação da haste e pequenas regiões com diferentes tamanhos de grão.



Fonte: O autor.

A figura 85 mostra contornos de grão de alto ângulo que aparecem na cor preta e os contornos de baixo ângulo aparecem na cor branca. A presença de subestruturas com contornos de baixo ângulo é uma evidência da ocorrência de recristalização dinâmica durante o processamento, onde as subestruturas estão associadas com a rotação e aperfeiçoamento de células de discordâncias, diminuição da quantidade de defeitos cristalinos no interior e nas paredes de células, acompanhada de mecanismos clássicos de nucleação da recristalização, como migração de subcontornos e rotação e coalescimento de subgrãos, até a formação de contornos de alto ângulo [39-41]. Ainda, foram identificados diferentes tons de coloração dentro de alguns grãos indicando pequenas diferenças de orientação no interior dos mesmos, o que está relacionado com os fenômenos de rotação do reticulado e formação de subestruturas. A figura 86 é um mapa de índice de qualidade onde é possível observar mais claramente os contornos de baixo ângulo, que aparecem na cor azul.

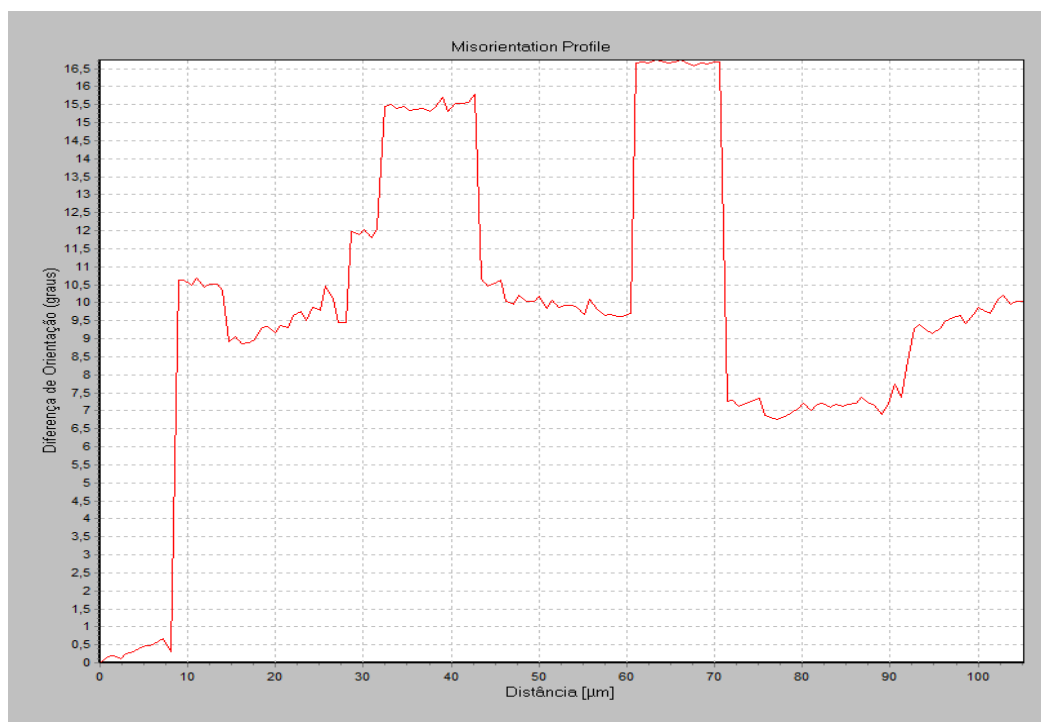
Figura 86- Mapa de índice de qualidade obtido via EBSD da região de avanço da amostra 7.2. Aumento de 300x.



Fonte: O autor

A figura 87 mostra o perfil de diferença de orientação entre grãos vizinhos, extraído da região demarcada com uma linha preta na figura 85, evidenciando a presença de contornos de baixo ângulo ($<10^\circ$), associado às subestruturas mencionadas anteriormente.

Figura 87- Mapa de diferença de orientação para região demarcada na Figura 85.

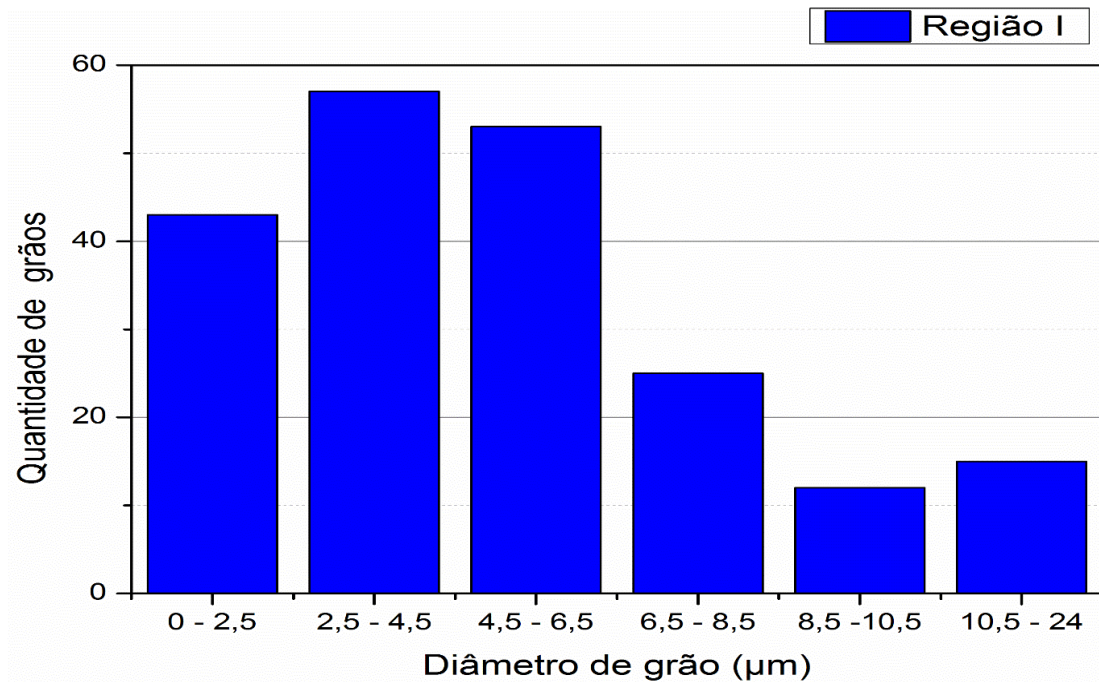


Fonte: O autor

A alta densidade de contornos de baixo ângulo e a pequena diferença de orientação no interior de um mesmo grão podem provavelmente estarem relacionados com o a rápida dissipação de calor que ocorre durante o processo de DSA, que inibe a formação de contornos de alto ângulo em algumas regiões.

