

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

JUAN CARLOS GALVIS PEREZ

AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO EM LIGA
DE ALUMÍNIO AA6351-T6 SOBRE SUBSTRATO DE LIGA DE ALUMÍNIO
AA5052-H32

PONTA GROSSA
2016

JUAN CARLOS GALVIS PEREZ

AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO EM LIGA
DE ALUMÍNIO AA6351-T6 SOBRE SUBSTRATO DE LIGA DE ALUMÍNIO
AA5052-H32

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

Orientador: Prof. Dr. André Luís Moreira de Carvalho

Co-orientadora: Prof^a Dra. Juliana de Paula Martins

PONTA GROSSA
2016

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

P438 Perez, Juan Carlos Galvis
Avaliação do processo de deposição
superficial por atrito em liga de alumínio
AA6351-T6 sobre substrato de liga de
alumínio AA5052-H32/ Juan Carlos Galvis
Perez. Ponta Grossa, 2016.
123f.

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 Luís
Moreira de Carvalho.

Coorientadora: Profª Drª Juliana de
Paula Martins.

1.Deposição superficial por atrito.
2.Parâmetro de Processo. 3.Microestrutura.
4.Liga de Alumínio AA5052-H32. 5.Liga de
Alumínio AA6351-T6. I.Carvalho, André Luís
Moreira de. II. Martins, Juliana de
Paula. III. Universidade Estadual de Ponta
Grossa. Mestrado em Engenharia e Ciência

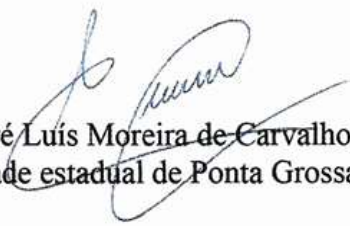
CDD: 669.72

JUAN CARLOS GALVIS PEREZ

AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO EM LIGA
DE ALUMÍNIO AA6351-T6 SOBRE SUBSTRATO DE LIGA DE ALUMÍNIO
AA5052-H32

Dissertação apresentada para obtenção do título de Mestre na Universidade Estadual de Ponta Grossa, Área de concentração, Caracterização de Materiais.

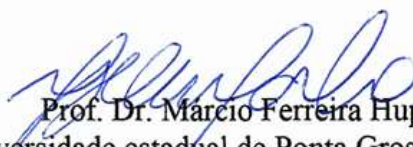
Ponta Grossa, 15 de Março de 2016.



Prof. Dr. André Luís Moreira de Carvalho – Orientador
Universidade estadual de Ponta Grossa – UEPG



Prof. Dr. Ivanir Luiz de Oliveira
Universidade Tecnológica Federal de Paraná – UTFPR/PG



Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo
Universidade estadual de Ponta Grossa – UEPG

AGRADECIMENTOS

À Deus, por ter me dado forças para prosseguir nesta caminhada.

Aos meus pais, Carlos Galvis e Rosmary Pérez pela confiança e apoio recebido sempre.

Aos meus irmãos Andrey, Pablo, Jhon Fredy, Oscar pelo carinho e apoio.

A minha namorada, Leydi Viviana Herrera pelo amor, apoio, incentivo e compreensão.

Ao professor Dr. André Luis Moreira de Carvalho pela orientação, confiança e contribuição com seus conhecimentos que tornaram possível a realização deste trabalho.

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

Ao professor Dr. Márcio Ferreira Hupalo pela amizade, oportuna colaboração, auxílio nas análises e sugestões, sempre prestativo e interessado nos resultados deste trabalho.

Às organizações parte do convenio OEA-GCUB que permitiram o suporte financeiro através da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior CAPES adiantar estudos de post-graduação no Brasil especificamente na Universidade Estadual de Ponta Grossa UEPG-Paraná.

Ao Centro de Usinagem e professores do SENAI-Ponta Grossa Paraná pela autorização do uso da maquina para realizar o processo de deposição.

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

Ao meu colega de mestrado, Pedro Henrique Oliveira pela ajuda e paciência na preparação das amostras e análise dos resultados.

A todos os professores do Departamento de Engenharia de Materiais, Trabalhadores, funcionários e tecnicos do CLabmu da UEPG.

Àqueles que involuntariamente não foram citados.

“Que os vossos esforços desafiem as impossibilidades, lembrai-vos de que as grandes coisas do homem foram conquistadas do que parecia impossível”.
(Charles Chaplin)

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo desenvolver um estudo detalhado de uma técnica alternativa para recobrimentos superficiais de componentes ou estruturas fabricadas em ligas de alumínio, utilizando o processo de união por Deposição Superficial por Atrito (*Friction Surfacing FS*). Assim, foi avaliada a influência dos parâmetros do processo de deposição como: velocidade de avanço da mesa da máquina e velocidade de rotação da haste consumível nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos depósitos realizados. Em virtude da máquina utilizada ser convencional, a força axial como parâmetro de processo não foi obtida diretamente na máquina. Para isto, foi utilizado como parâmetro de controle a taxa de deposição, sendo este calculado a partir da relação entre o deslocamento manual no eixo Z (Dz) da mesa da máquina com o tempo total (t) de deposição. Os experimentos foram realizados utilizando-se uma máquina fresadora KONE KFE-3/BR disponibilizada pelo Centro de Usinagem do SENAI Ponta Grossa - Paraná com capacidade de gerar velocidades de rotação de até 4200 RPM e velocidades de avanço na mesa de até 800 mm/min. Foram depositadas hastes de liga de alumínio AA6351-T6 sobre substratos de liga de alumínio AA5052-H32 realizando deposições de tipo camada simples (CS) e sobrecamada (S). Após execução do processo de deposição por atrito, os depósitos obtidos foram caracterizados quanto a geometria (comprimento, largura e espessura), seguido de análises macro e microestruturais por meio das técnicas de microscopia estereoscópica (ME), microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microanálise por espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Adicionalmente, foi realizado uma análise de microtextura pela técnica de EBSD em microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo (FEG-MEV). Com o intuito de avaliar as propriedades mecânicas ao longo da espessura dos depósitos e principalmente a resistência de adesão da interface depósito/substrato e depósito/depósito ensaios de microdureza e ensaios de dobramento em três pontos foram realizados, respectivamente. Os resultados experimentais mostraram que as melhores combinações de parâmetros de processo de deposição por atrito entre velocidade de avanço e velocidade de rotação usados que obtiveram melhor resistência de adesão interfacial dos depósitos foram: i) no caso dos depósitos de camada simples (CS), velocidade de avanço de 240 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM e ii) no caso do depósito tipo sobrecamada (S), a velocidade de avanço de 340 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM.

Palavras-chave: Deposição superficial por atrito, Parâmetro de Processo, Microestrutura, Liga de Alumínio AA5052-H32, Liga de Alumínio AA6351-T6,

ABSTRACT

This study aimed to develop a detailed study of an alternative technique for surface coatings of components or structures made aluminum alloys, using the friction surfacing process. Thus, the influence of deposition process parameters was evaluated as: traverse speed and rotational speed of consumable rod in mechanical properties and metallurgical deposits made. Due to the fact that the machine used is conventional, the axial force as a process parameter was not obtained directly on the machine. To this was used as a control parameter deposition rate, which is calculated from the relationship between the manual displacements in the Z-axis (Dz) of the machine table with the total time (t) of deposition. The experiments were performed using a conventional milling machine KONE KFE-3 / BR available by machining center of SENAI Ponta Grossa-Paraná capable of generating rotational speeds up to 4200 RPM and traverse speeds in the table up to 800 mm/min. aluminum alloy rods were deposited AA6351-T6 on AA5052-H32 aluminum alloy substrates using simple type layer deposition (CS) and overlay (S). After execution of the friction deposition process, the deposits obtained were characterized with regard to geometry (length, width and thickness), followed by macro- and microstructure by the techniques of stereoscopic microscopy (EM), optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and microanalysis by energy dispersive spectroscopy (EDS). Additionally, a microtexture analysis by EBSD technique in a scanning electron microscope with field emission (FEG-SEM) was carried out. In order to evaluate the mechanical properties along the thickness of deposits and especially the adhesion strength of the interface deposit / substrate and deposit / deposit microhardness tests and bending test at three points were conducted, respectively. The experimental results showed that the best combination of friction surfacing process parameters between traverse speed and rotational speed used had better interfacial adhesion strength of the deposits were: i) In the case of single layer deposits (CS), the deposit obtained with traverse speed of 240 mm/min and 3000 RPM rotational speed presented the best results and ii) In the case of the overlay type container (S), the best results were obtained with the traverse speed of 340 mm/min and 3000 RPM rotational speed.

Keywords: Friction Surfacing, Process Parameters, Microstructure, Aluminium alloy AA5052-H32 Aluminum alloy AA6351-T6.

LISTA DE FIGURAS

	Ciclograma de uma soldagem por atrito mostrando as fases do	
Figura 3.1 –	processo I. Fase de atrito; II. Fase de Aquecimento; III. Fase de Frenagem e IV. Fase de Adesão	32
	Representação da superfície de atrito durante a fase I e II: Aumento	
Figura 3.2 –	da área Plastificada inicialmente em direção ao centro da peça e por fim para a região externa	33
	Sequência do processo de deposição superficial por atrito. (a)	
Figura 3.3 –	Rotação Inicial, (b) Aproximação da haste consumível (c) Deformação Inicial, (d) Deposição da haste consumível	37
	Processos Termomecânicos. (a) seção consumível, (b) Parâmetros do Processo, (c) Transformações Termomecânicas e Perfil de	
Figura 3.4 –	Velocidade. F – Força de Forjamento, V_R – Velocidade de Rotação, V_A – Velocidade de Avanço, V_{xy} – Velocidade Tangencial da haste no Plano XY devido á os movimentos de Rotação e Avanço	38
Figura 3.5 –	Micrografia mostrando a região de Solda Fria (<i>undercut, Cold Lap</i>)..	38
Figura 3.6 –	Dispositivos testados para restrição da rebarba (<i>Flash</i>)	39
Figura 3.7 –	Desenho esquemático mostrando os tipos de chanfros testados pelos autores	40
	Figura mostrando à esquerda um desenho esquemático com a	
Figura 3.8 –	deposição com os melhores parâmetros e o chanfro com a raiz arredondada e à direita uma microestrutura em corte transversal	41
	Transformação microestrutural durante o processo de deposição superficial por atrito de AA6082-T6 sobre AA2024-T3. (a) base do	
Figura 3.9 –	material consumível (b) zona afetada pelo calor (c) zona afetada pela compressão (d) zona afetada pela torção (e e f) microestrutura completamente recristalizada (g) material depositado (h) interface	42
	(a) Microestrutura do depósito. (b) Interface em AA6082-T6 sobre	
Figura 3.10 –	2024-T3	43
Figura 3.11 –	Deposição de aço baixo carbono sobre substratos de: (a) Cu e (b) Al.	43

	Deposição sobrecamada com deslocamentos nos lados de avanço e recuo com hastes consumíveis de ligas de alumínio AA5052 e 2017 sobre substrato da liga AA5052	44
Figura 3.12 –		
	Influência da força axial e a velocidade de rotação da haste consumível sobre a largura e espessura do depósito e a ZTA do substrato; (a) 5kN, 1500 RPM, 4.2 mm/s; (b) 9 kN, 3000 RPM, 4.2 mm/s	45
Figura 3.13 –		
	Efeito da Força Axial sobre a morfologia do Depósito ao redor da interface. Processo de Deposição Superficial por atrito de aço sobre aço. Haste consumível com 10mm de Diâmetro, usando uma Velocidade de Rotação de 2500RPM e uma velocidade de avanço de 4.2mm/s	45
Figura 3.14 –		
	Efeito da Força Axial sobre a ZTA no Substrato. FS de Aço inoxidável sobre Aço Doce	46
Figura 3.15 –		
	Efeito da Força Axial sobre a resistência mecânica do depósito na deposição superficial por atrito da liga AA2017 BE-T4 sobre substratos de liga AA5052 P-34	46
Figura 3.16 –		
	Relação entre a velocidade de rotação da haste consumível com a espessura, a largura e comprimento dos depósitos na deposição superficial por atrito FS da liga AA2017 BE-T4 sobre substrato de liga AA5052 P-H34	47
Figura 3.17 –		
	Relação entre a velocidade de rotação da haste consumível com a espessura, a largura e comprimento dos depósitos na deposição superficial por atrito FS da liga AA5052 BDS-F sobre a liga AA5052 P-H34	48
Figura 3.18 –		
	Efeito da Velocidade de Rotação sobre a resistência mecânica do depósito na deposição superficial por atrito da AA5052 BDS-F sobre a liga AA5052 P-H34	49
Figura 3.19 –		
	Efeito da velocidade de avanço sobre a espessura, a largura e a largura efetiva dos depósitos para forças axiais de 5, 7 e 9 kN respetivamente e com velocidades de rotação de 3000 RPM em cada caso	50
Figura 3.20 –		

	Caracterização mecânica na deposição superficial da liga AA6082-T6 sobre substrato de liga AA2024-T3; (a) Curva Tensão-Deformação verdadeira; (b) superfície de fratura	50
Figura 3.22 –	Perfil de microdureza ao longo da haste consumível e a seção transversal do depósito	51
Figura 3.23 –	Largura e espessura do depósito em função da velocidade de avanço do substrato	52
Figura 3.24 –	Profundidade de ZTA e eficiência da haste consumível em função da velocidade de avanço do substrato	52
Figura 3.25 –	Efeito do Diâmetro da Haste consumível e a velocidade de avanço na cinética de austenização. (a) Relação analítica entre o tempo utilizado no domínio de austenização, a velocidade de avanço, e o diâmetro da Haste. (b) Efeito da distância desde o centro d_c para uma Haste de 32mm. (c) Efeito do Diâmetro da Haste	53
Figura 3.26 –	Parâmetros e Variáveis do Processo de Deposição Superficial por Atrito (<i>friction surfacing</i>)	54
Figura 3.27 –	Corte de seção transversal representando a largura eficaz e a altura média do depósito	56
Figura 3.28 –	Deposição Superficial por atrito para diferentes Geometrias	56
Figura 3.29 –	Exemplo de trajetórias não lineares. (a) Liga AA6082 e (b) aço	57
Figura 3.30 –	(a) haste consumível mediante a interrupção do processo apresentando uma concavidade ao centro. (b) Fim de um depósito mostrando a forma espiral	60
Figura 4.1 –	Montagem experimental. (a) Máquina utilizada no processo, (b) sistema do processo e (c) Disposição da haste consumível no cabeçote da máquina	62
Figura 4.2 –	Plano de extração das amostras para análise metalográfica, perfil de microdureza e ensaio de dobramento	65
Figura 4.3 –	Corte da haste em seção transversal	66
Figura 4.4 –	Amostras obtidas após corte para análise metalográfica e usinagem para ensaio de dobramento	66
Figura 4.5 –	Plano de extração dos corpos de prova dos depósitos para ensaio de dobramento	69

Figura 5.1	–	Características geométricas dos depósitos realizados nas diferentes condições de deposição	71
Figura 5.2	–	Efeito da velocidade de avanço (V_A) no. (a) comprimento, (b) largura e (c) espessura dos depósitos camada simples e sobrecamada com velocidade de rotação de 3000 RPM	73
Figura 5.3	–	Variação da taxa de deposição V_Z em função da velocidade de avanço V_A	76
Figura 5.4	–	Eficiência na deposição Camada simples CS e Sobrecamada S	76
Figura 5.5	–	Transformação macroestrutural durante o processo por atrito na deposição de liga de alumínio 6351-T6 sobre chapa de liga de alumínio 5052-H32. (a) Material consumível base, (b) ZTA, (c) região de deformação por compressão (d) região de deformação por torção, (e) região com borda de deformação por cisalhamento, (f, g e h) microestrutura totalmente recristalizada. Ataque: solução de 15mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 45mL de ácido clorídrico (HCl), 15mL de ácido nítrico (HNO ₃) e 25mL de água destilada	77
Figura 5.6	–	Macrografias das amostras removidas das regiões da seção transversal do INÍCIO-CENTRO-FINAL do comprimento dos depósitos	79
Figura 5.7	–	Micrografias da chapa de liga de alumínio AA5052-H32 no estado como recebido. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO ₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO ₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	80
Figura 5.8	–	Micrografias da barra extrudada de liga de alumínio AA6351-T6, a) Seção transversal (DT) e b) Seção longitudinal à direção de extrusão (DE). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO ₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO ₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	81

Transformação microestrutural durante o processo deposição por atrito de liga de alumínio 6351-T6 sobre chapa de liga de alumínio 5052-H32. (a) Material consumível base, (b) ZTA, (c) transição microestrutural, (d) região de torção e compressão TMAZ (e, f)

Figura 5.9 – microestrutura totalmente recristalizada. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 1900mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada 82

Depósito tipo camada simples na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32 com velocidade de avanço de 340 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. a) Macrografia das regiões analisadas; Micrografias em regiões de b) Recuo (X); c)

Figura 5.10 – Interface (Y) e d) avanço (Z). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada 83

Depósito tipo sobrecamada na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32 com velocidade de avanço de 300 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. a) Macrografia das regiões analisadas; Micrografias em regiões de b) Depósito 2 em região de recuo (X); c) Interface Depósito1/Depósito2 (Y); d)

Figura 5.11 – Depósito 2 em região de avanço (Z); e) Depósito 1 em região de recuo (L); f) Interface Depósito1/Substrato (M) e g) Depósito 1 em região de avanço (N). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada 84

Microestrutura de depósitos camada simples em região de Recuo.

Figura 5.12 – Depósitos a) 1A, b) 2A e c) 3A. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de

	ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	85
	Microestrutura de depósitos sobrecamada em região de Avanço: Depósitos camada superior a) 1B, b) 2B, c) 3B. Depósitos camada inferior d) 1B, e) 2B, f) 3B. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	85
Figura 5.13 –	Micrografias na região de interface depósito/substrato em corte transversal de um depósito tipo camada simples na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32 com velocidade de avanço de 240 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. Cortes no a) Início, b) Centro e c) final. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	86
Figura 5.14 –	Micrografias na região de interface depósito/depósito em corte transversal de um depósito tipo sobrecamada na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32. Depósitos a) 1B, b) 2B e c) 3B. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	88
Figura 5.15 –	Depósito revelando rugosidade superficial e deposição da sobrecamada	88
Figura 5.16 –	Micrografias revelando a presença de imperfeições oriundas do processo de deposição superficial por atrito em. a) Depósito 1A (corte no centro, região de recuo em interface depósito/substrato), b) Depósito 1B (corte no final, perto da região de interface	

	depósito/substrato), c) Depósito 2B (corte no início, região de interface depósito/depósito), e d) Depósito 3B (corte no final, região de interface depósito/depósito). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO ₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO ₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	89
Figura 5.18 –	Microestrutura obtida por MEV evidenciando a presença de grãos e defeitos ao redor da interface depósito/depósito em região de recuo de uma amostra extraída da região central do depósito 2B	90
Figura 5.19 –	Micrografia de um depósito revelando a região de solda fria natural do processo. Depósito 2A, velocidade de avanço 240 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM	90
Figura 5.20 –	Micrografias em MEV de amostras extraídas em corte central dos depósitos. Região central entre interfaces depósito/substrato e interface depósito/depósito de amostras, a) 1B. b) 2B. e c) 3B. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO ₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO ₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada	91
Figura 5.21 –	Microestruturas obtidas por MEV de uma amostra em corte transversal no centro do depósito 1A (velocidade de avanço 240 mm/min e velocidade de rotação 3000 RPM). Espectro de microanálise EDS da região observada e composição em a) Recuo, b) Centro e c) Avanço. Área de varredura 600x600 µm	93
Figura 5.22 –	Perfis de microdureza da chapa de liga de Alumínio AA5052-H32 no estado como recebido	94
Figura 5.23 –	Perfis de microdureza da haste de liga de Alumínio AA6351-T6 no estado como recebido	95
Figura 5.24 –	Esquema do plano de obtenção do perfil de microdureza	95
Figura 5.25 –	Perfis de microdureza dos depósitos. 1A, 2A e 3A em regiões de a) Recuo, b) Centro e c) Avanço	97

Figura 5.26 –	Perfis de microdureza dos depósitos. 1B, 2B e 3B em regiões de a) Recuo, b) Centro e c) Avanço	99
Figura 5.27 –	Perfil de microdureza da haste após processamento para condição de deposição 1A	100
Figura 5.28 –	Plano de extração dos corpos de prova dos depósitos para ensaio de dobramento	101
Figura 5.29 –	Macrografias na direção da espessura dos corpos de prova após o ensaio de dobramento em três pontos dos depósitos tipo camada simples (1A', 2A' e 3A')	103
Figura 5.30 –	Macrografias na direção da espessura dos corpos de prova após o ensaio de dobramento em três pontos dos depósitos tipo sobrecamada (1B', 2B' e 3B')	104
Figura 5.31 –	Região da área externa de dobramento após o ensaio dos CDP extraídos dos depósitos. a) 1A', b) 2A', c) 3A', d) 1B', e) 2B' e f) 3B'	105
Figura 5.32 –	Gráficos dos ensaios de dobramento dos corpos de prova dos depósitos tipo camada simples em função da Força contra Deslocamento	105
Figura 5.33 –	Gráficos dos ensaios de dobramento dos corpos de prova dos depósitos tipo sobrecamada em função da Força contra Deslocamento	106
Figura 5.34 –	Mapa de orientações e contornos de grão obtido a partir da área de varredura nos lados de recuo, centro (interface) e avanço para uma amostra extraída de um corte transversal no centro do depósito na condição 1A. a) macrografia da amostra e áreas de varredura (600 μ m x 600 μ m) b) mapeamento de orientações em recuo, c) contornos de grão em recuo, d) mapeamento de orientações na interface, e) contornos de grão na interface, f) mapeamento de orientações avanço, g) contornos de grão avanço	108
Figura 5.35 –	Distribuição de tamanho de grão em áreas selecionadas do mapa de orientações da região de recuo. a) Mapa de orientações com Figura de Pólo Inversa [001]; b) Frequência relativa em sub-região I; c) Frequência relativa em sub-região II e d) Frequência relativa em sub-região I	110

Figura 5.36 –	Distribuição de tamanho de grão em áreas selecionadas do mapa de orientações da região de interface. a) Mapa de orientações com Figura de Pólo Inversa [001]; b) Frequência relativa em sub-região I (depósito); c) Frequência relativa em sub-região II (Substrato)	112
Figura 5.37 –	Distribuição de tamanho de grão em áreas selecionadas do mapa de orientações da região de avanço. a) Mapa de orientações com Figura de Pólo Inversa [001]; b) Frequência relativa em sub-região I; c) Frequência relativa em sub-região II	114
Figura 5.38 –	Diferença de orientação dos grãos em região de interface depósito/substrato. a) Projeção de um vetor V sobre à área de interés, b) Perfil de diferença de orientações	116

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 –	Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio trabalhado	27
Tabela 2 –	Propriedades mecânicas especificada das ligas AA5052-H32 e AA6351-T6	29
Tabela 3 –	Combinação de Parâmetros de Processo FS desenvolvidos com sucesso em trabalhos prévios	55
Tabela 4 –	Composição química especificada e analisada das ligas AA5052-H32 e AA6351-T6	61
Tabela 5 –	Parâmetro de processo usados no processo de deposição superficial por atrito	64
Tabela 6 –	Composição química do eletrólito utilizado para polimento eletrolítico...	67
Tabela 7 –	Composição química do reagente de <i>Tucker</i>	67
Tabela 8 –	Composição química do reagente de <i>Keller</i>	68
Tabela 9 –	Composição química do reagente de <i>Weck</i>	68
Tabela 10 –	Parâmetros de Processo de Deposição por Atrito com as Respektivas Dimensões dos depósitos obtidos em cada experimento	72
Tabela 11 –	Média das dimensões dos depósitos com sua duplicata em relação ao comprimento C , Largura L e espessura E	73
Tabela 12 –	Relação dos valores obtidos das dimensões dos corpos de prova para ensaio de dobramento	102
Tabela 13 –	Resultados dos ensaios de dobramento dos corpos de prova em função da força máxima aplicada, tensão máxima e elongação	106

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 –	Tipos de processos de soldagem por atrito	31
Quadro 2 –	Tipos de Mecanismos de Adesão	35
Quadro 3 –	Arranjo dos depósitos em cada experimento	64
Quadro 4 –	Simbologia do tipo de depósito	64

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	<i>Aluminium Association</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Tests and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados (do inglês, “ <i>Electron Back-scattered Diffraction</i> ”)
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva (do inglês, “ <i>Energy Dispersive Spectrometry</i> ”)
FEG	Microscópio eletrônico de Varredura de Emissão de Campo (do inglês, “ <i>Field Emission Gun-scanning Electron Microscope</i> ”)
FS	<i>Friction Surfacing</i>
GP	Zonas Guinier Preston
GPB	Zonas Guinier-Preston-Bagaryatsky
HV	Dureza Vickers (do inglês, “ <i>Hardness Vickers</i> ”)
MO	Microscópio Ótico
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
SSS	Solução Solida Supersaturada
TWI	<i>The Welding Institute</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termo-mecanicamente afetada
OIM	Mapa de orientação cristalográfica (do inglês, “ <i>Orientation Imaging Map</i> ”)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	21
2	OBJETIVOS	23
2.1	OBJETIVO GERAL	23
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	23
3	REVISÃO DA LITERATURA	24
3.1	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	24
3.1.1	Classificação das ligas de alumínio	24
3.1.2	Designações de tratamentos térmicos nas ligas de alumínio	27
3.2	LIGAS DE ALUMÍNIO AA5052-H32 E AA6351-T6	28
3.3	SOLDAGEM POR ATRITO	29
3.3.1	Histórico	29
3.3.2	Visão geral dos processos de soldagem por atrito	30
3.3.3	Fases do processo de soldagem por atrito	32
3.4	MECANISMOS DE ADESÃO DO DEPÓSITO	34
3.5	PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (<i>FRICITION SURFACING FS</i>)	36
3.6	DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (<i>Friction Surfacing FS</i>)	39
3.7	INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO	44
3.7.1	Força axial (F)	44
3.7.2	Velocidade de rotação da haste consumível (V_R)	47
3.7.3	Velocidade de avanço do substrato (V_A)	49
3.7.4	Diâmetro da haste consumível (D_h)	53
3.8	EFICIÊNCIA NA DEPOSIÇÃO (E_f)	55
3.9	APLICAÇÕES DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO	56
3.10	VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO	58
4	MATERIAIS E MÉTODOS	61

4.1	MATERIAL	61
4.2	MÉTODOS EXPERIMENTAIS	62
4.2.1	Processo de deposição superficial	62
4.2.2	Parâmetros de Processo de Deposição superficial por Atrito	63
4.2.3	Corte e extração das amostras	65
4.2.4	Preparação Metalográfica	67
4.2.5	Caracterização Macroestrutural	68
4.2.6	Caracterização Microestrutural	68
4.2.7	Microdureza	69
4.2.8	Ensaio de Dobramento	69
4.2.9	Análise por EBSD	70
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	71
5.1	CARACTERIZAÇÃO ESPECÍFICA DOS DEPÓSITOS	71
5.2	TAXA DE DEPOSIÇÃO (V_z)	75
5.3	EFICIÊNCIA NA DEPOSIÇÃO (E_f)	76
5.4	MACROGRAFIAS DA HASTE E DEPÓSITOS	77
5.5	MICROESTRUTURAS DA HASTE E DEPÓSITOS	80
5.5.1	Microscopia ótica	80
5.5.2	Microscopia Eletrônica de Varredura MEV e EDS	91
5.6	MICRODUREZA	94
5.7	ENSAIO DE DOBRAMENTO	101
5.8	ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO E DIFERENÇA DE ORIENTAÇÃO ENTRE GRÃOS	107
6	CONCLUSÕES	117
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	119
	REFERÊNCIAS	120

1. INTRODUÇÃO

A produção do alumínio e suas ligas na indústria metalúrgica tem aumentado devido ao seu baixo peso e suas excelentes propriedades mecânicas, tais como alta tenacidade à fratura, superplasticidade, conformabilidade, tolerância ao dano, durabilidade e boa resistência à corrosão. Atualmente as indústrias navais, automotiva e aeronáutica encontram-se dentro das maiores consumidoras de ligas de alumínio no mundo e especialmente no Brasil.