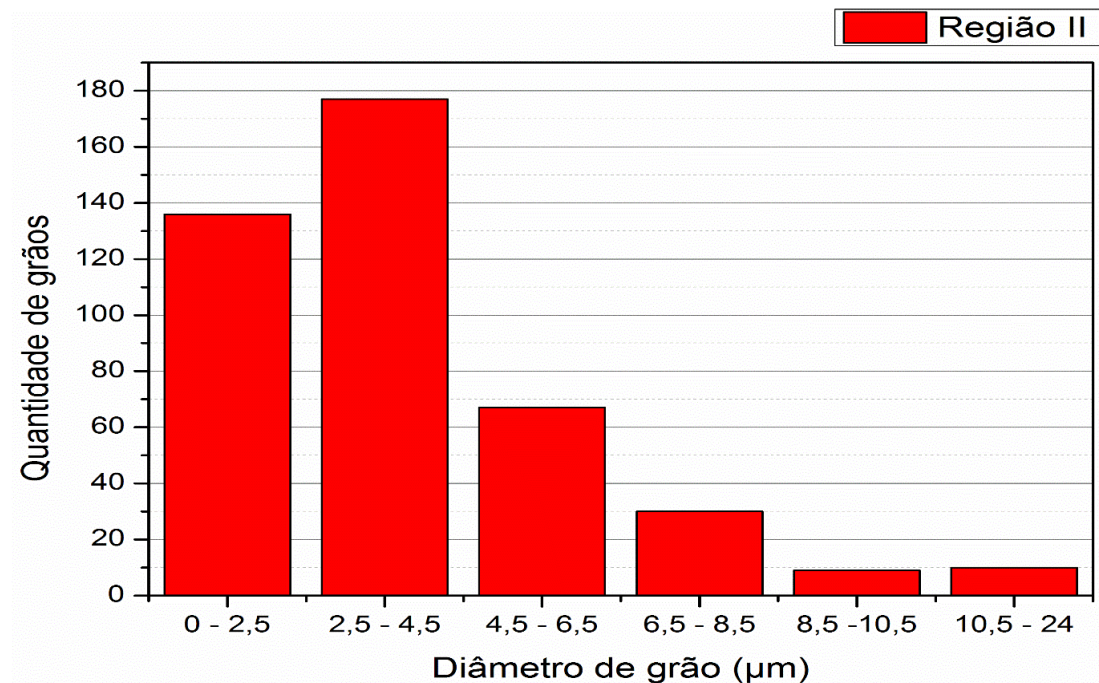
Ainda de acordo com a figura 86 é possível observar a heterogeneidade de tamanhos de grãos, onde há locais com grãos muito mais refinados que outros. A título de exemplo foi medido o tamanho de grãos nas áreas I e II, como indicado na figura 85. A distribuição do tamanho de grão encontrada para cada região está mostrada nas figuras 88 e 89, assim como os valores relacionados a cada medida estão listados na tabela 19.

Figura 88- Quantidade de grãos para a região I da Figura 85



Fonte: O autor

Figura 89- Quantidade de grãos para a região II da Figura 85



Fonte: O autor

Tabela 19- Valores relacionados com as medidas realizadas nas regiões I e II da Figura 85.

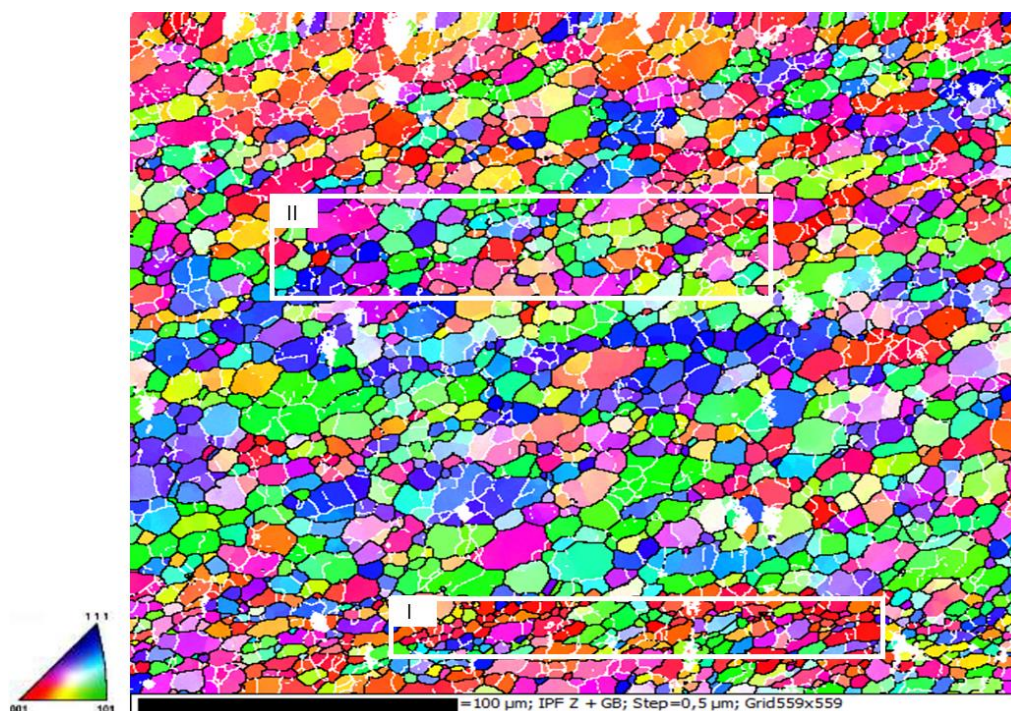
Região	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Máximo (μm)
I	5,10	3,37	0,68	22,01
II	3,79	2,75	0,68	23,02

Fonte: O autor

De acordo com as figuras 88 e 89 é possível observar que a região II possui mais grãos com granulometria entre 0 – 8,5 μm , enquanto que na região I há uma maior predominância de grãos acima de 8,5 μm . E de acordo com a tabela 19 a média de tamanho de grão encontrada nas regiões I e II foi de 5,10 μm e 3,79 μm , respectivamente. Esses valores mostram que após o processamento há pequenas regiões nos depósitos onde pode-se encontrar uma microestrutura mais refinada que o restante do depósito, indicando possivelmente que a deformação e/ou distribuição da temperatura no processamento não são homogêneas ao longo do depósito.

A figura 90 mostra o mapa de orientações obtido via análise de EBSD para a região do centro do depósito.

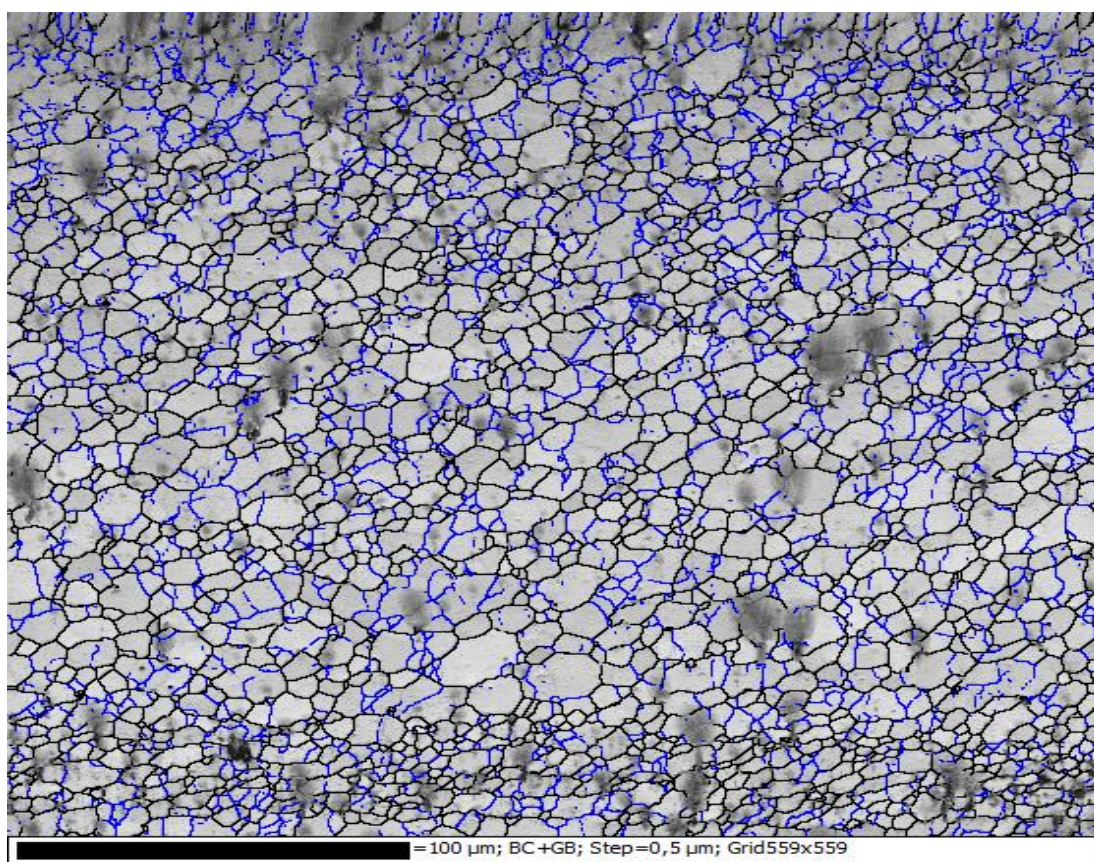
Figura 90 – Mapa de orientações obtida via EBSD mostrando a região do centro do depósito da amostra 7.2 regiões com diferente tamanho de grãos.



Fonte: O autor

Na figura 90 também é possível observar a presença de subestruturas e diferentes tons de mesma coloração no interior de alguns grãos devido a leve diferença de orientação no interior dos grãos, indicando a ocorrência do fenômeno de recristalização [39-41]. Ainda é possível observar a presença de algumas partículas que aparecem na cor branca. Os contornos de baixo ângulo que delimitam as subestruturas também podem ser observados na figura 91, onde aparecem na coloração azul.

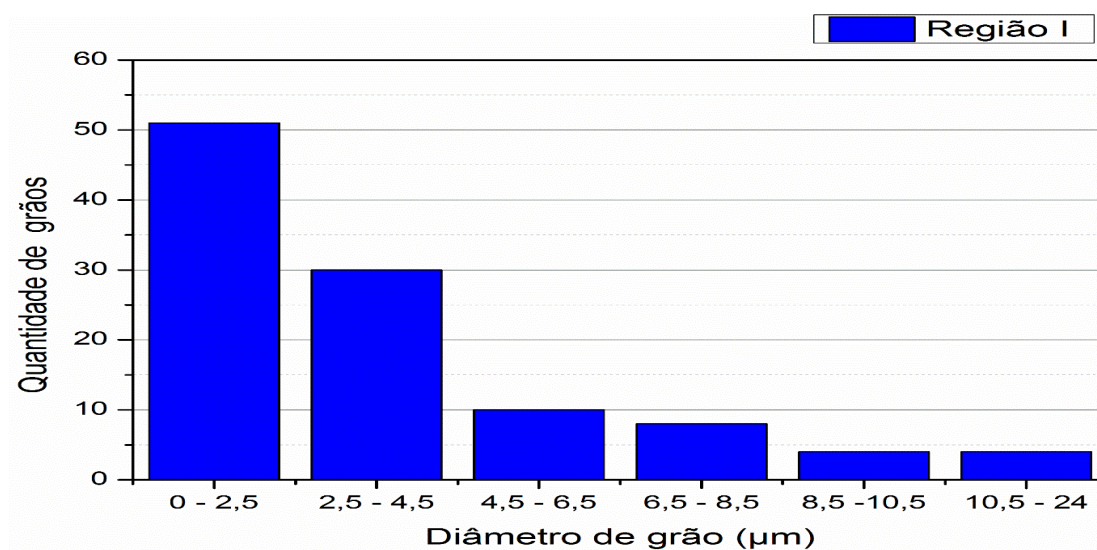
Figura 91- Mapa de índice de qualidade obtido via EBSD da região de centro da amostra 7.2.



Fonte: O autor

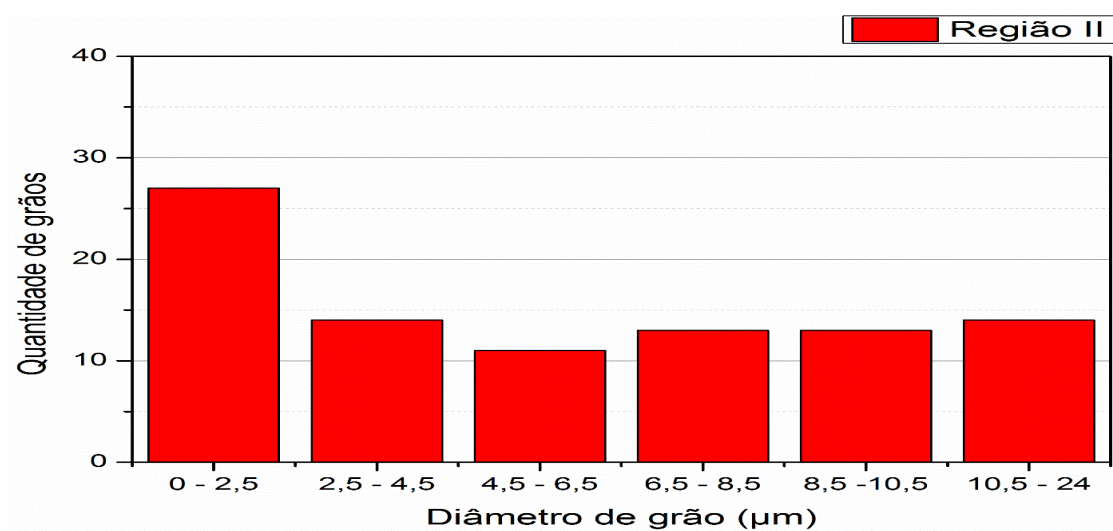
Tanto na figura 90 quanto na figura 91 é possível notar uma distribuição mais fina de grãos na parte inferior das imagens, o que também está relacionado com as condições não uniformes de deformação/calor durante o processamento. As figuras 92 e 93 mostram a distribuição de tamanhos de grão nas regiões I e II indicadas na figura 90, e a tabela 20 mostra os valores obtidos em cada medição.

Figura 92 - Quantidade de grãos para a região I da Figura 90



Fonte: O autor

Figura 93- Quantidade de grãos para a região II da Figura 90



Fonte: O autor

Tabela 20-Valores relacionados com as medidas realizadas nas regiões I e II da Figura 90

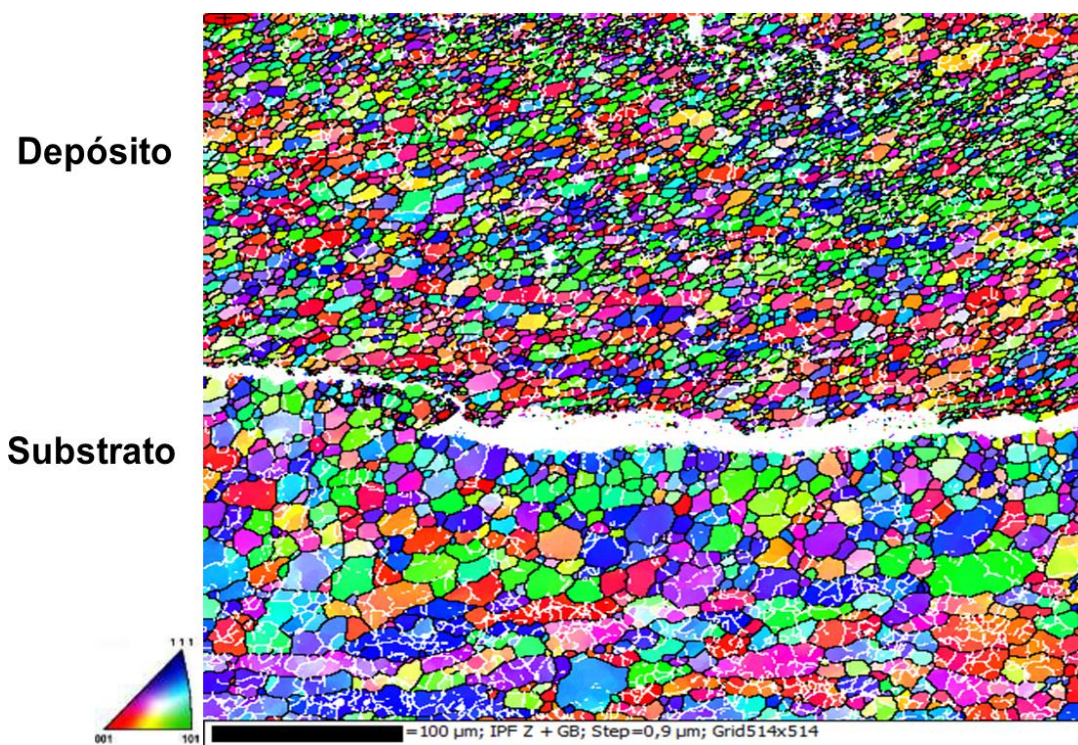
Região	Média (µm)	D.Pad	Mínimo (µm)	Máximo (µm)
I	3,41	2,94	0,56	13,26
II	5,81	4,17	0,56	16,63