Junto com as grandes vantagens que o alumínio oferece; sua trabalhabilidade proporciona boas especificações para ser utilizado em processos que envolvem usinagem, soldagem e conformação. Dentro destes processos, o processo de deposição superficial por atrito também conhecido como *Friction Surfacing (FS)* encontra-se em fase de pesquisa e desenvolvimento na área de união e revestimento de materiais por atrito utilizando o alumínio como material de base no estudo do processo.

O processo de deposição superficial por atrito foi desenvolvido como uma técnica alternativa para recobrimentos superficiais resistentes ao desgaste e/ou a corrosão e consiste em um processo de deposição que ocorre no estado sólido, ou seja, não há fusão dos metais (substrato e haste consumível). Uma haste consumível é utilizada para produzir o depósito sobre a superfície do componente ou estrutura (substrato). Inicialmente a haste consumível é submetida a um movimento rotacional desejado sendo, logo após, colocada em contato com o substrato sob uma força axial, dando início ao processo de atrito. O calor gerado pelo atrito entre o consumível e o substrato faz com que ocorra o aquecimento, logo a deformação plástica severa do material consumível. Após ocorrer a plastificação da haste, o substrato ou o consumível é submetido a um movimento transversal relativo (avanço) fazendo com que ocorra o depósito de uma camada do consumível no substrato (GANDRA et al., 2014; VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000).

Com o objetivo de desenvolver novas técnicas de união de materiais que permitam a implementação em processos de produção e fabricação, aproveitando as grandes vantagens que o processo oferece, a indústria aeronáutica vem mostrando todo seu interesse em adiantar pesquisas que atendam a curto prazo fabricar e produzir peças estruturais de aeronaves com uma grande variedade de aplicações e geometrias utilizando o processo de deposição superficial por atrito onde as propriedades mecânicas oferecidas nestas estruturas sejam preservadas. Proporcionando assim, uma grande possibilidade de diminuir o custo de produtividade pois o processo vem sendo utilizado com sucesso em recuperação de componentes desgastados, em componentes sujeitos ao desgaste e a corrosão, recuperação de eixos, deposição de metal duro

em componentes e equipamentos agrícolas, revestimentos duros em ferramentas de corte. E principalmente, na aplicação à indústria aeronáutica como depósitos resistentes ao desgaste utilizando ligas à base de cobalto (Stellite 6 e 12) e à base de níquel (Hastelloy CW-12M-1) em componentes de aço inoxidável AISI 316, reparo de componentes em liga de alumínio (liga com 4% de Cu) utilizando o mesmo material para reparo (Al-4%Cu), reparo de componente em liga de titânio (Ti-6Al-4V) utilizando o mesmo material para reparo (Ti-6Al-4V), depósitos de aços ferramentas (AISI D2 e H13) em substratos de aço médio carbono, recuperação de palhetas de turbinas desgastadas, e de modo especial na aplicação como broqueadores de crescimento de trinca por fadiga. (NICHOLAS; THOMAS, 1998, p. 47).

Desta forma, o processo de deposição superficial por atrito (*friction surfacing FS*) além de ser uma tecnologia em andamento para união de materiais que não envolve mecanismos de fusão, pode se tornar uma opção viável na reprodutibilidade de processos de deposição por atrito de materiais metálicos. Assim, o presente trabalho desenvolve um estudo específico do processo de deposição utilizando como ferramenta consumível liga de Alumínio AA6351-T6 sobre substrato de liga 5052-H32, com ajuda de uma fresadora convencional disponibilizada no Centro de Usinagem do SENAI Ponta Grossa, Paraná.

A contribuição da presente pesquisa objetiva determinar os parâmetros de processo de deposição superficial por atrito que ofereceram os melhores resultados de resistência interfacial entre depósito/substrato para futuras aplicações na indústria aeronáutica.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo do presente trabalho é desenvolver um estudo exploratório dos parâmetros de processo de deposição superficial por atrito de hastes de liga de alumínio AA6351-T6 (material consumível) sobre substrato de liga de alumínio AA5052-H32. Consequentemente, verificar a melhor relação de resistência interfacial entre depósito e substrato.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Estudar a evolução microestrutural do material depositado sobre o substrato a partir de uma caracterização microestrutural nas regiões de interface depósito/substrato por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e pela técnica EBSD;
- Obter um perfil de dureza ao longo da interface depósito/substrato que permita encontrar a melhor evolução de microestrutura na interface depósito/substrato em função dos parâmetros de processo de deposição superficial por atrito;
- Consequentemente, analisar o comportamento mecânico da interface depósito/substrato a partir de um ensaio de dobramento em função dos parâmetros de processo.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio, geralmente na forma de óxidos, é o metal mais abundante da crosta terrestre. Na sua forma metálica, apresenta estrutura CFC e é o segundo maior em volume de produção e consumo dentre as ligas metálicas (MILAN et al., 2004). O alumínio metálico é obtido pela redução eletrolítica da alumina (Al_2O_3) dissolvida em criolita líquida. O processo, chamado de Hall-Heroult foi desenvolvido em 1886 de maneira independente por Charles Hall (Estados Unidos) e Paul Heroult (França) (OLIVEIRA DE SOUZA; DE MELLO; CITELI, 2009).

O alumínio e suas ligas especificamente da série 5XXX e 6XXX são extremamente versáteis devido a propriedades como baixa densidade ($2,7\text{g/cm}^3$), alta resistência mecânica específica, boas propriedades de resistência à corrosão e à oxidação, boa condutividade térmica e elétrica, boa conformabilidade e, em algumas ligas, apresentam boa capacidade de endurecimento por processos térmicos e/ou mecânicos. Adicionalmente, ao contrário das ligas ferrosas comuns, as ligas de alumínio se caracterizam por manter as propriedades de resistência mecânica, tenacidade à fratura e fadiga, mesmo a baixas temperaturas, o que, aliado às propriedades acima mencionadas, torna este material o mais usado pela indústria aeroespacial. As principais limitações do alumínio são sua baixa temperatura de fusão (660°C), o que limita a temperatura de trabalho destas ligas; devido a sua dureza relativamente baixa, estas ligas não encontram muitas aplicações em situações cuja resistência ao desgaste seja necessária. Outro aspecto negativo é que, apesar de possuir altos valores de resistência mecânica e de módulo de elasticidade específicos, em certas aplicações seria inconveniente o uso de seções transversais espessas para resultar no valor de resistência mecânica desejado (SVERDLIN, 2003).

3.1.1 Classificação das ligas de alumínio

O alumínio puro possui resistência mecânica muito baixa e, portanto, vários elementos de liga são adicionados às suas ligas para conferir melhores propriedades mecânicas através de formação de solução sólida ou de precipitados de segunda fase. Dentre estes elementos, destacam-se o cobre, magnésio, manganês, zinco, lítio e silício. Nas ligas fundidas, alguns elementos de liga são adicionados principalmente para melhorar a fundibilidade do processo de fundição.

As ligas de alumínio são classificadas, basicamente, em dois grandes grupos que compreendem as ligas trabalháveis e as ligas fundidas. Cada uma dessas categorias possui subclassificações baseadas em mecanismos primários de desenvolvimento de propriedades, tais como resposta a diferentes tratamentos térmicos e mecânicos. A *Aluminium Association* (AA) determinou um sistema de classificação amplamente aceito para ligas de alumínio, empregando diferentes nomenclaturas para ligas fundidas e trabalháveis.

O sistema de designação, apresentado pela AA, para os materiais trabalhados é composto de quatro dígitos. O primeiro classifica a liga pela série de acordo com o principal elemento adicionado; o segundo, se diferente de zero, indica a modificação na liga básica; e o terceiro e o quarto indicam para o alumínio o teor mínimo deste metal, e, para as ligas, identificam as de composição específica. De acordo com ASM Handbook (1990) as ligas de alumínio trabalhadas podem ser classificadas da seguinte maneira: Série 1XXX - Composta por alumínio puro, não ligado. Os materiais desta família caracterizam-se por possuírem as menores propriedades mecânicas, porém possuem maior condutividade térmica e elétrica, e também maior conformabilidade plástica (ASM INTERNATIONAL, 1990).

Série 2XXX - Esta série de ligas de alumínio tem como principal elemento de liga o cobre, e as principais características desta família são: maior resistência (na condição T6), reduzida taxa de propagação de trincas (na condição T4), resistência térmica e facilidade de usinagem (ASM INTERNATIONAL, 1990). O cobre se apresenta sob a forma de Al_2CuMg (se houver adições de magnésio) ou Al_2Cu . Os precipitados $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e $(\text{Mn,Fe})_3\text{SiAl}_{12}$ ricos em ferro são geralmente as únicas fases nas quais este elemento aparece, sendo que a forma $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ é a mais comum (MACKENZIE; TOTTEN, 2006).

Série 3XXX - Contém manganês como elemento básico de liga. A liga 3003 é a liga de alumínio mais representativa desta série, pois a adição de cobre aumenta significativamente o limite de resistência, e juntamente com a adição de ferro possibilita a obtenção de uma estrutura granular mais fina (ASM INTERNATIONAL, 1990). Se o teor deste elemento for suficientemente alto para promover supersaturação, então a precipitação de manganês ocorre sob a forma de dispersóides $(\text{Mn,Fe})\text{Al}_6$. Dependendo do teor dos elementos de liga, outra fase pode ser formada: $(\text{Mn,Fe})_3\text{SiAl}_{12}$ (MACKENZIE; TOTTEN, 2006).

Série 4XXX - As ligas de alumínio desta série se subdividem em duas categorias: baixo teor de silício (abaixo de 2% com ou sem manganês) e alto teor de silício (5 a 13%, com uma grande variedade de elementos adicionais de liga). As de baixo teor são utilizadas na confecção de utensílios domésticos e as de alto teor são utilizadas na fabricação de trocadores de calor (ASM INTERNATIONAL, 1990).

Série 5XXX - As ligas de alumínio industriais desta série raramente contêm mais do que 5% de magnésio, pois além deste limite a estabilidade destas ligas decresce, particularmente sob influência da temperatura. Possuem como propriedades mecânicas de destaque: excelente soldabilidade, alta resistência à corrosão, mesmo nas regiões soldadas e boa conformabilidade a frio (ASM INTERNATIONAL, 1990) quando seu teor é superior a 3,5%, o excedente precipita na forma Mg_5Al_8 (MACKENZIE; TOTTEN, 2006).

Série 6XXX - Contêm como elementos de liga silício e Magnésio. São caracterizadas pelas seguintes propriedades mecânicas: grande aptidão para trabalho a quente (extrusão, laminação, forjamento), boa resistência à corrosão atmosférica (nível de propriedades mecânicas que pode ser incrementado pela adição de silício), boa soldabilidade (arco e brasagem), boa conformabilidade a frio e para tratamento de superfícies (anodização) (ASM INTERNATIONAL, 1990). A fase precipitada é a Mg_2Si , as fases ricas em ferro nesta série são Fe_3SiAl_{12} ou Fe_2SiAl_9 . Se manganês e cromo estiverem presentes então a fase estável é Fe_3SiAl_{12} (MACKENZIE; TOTTEN, 2006).

Série 7XXX – As ligas de alumínio desta série são aquelas que possuem maiores resistências mecânicas, e são subdivididas em duas categorias: com ou sem adição de cobre (ASM INTERNATIONAL, 1990). Entre as ligas de alumínio da série 7XXX (Al-Zn) destacam-se os subgrupos Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu. Assim como as ligas Al-Cu e Al-Mg-Si, são ligas endurecíveis por precipitação, ou seja, mediante tratamento térmico controlado em condições específicas, geralmente de solubilização e envelhecimento, apresentam ganhos significativos de dureza. Encontram sua principal aplicação na fabricação de aviões, uma vez que essas ligas de alumínio da série 7XXX são aquelas que atingem os níveis mais elevados de resistência mecânica entre as ligas de alumínio (DAVIS, 1993).

Série 8XXX - A adição simultânea de ferro, silício e lítio por solução sólida proporcionam grãos mais refinados e limites de resistência melhorados. Com a estrutura granular refinada e boa anisotropia, estas ligas apresentam boa conformabilidade, especialmente em condições de grande requerimento (produtos muito finos, com espessuras entre 50-200 μ m) (ASM INTERNATIONAL, 1990).

A Tabela 1 mostra em resumo a designação do alumínio e suas ligas trabalhadas junto com suas principais aplicações:

Tabela 1. Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio trabalhado

Classe	Principais Elementos de liga	Endurecíveis por precipitação?	Aplicações
LIGAS TRABALHADAS			
1XXX	Puro - >99% Al	Não	Tubulação, chapas finas, componentes elétricos
2XXX	Al-Cu e Al-Li	Sim	Elementos estruturais, estruturas de aviões
3XXX	Al-Mn	Não	Chapas finas, estruturais, latas p/ bebidas
4XXX	Al-Si e Al-Mg-Si	Sim c/ Mg	Metal de preenchimento p/ solda
5XXX	Al-Mg	Não	Carrocerias de automóveis, componentes de navios, tampas p/ latas de bebidas.
6XXX	Al-Mg-Si	Sim	Tubos e conexões, estruturas de automóveis, vagões ferroviários e embarcações
7XXX	Al-Mg-Zn	Sim	Estruturas aeroespaciais
8XXX	Al-Li, Sn, Zr, ou B	Sim	Estruturas aeroespaciais

Fonte: Adaptado de AA - “Alloy and temper Designation System for Aluminum – AA H35.1” – **Aluminum Association**, E.U.A., 2000.

3.1.2 Designações de tratamentos térmicos nas ligas de alumínio

Após os quatro dígitos que identificam a liga de alumínio existe uma letra separada por um hífen que identifica se a liga está no estado como fabricado (F), recozido (O), trabalhado a frio (H), solubilizado (W) ou termicamente tratado (T). À frente das letras, pode-se encontrar até quatro dígitos que identificam o tipo de tratamento térmico e/ou mecânico ao qual a liga foi submetida.

Especificamente, a letra H refere-se a produtos endurecidos por encruamento, podendo ou não apresentar tratamentos térmicos. O sufixo H é seguido por mais dois dígitos:

- H1 - produtos conformados que apresentam encruamento e não sofreram nenhum tratamento suplementar;
- H2 - produtos encruados e parcialmente recozidos para um determinado valor de dureza. Os dígitos seguintes a H2 indica a quantidade de encruamento residual após o produto ser parcialmente recozido;
- H3 - produtos encruados e envelhecidos naturalmente para um determinado valor de dureza. Especificamente a notação H32 refere-se aos produtos encruados e então

estabilizados, trabalhados a frio fornecendo resistência à tração média entre o recozido (O) e a tempera H34.

A letra T é sempre seguida por um ou mais dígitos. Refere-se aos produtos que sofreram tratamentos térmicos visando aumento de resistência (STARKE JR, 2007).

- T1 – resfriado bruscamente após um processo de conformação a quente e envelhecido naturalmente;
- T2 – resfriado bruscamente após um processo de conformação a quente, encruado e envelhecido naturalmente;
- T3 – solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente;
- T4 – solubilizado e envelhecido naturalmente;
- T5 – resfriado bruscamente após processo de conformação a quente e envelhecido artificialmente;
- T6 – solubilizado e envelhecido artificialmente;
- T7 – solubilizado e superenvelhecido artificialmente;
- T8 – solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente;
- T9 – solubilizado, envelhecido artificialmente e encruado;
- T10 – resfriado bruscamente após um processo de conformação a quente, encruado e envelhecido artificialmente (STARKE JR, 2007).

3.2 LIGAS DE ALUMÍNIO AA5052-H32 E AA6351-T6

A liga de alumínio AA5052-H32 é uma liga da série 5XXX onde o Magnésio é o elemento de liga principal. Tem excelente resistência à corrosão em todos os meios atmosféricos, mostrando bom comportamento em ambiente marítimo e atmosferas industriais. Apresenta também boa soldabilidade e boa formabilidade a frio, tem uma classificação de usinabilidade de 88%, e podem ser facilmente soldados usando todas as técnicas de soldagem comuns. A liga **AA5052-H32** é amplamente utilizada para a fabricação de tanques de armazenamento, componentes de caminhões e reboques, componentes de aeronaves, chassis eletrônicos, cascos de barcos, e qualquer número de peças e aplicação que exigem resistência e boa conformabilidade a um custo razoável (Metals W., 2016).

As ligas de alumínio da série 6XXX representam uma alta fração das ligas extrudadas de alumínio produzida para uso comercial. Estas ligas caracterizam-se por suas propriedades, apresentando vantagens adicionais como boa soldabilidade e resistência à corrosão. A liga

AA6351-T6 é uma liga solubilizada e envelhecida artificialmente. Aplicado aos produtos que não sofrem deformação plástica, depois do tratamento térmico de solubilização. É geralmente indicada para aplicações industriais, onde uma média a alta resistência mecânica é exigida. Esta liga oferece alta resistência mecânica, alta resistência à corrosão, além de boa conformabilidade. Apresenta boa resistência à atmosfera, água e diversos solos, além de ter resistência à água marinha, mas quando está soldada não é recomendada sua imersão total o contato com água marinha (ALCOA). As aplicações mais comuns desta liga incluem engenharia estrutural, construção de navios, veículos, equipamentos e acessórios para cabos. Na Tabela 2 relacionam-se também algumas das principais propriedades mecânicas destas ligas de alumínio.

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

Liga	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Dureza (HV)	Alongamento (%)	Modulo de elasticidade (GPa)
AA5052-H32	228	193	68	12	70,3
AA6351-T6	310	285	107	14	69

Fonte: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Committee: Properties and selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.** ASM International, 1990. ISBN 9780871703781.

3.3 SOLDAGEM POR ATRITO

3.3.1 Histórico

A soldagem por atrito faz parte de um dos processos de soldagem no estado sólido conforme a classificação da AWS. Segundo Thomas e Nicholas (1998), a primeira patente sobre o processo foi nos Estados Unidos em 1889 por Bevington (Patent No 463134-USA), onde ele desenvolveu um método de soldagem de tubos por atrito, seções de tubo e hastes.

Em 1929 foi patenteado na Alemanha um processo de soldagem por atrito em aço ferramenta por Richter (W.Richter, Patent No 477084 – Alemanha). Em 1941 foi realizada a terceira patente na Inglaterra pelos pesquisadores Klopstock e Neeleands (Patent No 572789-A 1941), sendo a primeira em relatar o processo de deposição por atrito.

Entretanto a primeira aplicação industrial do processo somente foi realizada na Segunda Guerra Mundial através da soldagem de tubos termoplásticos na Alemanha (MEYER, 2003).

Na década de 50 cientistas da ex-União Soviética e da ex-Tchecoslováquia lideraram as pesquisas e desenvolvimentos em soldagem por atrito, fazendo o uso destas técnicas em

aplicações industriais, como recuperações de componentes desgastados. No entanto o emprego do processo em escala industrial que se tem conhecimento somente ocorreu pelo ano de 1956, através da patente do russo A.I.Chudinov. Durante este período foi construído o primeiro equipamento de soldagem por atrito, desenvolvido pela VNIIESO (Instituto de Pesquisas Científicas para Equipamentos de Soldagem) na ex-União Soviética (MEYER, 2003).

Atualmente, o processo de soldagem por atrito, devido a sua versatilidade e eficiência é largamente utilizado na indústria metal/mecânica, automobilística, aeroespacial e de equipamentos agrícolas, sendo possível unir componentes de diversas formas, tamanhos e de materiais (LEBEDEV et al., 1992; PINHEIRO, 2008).

3.3.2 Visão geral dos processos de soldagem por atrito

O processo de soldagem por atrito utiliza o calor gerado entre o movimento relativo de duas interfaces em contato para produzir a união das mesmas. Este processo depende diretamente da conversão da energia mecânica em energia térmica para soldar. Nos estágios iniciais de soldagem por atrito convencional, uma das peças é colocada em movimento de rotação enquanto a outra peça é fixa no equipamento. Após, as peças são colocadas em contato e então uma força axial é aplicada iniciando o processo, fazendo que ocorra o atrito das superfícies das duas peças e o aquecimento das mesmas (THOMAS, W. M.; NICHOLAS, 1998). O aquecimento atinge uma temperatura na qual os materiais em contato plastificam. Então, com a força axial sendo aplicada é formada uma rebarba (*flash*), onde as impurezas (filme de óxidos, graxas, inclusões, etc.) encontradas nas superfícies das peças são expulsas para esta rebarba. Após ter alcançado a temperatura e o tempo estipulados a rotação é parada e a força axial é aumentada objetivando consolidar e aumentar a adesão da junta, etapa conhecida como de forjamento (AWS WELDING HANDBOOK, 2007; PINHEIRO, 2008).

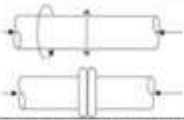
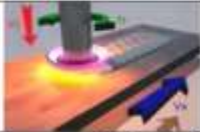
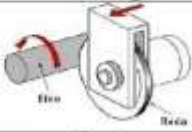
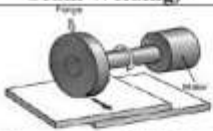
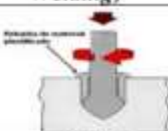
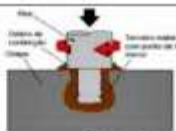
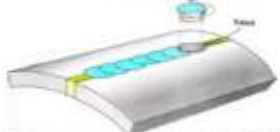
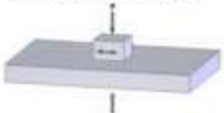
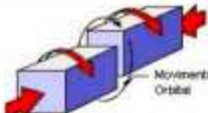
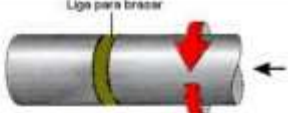
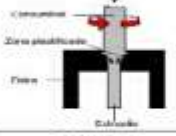
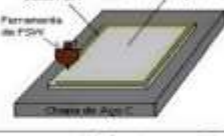
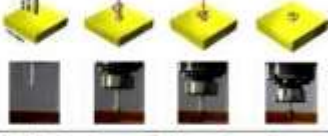
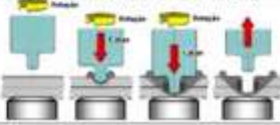
Durante o último estágio ocorre uma difusão atômica nas interfaces de contato, permitindo uma forte ligação metalúrgica entre as peças, consolidando, dessa forma, a junta.

A solda produzida é caracterizada pela ausência de zona de fusão, uma zona termicamente afetada estreita (ZTA) e a presença de material deformado plasticamente em volta da solda (rebarba, *flash*) (MEYER, 2003).

Atualmente, na soldagem por atrito existem em torno de 25 variações ou formas de soldagem utilizando o princípio, conforme demonstram os estudos realizados pelo TWI – The Welding Institute Ltd (NICHOLAS, 2003), American Welding Society (AWS WELDING

HANDBOOK, 2007), (THOMAS, W. M.; NICHOLAS, 1998; MEYER, 2003; PINHEIRO, 2008). O Quadro 1 ilustra algumas destas variações de soldagem por atrito.