Fonte: O autor

De acordo com as figuras 92 e 93 é possível notar que a região I possui maior quantidade de grãos entre 0 - 4,5 μm , enquanto que na região II há uma predominância maior de grãos entre 4,5 – 24 μm . Diante disso e do fato de que a média de tamanho de grão encontrada nas regiões I e II foram 3,41 μm e 5,82 μm , respectivamente, é possível ver que a região I possui uma distribuição de grãos com tamanhos menores.

A mesma análise foi realizada para a região do centro da amostra, na região de interface, conforme mostra a figura 94

Figura 94- Mapa de orientações obtido via EBSD da região de centro-interface da amostra 7.2.



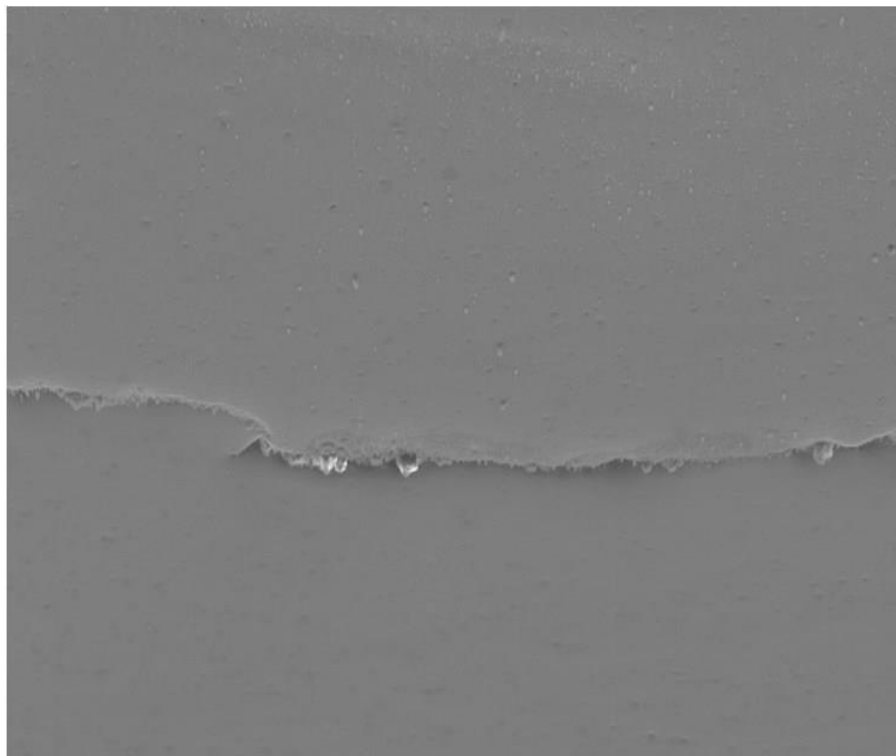
Fonte: O autor

A figura 94 mostra a presença de subestruturas e diferentes tons de mesma coloração no interior de alguns grãos, devido a leve diferença de orientação no interior dos grãos, tanto para os grãos no depósito quanto para os grãos no substrato. A região clara entre o depósito e substrato apresentou uma grande concentração de partículas, não sendo possível a indexação pela análise EBSD. A figura 95 mostra a imagem de elétrons gerada em no microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo (MEV-FEG), onde é possível observar a região de interface, não indexada na figura 94, com uma alta concentração de partículas de alumina.

Figura 95 imagem de elétrons gerada em no microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo (MEV-FEG), onde é possível observar a região de interface, não indexada na Figura 94.

Depósito

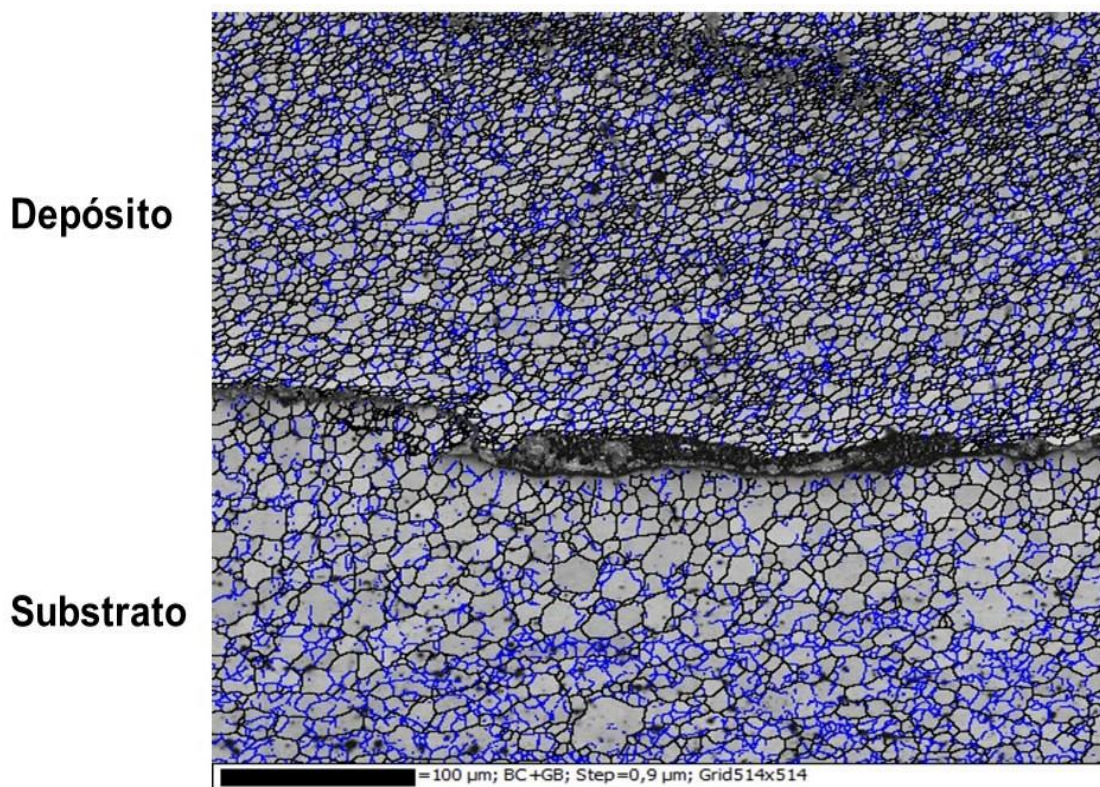
Substrato



Fonte: O autor

A presença de subestruturas e as pequenas diferenças de coloração do interior de alguns grãos no depósito, e no substrato próximo à interface, estão relacionadas com a rotação de células de discordâncias que, segundo afirmado por Padilha[42], Faleiros[43], De lima *et al.*[40], Gonçalves [41], Rios[44] e Siciliano[45], é um fenômeno precursor ao fenômeno de recristalização. Já a presença de subestruturas no substrato em locais mais distantes da interface (parte inferior da figura 95) está relacionada com o fenômeno de recuperação no qual houve apenas um rearranjo das células de discordâncias sendo preservada a morfologia dos grãos deformados, o que é um resultado esperado para metais com alta EDE [45]. Vale salientar que o comportamento dessa região foi semelhante ao mostrado nas figuras clássicas encontradas na literatura para descrever o fenômeno de recuperação dinâmica[45]. A presença das subestruturas pode ser visualizada também com a imagem do mapa de índice qualidade, conforme mostra a figura 96, na qual os contornos de baixo ângulo aparecem em coloração azul.