Quadro 1. Tipos de processos de soldagem por atrito.

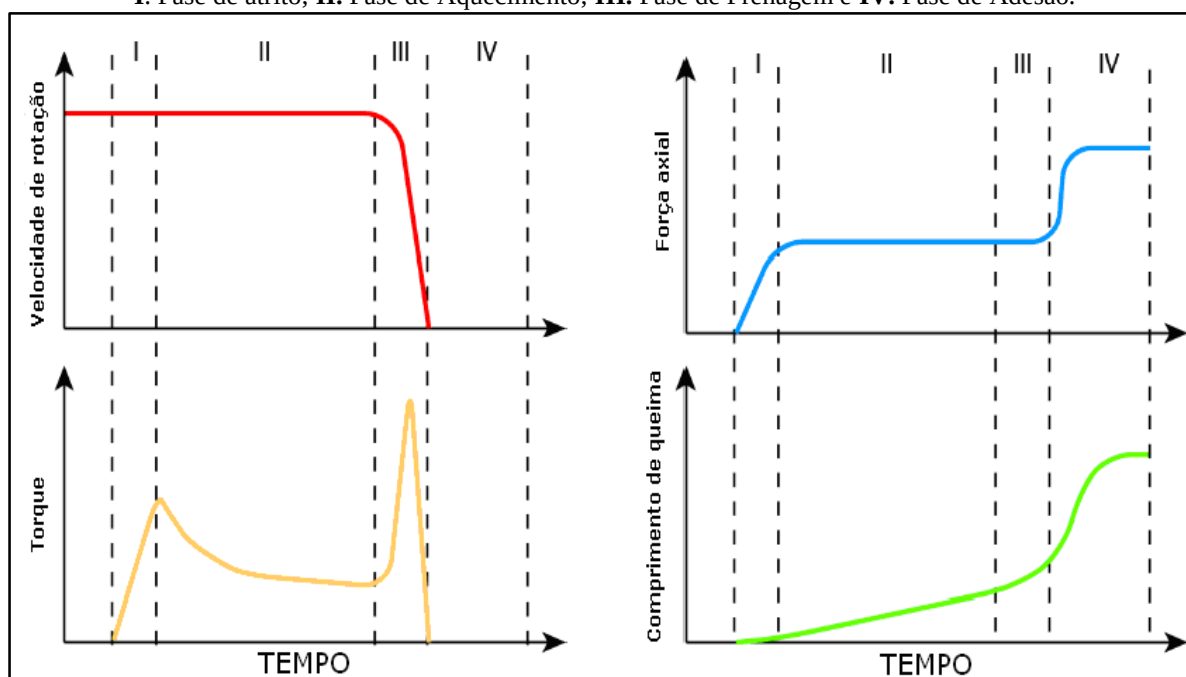
Soldagem por Fricção por Arraste Contínuo ou por Inércia (<i>Rotary Drive Friction Welding</i>) ¹ 	Soldagem por Fricção Linear (<i>Friction Stir Welding</i>) ² 	Soldagem de Pino por Fricção (<i>Friction Stud Welding</i>) ² 
Soldagem por Fricção Radial (<i>Radial Friction Welding</i>) ¹ 	Deposição por Fricção (<i>Friction Surfacing</i>) ³ 	Endurecimento por Transformação por Fricção (<i>Friction Transformation Hardening</i>) ³ 
Soldagem por Fricção Com Costura Contínua (<i>Friction Seam Welding</i>) ³ 	Soldagem por Fricção Com Mergulho (<i>Friction Plunge Welding</i>) ³ 	Soldagem por Fricção com Terceiro Corpo (<i>Third-body Friction Welding</i>) ³ 
Soldagem por Fricção por Costura (<i>Friction Stitch Welding</i>) ⁴ 	Soldagem por Fricção por Ponto Cônico (<i>Friction Taper Stitch Welding</i>) ³ 	Soldagem por Fricção com Pino Consumível (<i>Friction Hydro Pillar Processing</i>) ⁴ 
Soldagem por Fricção Linear/Angular (<i>Linear/Angular Friction Welding</i>) ³ 	Soldagem por Fricção Orbital (<i>Orbital Friction Welding</i>) ³ 	Brasagem por Fricção (<i>Friction Brazing</i>) ³ 
Extrusão por Fricção (<i>Friction Extrusion</i>) ³ 	Deposição por Fricção e Mistura (<i>Friction Stir Cladding</i>) ⁵ 	Rebitagem por Fricção (<i>Friction Riveting</i>) ⁶ 
União por Fricção por "Bit" (<i>Friction Bit Joining</i>) ⁷ 	Soldagem por Fricção por Ponto e Mistura Mecânica (<i>Friction Spot Welding</i>) ⁸ 	Soldagem por Fricção por Ponto e Mistura Mecânica com Translação (<i>Friction Stir Spot Welding</i>) ² 

Fonte: Adaptado de MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Soldagem I, Introdução aos Processos de Soldagem**. Belo Horizonte: 2000.

3.3.3 Fases do processo de soldagem por atrito

Uma subdivisão do ciclo de soldagem em duas fases, como descrita pela AWS, não é considerada adequada, particularmente se o processo é controlado automaticamente. Na literatura a divisão mais comum é de quatro fases. A Figura 3.1 mostra um ciclograma característico de uma solda por atrito convencional mostrando as fases presentes no processo.

Figura 3.1. Ciclograma de uma soldagem por atrito mostrando as fases do processo
I. Fase de atrito; II. Fase de Aquecimento; III. Fase de Frenagem e IV. Fase de Adesão.



Fonte: MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing Bonding Mechanism and Properties**. 2003. Doutorado, Technischen Universität Braunschweig

As quatro fases são: fase de atrito (*Rubbing phase*), fase de aquecimento (*Heating phase*), fase de frenagem (*Breaking phase*) e fase de adesão (*Bonding phase*). Estas fases são definidas resumidamente como segue:

➤ Fase de Atrito (*Rubbing phase*)

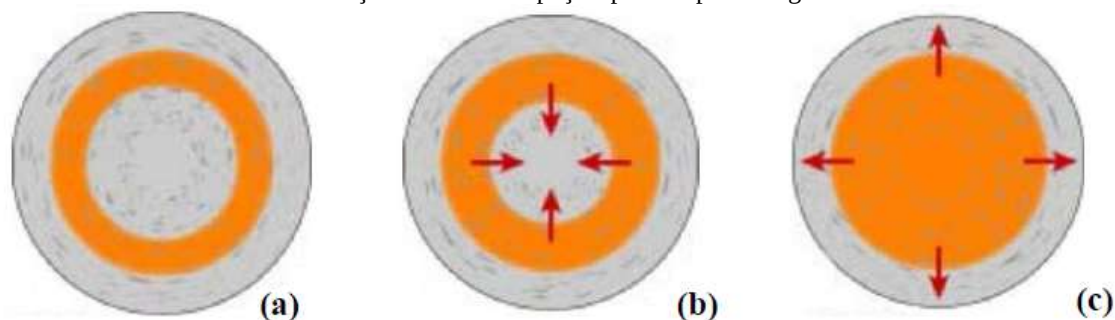
Neste início da primeira fase ocorre um nivelamento das superfícies em contato, seguido pelo emperramento e microadesão. Uma pequena superfície de soldagem faz contato, consequentemente, em certos locais a pressão de superfície chega a valores extremamente altos, ocasionando uma deformação plástica das superfícies em contato. Em pontos isolados, ocorrem ligações locais (microligações) que são imediatamente cisalhadas. A ruptura dessas microligações induz um aquecimento adicional no material adjacente, pela liberação de energia.

Esta fase é concluída assim que o torque de atrito atinge o seu máximo, sendo este pico causado pela remoção da película de contaminantes e aumento significativo no número de microligações distribuídas ao longo das superfícies niveladas (MEYER, 2003; PINHEIRO, 2008)

➤ Fase de Aquecimento (*Heating phase*)

A área em formato de anel gerada na fase anterior, pela concentração de partículas e aquecimento próximo ao centro de giro, aumenta em tamanho e faz com que material plastificado seja empurrado para zonas mais frias da área de atrito como mostra a Figura 3.2.

Figura 3.2. Representação da superfície de atrito durante a fase I e II: Aumento da área Plastificada inicialmente em direção ao centro da peça e por fim para a região externa



Fonte: MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing Bonding Mechanism and Properties**. 2003. Doutorado, Technischen Universität Braunschweig

Quando as superfícies de atrito estão totalmente plastificadas, o equilíbrio de temperatura é alcançado pelo efeito de auto-ajuste. Com o aumento da temperatura o metal se torna mais plástico e o torque é reduzido, produzindo um amolecimento do material, resultando em menor trabalho de deformação e redução da temperatura. Já nas outras regiões da solda, o material é facilmente comprimido para fora das superfícies de atrito, devido à grande plastificação e baixa resistência à deformação.

A fase II é concluída assim que o processo atinge o valor limitado do parâmetro de controle, ou seja, uma temperatura, um comprimento de queima ou um tempo pré-definido.

➤ Fase de Frenagem (*Breaking phase*)

Para o processo Convencional ou por Arraste Contínuo, esta etapa se inicia com a diminuição da velocidade, aumentando assim o número de microligações que ocorrem simultaneamente ao longo de todo processo de atrito das superfícies. A temperatura é mantida

pelo aquecimento proveniente do rompimento dessas microligações. Um segundo pico do torque de atrito é atingido, pois o cisalhamento aumenta a resistência devido à menor taxa de deformação. Num momento crítico, a rotação é reduzida a um nível tão baixo que a temperatura das superfícies de atrito não pode mais ser mantida. Esta redução da velocidade rotacional também resulta em um maior comprimento de queima (MEYER, 2003; PINHEIRO, 2008).

➤ Fase de Adesão (*Bonding phase*)

O mecanismo de união inicia no final da fase de aquecimento, porém a união não é homogênea ao longo da superfície de contato. Esta homogeneidade é alcançada ao longo de toda a seção quando uma força de forjamento é aplicada durante a fase de união.

A força de forjamento ocorre no final da fase de desaceleração. Este aumento da força axial resulta em um aumento do comprimento de queima e do torque de atrito, bem como expulsa camadas de óxido das regiões exteriores da zona de solda (MATTEI, 2011; PINHEIRO, 2008).

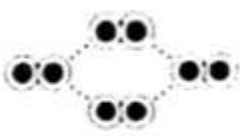
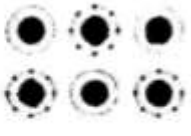
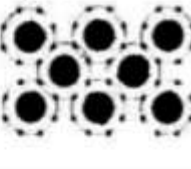
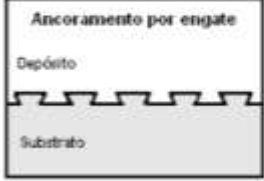
3.4 MECANISMOS DE ADESÃO DO DEPÓSITO

No estudo de um sistema depósito/substrato o conhecimento dos mecanismos que atuam na adesão e nas interfaces envolvidas é muito importante, e que, juntamente com as características dos depósitos e substrato, definem tanto o desempenho dos depósitos como o modo e forma que o mesmo possa falhar.

Os mecanismos de adesão podem ser divididos em três tipos: ancoramento ou chaveamento mecânico, ligações físicas e ligações químicas. O Quadro 2 ilustra estes três tipos de mecanismos.

Em todos os sistemas depósito/substrato estes mecanismos, individualmente ou em conjunto, são responsáveis pela adesão, sendo que geralmente há o domínio de um destes mecanismos (FROEHLICH, 2003; WEISS, 1995).

Quadro 2. Tipos de Mecanismos de Adesão

Ancoramento Mecânico	Ligações Físicas	Ligações Químicas
Aumento da área de contato 	Ligações de Van der Waals 	Ligações Iônicas 
Ancoramento por fricção 	Ligações por ponte de Hidrogênio 	Ligações Covalentes 
Ancoramento por engate 		Ligações Metálicas 

Fonte: Adaptado de WEISS, H. Adhesion of advanced overlay coatings: mechanisms and quantitative assessment. **Surface and Coatings Technology**, v. 71, n. 2, p. 201-207, 3// 1995.

As forças de ancoramento mecânico são proporcionais ao tamanho e geometria dos sítios de travamento. Estes sítios podem variar de encaixes, ranhuras, formas macroscópicas usinadas mecanicamente até rebaixos porosos de decapagem ou micro rugosidades produzidas por jateamento abrasivo. Dependendo da geometria resultante, três efeitos sobre a adesão podem ser observados. O primeiro é o aumento da área de contato com a qual as ligações químicas e/ou físicas tornam-se mais efetivas. O segundo consiste do aumento do atrito entre o depósito e o substrato. O terceiro efeito é uma forma de engate, onde depósito e substrato ficam entrelaçados em determinadas regiões com forças sendo transmitidas de acordo com as propriedades mecânicas dos materiais envolvidos (FROEHLICH, 2003).

As ligações físicas podem ser forças de *Van der Waals* ou pontes de hidrogênio e são muito fracas, suas interações energéticas são menores que 50 kJmol^{-1} com distâncias entre 0,3 a 0,5 nm.

As ligações de maior força são as ligações químicas, divididas em iônicas, metálicas e covalentes. As ligações metálicas têm níveis de energia entre 10 e 260 kJmol^{-1} , enquanto as ligações covalentes e iônicas alcançam até 1000 kJmol^{-1} e distâncias da ordem de 0,1 a 0,2 nm. As forças de adesão resultantes destas energias variam com pelo menos uma ordem de magnitude entre as ligações físicas e químicas, cerca de 500 Nmm^{-2} para ligações de hidrogênio e 5000 Nmm^{-2} para ligações químicas.

Exemplos típicos dos diferentes tipos de ligação são: ligações metálicas em metais, ligações covalentes no diamante, ligações iônicas na alumina e ligações físicas entre macromoléculas de polímeros termoplásticos. Polímeros em superfícies metálicas são usualmente aderidos por forças físicas, embora ligações químicas possam ocorrer sob certas condições (FROEHLICH, 2003).

3.5 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (*FRICTION SURFACING FS*)

Dentre os processos existentes de união por atrito está o processo de **Deposição Superficial por Atrito (*Friction Surfacing FS*)**, tendo sido inventado e patenteado em 1941 pelos pesquisadores Klopstock e Neeleands. Nas décadas de 50 e 60 cientistas da ex-União Soviética e ex-Tchecoslováquia lideraram as pesquisas e desenvolvimentos em soldagem por atrito e deposição por atrito. Na década de 70 poucos trabalhos nesta área de deposição foram relatados. Na década de 80, o processo de deposição por atrito foi retomado por pesquisadores ingleses, sendo em 1984 publicados trabalhos realizados pelo TWI e da Portsmouth Polytechnic, os quais descrevem o processo e demonstram a praticidade da técnica em determinados aços. Entretanto, comercialmente, somente apareceu na última década, através do patenteamento de um processo conhecido como “*FRICTEC*”, que é um processo de deposição superficial por atrito caracterizada por uma alta pressão de contato durante a deposição, pressão acima de 100 MPa (BATCHELOR, 1996; GANDRA, J. et al., 2014)

Este processo foi desenvolvido como uma técnica alternativa para recobrimentos superficiais resistentes ao desgaste e/ou a corrosão e consiste em um processo que ocorre no estado sólido, ou seja, não há fusão dos metais (substrato e haste consumível). Uma haste consumível é utilizada para produzir um depósito sobre a superfície do componente ou estrutura (substrato). Inicialmente a haste consumível é submetido a um movimento rotacional desejado sendo, logo após, colocado em contato com o substrato sob uma elevada força axial, dando início ao processo de atrito. O calor gerado pelo atrito entre a haste consumível e o substrato faz com que ocorra o aquecimento, logo a plastificação do consumível.

Após ocorrer a plastificação, o substrato ou o consumível é submetido a um movimento transversal relativo (avanço) fazendo com que ocorra o depósito de uma camada do consumível no substrato (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000).

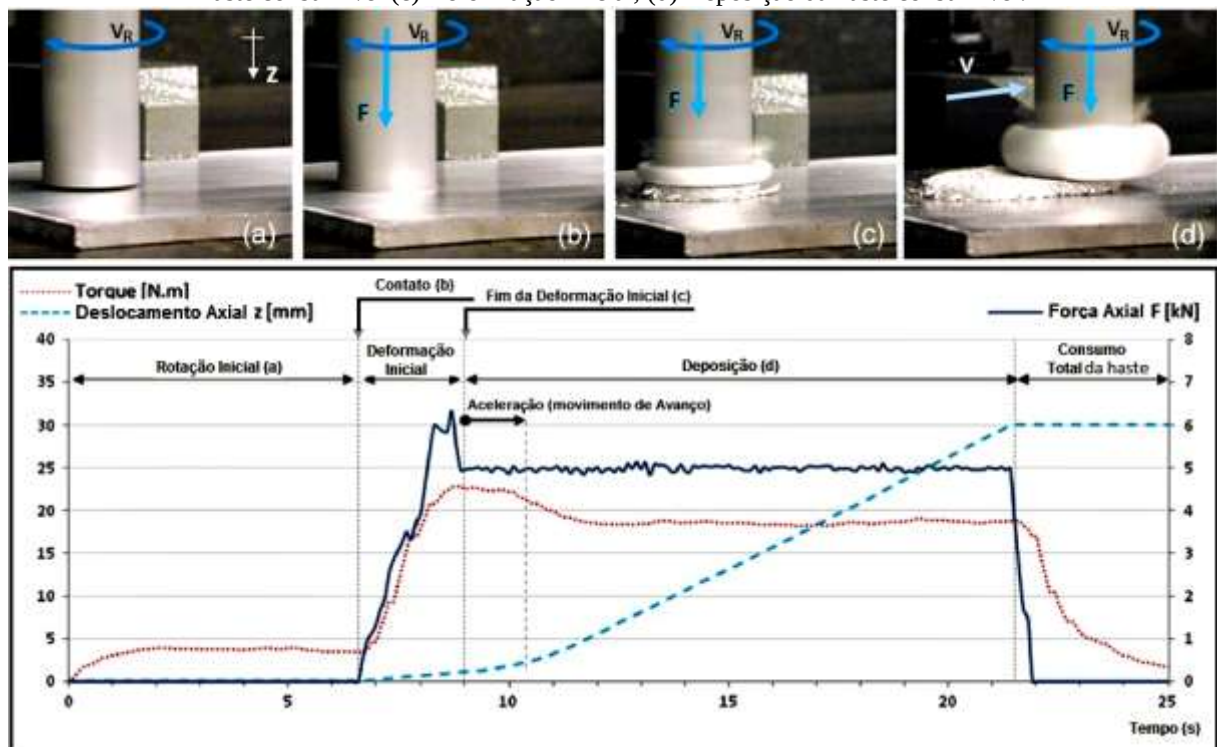
A camada depositada caracteriza-se pela microestrutura refinada devido ao processo de recristalização dinâmica semelhante ao forjamento à quente e com excelente adesão

metalúrgica devido à difusão (facilitada pela temperatura elevada) e adesão mecânica junto à interface do depósito com o substrato e isenta de alguns defeitos comuns em processos de soldagem por fusão como: vazios, porosidades e inclusões (GANDRA, J. et al., 2013a; VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000)

A Figura 3.3 mostra uma sequência do processo de deposição por atrito com respectivos parâmetros de processo que ocorre durante o procedimento de deposição.

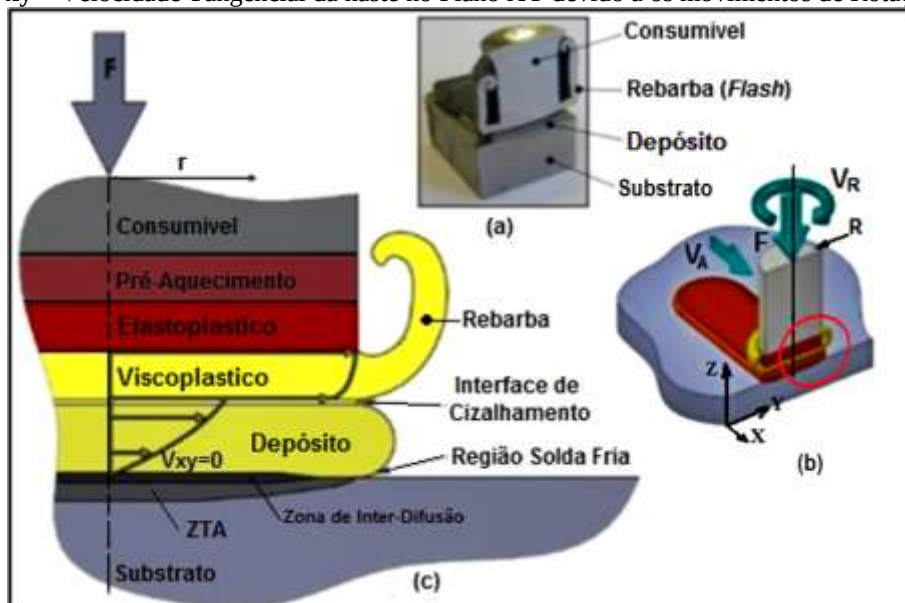
Uma característica importante deste processo são os fenômenos termomecânicos que experimenta a haste consumível e o substrato em contato os quais estão associados às transformações metalúrgicas que ocorrem durante o processo todo. A Figura 3.4 representa um modelo proposto por alguns autores com o intuito de identificar os fenômenos descritos anteriormente.

Figura 3.3. Sequência do processo de deposição superficial por atrito. (a) Rotação Inicial, (b) Aproximação da haste consumível (c) Deformação Inicial, (d) Deposição da haste consumível.



Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. Wear characterization of functionally graded Al–SiC composite coatings produced by Friction Surfacing. **Materials & Design**, v. 52, p. 373-383, 2013.

Figura 3.4. Processos Termomecânicos. (a) seção consumível, (b) Parâmetros do Processo, (c) Transformações Termomecânicas e Perfil de Velocidade. F – Força de Forjamento, V_R – Velocidade de Rotação, V_A – Velocidade de Avanço, V_{xy} – Velocidade Tangencial da haste no Plano XY devido á os movimentos de Rotação e Avanço.



Fonte: Adaptado de VILAÇA, P.; VIDAL, C.; GANDRA, J. Linear friction based processing technologies for aluminum alloys: surfacing, stir welding and stir channeling. In: (Ed.): INTECH Open Access Publisher, 2012. cap. 7, ISBN 9535108611.

Outra característica comum ao processo é a presença de uma pequena região nas bordas do depósito que não adere ao substrato, também conhecida como solda fria (*undercut*, *cold lap*). Este fato ocorre em ambos os lados, lado de recuo (lado onde o movimento de rotação da haste e o movimento de deslocamento do substrato são mesmo sentido) e lado de avanço (é o lado onde a rotação da haste e o deslocamento do substrato é em direção oposta) (GANDRA, J. et al., 2014).

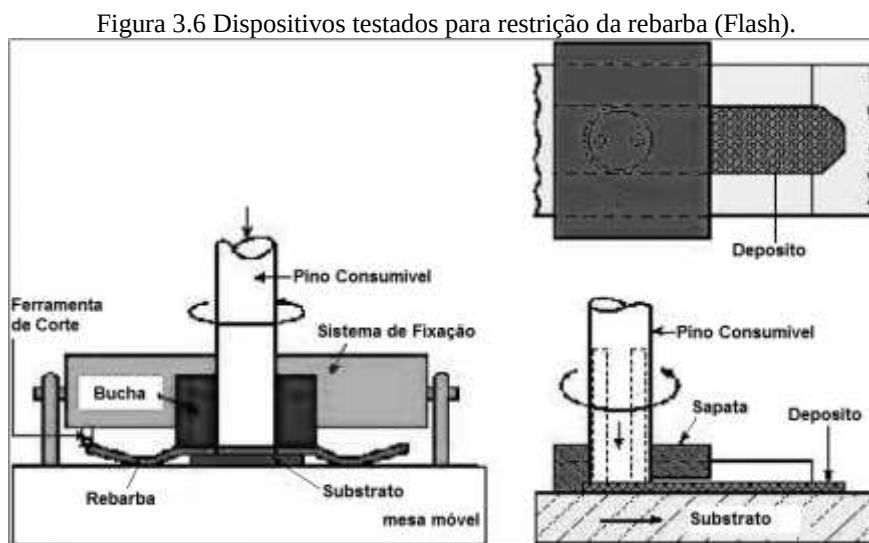
Geralmente, o tamanho desta região, em ambos os lados, é menor que 10% do tamanho da largura do depósito (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000). A Figura 3.5 mostra a região de solda fria de um depósito realizado a fim de ilustrar o fenômeno.

Figura 3.5. Micrografia mostrando a região de Solda Fria (*undercut*, *Cold Lap*).



Fonte: Adaptado de VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I.; BEDFORD, G. M. Decision support system to optimise the Frictec (Friction Surfacing) process. **Materials Processing Technology**, n. 107, p. 236-242, 2000.

O TWI em suas pesquisas desenvolveu alguns dispositivos para diminuir o efeito da formação da rebarba através do uso de elementos de restrição e de corte desta rebarba durante o processamento. Adicionalmente, desenvolveram dispositivos para alimentação contínua do consumível a fim de aumentar a produtividade da deposição, pois até então os comprimentos das hastes consumíveis são em torno de 100 mm, fazendo que ocorra a interrupção do processo para a troca da haste. A Figura 3.6 mostra o desenho esquemático de dois dispositivos testados.



Fonte: MATTEI, F. **Desenvolvimento de equipamento para estudo de soldagem por fricção** 2011. Mestrado Escola de Engenharia UFRGS, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

A espessura do depósito pode variar de 0,5 a 6 mm, a qual dependerá do diâmetro da haste consumível, do material a ser depositado e da capacidade de carga do equipamento utilizado.

Em relação aos processos de soldagem onde há fusão da metal base e *termospray*, a deposição por atrito apresenta algumas vantagens, pois o processo é considerado limpo, não desprende fumos tóxicos e respingos, a diluição é considerada como desprezível (em torno de 20 mm) e a zona afetada termicamente (ZTA) é estreita. Adicionalmente, o aproveitamento da energia é eficiente e o calor gerado é utilizado somente aonde é necessário (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000).

3.6 DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO (*Friction Surfacing FS*)

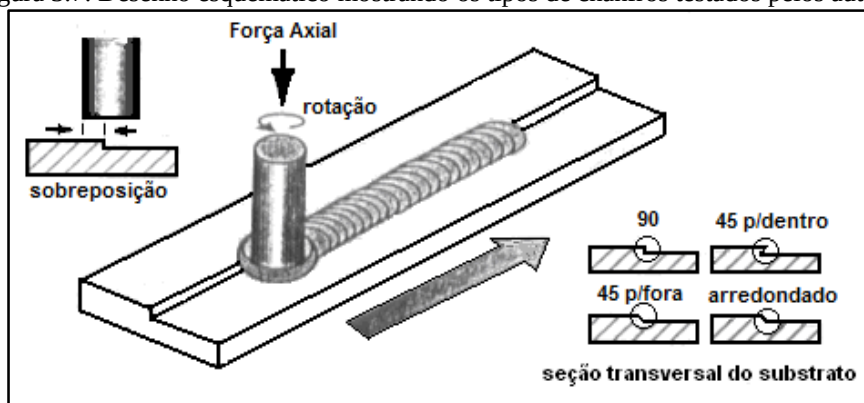
Nos últimos 20 anos aproximadamente tem aumentado consideravelmente a quantidade de trabalhos realizados utilizando a técnica de deposição superficial por atrito utilizando

diversos tipos de materiais depositados. Van Kalken (2001) em sua dissertação de mestrado apresentou um estudo de deposição de um aço inoxidável austenítico DIN XCrNiMoTi17-12-2 em substrato de aço baixo carbono utilizando um robô TRICEPT 600. A vantagem do uso do robô é que se podem realizar depósitos em três eixos bem como automatizar o processo.

Vitanov e Voutchkov (2005) realizaram um extenso trabalho, fazendo mais de 1200 depósitos, usando diferentes materiais e formas de substrato e também variando os materiais das hastes consumíveis (aços inoxidáveis AISI 303, 304, 316, 416 e 431) e o diâmetro dos mesmos. A intenção era de tentar entender as relações dos parâmetros do processo com a qualidade dos depósitos e, desta forma, desenvolver um software em que se pode escolher os melhores parâmetros para determinados substratos e haste consumíveis. Em seus experimentos variaram a força axial aplicada (F), a velocidade de rotação da haste (V_R), a velocidade de avanço do substrato (V_A) e mediram três variáveis que consideraram como essenciais para determinar a qualidade do depósito: a espessura (E), largura (L) e a resistência à adesão do depósito (C_{bs}). Também foram medidas a temperatura (T), torque (M) e tempo de deposição (t). Baseado nos resultados dos experimentos desenvolveram um software chamado de *FricExpert*.

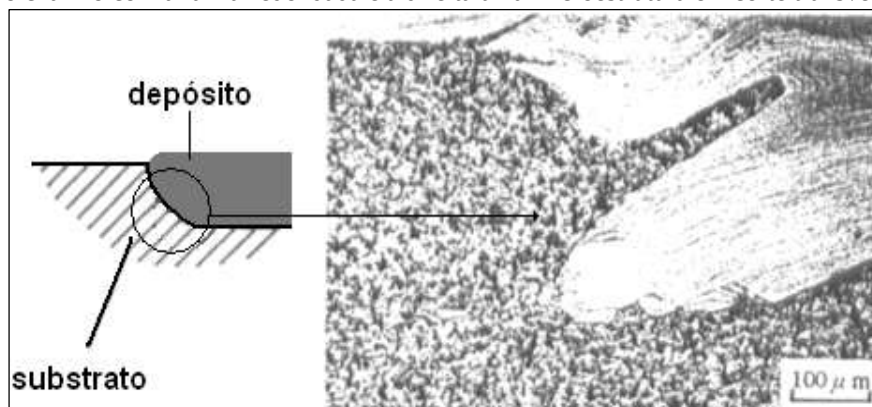
Shinoda et al., (1998) estudaram a deposição de multicamadas e também a influência da forma do chanfro no substrato. Neste trabalho foi depositado o aço inoxidável martensítico AISI 440 C em um substrato de aço baixo carbono. Os tipos de chanfros testados foram com o ângulo de raiz reta, com o canto da raiz arredondado, com inclinação positiva de 45° e inclinação negativa (para dentro) de 45° (vide Figura 3.7). Deste estudo foi concluído que a direção de rotação da haste consumível determina o fluxo plástico do material depositado sendo que os melhores resultados encontrados foram conseguidos, para dados parâmetros e materiais, com a haste com rotação anti-horária em um chanfro com o canto da raiz arredondado sem sobreposição dos depósitos, conforme ilustra a Figura 3.8.

Figura 3.7. Desenho esquemático mostrando os tipos de chanfros testados pelos autores



Fonte: Adaptado de SHINODA, T. et al. Effect of process parameters during friction coating on properties of non-dilution coating layers. **Surface Engineering**, v. 14, n. 3, p. 211-216, 1998.

Figura 3.8. Figura mostrando à esquerda um desenho esquemático com a deposição com os melhores parâmetros e o chanfro com a raiz arredondada e à direita uma microestrutura em corte transversal



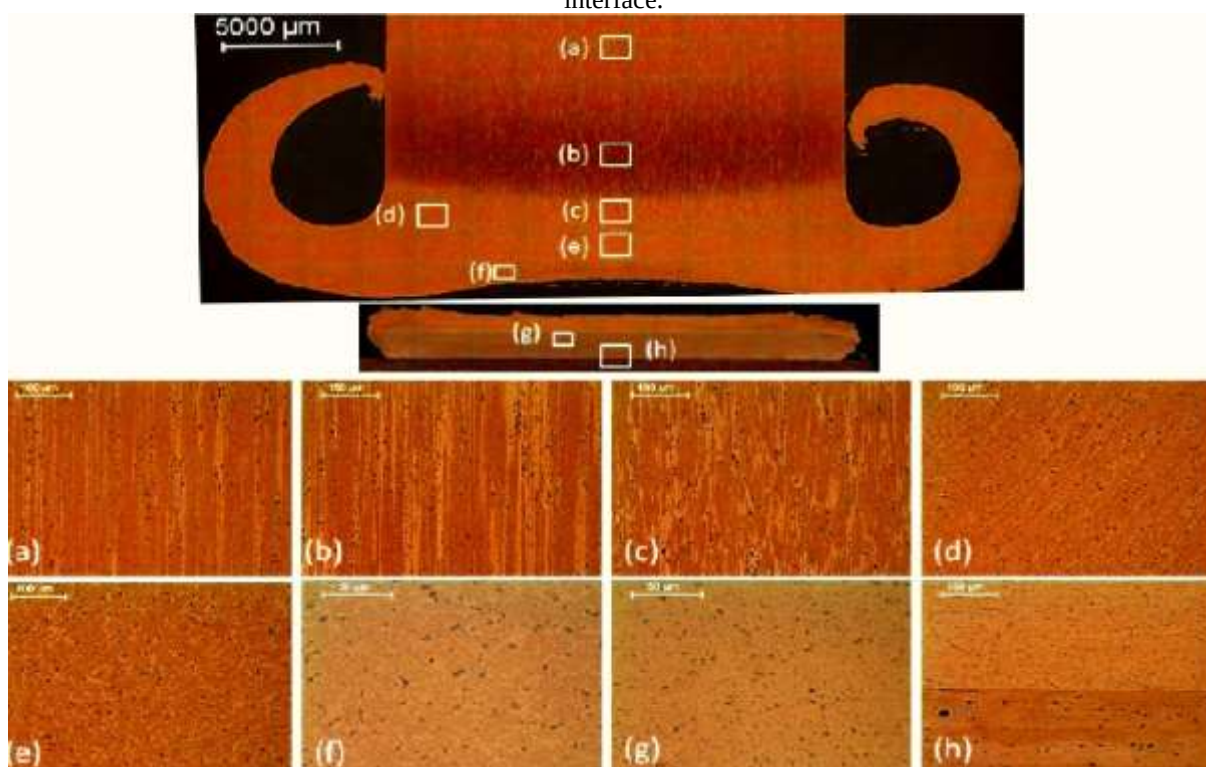
Fonte: Adaptado de SHINODA, T. et al. Effect of process parameters during friction coating on properties of non-dilution coating layers. **Surface Engineering**, v. 14, n. 3, p. 211-216, 1998.

Uma das vantagens mais destacadas do processo de deposição superficial por atrito é a possibilidade de deposição de materiais dissimilares. Chandrasekaran; Batchelor e Jana (1997) investigaram a deposição de aço ferramenta, ligas à base de níquel (Inconel), ligas de alumínio e ligas de titânio em substrato de aço baixo carbono e deposição de aço inoxidável, aço baixo carbono e Inconel em substrato de liga de alumínio. Eles observaram que o aço ferramenta e o Inconel depositaram muito bem em substrato de aço baixo carbono e que a liga de alumínio pode ser depositada somente com o aumento da força aplicada. Por outro lado, o titânio não depositou em nenhuma das condições testadas (talvez pela alta plasticidade nas temperaturas alcançadas pelo processo). Quando utilizaram a liga de alumínio como substrato, observaram a formação de uma camada intermetálica (via análise por espectroscopia de energia dispersiva – microsonda EDS), exceto quando usado o aço inoxidável, ocorreu uma fusão localizada na liga de alumínio, o que indica uma relação inadequada de parâmetros. A deposição do aço baixo carbono no substrato de alumínio pode ser realizada com sucesso. Mais um outro trabalho corresponde a uma variação do processo patenteada por Thomas et al., (1992) principalmente para a fabricação de discos de freio. Aqui, hastes consumíveis de aço de liga leve são perfuradas e preenchidas por micropartículas duras como tungstênio, cobalto, molibdênio, carboneto de silício ou titânio. Os revestimentos produzidos por este método podem exibir boas propriedades abrasivas de acordo com o desenho das peças.

Sakihama; Tokisue e Katoh (2003) realizaram diversas deposições utilizando o processo por atrito utilizando como substrato e haste consumível uma liga de Alumínio AA 5052, objetivando relacionar os parâmetros do processo, como: rotação da haste consumível, força axial e velocidade de avanço da deposição, com a aparência visual do depósito, largura, espessura, comprimento e eficiência dos depósitos.

Vilaça; Vidal e Gandra (2012) relataram a transformação gradual experimentada por uma haste de liga AA6082-T6 durante a deposição sobre chapas da liga AA 2024-T3. Neste trabalho o autor descreve a microestrutura da haste consumível antes e depois da deposição e estabelece a presença de grãos anisotrópicos alinhados ao longo da direção de extrusão da haste. O calor gerado afeta a microestrutura do material depositado apresentando alguns precipitados grosseiros perto da interface como mostra a Figura 3.9.

Figura 3.9. Transformação microestrutural durante o processo de deposição superficial por atrito de AA6082-T6 sobre AA2024-T3. (a) base do material consumível (b) zona afetada pelo calor (c) zona afetada pela compressão (d) zona afetada pela torção (e e f) microestrutura completamente recristalizada (g) material depositado (h) interface.



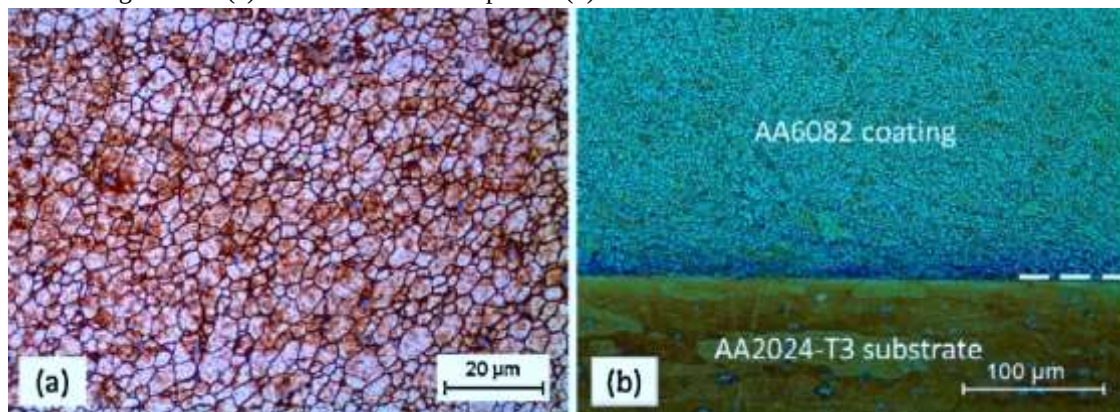
Fonte: VILAÇA, P.; VIDAL, C.; GANDRA, J. Linear friction based processing technologies for aluminum alloys: surfacing, stir welding and stir channeling. In: (Ed.): INTECH Open Access Publisher, 2012. cap. 7, ISBN 9535108611.

Suhudin et al. (2012) também pesquisou a transformação microestrutural no processo de deposição superficial por atrito na liga de alumínio AA6086-T6 sobre AA2024-T3. Os autores relataram o mecanismo de recristalização e quantificaram a evolução microestrutural da haste consumível com especial ênfases na transição ao redor da zona termomecanicamente afetada.

Um trabalho adicional ao processo de deposição superficial por atrito de depósitos da liga AA6082-T6 sobre a liga 2024-T3 foi apresentado por Gandra et al (2013, 2013a) que quantificou o tamanho dos grãos da haste antes e depois da deposição, os resultados mostraram

uma diferença de grão refinado aproximadamente de 33% quando comparado com a haste na condição inicial (vide Figura 3.10).

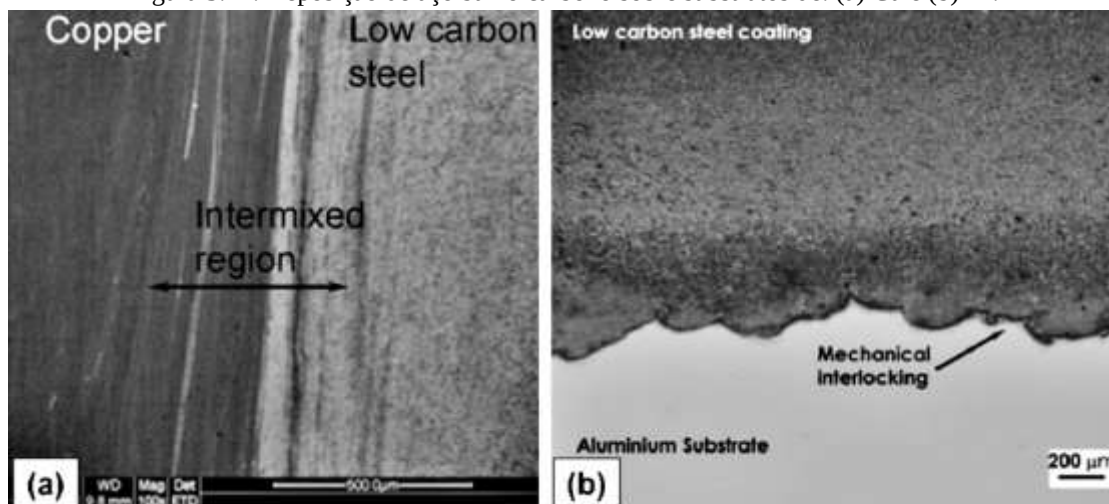
Figura 3.10 (a) Microestrutura do depósito. (b) Interface em AA6082-T6 sobre 2024-T3.



Fonte: GANDRA, J. et al. Friction surfacing - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

Rao et al. (RAO et al., 2012) depositou satisfatoriamente um aço de baixo carbono sobre substratos de cobre e alumínio respectivamente (vide Figura 3.11).

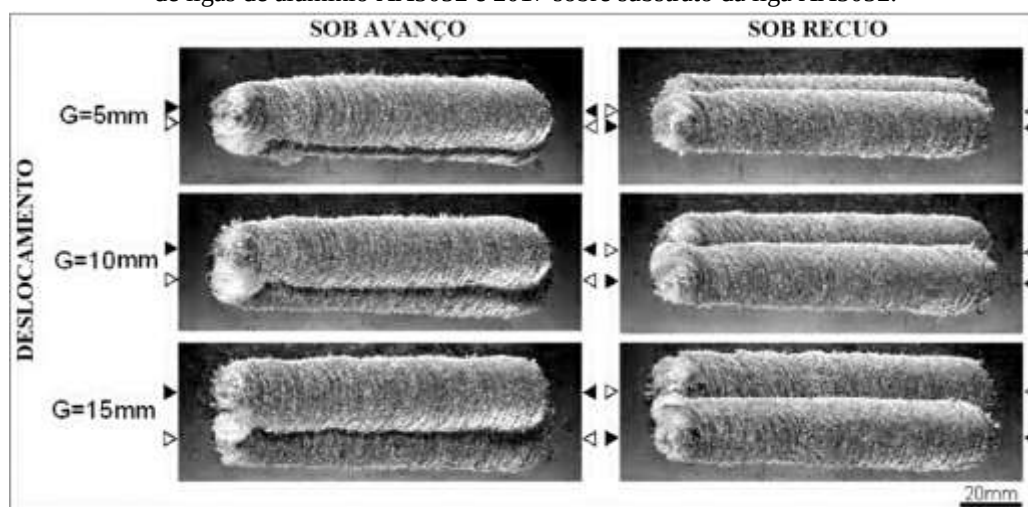
Figura 3.11. Deposição de aço baixo carbono sobre substratos de: (a) Cu e (b) Al.



Fonte: GANDRA, J.; MIRANDA, R. M.; VILAÇA, P. Performance analysis of friction surfacing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 8, p. 1676-1686, 2012.

Também utilizando ligas de alumínio, os pesquisadores Tokisue et al. (2006) realizaram a deposição de dois depósitos, um ao lado do outro, com hastes consumíveis de ligas de alumínio AA5052 e 2017 em um substrato da liga AA5052 como mostra a Figura 3.12. Deste trabalho foi observado que após a deposição do segundo depósito, a região de solda fria (undercut) do primeiro depósito abaixo do segundo depósito desapareceu e que as microestruturas dos depósitos apresentaram mais refinada que a do substrato e das hastes consumíveis.

Figura 3.12. Deposição sobrecamada com deslocamentos nos lados de avanço e recuo com hastes consumíveis de ligas de alumínio AA5052 e 2017 sobre substrato da liga AA5052.



Fonte: Adaptado de TOKISUE, H. et al. Mechanical Properties of 5052-2017 Dissimilar Aluminum Alloys Deposit by Friction Surfacing. **Materials Transactions**, v. 47, n. 3, p. 874-882, 2006.

3.7 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO

A importância de uma boa adesão dos depósitos e suas características sobre os diferentes substratos depende significativamente dos parâmetros envolvidos dentro do processo. Embora o efeito dos parâmetros e/ou variáveis do processo no resultado final é complexo e tende a ser não linear existem algumas tendências claras reportadas na literatura com base a certos parâmetros específicos.

Segundo a literatura, os principais parâmetros do processo de deposição superficial por atrito são a Força Axial (F), a Velocidade de Rotação da haste Consumível (V_R), a Velocidade de Avanço (V_A), e o Diâmetro da haste Consumível (D_h) (GANDRA, J. et al., 2014).

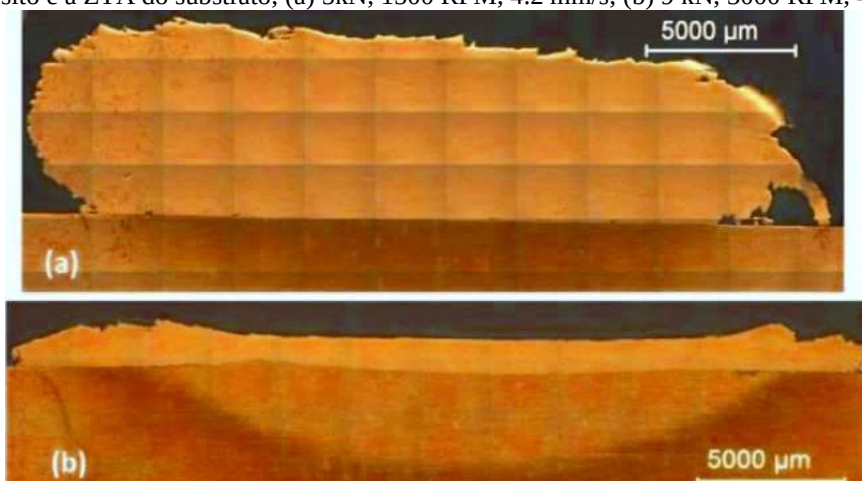
3.7.1 Força axial (F)

A força axial é um dos parâmetros de maior importância neste processo, pois com o aumento da força aplicada aumenta proporcionalmente a resistência à adesão do depósito e, consequentemente, diminui a área de solda fria (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000). Por outro lado, com o aumento da força aplicada diminui a espessura e aumenta a largura do depósito (SHINODA et al., 1998).

Forças axiais insuficientes resultam em interfaces pouco consolidadas em quanto que forças excessivas resultam em depósitos com concavidades ao longo da sua seção transversal

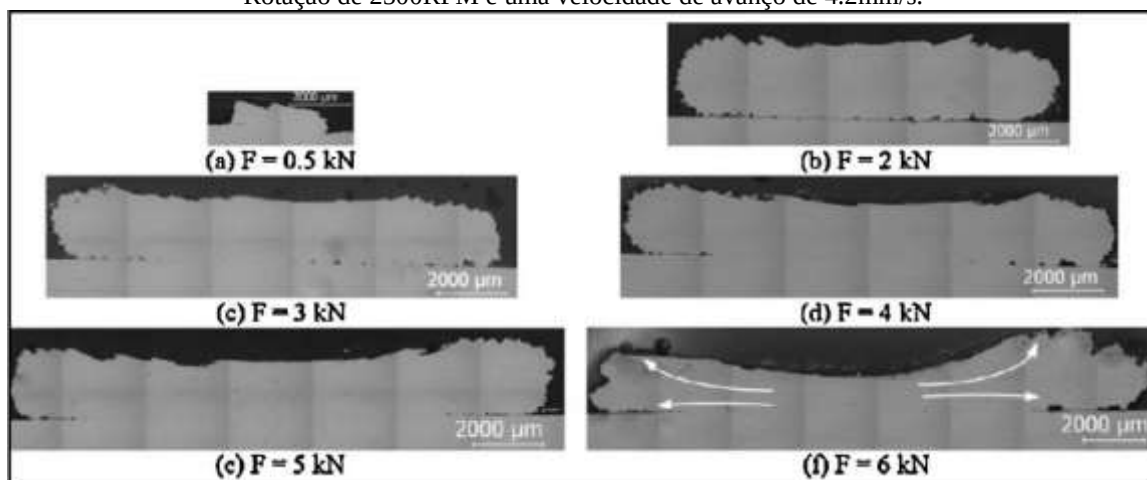
deste modo, forças axiais intermediárias beneficiam a largura e espessura dos depósitos. Este efeito foi reportado por Gandra; Miranda e Vilaça (2012) na deposição de liga de alumínio sobre liga de alumínio e aço sobre aço, como pode ser visto nas Figuras 3.13 e 3.14 respectivamente.

Figura 3.13. Influência da força axial e a velocidade de rotação da haste consumível sobre a largura e espessura do depósito e a ZTA do substrato; (a) 5kN, 1500 RPM, 4.2 mm/s; (b) 9 kN, 3000 RPM, 4.2 mm/s.



Fonte: GANDRA, J. et al. Influence of Process Parameters in the Friction Surfacing of AA 6082-T6 over AA 2024-T3. **Procedia CIRP**, v. 7, p. 341-346, 2013a.

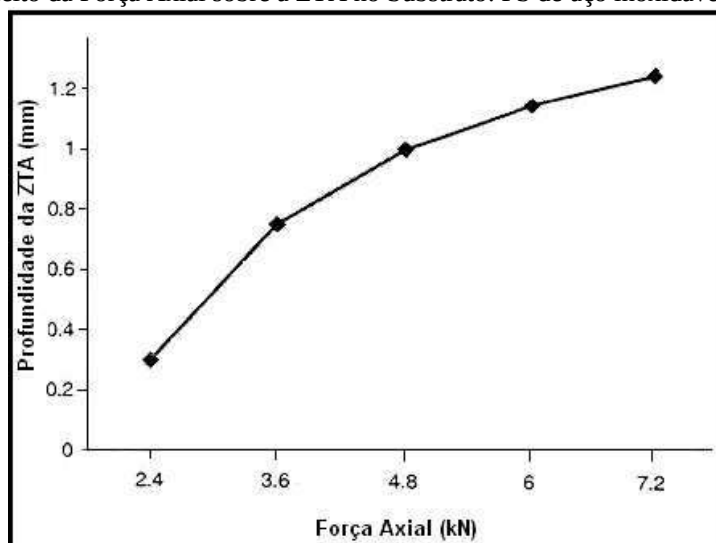
Figura 3.14. Efeito da Força Axial sobre a morfologia do Depósito ao redor da interface. Processo de Deposição Superficial por atrito de aço sobre aço. Haste consumível com 10mm de Diâmetro, usando uma Velocidade de Rotação de 2500RPM e uma velocidade de avanço de 4.2mm/s.