Figura 96- Mapa de índice de qualidade obtido via EBSD da região de centro-interface da amostra 7.2.



Fonte: O autor

É interessante notar que no substrato, em locais próximos à interface, os grãos são equiaxiais. Uma vez que a morfologia dos grãos da chapa utilizada como substrato era a de grãos deformados na direção de laminação e, após o processamento, foi possível identificar presença de subestruturas no interior no novo conjunto de grãos, que agora são equiaxiais, e somando-se a isso a leve diferença de orientação no interior dos grãos, pode-se dizer que nessa região ocorreu o fenômeno de recristalização devido às condições termomecânicas envolvidas durante o processo de DSA. Ainda, essa região de grãos equiaxiais recristalizados caracterizam a zona termicamente afetada (ZTA) do substrato. Contudo em locais mais distantes da interface (região inferior das figura 94 e figura 96) a morfologia de grãos laminados foi preservada, sendo observado apenas a presença de subestruturas e a pequena diferença de orientação no interior de alguns grãos, indicando a ocorrência do fenômeno de recuperação.

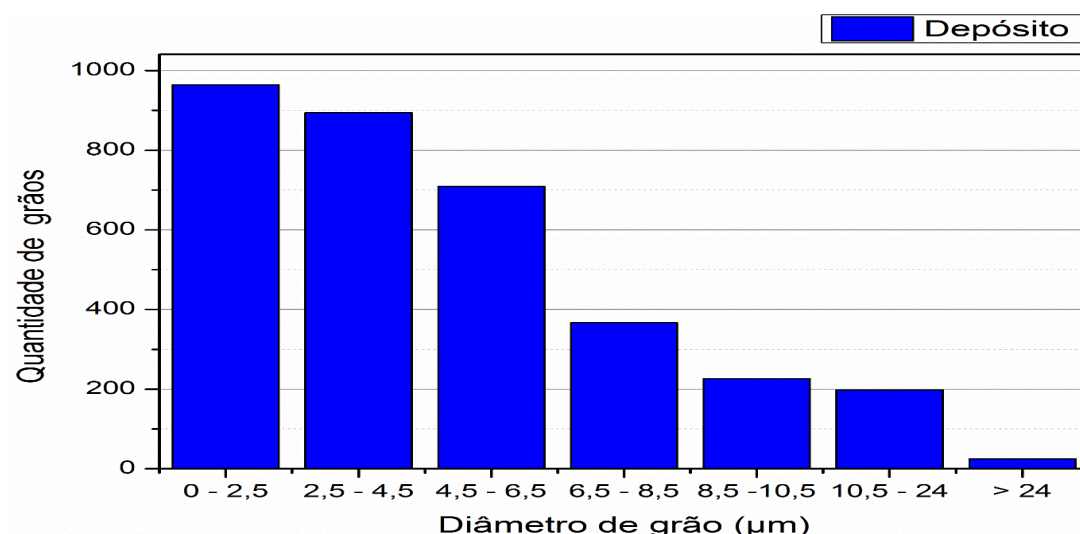
Nesse ponto do trabalho é importante fazer menção de que os autores dos trabalhos utilizados para esse estudo, que têm trabalhado com o processo de deposição por atrito superficial (Friction Surfacing), em especial os que trabalham com

ligas de alumínio, utilizam o termo recristalização dinâmica para se referir à transformação da microestrutura do material durante o processamento. Talvez para alguns leitores mais entendidos de metalurgia física a utilização do termo recristalização dinâmica pode não ser apropriada, uma vez que para a ocorrência de tal fenômeno uma altíssima deformação plástica é exigida e algumas ligas de alumínio, devido à alta EDE, não apresentam esse fenômeno, ocorrendo ao invés disso a recuperação [45].

Todavia, sabe-se que a transformação da microestrutura ocorre toda durante a deposição, pois após término do processamento o calor se dissipa muito rápido (fração de poucos segundos) retirando as condições cinéticas necessárias para que o material se recristalize depois de processado. Sendo assim, fazendo uso da definição do fenômeno de recristalização dinâmica, a qual ocorre durante a deformação a quente do metal [40-45], e sabendo que não há condições para que o material se recristalize após o processamento, fica justificável a utilização do termo recristalização dinâmica para designar as transformações microestruturais ocorridas no depósito. As transformações evidenciadas no substrato, em regiões mais distantes da interface, podem ser chamadas de recuperação estática, uma vez que tal região não sofre deformação durante o processo.

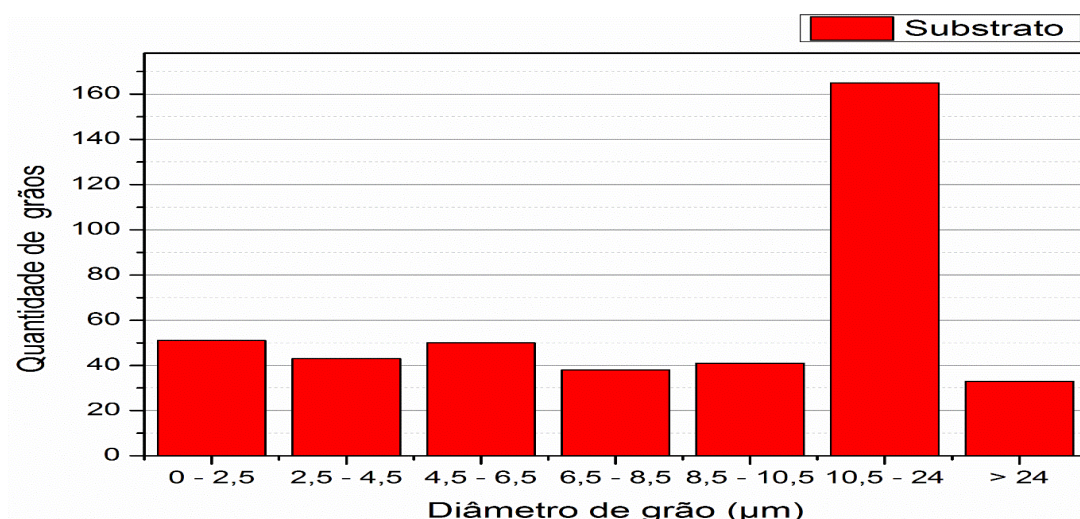
Ainda de acordo com as figuras 94 e 96 é possível notar que a microestrutura na região do depósito apresentou uma granulação homogênea, se comparada com as regiões do centro e avanço, ficando a diferença de tamanho de grão visível apenas entre o depósito e o substrato. A distribuição de tamanhos de grão no depósito e no substrato é mostrada nas figuras 97 e 98, e os valores obtidos em cada medição são mostrados na tabela 21.