Fonte: GANDRA, J.; MIRANDA, R. M.; VILAÇA, P. Performance analysis of friction surfacing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 8, p. 1676-1686, 2012.

Van Kalken (2001) observou que o aumento da força axial pode aumentar a profundidade da ZTA como pode ser notado na Figura 3.15.

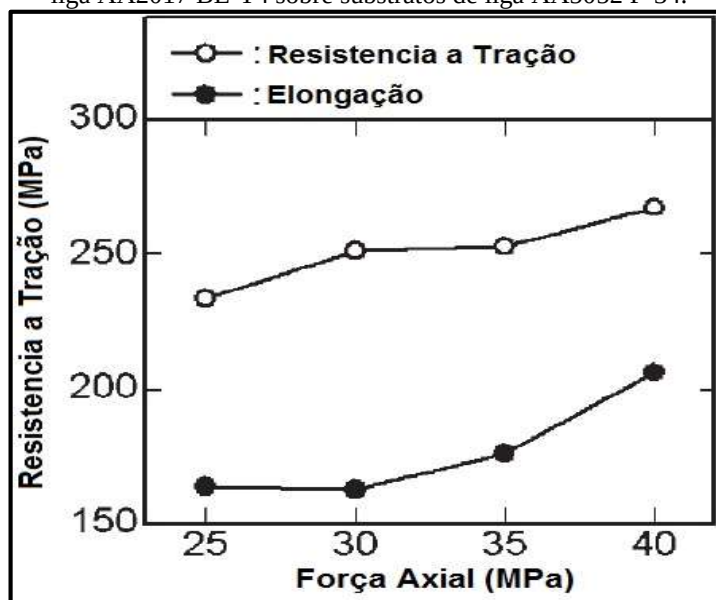
Figura 3.15. Efeito da Força Axial sobre a ZTA no Substrato. FS de aço inoxidável sobre aço doce.



Fonte: Adaptado de VAN KALKEN, A. **Friction Surfacing of Stainless Steel on Mild Steel With a Robot**. 2001. Dissertação de Mestrado, Delft University of Technology

Alguns estudos também demonstraram que a resistência mecânica dos depósitos é aumentada com o aumento da força axial, como foi reportado por Tokisue et al. (2006) na deposição da liga AA2017 BE-T4 sobre substratos de liga AA5052 P-34 como mostra a Figura 3.16.

Figura 3.16. Efeito da Força Axial sobre a resistência mecânica do depósito na deposição superficial por atrito da liga AA2017 BE-T4 sobre substratos de liga AA5052 P-34.



Fonte: Adaptado de TOKISUE, H. et al. Mechanical Properties of 5052-2017 Dissimilar Aluminum Alloys Deposit by Friction Surfacing. **Materials Transactions**, v. 47, n. 3, p. 874-882, 2006.

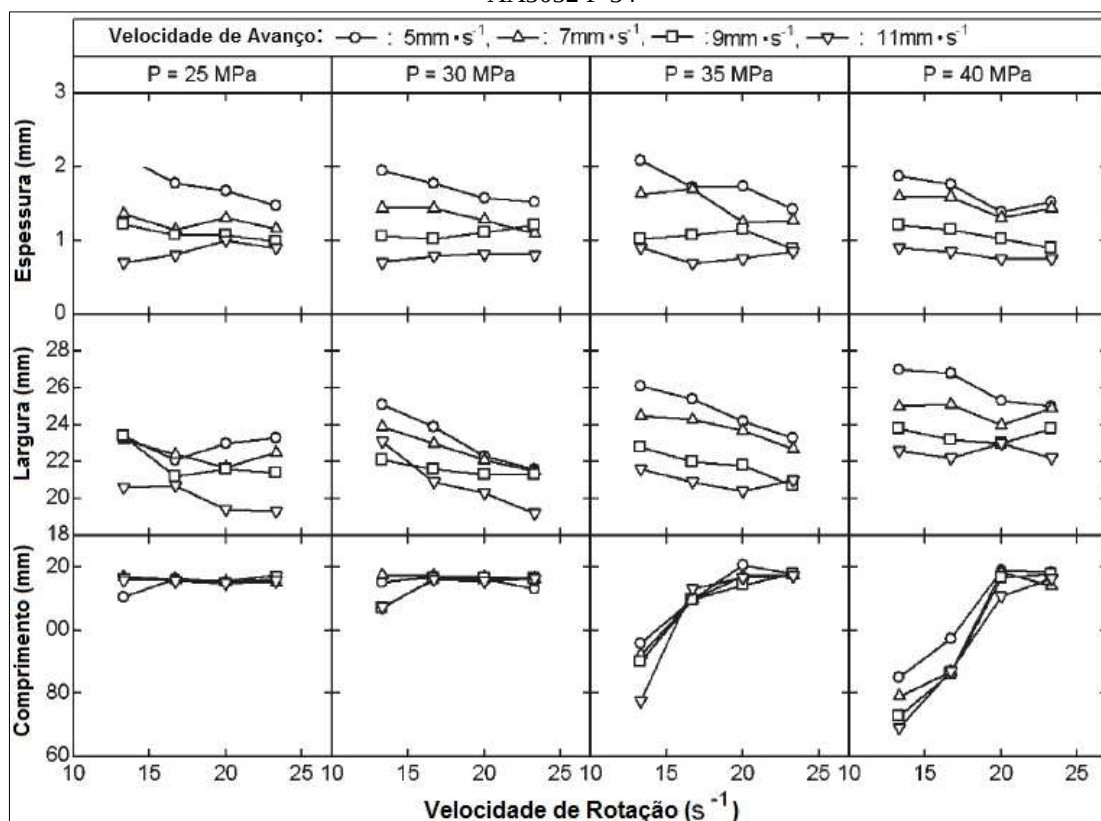
3.7.2 Velocidade de rotação da haste consumível (V_R)

A velocidade de rotação da haste consumível influi na qualidade da adesão, na largura do revestimento, e na rugosidade do depósito. Velocidades de rotação intermediárias melhoram a qualidade da união, no entanto; altas velocidades de rotação podem produzir uma redução da largura e profundidade da ZTA no substrato.

Em pesquisa realizada por Rafi et al. (2010), foi constatado que aumentando a velocidade de rotação da haste consumível, mantendo constante a força aplicada e a velocidade de avanço do substrato, diminui a largura e a espessura dos depósitos. Na deposição superficial por atrito de aço inoxidável austenítico AISI 310 sobre aço baixo carbono, usando uma haste consumível de 18 mm de diâmetro, força axial de 10 kN e velocidade de rotação de 800 RPM.

Da mesma forma, resultados similares foram reportados no processo de deposição superficial por atrito na deposição da liga AA2017 BE-T4 sobre substratos de liga AA5052 P-34 (TOKISUE et al., 2006). A Figura 3.17 representa graficamente o comportamento destes parâmetros em função da variação da velocidade de rotação.

Figura 3.17. Relação entre a velocidade de rotação da haste consumível com a espessura, a largura e comprimento dos depósitos na deposição superficial por atrito FS da liga AA2017 BE-T4 sobre substrato de liga AA5052 P-34

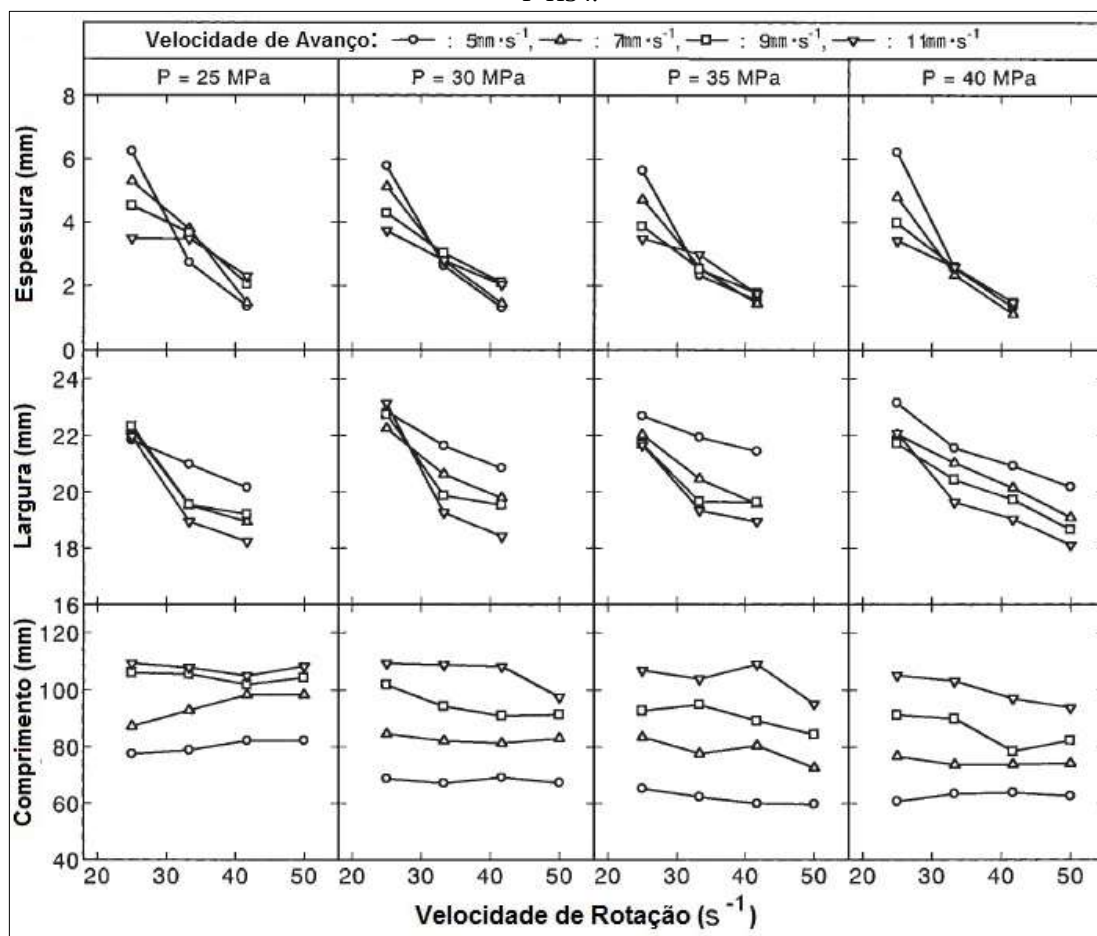


Fonte: Adaptado de TOKISUE, H. et al. Mechanical Properties of 5052-2017 Dissimilar Aluminum Alloys Deposit by Friction Surfacing. **Materials Transactions**, v. 47, n. 3, p. 874-882, 2006.

É possível notar na Figura uma diminuição da espessura e largura dos depósitos com o aumento dos parâmetros de processo de deposição superficial por atrito. A influência da velocidade de avanço e a força axial sobre o comprimento dos depósitos tornou-se menos significativa com o aumento da velocidade de rotação da haste consumível. Em geral, os depósitos mostraram uma tendência a diminuir estas quantidades com o aumento dos parâmetros de processo.

Sakihama; Tokisue e Katoh (2003) desenvolveram uma descrição da influência dos parâmetros de processo especificamente da velocidade de rotação da haste consumível em função da largura, a espessura e o comprimento dos depósitos (vide Figura 3.18) junto com uma caracterização mecânica (Tração) de uma haste consumível da liga AA5052 BDS-F de 20 mm de diâmetro sobre chapas do mesmo material (liga AA5052 P-H34) com 5 mm de espessura.

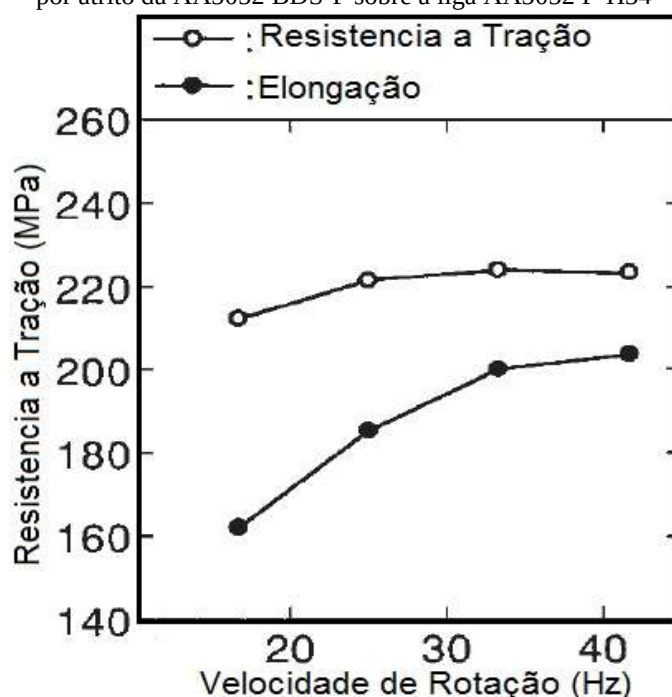
Figura 3.18. Relação entre a velocidade de rotação da haste consumível com a espessura, a largura e comprimento dos depósitos na deposição superficial por atrito FS da liga AA5052 BDS-F sobre a liga AA5052 P-H34.



Fonte: Adaptado de SAKIHAMA, H.; TOKISUE, H.; KATOH, K. Mechanical Properties of Friction Surfaced 5052 Aluminum Alloy. **Materials Transactions**, v. 44, n. 12, p. 2688-2694, 2003.

Como resultado desse trabalho, a resistência mecânica do depósito aumenta com o aumento da velocidade de rotação e a velocidade de avanço da haste consumível tende a diminuir ligeiramente com o aumento da força axial aplicada. Além disso, a resistência a tração do depósito foi aproximadamente 88,8% mais alta quando comparada com a resistência mecânica do material usado como substrato. A Figura 3.19 descreve o comportamento mecânico do depósito no material em função da velocidade de rotação da haste consumível para uma carga constante de 30 MPa nesse trabalho.

Figura 3.19. Efeito da Velocidade de Rotação sobre a resistência mecânica do depósito na deposição superficial por atrito da AA5052 BDS-F sobre a liga AA5052 P-H34



Fonte: Adaptado de SAKIHAMA, H.; TOKISUE, H.; KATOH, K. Mechanical Properties of Friction Surfaced 5052 Aluminum Alloy. **Materials Transactions**, v. 44, n. 12, p. 2688-2694, 2003.

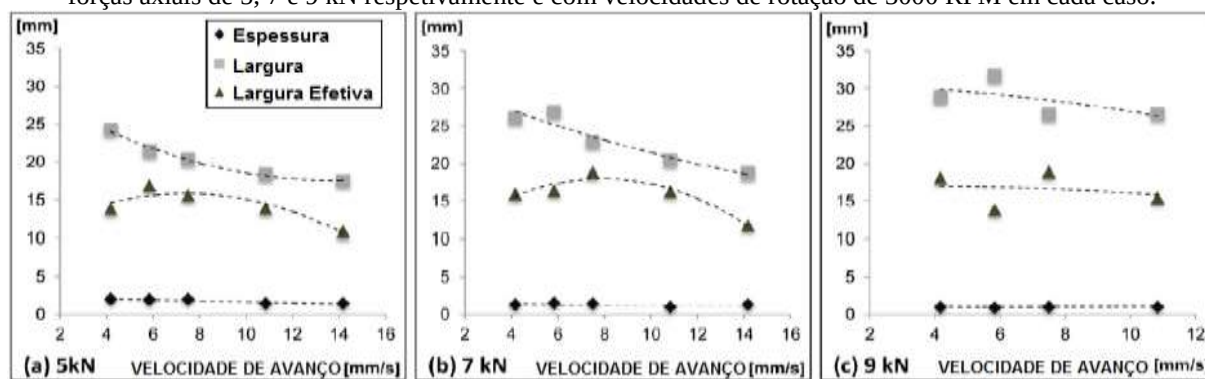
Nos estudos realizados por Shinoda et al. (1998) foi demonstrado que a rotação da haste consumível influencia na energia total da deposição, onde a energia de união da haste é maior em maiores rotações e que a distribuição do calor entre o substrato e a haste consumível pode ser controlada pela rotação. Também foi observado que a ZTA diminui com o aumento da rotação da haste consumível.

3.7.3 Velocidade de avanço do substrato (V_A)

Gandra et al. (2013a) estudaram a influência dos parâmetros do processo FS entre eles a velocidade de avanço do substrato de barras metálicas de AA6082-T6 com 20 mm de diâmetro sobre chapas de AA2024-T3 de 4mm de espessura. Com os parâmetros de processo usados, o

revestimento apresentou uma largura de cerca de 20 mm e uma espessura mínima de 2 mm, o calor conduzido ao substrato AA2024-T3 gerou um ligeiro sobre-envelhecimento, evidenciado por uma diminuição na dureza de 6% ao longo de uma profundidade de 2,2 mm sobre a ZTA. A Figura 3.20 descreve mais detalhadamente os resultados deste estudo.

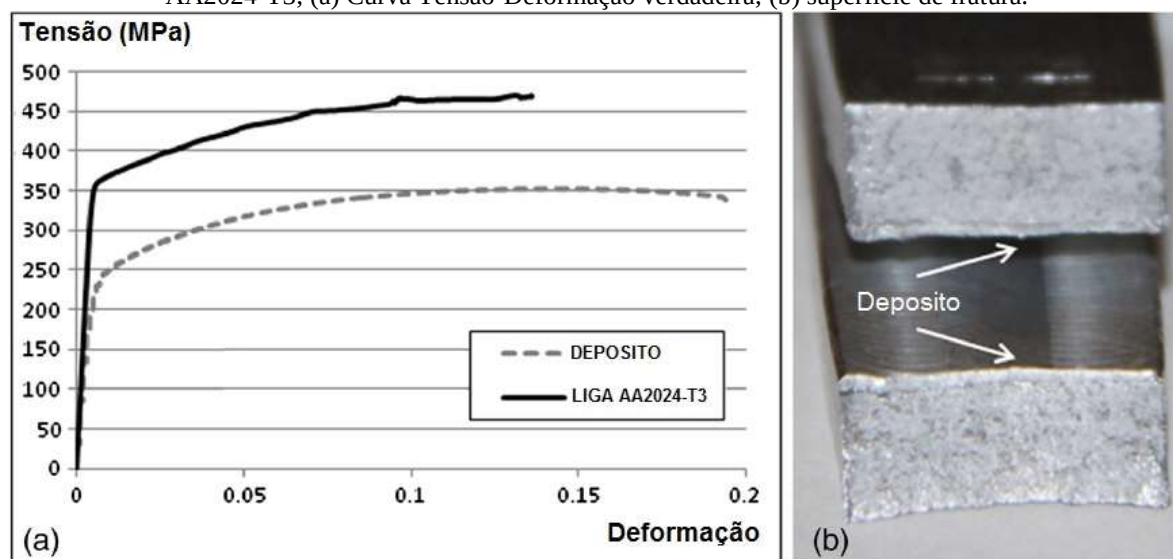
Figura 3.20. Efeito da velocidade de avanço sobre a espessura, a largura e a largura efetiva dos depósitos para forças axiais de 5, 7 e 9 kN respetivamente e com velocidades de rotação de 3000 RPM em cada caso.



Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. Influence of Process Parameters in the Friction Surfacing of AA 6082-T6 over AA 2024-T3. **Procedia CIRP**, v. 7, p. 341-346, 2013a.

Em um trabalho adicional, os mesmos autores investigaram a caracterização mecânica do processo FS usando uma haste consumível da liga AA6082-T6 de 20 mm de diâmetro sobre uma chapa AA2024-T3 de 4,8 mm de espessura (GANDRA et al., 2013). Os resultados mostraram que a resistência à tração do depósito diminuiu em aproximadamente 25% quando comparada com a liga usada como substrato (AA2024-T3) em quanto que a deformação total até a ruptura melhorou significativamente como pode ser notado na Figura 3.21.

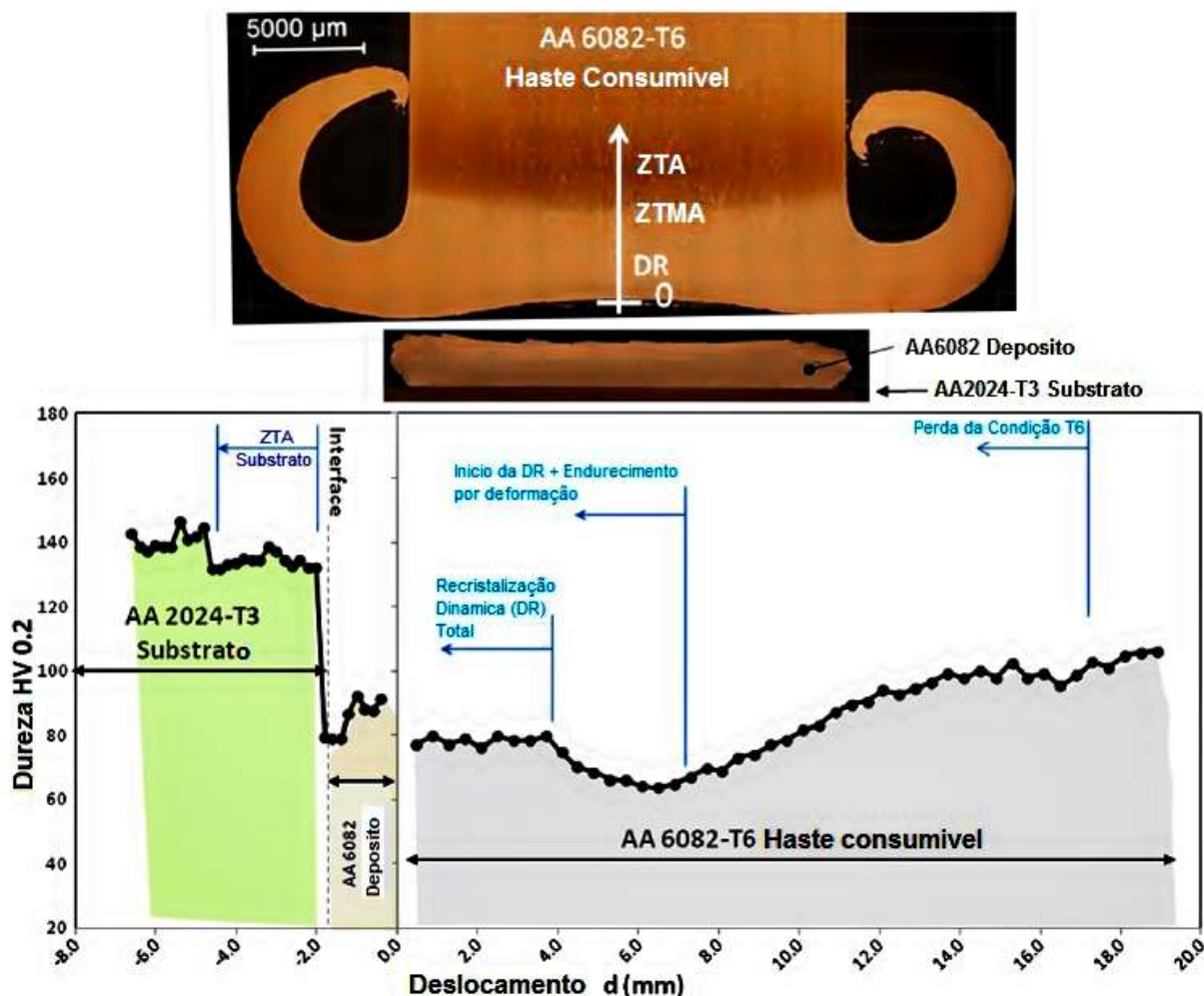
Figura 3.21. Caracterização mecânica na deposição superficial da liga AA6082-T6 sobre substrato de liga AA2024-T3; (a) Curva Tensão-Deformação verdadeira; (b) superfície de fratura.



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**, v. 223, p. 32-40, 2013.

Adicionalmente, os efeitos termomecânicos experimentados na haste consumível no processo de deposição nesse trabalho foram descritos por meio de um perfil de microdureza como pode-se notar na Figura 3.22.

Figura 3.22. Perfil de microdureza ao longo da haste consumível e a seção transversal do depósito.

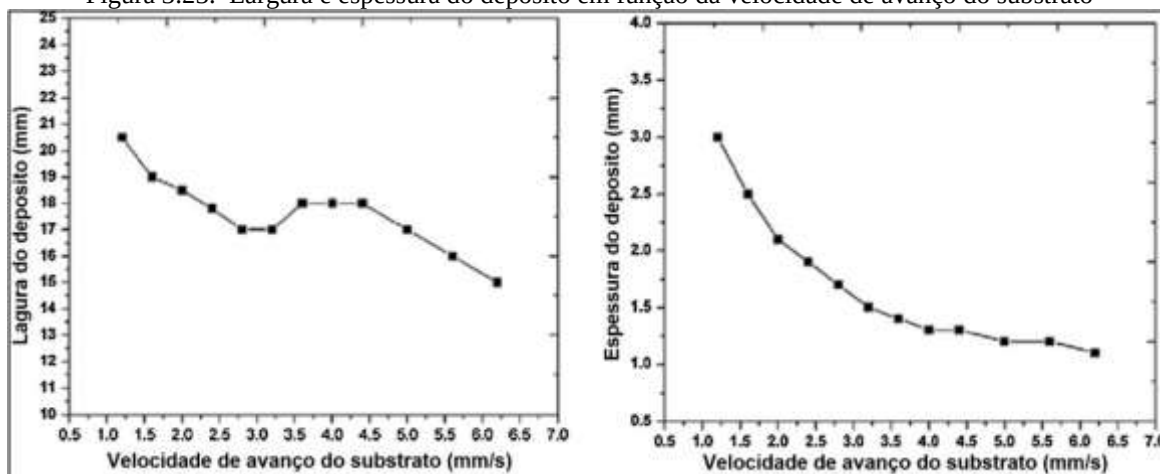


Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. Deposition of AA6082-T6 over AA2024-T3 by friction surfacing - Mechanical and wear characterization. **Surface and Coatings Technology**, v. 223, p. 32-40, 2013.

É possível notar na Figura 3.22 que os valores de microdureza do depósito é ligeiramente maior perto da superfície atingindo um máximo de aproximadamente 91 HV_{0,2}. Porém o depósito apresenta uma microestrutura mais fina, a perda da condição T6 (envelhecimento artificial) da liga depositada (AA6082-T6) devido ao calor gerado no processo provoca uma diminuição de quase 15% quando comparada com o valor máximo de microdureza da haste na condição como recebida. O perfil também revelou uma profundidade da ZTA de aproximadamente 2,2 mm associada a uma diminuição de 5% no valor de microdureza.

Rafi et al. (2010) observaram que com o aumento da velocidade de avanço do substrato ocorre uma diminuição significativa da espessura do depósito, com uma leve diminuição da largura do depósito, conforme pode-se observar na Figura 3.23.

Figura 3.23. Largura e espessura do depósito em função da velocidade de avanço do substrato

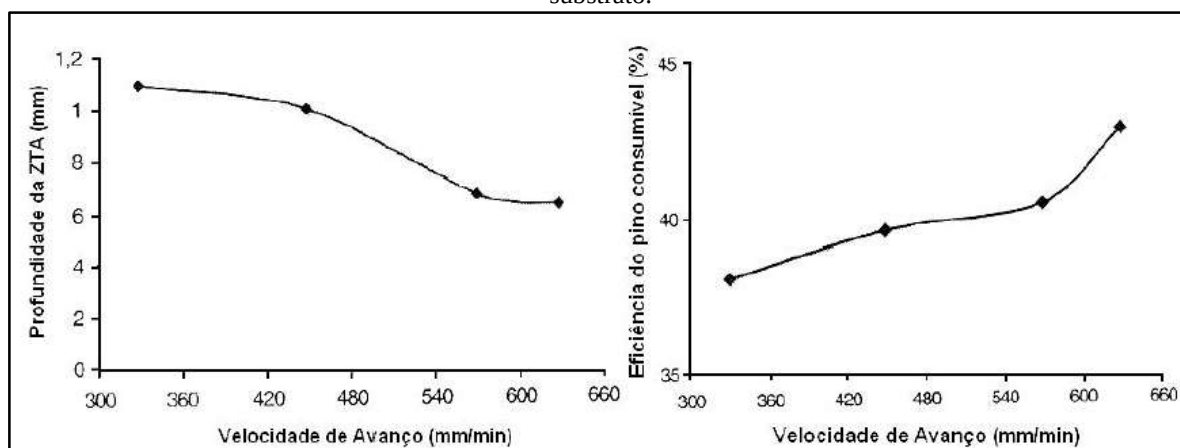


Fonte: Adaptado de RAFI, H. K. et al. Friction Surfacing of Austenitic Stainless Steel on Low Carbon Steel, Studies on the Effects of Traverse Speed. **Proceedings of the World Congress on Engineering 2010 Vol II**, June 30 - July 2, 2010.

Os resultados de Vitanov; Voutchkov e Bedford (2000) mostraram que variando a velocidade de avanço do substrato ocorrem variações significativas da espessura e da largura do depósito. Aumentando a velocidade de avanço (V_A) do substrato ocorre uma diminuição da largura, da espessura e da ZTA do depósito, e aumenta a eficiência da haste consumível.

Van Kalken (2001) em seu trabalho confirmou as afirmações acima, conforme mostram os gráficos da Figura 3.24.

Figura 3.24. Profundidade de ZTA e eficiência da haste consumível em função da velocidade de avanço do substrato.



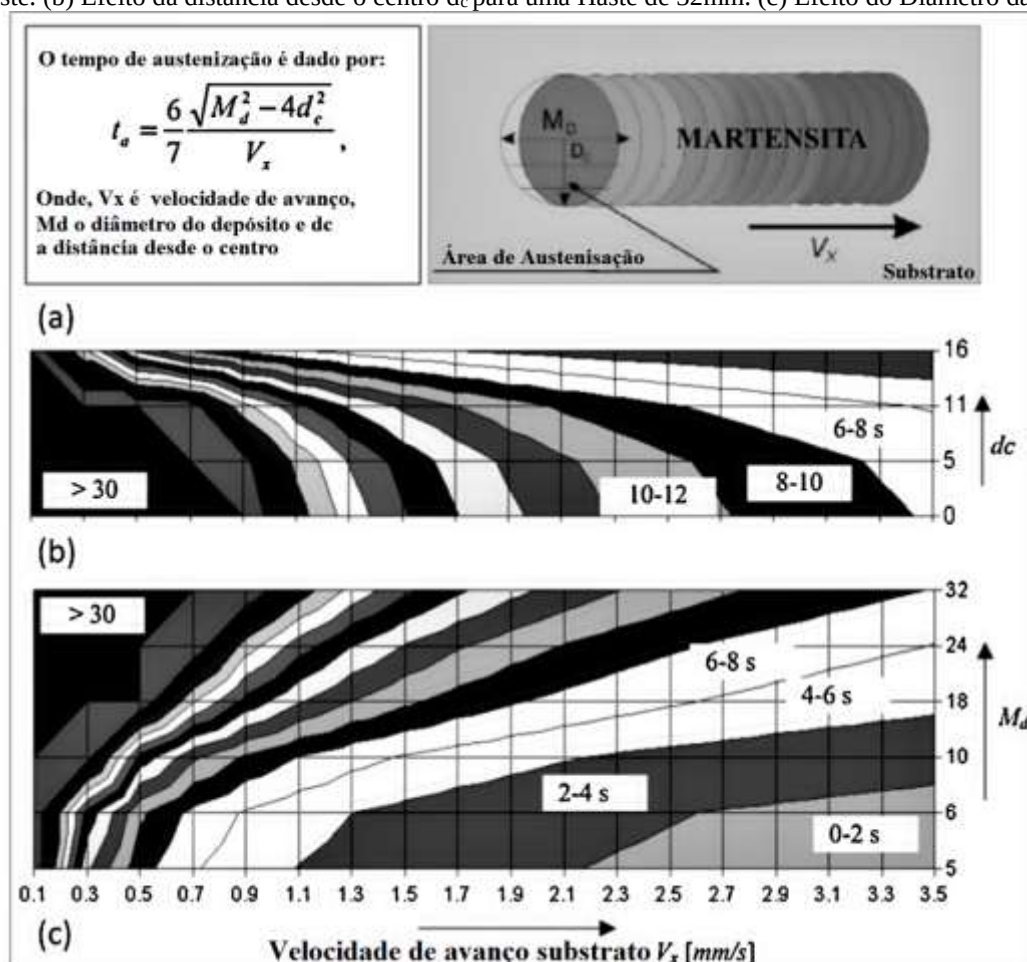
Fonte: Adaptado de VAN KALKEN, A. **Friction Surfacing of Stainless Steel on Mild Steel With a Robot**. 2001. Dissertação de Mestrado, Delft University of Technology

3.7.4 Diâmetro da haste consumível (Dh)

Quanto ao diâmetro da haste consumível pode-se dizer que o mesmo determina a largura do depósito, ou seja, quanto maior o diâmetro da haste mais largo será o depósito, porém quanto maior o diâmetro da haste maior terá de ser a potência do equipamento de deposição.

A influência do diâmetro da haste consumível no processo foi apresentada por primeira vez por Bedford; Vitanov e Voutchkov (2001) onde empiricamente verificou-se que a interface entre o depósito e substrato não é circular, mas sim elíptica, como ilustrado na Figura 3.25a. Os autores apresentam relações entre o tempo de exposição, o diâmetro da haste, e a velocidade de avanço (vide Figura 3.25c).

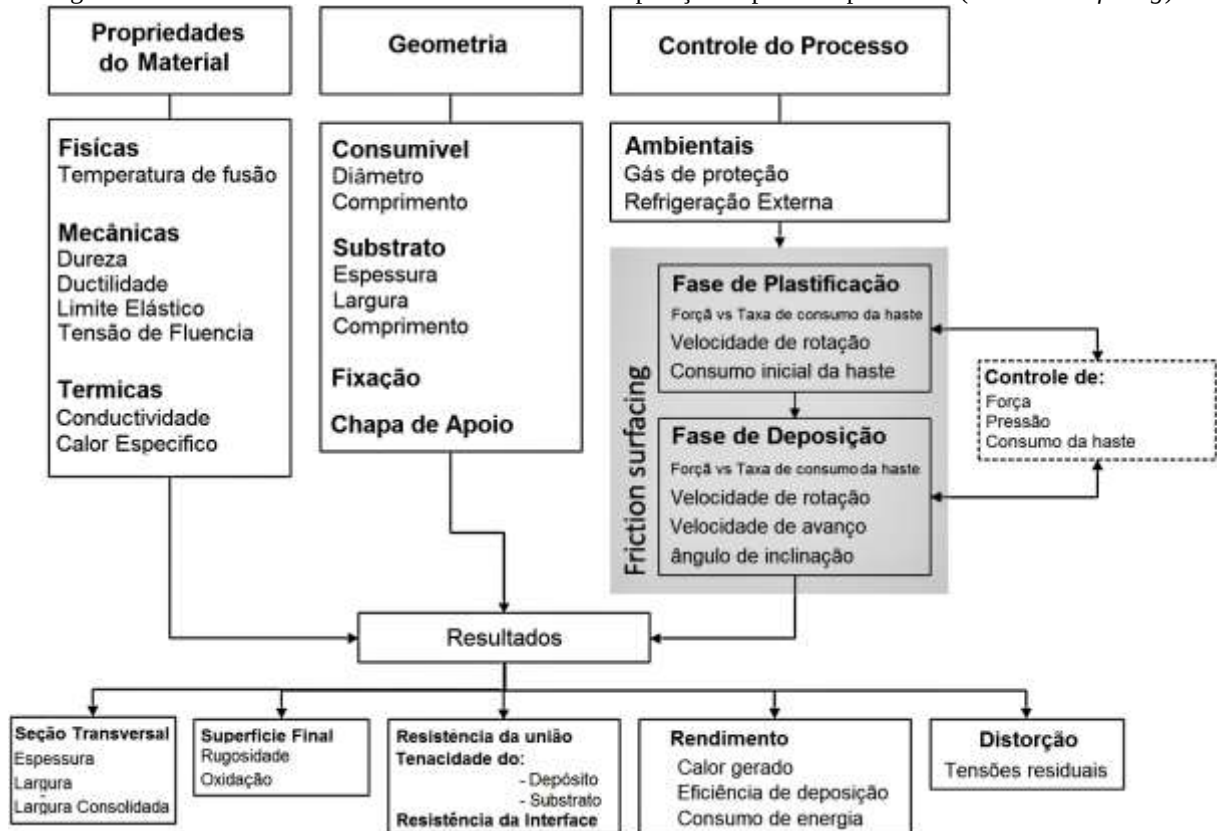
Figura 3.25. Efeito do Diâmetro da Haste consumível e a velocidade de avanço na cinética de austenização. (a) Relação analítica entre o tempo utilizado no domínio de austenização, a velocidade de avanço, e o diâmetro da Haste. (b) Efeito da distância desde o centro d_c para uma Haste de 32mm. (c) Efeito do Diâmetro da Haste.



Fonte: Adaptado de BEDFORD, G. M.; VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I. On the thermo-mechanical events during friction surfacing of high speed steels. **Surface and Coatings Technology**, v. 141, n. 1, p. 34-39, 6/4/ 2001.

Em resumo, a Figura 3.26 representa um diagrama com as principais variáveis do processo, parâmetros e métodos de controle assim como os principais resultados de uma deposição específica.

Figura 3.26. Parâmetros e Variáveis do Processo de Deposição Superficial por Atrito (*Friction surfacing*).



Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. Friction surfacing - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

Pesquisas recentes verificam a preocupação em conhecer mais a fundo os princípios físicos e mecânicos que regem o processo de deposição superficial por atrito bem como campo da temperatura local do processo, pois até então as pesquisas visaram mais estabelecer a influência dos parâmetros de união na qualidade do depósito.

A Tabela 3 descreve, com maior clareza, um resumo geral da combinação de alguns parâmetros de processo usados com sucesso em alguns trabalhos reportados pelos autores (GANDRA et al., 2014)

Tabela 3. Combinação de Parâmetros de Processo FS desenvolvidos com sucesso em trabalhos prévios.

Ferramenta Consumível		Substrato		Parâmetros de Processo			Revestimento		Ref.
Material	Diâmetro [mm]	Material	Espessura [mm]	Força [kN]	Vel. Rotação [rpm]	Vel. Avanço [mm/s]	Largura [mm]	Espessura [mm]	
Aço doce	10	Aço doce	10	5	2500	7.5	15	1.8	Gandra et al. (2012)
	20	AA6063	10	6	2000	2	n.a.	n.a.	Rao et al. (2012b)
	20	Cobre	10	8	2400	2	18	3	Rao et al. (2012b)
	20	Inconel 800	10	10	1600	2	n.a.	n.a.	Rao et al. (2012b)
Aço	- AISI 4140	AISI 1070	9	10.3	3500	8.5	15.35	0.78	Kramer de Macedo et al. (2010)
	- AISI 8620		9	10.3	3500	8.5	15.2	1.18	
Aço inoxidável	- AISI 304	Aço doce	12	8.3 ^a	2400	3.2	13.2	1.4	Govardhan et al. (2012)
	- AISI 310		8	10	800	4	18	1.5	Rafi et al. (2010b)
	- AISI 316		10	2.9	1400	8.2	12	1	Lambrineas et al. (1990)
	- AISI 321		10	4.4	1400	2.9	17	2.4	Lambrineas et al. (1990)
	- AISI 410		10	9.9 ^a	1200	3	19	1.8	Puli et al. (2011)
	- AISI 440		10	10 ^a	1150	3	14	1	Puli and Janaki Ram (2012b)
	- AISI 440		10	10 ^a	1150	3	14	1	Puli and Janaki Ram (2012b)
Aço Ferramenta	- AISI O1	Aço doce	n.a.	2.5 ^a	2500	2.9	n.a.	n.a.	Chandrasekaran et al. (1997)
	- AISI H13		8	10	800	4	18	1.3	Rafi et al. (2010a)
Stellite 6	15		10	10	800	1.2	n.a.	n.a.	Rao et al. (2012a)
Inconel 600	12		n.a.	2.5 ^a	3000	1.6	n.a.	n.a.	Chandrasekaran et al. (1998)
Alumínio	- AA1100	Aço doce	6	5.3 ^a	2500	16	20.22	0.89	Sugandhi and Ravishankar (2012)
	- AA2017		5	9.4 ^a	1200	9	21.3	1.1	Tokisue et al. (2006)
	- AA5052		5	7.8 ^a	2000	9	19.6	3.8	Sakihama et al. (2003)
	- AA6082		4.8	5	3000	7.5	20	2	Gandra et al. (2013a)
Magnésio	- AZ91	AZ31	6	10 ^a	1000	5	15	0.4	Nakama et al. (2008b)
	- AZ91		6	10 ^a	1000	5	15	0.4	Nakama et al. (2008b)
Titânio	- Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V	10	0.22 ^a	4000	5	23	1.7	Beyer et al. (2003)
	- Ti-6Al-4V		10	0.22 ^a	4000	5	23	1.7	Beyer et al. (2003)
NiAl Bronze	- 81.60	80.90	10	15 ^a	4000	5	20	0.66	Hanke et al. (2011)
	- 81.60		10	15 ^a	4000	5	20	0.66	Hanke et al. (2011)

(n.a.) Informação não disponível

^a Determinados basados na pressão aplicada

Fonte: Adaptado de GANDRA, J. et al. Friction surfacing - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

Com base nos resultados acima mencionados sobre os valores dos parâmetros de processo de deposição superficial por atrito, os parâmetros de processo selecionados no presente trabalho de dissertação serão discutidos na seção de materiais e métodos (capítulo 4).

3.8 EFICIÊNCIA NA DEPOSIÇÃO (E_f)

A eficiência na deposição E_f é a relação entre o volume do material depositado com o volume consumido da haste (KROHN et al., 2015). O volume depositado está associado ao produto da velocidade de avanço com a área de seção transversal do depósito enquanto o volume consumido representa o produto da área de seção transversal da haste com taxa de deposição como descrito na equação 1.

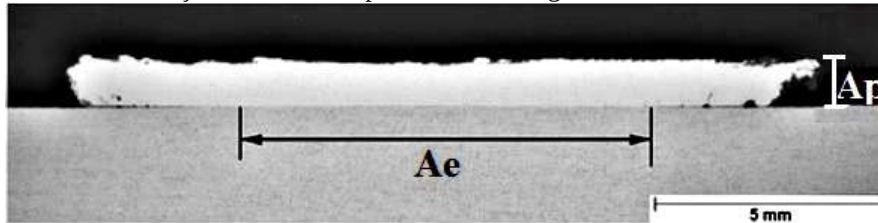
$$E_f = \frac{V_{depositado}}{V_{consumido\ haste}} = \frac{A_e * A_p * V_A}{A_h * V_z} \quad (1)$$

Onde:

- A_e Largura Eficaz
- A_p Altura média depósito (Espessura)
- A_h Área Seção Transversal da Haste
- V_A Velocidade de avanço
- V_z Taxa de Deposição da Haste
- E_f Eficiência do Depósito

A área de seção transversal do depósito é calculada a partir do produto da largura eficaz A_e (região do depósito aderida ao substrato) e a espessura média do depósito A_p conforme representado na Figura 3.27.

Figura 3.27. Corte de seção transversal representando a largura eficaz e a altura média do depósito

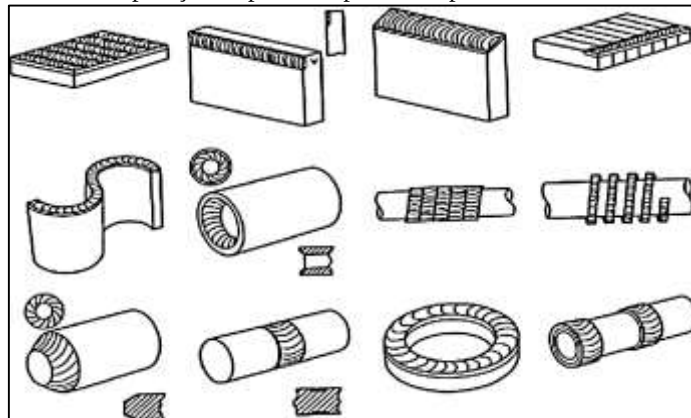


Fonte: Adaptado de KROHN, H. et al. Influence of external cooling configuration on friction surfacing of AA6082 T6 over AA2024 T351. **Manufacturing Letters**, v. 5, p. 17-20, 2015.

3.9 APLICAÇÕES DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO

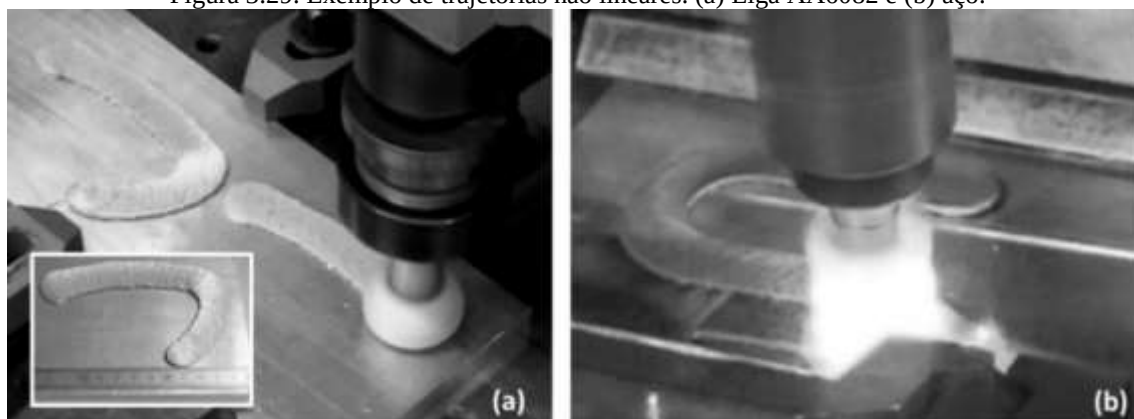
Na literatura encontra-se uma grande variedade de aplicações e geometrias utilizando o processo de deposição superficial por atrito, conforme ilustram as Figuras 3.28 e 3.29 respectivamente. O processo foi utilizado com sucesso em recuperação de componentes desgastados, em componentes sujeitos ao desgaste e a corrosão.

Figura 3.28. Deposição Superficial por atrito para diferentes Geometrias.



Fonte: GANDRA, J. et al. Friction surfacing - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

Figura 3.29. Exemplo de trajetórias não lineares. (a) Liga AA6082 e (b) aço.



Fonte: GANDRA, J. et al. Friction surfacing - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

Na década de 90 o processo de deposição superficial por atrito viu sua primeira aplicação bem-sucedida como uma tecnologia de revestimentos duros em ferramentas de corte, como endurecimento superficial em componentes utilizados para corte (como guilhotinas, facas) de materiais não-metálicos, papel, plástico e indústria têxtil.

Deposição de camada de material duro em lâminas para patins de hockey no gelo, deposição de camada dura com ligas à base de cobalto (Stellite) em sede de válvulas e deposição em partes de bombas sujeita ao desgaste com aço inoxidável AISI 431, com ligas à base de cobalto (Stellite) e ligas à base de níquel (Inconel 625) (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000).

Recuperação de eixos, deposição de metal duro em componentes e equipamentos agrícolas, recuperação de buchas de mancais deslizantes, deposição de camada dura para aumento da resistência ao desgaste em equipamentos de gás e óleo; reparo em componentes de aço ligado com aço baixo carbono, deposição para proteção contra corrosão de aço inoxidável AISI 316 e liga à base de níquel (Inconel 625) em componentes de aço baixo carbono e aço inoxidável AISI 316, depósitos resistentes ao desgaste utilizando ligas à base de cobalto (Stellite 6 e 12) e à base de níquel (Hastelloy CW-12M-1) em componentes de aço inoxidável AISI 316, reparo de componentes em liga de alumínio (liga com 4% de Cu) utilizando o mesmo material para reparo (Al-4%Cu), reparo de componente em liga de titânio (Ti-6Al-4V) utilizando o mesmo material para reparo (Ti-6Al-4V), depósitos de aços ferramentas (AISI D2 e H13) em substratos de aço médio carbono, recuperação de palhetas de turbinas desgastadas, recuperação de defeitos superficiais e em pontos gastos em trilhos ferroviários (NICHOLAS; THOMAS, 1998).

3.10 VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO SUPERFICIAL POR ATRITO

Como processo desenvolvido para aplicações industriais e mecânicas a deposição superficial por atrito apresenta grandes vantagens quando comparado com outros processos de soldagem. A seguir são apresentadas algumas das mais destacadas:

- O processo é considerado seguro e limpo, pois não há emissão de gases tóxicos prejudiciais à saúde do operador, além de não haver fagulhas, radiação, fumos, respingos ou até mesmo, riscos com problemas elétricos envolvendo as altas tensões elétricas dos processos a arco;
- O processo envolve uma ação de forjamento a quente, que refina significativamente a microestrutura do material depositado. O depósito é intrinsecamente homogêneo e apresenta atrativas propriedades mecânicas;
- Formação de uma ZTA estreita;
- Não é necessário o uso de metal de adição, fluxo e/ou gás protetor;
- Permite a união de metais dissimilares, difíceis ou até mesmo impossíveis de serem soldados por outros processos (por exemplo: aço inoxidável em aço carbono, alumínio em aço carbono);
- Na grande maioria dos casos, a resistência da deposição é igual ou até mesmo superior à dos metais base;
- A baixa quantidade de energia conduzida à peça, juntamente com ciclos rápidos de processamento são características, que permitem aplicações no reparo de oleodutos operantes, petroquímicas, linhas de gás e etanol, assim como em componentes de instalações *offshore*, com segurança;
- Ausência de defeitos relacionados aos fenômenos de solidificação, tais como: porosidade, segregação e adsorção de hidrogênio, já que o processo ocorre no estado sólido;

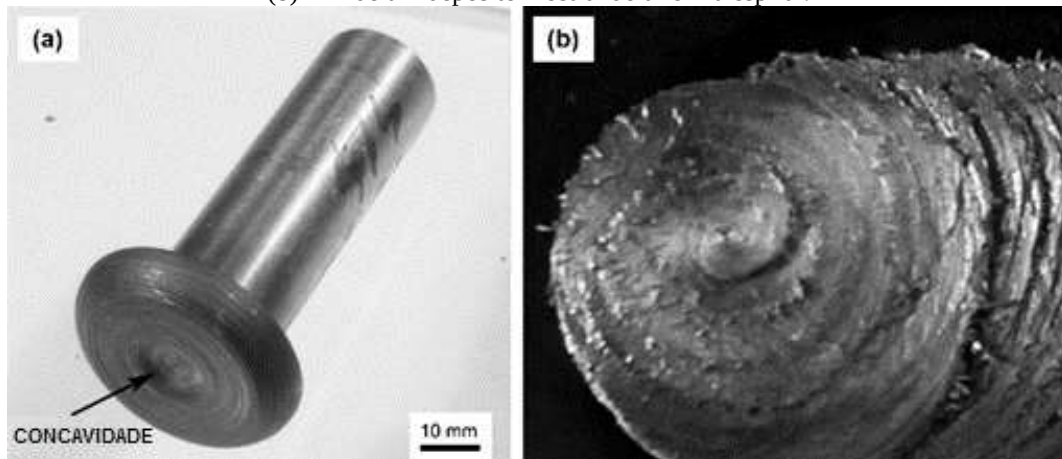
- Não é necessária uma atenção especial com a limpeza das superfícies a serem unidas, uma vez que o processo é considerado autolimpante, pois o atrito rompe, desloca e remove as impurezas da superfície de solda para a região da rebarba (*flash*);
- O processo pode ser automatizado, permitindo a produção em série de deposição com alto controle de qualidade. O equipamento poder ser operado a longas distâncias, apropriado para aplicação em áreas classificadas de difícil acesso pelo operador, ou até mesmo de perigoso acesso, tal como para manutenção e reparos de trincas na indústria nuclear;
- O processo quando automatizado, garante reprodutibilidade e qualidade controlada do revestimento;
- Baixos custos, facilidade de operação, instalações simples, baixo consumo de energia e o curto ciclo de deposição, fazem com que o custo efetivo deste processo seja atrativo comparado a outros existentes; e
- Não requer operadores com habilidades manuais específicos.