Figura 97- Quantidade de grãos para o depósito da Figura 94.



Fonte: O autor

Figura 98- Quantidade de grãos para o substrato da Figura 94.



Fonte: O autor

Tabela 21- Valores relacionados com as medidas realizadas nas regiões de depósito e substrato da Figura 94.

Região	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Máximo (μm)
Depósito	4,78	3,32	1,02	31,27
Substrato	11,19	8,14	1,02	41,74

Fonte: O autor

Dessa forma, de acordo com as figuras 98 e 99 pode-se observar a maior ocorrência de grãos com tamanho entre 0 - 10,5 μm no depósito, sendo que houve

uma maior predominância de grãos com tamanho acima de 10,5 μm no substrato. Ainda de acordo com a tabela 21, os tamanhos médios dos grãos foram de 4,78 μm e 11,19 μm , no depósito e substrato, respectivamente. A presença de grãos maiores no substrato pode ser explicada pelo fato de que alguns grãos permaneceram com a morfologia proveniente do processo de laminação e de que possivelmente as regiões próximas à interface ficam mais tempo expostas ao calor gerado durante o processo de DSA, o que permite não só a recristalização, mas também o crescimento dos grãos.

A tabela 22 mostra o tamanho de grão médio encontrado em cada uma das regiões analisadas.

Tabela 22- Valores relacionados com as medidas de tamanho de grão realizadas nas regiões de recuo, centro e avanço, para a amostra 7.2

Centro	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Máximo (μm)
	5,66	5,2	0,56	32,19
Avanço	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Máximo (μm)
	4,94	3,65	0,68	67,12
Recuo	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Mínimo (μm)
	1,79	1,26	0,62	15,36

Fonte: O autor

De acordo com os dados apresentados na tabela 22 pode-se verificar que, apesar da diferença de distribuição de tamanho de grão encontrada em locais específicos em cada uma das regiões, de uma forma geral pode-se dizer que a granulometria nas regiões de centro, e avanço são semelhantes. Isso pode ser um indício de que a deposição por atrito superficial produz uma microestrutura homogênea ao longo de todo o depósito, sendo que esses pequenos locais que apresentam uma diferença na granulometria podem ser resultado da presença das partículas e/ou taxas de deformação heterogênea na região em questão, uma vez que o processo de DSA possui com característica um gradiente de deformação, taxa de deformação e temperatura [15].

Contudo, a região de recuo apresentou uma granulometria muito diferente das encontradas em outras regiões do depósito. Isso pode estar relacionado com as partículas maiores 1 μm que podem favorecer a ocorrência de recristalização através do fenômeno de *PSN*, uma vez que para a amostra 7.2 a região de recuo foi a que apresentou a maior concentração de partículas ($5,86 \pm 1,04$ 95% CI).

A uniformidade de tamanho de grão, de uma forma geral, nas três regiões ainda é reforçada pelos dados da tabela 23, referentes às medições realizadas para amostra 3.1, que mostra que o tamanho de grão encontrado nas três regiões características do depósito são semelhantes. Também pode ser observado na tabela 23 que a região do centro apresentou uma granulação mais fina que as demais regiões, onde o tamanho de grão com tamanho máximo foi menor que nas demais regiões e média de tamanho de grão também foi menor que nas demais regiões. Isso pode estar relacionado com as partículas maiores 1 μm que podem favorecer a ocorrência de recristalização através do fenômeno de *PSN*, uma vez que para a amostra 3.1 a região central foi a que apresentou a maior concentração de partículas ($3,28 \pm 1,57$ 95% CI).

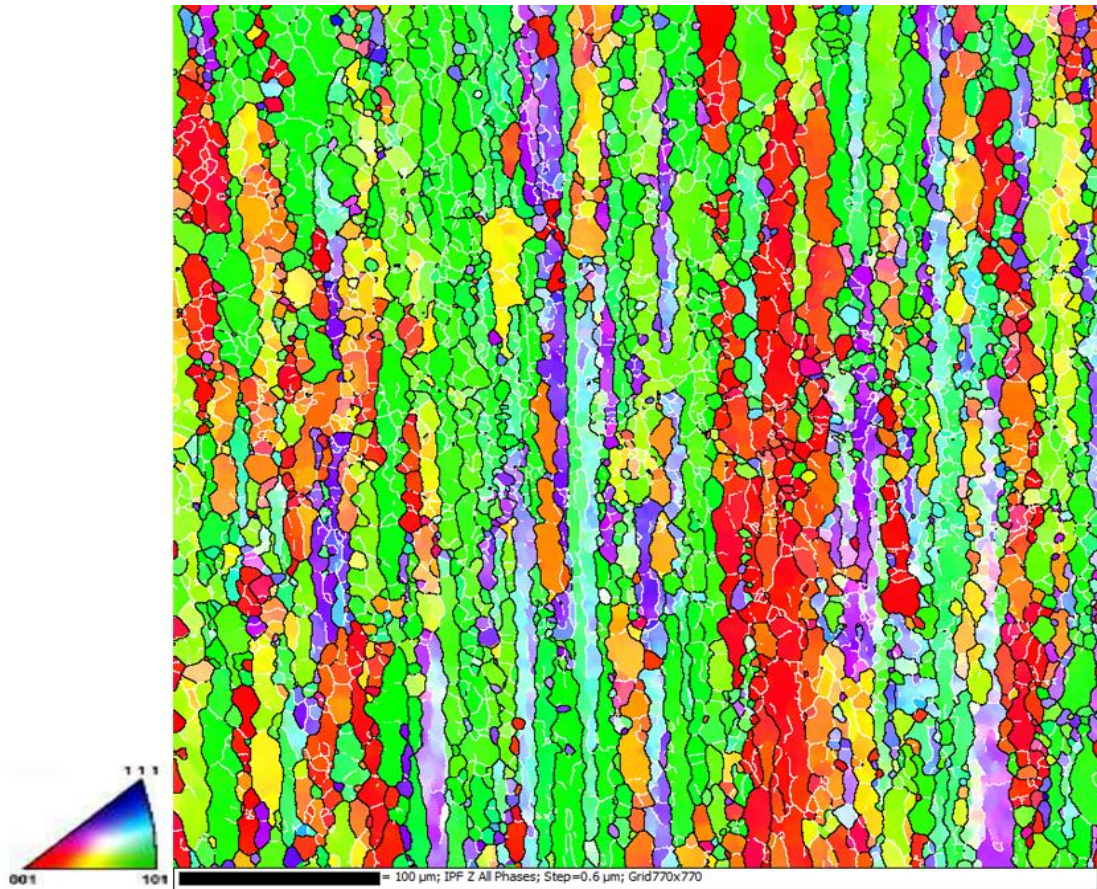
Tabela 23-Valores relacionados com as medidas de tamanho de grão realizadas nas regiões de recuo, centro e avanço, para a amostra 3.1

Centro	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Máximo (μm)
	3,79	4,62	0,42	25
Avanço	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Máximo (μm)
	4,29	2,73	0,95	34,96
Recuo	Média (μm)	D.Pad	Mínimo (μm)	Máximo (μm)
	4,81	3,00	0,98	44,27

Fonte: O autor

Ainda deve ser mencionado que o tamanho de grão inicial da haste consumível era de aproximadamente 9,57 μm , o que significa que com o processamento obteve-se um grau de redução da granulometria de aproximadamente 48,5%. A microestrutura de grãos alongados na direção de extrusão da haste pode ser observada na figura 99.

Figura 99- Mapa de orientações obtido via EBSD mostrando a microestrutura da haste na condição como recebida. Aumento de 300x.