No entanto, o processo de deposição por atrito enfrenta vários desafios técnicos e de produtividade que contribuem a um número limitado de aplicações de engenharia. Uma das principais desvantagens do processo é a presença de uma pequena região nas bordas do depósito que não adere ao substrato, também conhecida como solda fria (*undercut, cold lap*, vide Figura 3.5). Geralmente, o tamanho desta região, em ambos os lados, é menor que 10% do tamanho da largura do depósito (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000).

Por outra parte, a geração de um flash giratório (rebarba) na ponta da haste contribui a uma diminuição da eficiência de transferência de massa, já que representa o material que não fica ligado ao substrato.

Em alguns casos, a haste consumível (por exemplo, quando for de aço) apresenta na sua ponta uma concavidade no centro da haste com aspecto liso conforme mostra a Figura 3.30a e sem evidências de atrito a seco e adesão, o que mostra que o atrito ocorreu entre o sólido e um líquido viscoso, desta forma demonstrando a existência da camada quase-líquida. Além disso, a concavidade ao centro da haste indica que ocorre a concentração de energia nesta área, que é o resultado do balanço de energia do calor produzido pelo atrito e a difusão.

Figura 3.30. (a) haste consumível mediante a interrupção do processo apresentando uma concavidade ao centro.
(b) Fim de um depósito mostrando a forma espiral.



Fonte: GANDRA, J. et al. Friction surfacing - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

Os autores propuseram uma explicação alternativa da formação desta concavidade baseada na formação do *vortex*, fenômeno bem conhecido na mecânica dos fluídos. Esta ideia foi baseada na observação de que em todos os depósitos realizados por atrito mostravam uma forma espiral ao fim do depósito (Figura 3.30b).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL

Os materiais utilizados na presente dissertação para o estudo do processo de deposição superficial por atrito (*friction surfacing FS*) foram chapas de liga de alumínio AA5052-H32 com espessura de 2,56 mm usada como substrato e barras de liga de alumínio AA6351-T6 trefilada de 19,05 mm de diâmetro, usada como haste consumível. A Tabela 4 mostra as composições químicas teórica e analisada das respectivas ligas no estado como recebido, analisadas pela técnica de espectrometria de emissão atômica com plasma acoplado indutivamente ICP-OES em equipamento *Spectro Maxx* do Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais CNPEM Campinas-São Paulo.

Tabela 4. Composição química especificada e analisada das ligas AA5052-H32 e AA6351-T6.

Liga	Elementos (wt%)	Al	Mg	Si	Cr	Cu	Fe	Mn	Zn
AA5052-H32		95,7	2,20	Até.	0,15	Até.	Até.	Até.	Até.
Especificada		97,7	2,80	0,25	0,35	0,10	0,40	0,10	0,10
(ASM INC)									
AA6351-T6		96,0	0,40	0,70	-	Até	Até.	0,40	-
Especificada		98,5	0,80	1,30		0,10	0,50	0,80	
(MATWEB)									
AA5052-H32		97,5	1,87	0,086	0,21	0,009	0,27	0,006	0,003
Analisada									
AA6351-T6		98,1	0,41	0,86	0,003	0,072	0,19	0,42	-
Analisada									

Fonte: O autor.

Os principais elementos destas ligas de alumínio são o magnésio e o silício, segundo a Tabela 4 a composição obtida encontra-se dentro das faixas composicionais especificadas para cada elemento (ASM INTERNATIONAL, 1990; ROH et al., 2014).

4.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Nos itens a seguir descrevem-se detalhadamente o procedimento experimental do processo de deposição superficial por atrito e as correspondentes análises micro e macroestruturais; dureza e ensaio de dobramento dos depósitos obtidos.

4.2.1 Processo de deposição superficial

O procedimento consistiu em depositar hastes de liga de alumínio AA6351-T6 sobre o substrato de liga de alumínio AA5052-H32 utilizando uma máquina fresadora convencional (KONE KFE-3/BR) do Centro de Usinagem do SENAI-Ponta Grossa Paraná. Foram analisados depósitos tipo camada simples (CS) e sobrecamada (S) ambas obtidas em duplicata.

A Figura 4.1 mostra a máquina utilizada no processo (Figura 4.1a), a montagem experimental do sistema (Figura 4.1b) e a disposição da haste consumível no cabeçote da máquina respectivamente (Figura 4.1c). Antes de realizar os depósitos todas as superfícies de contato entre o substrato e a haste foram limpas com álcool etílico 90% como elemento desengraxante.

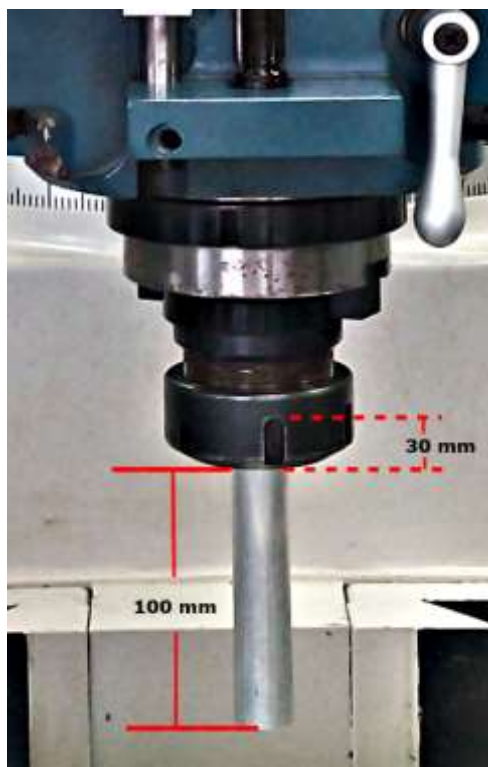
Figura 4.1. Montagem experimental. (a) Máquina utilizada no processo, (b) sistema do processo e (c) Disposição da haste consumível no cabeçote da máquina.



(a)



(b)



(c)

Fonte: O autor

4.2.2 Parâmetros de processo de deposição superficial por atrito

Com base nas referências pesquisadas sobre a eficiência dos parâmetros de processo de deposição superficial por atrito em trabalhos que envolvem ligas de alumínio, sua influência no estudo das propriedades dos depósitos realizados, resultados e aplicações relatados na literatura determinou-se a escola dos parâmetros utilizados neste trabalho.

Assim, os parâmetros de processo utilizado no desenvolvimento dos experimentos são mostrados na tabela 5, a velocidade de rotação V_R foi mantida constante enquanto a velocidade de avanço V_A automático da mesa da máquina foi entre 240 e 340 mm/min.

Em função da máquina ser convencional, a força axial não foi obtida diretamente na máquina, o parâmetro de controle foi a taxa de deposição V_z sendo este calculado para cada depósito a partir da relação entre o volume consumido da haste sobre o tempo total (t) de deposição. Os valores calculados de taxa de deposição V_z são relatados no capítulo de resultados.

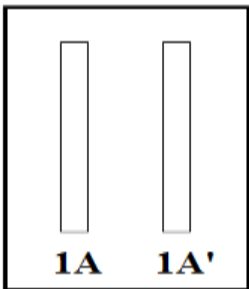
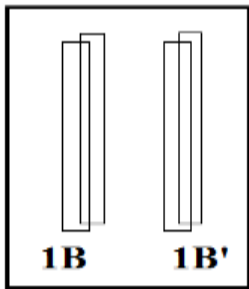
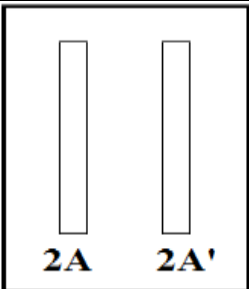
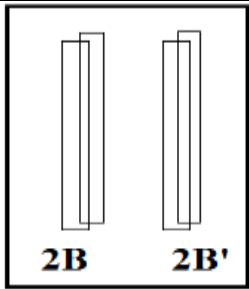
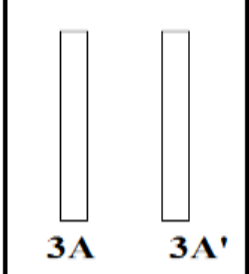
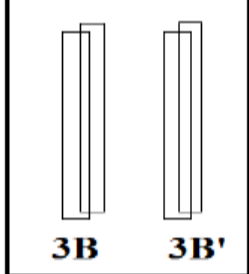
Tabela 5. Parâmetro de processo usados no processo de deposição superficial por atrito

Experimento	Parâmetros		
	V_A (mm/min)	V_R (RPM)	V_Z (cm ³ /min)
1	240	3000	Calculado
2	300		
3	340		

Fonte: O autor

A sequência (*layout*) da configuração dos depósitos realizados sobre chapas de liga de alumínio AA5052-H32 usadas como substrato é mostrada no Quadro 3. As tiras de liga de alumínio obtidas foram enumeradas de acordo com combinação dos parâmetros da Tabela 4, ou seja, o experimento correspondente 1, 2 ou 3, enquanto as letras A, A', B e B' indicam o tipo de depósito como descrito no Quadro 4:

Quadro 3. Arranjo dos depósitos em cada experimento

EXPERIMENTO	Deposições sobre a chapa	
1		
2		
3		

Fonte: O autor

Quadro 4. Simbologia do tipo de depósito

A → Depósitos Camada Simples	A' → Depósitos Camada Simples para ensaio de dobramento
B → Depósitos Sobrecamada	B' → Depósitos Sobrecamada para ensaio de dobramento

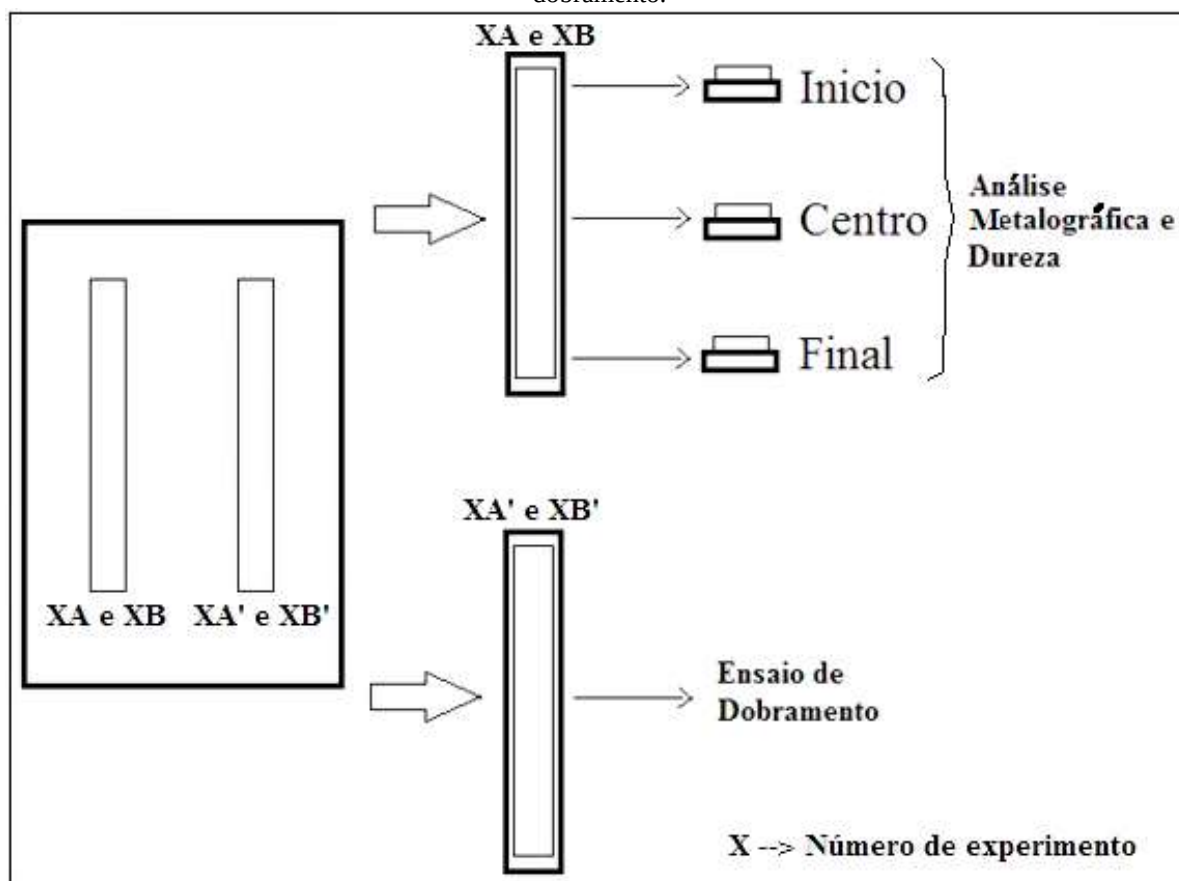
Fonte: O autor

4.2.3 Corte e extração das amostras

Após processamento do material consumível sobre substrato de liga de alumínio AA5052-H32 foram extraídas amostras para análise de macrografia, micrografia, perfil de microdureza e ensaio de dobramento como pode ser visto no plano mostrado na Figura 4.2. Nesta etapa, cada tira foi extraída com auxílio de uma máquina serra de fita vertical.

A partir de cada depósito com simbologia XA e XB (com X=1, 2 ou 3) foram extraídas amostras em três regiões de cada depósito: INÍCIO, CENTRO e FINAL. Todas as amostras foram cortadas paralelas à direção de laminação da chapa da liga de alumínio. Nesta fase de corte e extração das amostras para posterior análise metalográfica e de microdureza, foi usada a máquina de corte de precisão (Allied, *Techcut 4*) instalada no Laboratório de ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia e ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa. Enquanto, para obter os corpos de prova para ensaio de dobramento, os depósitos de simbologia XA' e XB' (com X=1, 2 ou 3) foram usinados em fresadora convencional (KONE KFE-3/BR) instalada no Centro de Usinagem do SENAI-Ponta Grossa, Paraná.

Figura 4.2. Plano de extração das amostras para análise metalográfica, perfil de microdureza e ensaio de dobramento.



Fonte: O autor

Após as deposições foi realizado um corte longitudinal em uma das hastes para análise metalográfica como mostra a Figura 4.3. A haste processada foi selecionada a partir da condição de deposição que mostrou o melhor resultado do ensaio de dobramento realizado aos corpos de prova.

Desta forma, foram extraídas um número total de 18 amostras a partir dos depósitos com cortes na região INÍCIO, CENTRO e FINAL; 6 amostras para ensaio de dobramento (corpos de prova) como representado na Figura 4.4 e 2 amostras a partir da haste consumível (Figura 4.3).

Figura 4.3. Corte da haste em seção transversal



Fonte: O autor

Figura 4.4. Amostras obtidas após corte para análise metalográfica e usinagem para ensaio de dobramento.



Fonte: O autor

4.2.4 Preparação Metalográfica

Na preparação metalográfica as amostras extraídas dos depósitos de simbologia XA, XB das regiões INÍCIO, CENTRO, FINAL e haste consumível (corte longitudinal) as mesmas foram lixadas, com lixas d'água à base de carbetto de silício (SiC) com granulometrias de 800, 1200 e 1500 mesh. Após, foi realizado polimento eletrolítico em equipamento (Polariz eletrolítica Buehler, *electromet 4*, USA) instalado no Laboratório de Metais do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa. A composição química do eletrólito utilizado nesta fase mostra-se na Tabela 6.

Tabela 6. Composição química do eletrólito utilizado para polimento eletrolítico

SOLUÇÃO	QUANTIDADE (mL)
METANOL - CH ₃ OH	800
ÁCIDO PERCLÓRICO - HClO ₄ conc.	60
ÁGUA DESTILADA	140

Fonte: Manual polariz eletrolítica

Para a revelação da macroestrutura foi utilizado o reagente de *Tucker*. A composição química do reagente é descrita na Tabela 7. O ataque ocorreu pelo método de aplicação com o reagente embebido em algodão sobre a superfície das amostras durante 10 segundos, seguido de lavagem em água corrente e secado com ar comprimido para a remoção do reagente e interrupção do ataque.

Tabela 7. Composição química do reagente de *Tucker*.

SOLUÇÃO	QUANTIDADE (mL)
ÁCIDO FLUORIDRICO - HF (48 %)	15
ÁCIDO CLORIDRICO - HCl conc.	45
ÁCIDO NÍTRICO - HNO ₃ conc.	15
ÁGUA DESTILADA	25

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

Para a revelação da microestrutura das amostras extraídas dos depósitos foi utilizado o reagente *Keller* junto com o reagente de *Weck*. O ataque químico utilizando estes dois reagentes foi realizado para obter imagens mais definidas e coloridas da microestrutura partindo de uma base opaca decorrente do ataque com o reagente *Keller*. A composição química de cada reagente é descrita na Tabela 8 e 9 respectivamente. O ataque consistiu em duas etapas: a

primeira na imersão das amostras em reagente *Keller* durante um período de 30 segundos, e lavado em água corrente e secado com ar comprimido. Na etapa seguinte, as amostras foram submersas no reagente *Weck* durante 30 segundos após foram lavadas em água corrente e secado com ar comprimido.

Tabela 8. Composição química do reagente de *Keller*.

SOLUÇÃO	QUANTIDADE (mL)
ÁCIDO FLUORIDRICO - HF (48 %)	2
ÁCIDO CLORIDRICO - HCl conc.	3
ÁCIDO NÍTRICO - HNO ₃ conc	5
ÁGUA DESTILADA	190

Fonte: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Committee: Metallography and Microstructure**. ASM International, 2004. ISBN 9780871707062.

Tabela 9. Composição química do reagente de *Weck*.

SOLUÇÃO	QUANTIDADE
PERMANGANATO DE POTÁSIÓ - KMnO ₄	4 g
HIDRÓXIDO DE SÓDIO - NaOH	1 g
ÁGUA DESTILADA	100 mL

Fonte: ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Committee: Metallography and Microstructure**. ASM International, 2004. ISBN 9780871707062.

4.2.5 Caracterização Macroestrutural

A caracterização macroestrutural das amostras extraídas dos depósitos de simbologia XA, XB das regiões INÍCIO, CENTRO, FINAL e haste consumível (corte longitudinal) foram realizadas por microscopia estereoscópica (ME) em microscópio estereoscópico Olympus SZ61 instalado no complexo de Laboratórios Multiusuários C-Labmu da Universidade Estadual de Ponta Grossa.

4.2.6 Caracterização Microestrutural

Afim de investigar a evolução microestrutural do processo e possíveis alterações ou imperfeições durante o processamento, a caracterização microestrutural das amostras foram realizadas por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A dureza foi determinada através de ensaio de microdureza Vickers. Também foram realizadas análises químicas por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) da amostra na condição de deposição 1A extraídas em seção transversal no centro do depósito no MEV instalado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa.

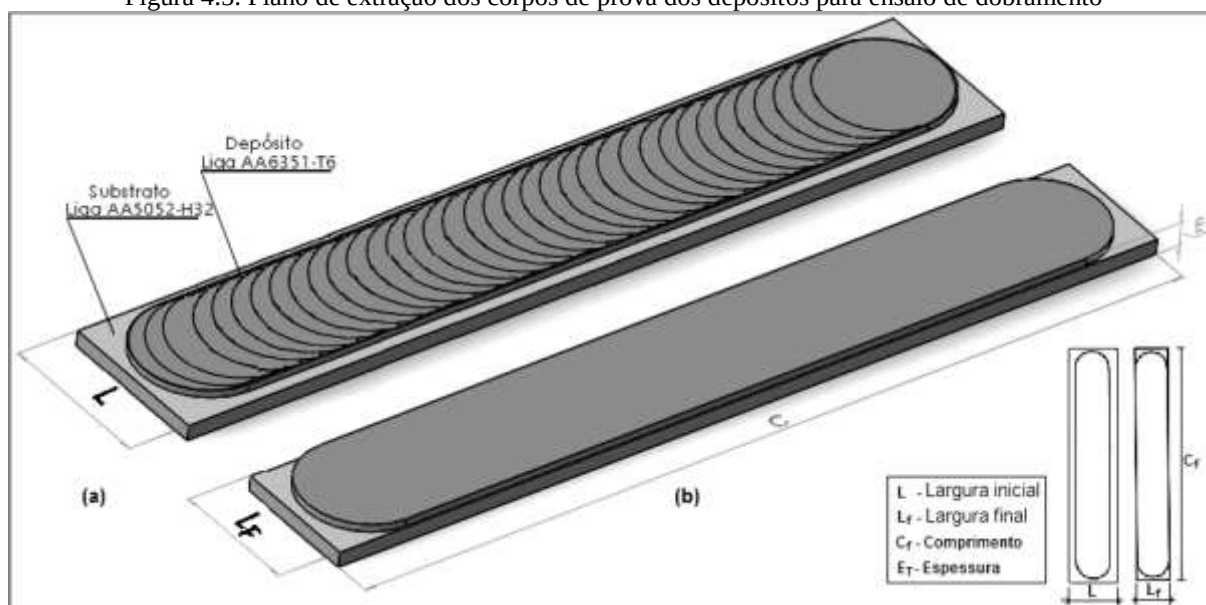
4.2.7 Microdureza

Os testes de microdureza Vickers foram realizados segundo a norma ASTM E 92-82 (ASTM INTERNACIONAL, 2003), em microdurômetro da marca LEICA modelo VMHT MOT, instalado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, com carga de 200gr-f e tempo de penetração de 15 segundos. Foi obtido um perfil de microdureza Vickers (HV) em vários pontos das zonas oriundas do processo de deposição por atrito, isto é, a interface da união, a zona termo mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA) e material como fornecido (substrato). A região analisada foi previamente identificada depois de fazer um corte transversal da área das amostras processadas e selecionadas para o teste.

4.2.8 Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado para as amostras de simbologia XA' e XB' (com X=1, 2, ou 3) em máquina para ensaios mecânicos Shimadzu AG-1 instalada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa. A Figura 4.5 representa o plano de extração dos corpos de prova. O ensaio consistiu no dobramento dos corpos de prova até aproximadamente 180° obtendo uma curva característica para cada corpo.

Figura 4.5. Plano de extração dos corpos de prova dos depósitos para ensaio de dobramento



Fonte: O autor

4.2.9 Análise por EBSD

A medida da microtextura foi realizada pela técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura com Emissão de Campo (FEG-MEV) (TESCAN, Mira 3) instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuários C-Labmu da Universidade Estadual de Ponta Grossa.