Fonte: O autor

Por último, vale destacar que a diferença no tamanho de grão observada para uma mesma região pode ser uma das causas da variação entre algumas medidas durante na obtenção dos perfis de microdureza. A presença de grãos recristalizados e que experimentaram maior crescimento, no substrato em regiões próximas à interface, explicam a queda nos valores de dureza para essa região.

6. CONCLUSÕES

De uma forma geral, foi possível a produção de depósitos de liga AA6351-T6, com adição de partículas de alumina (Al_2O_3), sobre substrato de ligas AA5052-H32 através da tecnologia de deposição superficial por atrito. Os depósitos foram produzidos utilizando uma fresadora convencional, onde o principal parâmetro de controle durante as deposições foi a taxa de alimentação da haste.

Baseado nos resultados apresentados é possível concluir que:

- Mediante a caracterização superficial dos depósitos foi possível observar que o material foi transferido em camadas discretas durante a deposição superficial e que houve uma menor rigidez da haste com dois furos resultando em depósitos mais espessos, com menor comprimento e tempo de deposição
- As análises macrográficas mostram a presença de solda fria e fendas nos depósitos produzidos, onde os depósitos com dois furos na haste apresentaram uma predominância maior desses defeitos. Isso mostra que para as deposições com dois furos são necessárias maiores cargas axiais, ou maiores taxas de alimentação da haste.
- Os resultados mostram que o método de preenchimento das hastes com partículas de alumina foi efetivo e que as partículas foram inseridas nos depósitos produzidos pela técnica de deposição por atrito superficial.
- A distribuição das partículas de alumina ao longo do depósito foi heterogênea e em algumas regiões foi observado que as partículas se depositam na direção do fluxo de deformação da haste durante a deposição superficial por atrito.
- Quanto à fração volumétrica, não houve uma tendência específica de deposição das partículas ao longo dos depósitos e foram encontradas diferentes frações volumétricas nas amostras retiradas de diferentes regiões dos depósitos. Com exceção da condição 6 as deposições utilizando dois furos na haste apresentaram um pequeno aumento na fração volumétrica das partículas inseridas nos depósitos produzidos em comparação com as respectivas condições realizadas com um furo na haste.
- As condições de processamento que apresentaram a maior fração volumétrica, tanto com um e com dois furos na haste, foram as condições 3 e 7, cujos parâmetros de processo foram 3500 rpm de velocidade de rotação da haste e 365 mm/min de velocidade de avanço da mesa do equipamento.

- Os perfis de microdureza mostraram que os valores de dureza do depósito e substrato, em regiões próximas à interface, são menores que os valores de dureza da haste e da chapa como recebidas. Isso está relacionado com a perda de condição do tratamento T6 da haste consumível e recristalização e crescimento dos grãos do substrato em regiões próximas à interface.
- Os depósitos produzidos com um furo nas hastes apresentaram valores de dureza aproximadamente 21% superior à dureza encontrada no substrato e houve um aumento de aproximadamente 7% dos valores de dureza em comparação com deposições realizadas sem adição de partículas.
- Houve um aumento de aproximadamente 7% nos valores de dureza para as deposições realizadas com dois furos na haste e esse aumento de dureza foi acompanhado pelo aumento da fração volumétrica. Para todos os perfis de dureza obtidos, os valores de dureza tendem a aumentar em regiões mais próximas na superfície de cada depósito.
- Os resultados dos ensaios de dobramento mostraram que os depósitos produzidos pela técnica de deposição superficial por atrito ficaram firmemente aderidos ao substrato, sendo observadas fendas e delaminações apenas na superfície da interface depósito/substrato.
- A microestrutura dos depósitos produzidos apresentou grãos equiaxiais e recristalizados, onde obteve-se um grau de redução da granulometria de aproximadamente 48,5% após a realização da deposição superficial por atrito.
- A presença de subestruturas com contornos de baixo ângulo e diferentes tons de coloração no interior de alguns grãos mostram indícios da ocorrência de recristalização dinâmica durante o processamento.
- Também foi observada a ocorrência de recristalização no substrato, em regiões próximas à interface, na zona termicamente afetada (ZTA), onde o conjunto de grãos deformados na direção de laminação deu lugar a grãos equiaxiais.
- Apesar da diferença de distribuição de tamanho de grão encontrada em locais específicos nas regiões de avanço, centro e recuo, foi possível obter, de uma forma geral, uma granulação homogênea ao longo dos depósitos produzidos.
- A menor granulometria encontrada no lado de recuo da amostra 7.2, e na região central da amostra 3.1, pode ser um indicio da ocorrência do fenômeno de recristalização estimulada por partículas (PSN), onde vários núcleos em crescimento

resultaram em um menor tamanho de grão nessas regiões.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como contribuição para trabalhos posteriores, pode-se citar:

Realizar deposições com taxas de alimentação maiores, que resultaram em maiores cargas axiais podendo evitar o aparecimento de fendas ao longo do depósito.

Verificar a influência que os parâmetros de processo exercem na distribuição das partículas ao longo do depósito, com objetivo de tornar essa distribuição mais homogênea.

Realizar análise de microscopia eletrônica de transmissão (MET) com o intuito de observar possíveis aglomerados de discordâncias ao redor das partículas de alumina inseridas no depósito.

Realizar ensaios de desgaste, fadiga, tração e de corrosão nos depósitos produzidos buscando identificar a influência das partículas em tais propriedades mecânicas.

Levantamento de perfil de temperatura durante a realização das deposições, como forma aprofundar o conhecimento dos fenômenos termomecânicos relacionados ao processo.

REFERÊNCIAS

- [1] GANDRA, J., *et al.*, "Friction surfacing—A review," **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 214, pp. 1062-1093, 2014.
- [2] GANDRA, J., *et al.*, "Wear characterization of functionally graded Al–SiC composite coatings produced by Friction Surfacing," **Materials & Design**, vol. 52, pp. 373-383, 2013.
- [3] KARTHIK, G., M;RAM, G., D, JANAKI, and KOTTADA, R. S., "Friction deposition of titanium particle reinforced aluminum matrix composites," **Materials Science and Engineering**, vol. 653, pp. 71-83, 2016.
- [4] RAFI, H. K., *et al.*, "Microstructural evolution during friction surfacing of tool steel H13," **Materials & Design**, vol. 32, pp. 82-87, 1 2011.
- [5] REDDY, M., G;RAO, S., K, and MOHANDAS, T., "Friction surfacing: novel technique for metal matrix composite coating on aluminium–silicon alloy," **Surface Engineering**, vol. 24, pp. 25-30, 2009.
- [6] HANDBOOK, A. M., **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials** vol. 2: ASM International Handbook Committee 2004.
- [7] HOWARD, R.;BOGH, N., and MACKENZIE, D., "Heat treatment processes and equipment," in **TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. Handbook of aluminum: Physical Metallurgy and Process**. vol. 1, M. Dekker, Ed., ed New York, 2003, pp. 881-970.
- [8] SMITH, W. F., **Princípios de ciência e engenharia de materiais**. Lisboa: McGraw-Hill, 1998.
- [9] MIL, **METALLIC MATERIALS AND ELEMENTS FOR AEROSPACE STRUCTURES**. Estados Unidos da América: United States Department of Defense, 1998.
- [10] SVERDLIN, A., "Introduction to Aluminum," in **TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. Handbook of aluminum: Physical Metallurgy and Process**. vol. 1, M. Dekker, Ed., ed New York, 2003, pp. 1-32.
- [11] W, M. (2016, 6 de julho). **Aluminium Alloy - 5052 - H32 Sheet and Treadplate**. Disponível em: http://www.wilsonsmetals.com/datasheets/Aluminium-Alloy-5052-H32-Sheet-and-Treadplate_138.ashx.
- [12] MATWEB. (2016, 6 de julho). **Aluminum 6351-T6**. Disponível em: https://www.alcoa.com/brasil/pt/resources/pdf/industria/catalogo_ligas_temperas_2010.pdf.

- [13] GANDRA, J., *et al.*, "Deposition of AA6082-T6 over AA2024-T3 by friction surfacing - Mechanical and wear characterization," **Surface and Coatings Technology**, vol. 223, pp. 32-40, 2013.
- [14] SAKIHAMA, H.;HIROSHI, T., and KAZUYOSHI, K., "Mechanical Properties of Friction Surfaced 5052 Aluminum Alloy," **Materials Transactions**, vol. 44, pp. 2688-2694, 2003.
- [15] PULI, R. and JANAKI RAM, G. D., "Dynamic recrystallization in friction surfaced austenitic stainless steel coatings," **Materials Characterization**, vol. 74, pp. 49-54, 2012.
- [16] PRASAD, R. K., *et al.*, "Tool steel and copper coatings by friction surfacing – A thermography study," **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 212, pp. 402-407, 2012.
- [17] KLOPSTOCK, H. and NEELANDS, A. R., "An improved method of joining or welding metals," Reino Unido Patent, 1941.
- [18] FITSEVA, V., *et al.*, "Friction surfacing of Ti–6Al–4V: Process characteristics and deposition behaviour at various rotational speeds," **Surface and Coatings Technology**, vol. 278, pp. 56-63, 2015.
- [19] GOVARDHAN, D., *et al.*, "Characterization of austenitic stainless steel friction surfaced deposit over low carbon steel," **Materials & Design**, vol. 36, pp. 206-214, 2012.
- [20] CHANDRASEKARAN, M.;WILLIAM, B., and JANA, S., "Friction surfacing of metal coatings on steel and aluminum substrate," **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 72, pp. 446-452, 1997.
- [21] VITANOV, V. I. and JAVAID, N., "Investigation of the thermal field in micro friction surfacing," **Surface and Coatings Technology**, vol. 204, pp. 2624-2631, 2010.
- [22] VILAÇA, P.;GANDRA, J., and VIDAL, C., "Linear Friction Based Processing Technologies for Aluminum Alloys: Surfacing, Stir Welding and Stir Channeling," in **Ahmad, Z.(Ed.), Aluminium Alloys—New Trends in Fabrication and Applications**, ed Rijeka, Croatia.: InTech, 2012, pp. 1-40.
- [23] GANDRA, J.;MIRANDA, R. M., and VILAÇA, P., "Performance analysis of friction surfacing," **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 212, pp. 1676-1686, 2012.
- [24] RAFI, H.;PHANIKUMAR, G., and RAO, K., "Material Flow Visualization during Friction Surfacing," **Metallurgical and Materials Transactions**, vol. 42, pp. 937-939, 2001.
- [25] FUKAKUSA, K., "On the characteristics of the rotational contact plane. A fundamental study of friction surfacing," **Welding International**, vol. 10, pp. 524-529, 1996.

- [26] VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I., and BEDFORD, G. M., "Decision support system to optimise the Frictec (friction surfacing) process," **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 107, pp. 236-242, 2000.
- [27] NICHOLAS, E. D., "Friction surfacing," in In: **Olson, D., Siewert, T., Liu, S., Edwards, G. (Eds.), ASM Handbook—Welding Brazing and Soldering.**, ed Ohio, United States of America: ASM International, 1993, pp. 321-323.
- [28] TOKISUE, H., *et al.*, "Mechanical Properties of 5052/2017 Dissimilar Aluminum Alloys Deposit by Friction Surfacing," **MATERIALS TRANSACTIONS**, vol. 47, pp. 874-882, 2006.
- [29] RAO, K. P., *et al.*, "Friction surfaced Stellite6 coatings," **Materials Characterization**, vol. 70, pp. 111-116, 2012.
- [30] PULI, R. and JANAKI RAM, G. D., "Corrosion performance of AISI 316L friction surfaced coatings," **Corrosion Science**, vol. 62, pp. 95-103, 2012.
- [31] KRAMER DE MACEDO, M., *et al.*, "Deposit by friction surfacing and its applications," **Welding International**, vol. 24, pp. 422-431, 2010.
- [32] BEDFORD, G. M.; VITANOV, V. I., and VOUTCHKOV, I. I., "On the thermo-mechanical events during friction surfacing of high speed steels," **Surface and Coatings Technology**, vol. 141, pp. 34-39, 2001.
- [33] THOMAS, W. M. and NICHOLAS, E. D., "**Surfacing method**," Estados Unidos Patent, 1990.
- [34] INTERNACIONAL, A., Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys: *E340-13*, ed. Estados Unidos, 2002.
- [35] HANDBOOK, A. M., **Metalography and Microstructure** vol. 4: ASM International Handbook Committee, 2004.
- [36] MONTGOMERY, D. C. and RUNGER, G. C., **Applied Statistics and Probability for Engineers**, Quinta edição ed. Estados Unidos: John Wiley & Sons, 2011.
- [37] PEREZ, J. C. G., "**Avaliação do processo de deposição superficial por atrito em liga de alumínio AA6351-T6 sobre substrato de liga de alumínio AA5052-H32.**," Mestrado em Engenharia de Materiais Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta grossa, 2016.
- [38] MEYERS, M. and CHAWLA, K., **Mechanical Behavior of Materials**. New York: Cambridge University Press, 2009.
- [39] HUMPHREYS, F. J. and HATHERLY, M., **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**, 2 ed. Oxford: ELSEVIER, 2004.

- [40] DE LIMA, N. B.; DE LIMA, L. M. G., and PADILHA, A., "Texturas de Recristalização," in **Textura e Relações de Orientação**. vol. 2, A. Tschiptschin, Â. Padilha, C. Schon, F. Langarf, H. Goldenstein, and I. Falleiros, Eds., ed São Paulo, 2003, pp. 107-128.
- [41] GONÇALVES, M., "Processamento termomecânico e evolução microestrutural de ligas de alumínio: aspectos da metalurgia física fundamental," in **Textura e relações de Orientação**. vol. 2, A. Tschiptschin, Â. Padilha, C. Schon, F. Langarf, H. Goldenstein, I. Falleiros, *et al.*, Eds., ed São Paulo, 2003, pp. 329-348.
- [42] PADILHA, A. and SICILIANO, F., JR, "Crescimento das regiões recristalizadas," in **Textura e relações de orientação**. vol. 2, A. Tschiptschin, Â. Padilha, C. Schon, F. Langarf, H. Goldenstein, I. Falleiros, *et al.*, Eds., ed São Paulo, 2003, pp. 71-84.
- [43] FALLEIROS, I. and CAMPOS, M. F., "Nucleação da recristalização," in **Textura e relações de orientação**. vol. 2, A. Tschiptschin, Â. Padilha, C. Schon, F. Langarf, H. Goldenstein, I. Falleiros, *et al.*, Eds., ed São Pualo, 2003, pp. 55-70.
- [44] RIOS, P. R., "Crescimento de grão e recristalização secundária," in **Textura e relações de orientação**. vol. 2, A. Tschiptschin, Â. Padilha, C. Schon, F. Langarf, H. Goldenstein, I. Falleiros, *et al.*, Eds., ed São Paulo, 2003, pp. 85-106.
- [45] JÚNIOR, F. S., "Recuperação e recristalização durante a deformação a quente," in **Textura e relações de orientação**. vol. 1, A. Tschiptschin, Â. Padilha, C. Schon, F. Langarf, H. Goldenstein, I. Falleiros, *et al.*, Eds., ed São Paulo, 2003, pp. 129-150.