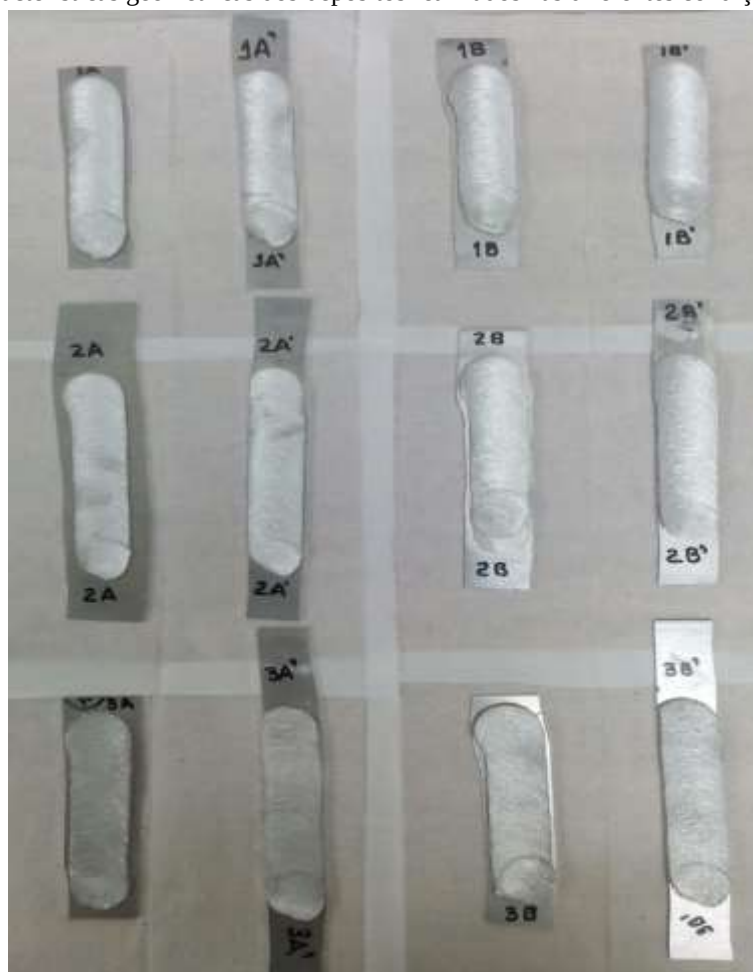
Com base no melhor resultado dos ensaios de dobramentos realizados, a amostra selecionada para análise pela técnica de EBSD correspondeu à amostra extraída da região central do depósito na condição 1A (isto é, velocidade de rotação de 3000 RPM e velocidade de avanço de 240 mm/min). A área de varredura analisada sobre a amostra foi de 600 X 600 μm para um *Step Size* de 0.8 μm em regiões de recuo, avanço e interface em centro respectivamente. Para a coleta dos dados foi utilizado o software AZTec® da *Oxford Instruments* e para o tratamento dos dados foram utilizados os softwares MAMBO®, TANGO® e SALSA® *Channel 5*.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL DOS DEPÓSITOS

A Figura 5.1 mostra os diversos depósitos obtidos para as diferentes condições de parâmetros de processo utilizados neste trabalho. As hastes consumíveis foram depositadas em sentido perpendicular à direção de laminação (DL) da chapa. Em cada depósito é possível visualizar: i) uma rugosidade na superfície, sendo uma característica de processo, ii) uma deposição homogênea e contínua com significativas mudanças nas características dos depósitos (comprimento, largura e espessura) em função da variação dos parâmetros de deposição. O sentido de rotação da haste durante o processo de deposição foi sempre no sentido horário e a temperatura ambiente em torno de 25°C.

Figura 5.1. Características geométricas dos depósitos realizados nas diferentes condições de deposição



Fonte: O autor

Na Tabela 10 são relatados os valores médios de comprimento **C**, largura **L** e espessura **E** dos depósitos obtidos após processamento. Os valores de tempo de execução do processo de deposição **t** e deslocamento vertical da haste **D_Z** medidos durante o processo foram utilizados para calcular a taxa de deposição **V_Z** da haste.

Tabela 10. Parâmetros de Processo de Deposição por Atrito com as Respectivas Dimensões dos depósitos obtidos em cada experimento.

Depósito	Parâmetro de Processo				Dimensões do Depósito		
	t (s)	D_Z (mm)	V_Z (cm ³ /min)	V_A (mm/min)	C (mm)	L (mm)	E (mm)
1A	12,72	62,60	77,44	240	105,25	23,95	2,43
1A'	12,91	62,42	76,72	240	102,50	23,20	2,46
2A	13,07	64,93	74,81	300	114,40	23,80	2,26
2A'	13,31	63,14	83,52	300	114,75	23,35	2,15
3A	11,15	63,34	86,86	340	100,00	24,80	2,50
3A'	11,1	62,88	87,14	340	107,50	24,10	2,50
1B●	12,87	61,30	78,42	240	97,30	24,25	4,56
1B●●	11,87	62,97	81,10	240	97,30	24,25	4,56
1B'●	11,53	63,56	83,94	240	92,80	24,75	4,20
1B'●●	11,56	63,90	84,02	240	92,80	24,75	4,20
2B●	12,05	64,14	84,05	300	110,10	24,45	4,20
2B●●	12,02	64,05	84,98	300	110,10	24,45	4,20
2B'●	11,53	64,14	88,45	300	102,20	24,70	4,38
2B'●●	11,48	64,04	87,21	300	102,20	24,70	4,38
3B●	11,45	63,04	86,69	340	100,75	24,93	4,60
3B●●	11,35	63,60	88,30	340	100,75	24,93	4,60
3B'●	11,21	63,16	88,73	340	104,75	23,9	4,05
3B'●●	11,16	63,10	89,04	340	104,75	23,9	4,05

Fonte: O autor

Com o intuito de analisar a variação do comprimento, largura e espessura em função da velocidade de avanço e avaliar a reprodutibilidade dos experimentos com base no mecanismo de deslocamento axial que foi utilizado na máquina (deslocamento manual) a partir dos dados mostrados na Tabela 10 foram calculados os valores médios dos parâmetros específicos de cada depósito com sua duplicata correspondente. Os valores calculados são descritos na Tabela 11.

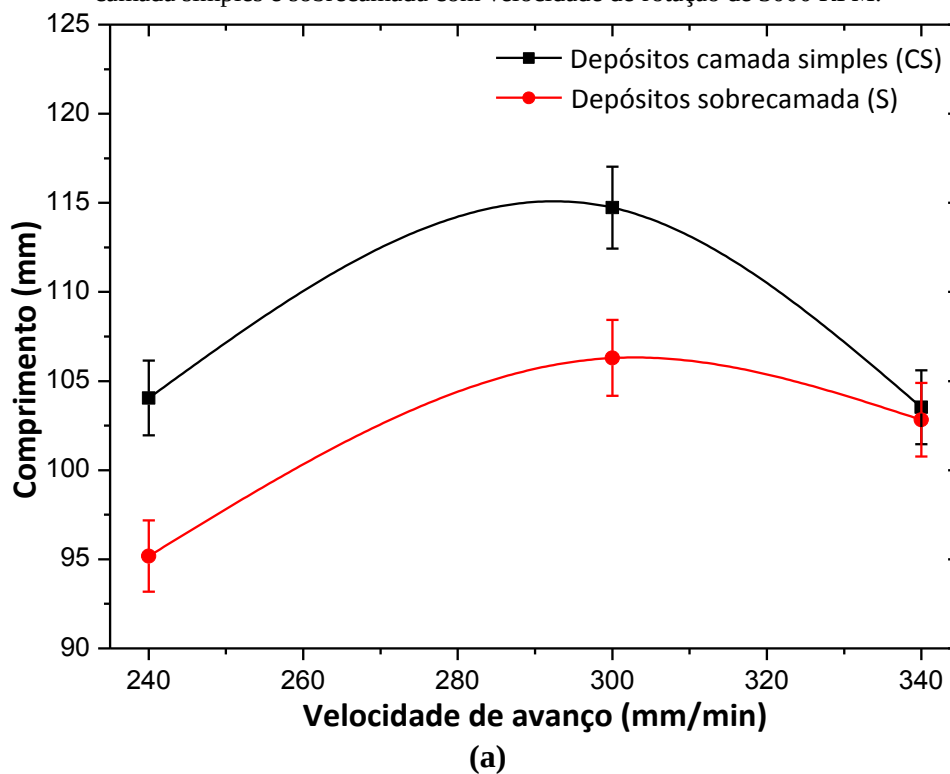
Tabela 11. Média das dimensões dos depósitos com sua duplicata em relação ao comprimento **C**, Largura **L** e espessura **E**.

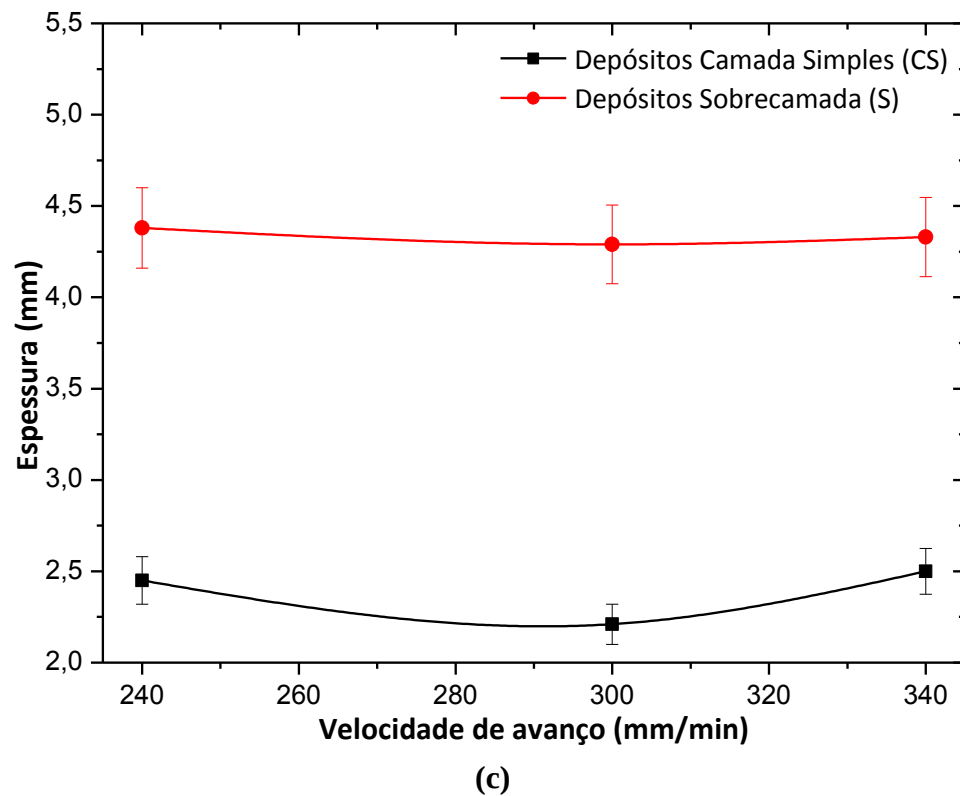
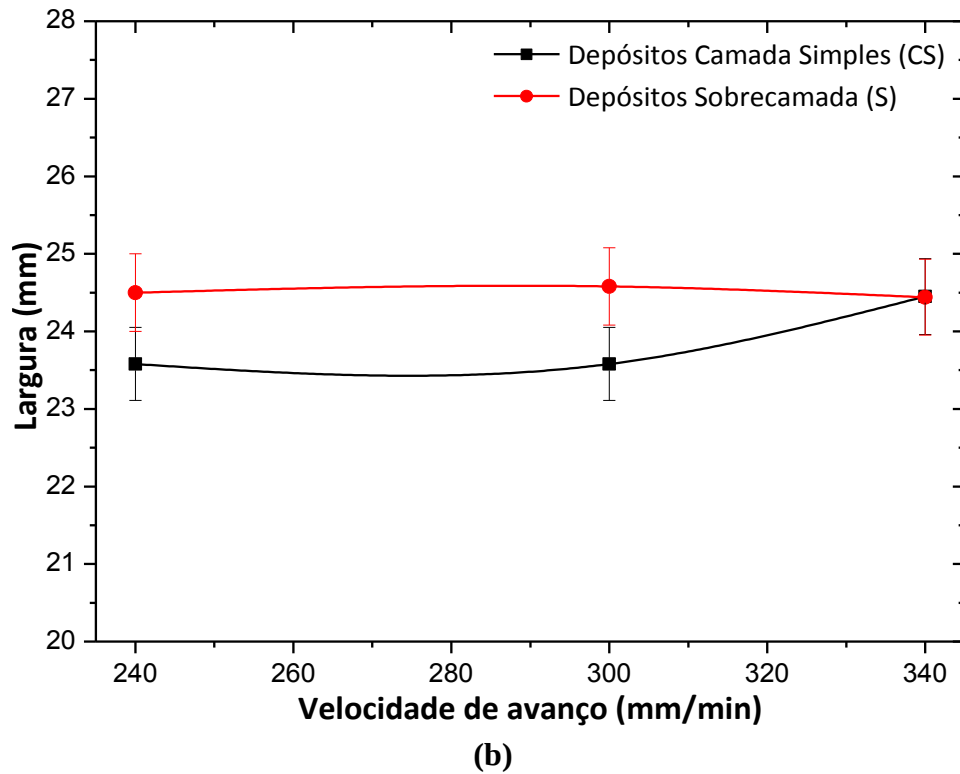
V_A (mm/min)	C (mm)	L (mm)	E (mm)
CAMADA SIMPLES (CS)			
240	103,875	23,575	2,45
300	114,58	23,58	2,21
340	103,75	24,45	2,50
SOBRECAMADA (S)			
240	95,05	24,5	4,38
300	106,15	24,575	4,29
340	102,75	24,42	4,33

Fonte: O autor

Com base na informação da Tabela 10, a Figura 5.2 a-c mostra graficamente a influência da velocidade de avanço em relação ao comprimento, largura e espessura dos depósitos de camada simples e sobrecamada respectivamente para uma velocidade de rotação $V_R = 3000$ RPM.

Figura 5.2. Efeito da velocidade de avanço (V_A) no: (a) comprimento, (b) largura e (c) espessura dos depósitos camada simples e sobrecamada com velocidade de rotação de 3000 RPM.





Fonte: O autor

Mantendo constante a velocidade de rotação V_R de 3000 RPM é possível notar na Figura 5.2a um aumento proporcional no comprimento dos dois tipos de depósito com o aumento da velocidade de avanço V_A entre 240 e 300 mm/min seguido por uma diminuição significativa

no comprimento para velocidades entre 300 e 340 mm/min. Resultados similares descrevendo o mesmo comportamento foram reportados por Sakihama; Tokisue e Katoh (2003).

Com relação à largura dos depósitos. A Figura 5.2b mostra uma tendência a aumentar com o aumento da velocidade de avanço no caso dos depósitos tipo camada simples, enquanto para o caso dos depósitos tipo sobrecamada se evidenciou uma tendência da largura mantendo um valor quase constante. Em ambos os casos a largura atingida no máximo valor de velocidade de avanço (340 mm/min) foi de aproximadamente 24,5 mm. Note-se que a diminuição evidenciada no comprimento dos depósitos entre as velocidades de 300 e 340 mm/min foi compensada pelo aumento da largura.

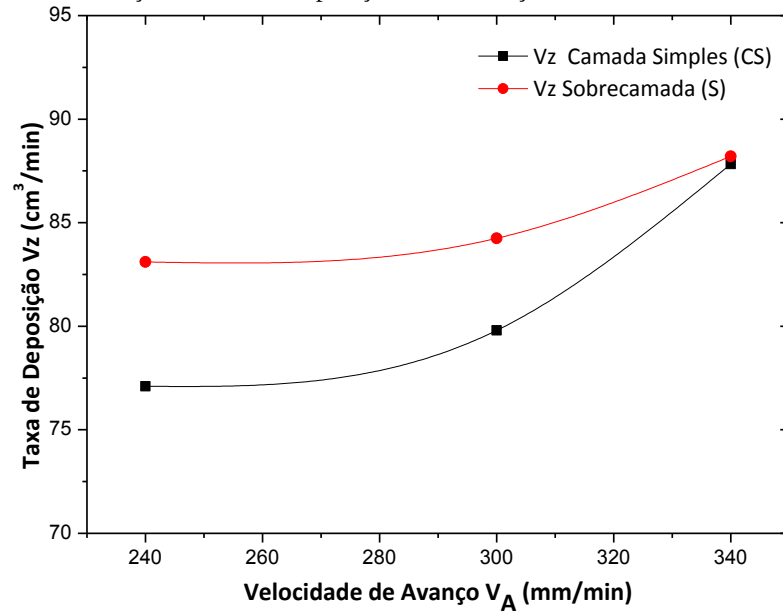
Por outro lado, como mostrado na Figura 5.2c para velocidades de avanço menores de 300 mm/min a espessura dos depósitos tipo camada simples apresentaram uma ligeira diminuição com tendência a aumentar para valores superiores de 300 mm/min. Enquanto a espessura manteve um valor constante com o aumento da velocidade de avanço nos depósitos de tipo sobrecamada.

5.2 TAXA DE DEPOSIÇÃO (V_z)

A taxa de deposição (V_z), isto é, a quantidade de material depositado por unidade de tempo durante o processo de deposição superficial foi parâmetro de controle manual do presente trabalho. Este parâmetro de controle foi calculado a partir dos dados obtidos na Tabela 6. Como pode ser visto na Figura 5.3, qual mostra a relação da taxa de deposição (V_z) com a velocidade de avanço (V_A). É possível notar que a taxa de deposição aumenta com o aumento da velocidade de avanço. Isto evidencia que o deslocamento axial da mesa ao longo do processo de deposição foi proporcional ao valor pré-programado de velocidade de avanço (V_A) da mesa da máquina.

Adicionalmente, estimou-se que a haste foi consumida em aproximadamente 9% do seu volume e 53,6% do seu comprimento (130 mm).

Figura 5.3. Variação da taxa de deposição V_z em função da velocidade de avanço V_A

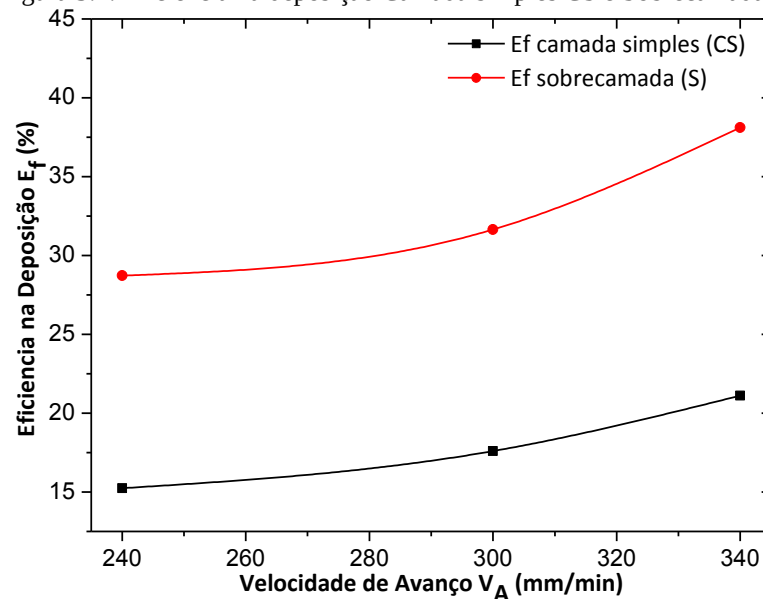


Fonte: O autor

5.3 EFICIÊNCIA NA DEPOSIÇÃO (E_f)

A Figura 5.4 mostra a eficiência na deposição (E_f) em função da velocidade de avanço calculada a partir da equação (1) (pg. 55) para os dois tipos de deposição. O gráfico permite evidenciar que com o aumento da velocidade de avanço a eficiência na deposição aumenta em aproximadamente 7% para o caso de depósitos tipo camada simples e 10% para o caso de depósito tipo sobrecamada. Os resultados obtidos nesta análise encontram-se dentro da faixa de valores relatados por Vitanov; Voutchkov e Bedford (2000) como também Sakihama; Tokisue e Katoh (2003).

Figura 5.4. Eficiência na deposição Camada simples CS e Sobrecamada S.



Fonte: O autor

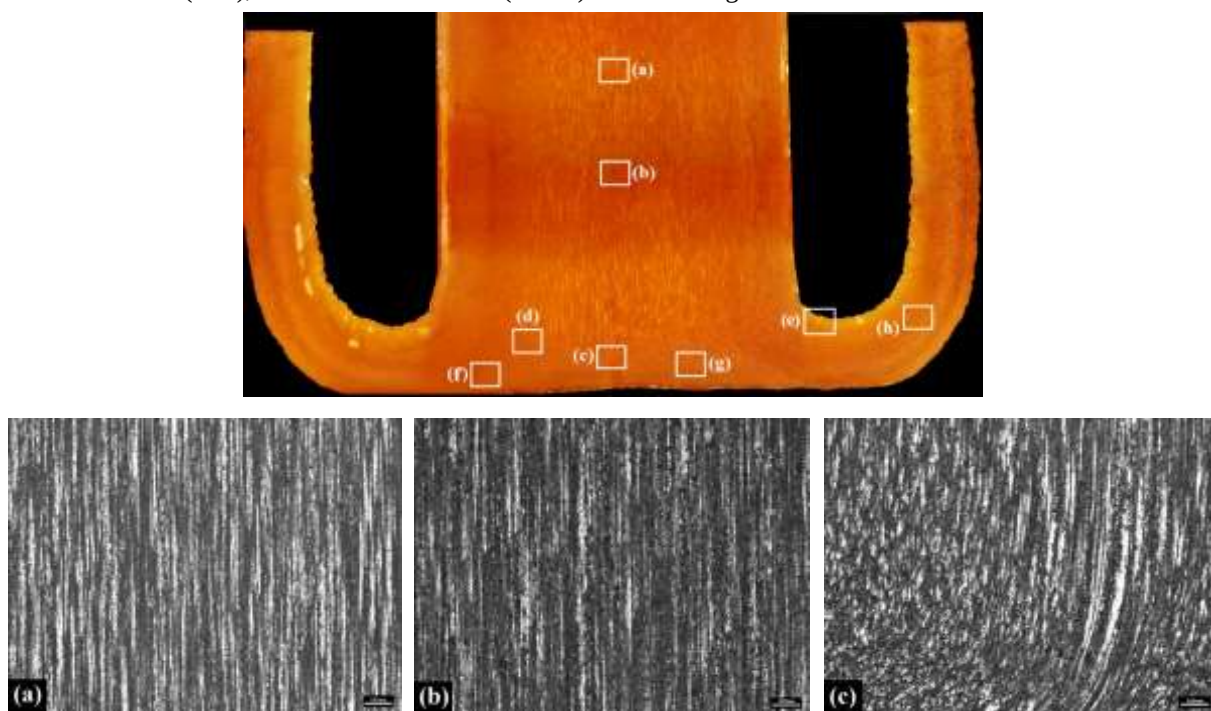
5.4 MACROGRAFIAS DA HASTE E DEPÓSITOS

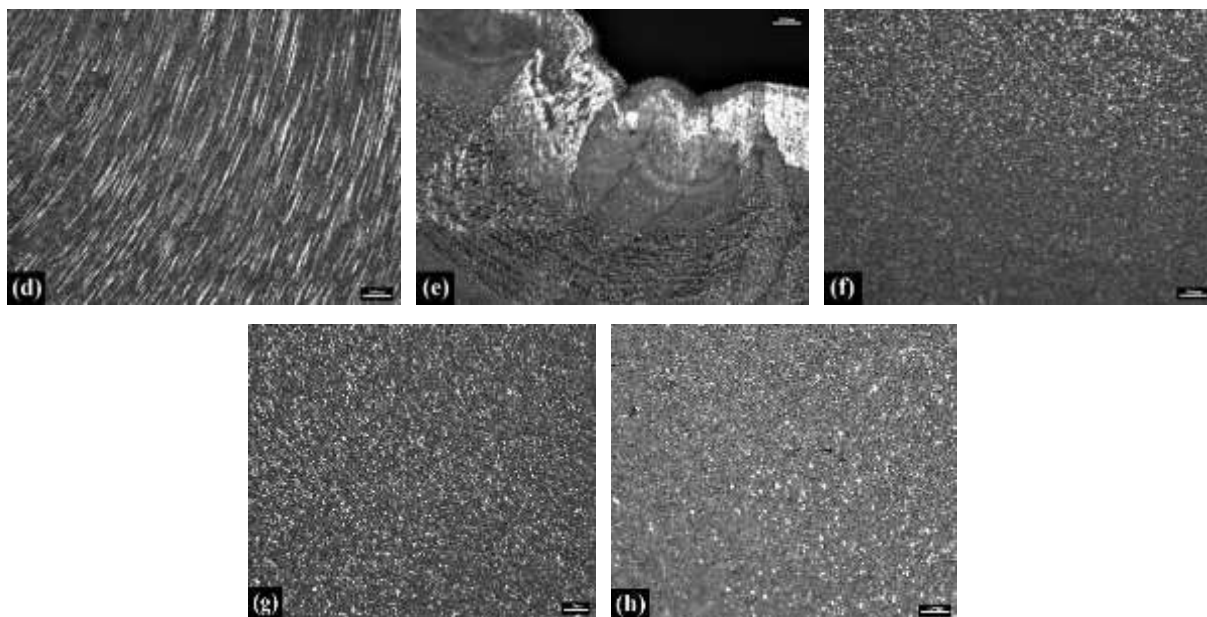
A Figura 5.5 a-h mostra a evolução macroestrutural experimentada pela haste consumível durante o processo de deposição. A sequência das imagens revela a microestrutura original do material consumível (Figura 5.5a) apresentando uma microestrutura de grãos anisotrópicos alinhados ao longo da direção de extrusão seguida por uma região afetada pelo calor mostrando um engrossamento na microestrutura (Figura 5.5b) enquanto evidências de uma região de deformação plástica por compressão / torção devido à força axial aplicada são representadas na Figura 5.5c, d respectivamente. Nota-se na região onde começa a formação da rebarba (*flash*) característica da haste consumível a presença de uma microestrutura deformada nas bordas ocasionada pelo cisalhamento e redistribuição do material (Figura 5.5e).

A deformação plástica promovida pelo calor gerado no processo conduz a uma recristalização dinâmica com nucleação e crescimento de um novo conjunto de grãos como mostrado na Figura 5.5 f, g e h.

Uma discussão mais detalhada deste resultado será associada com os resultados microestruturais no item 5.5.

Figura 5.5. Transformação macroestrutural durante o processo por atrito na deposição de liga de alumínio 6351-T6 sobre chapa de liga de alumínio 5052-H32. (a) Material consumível base, (b) ZTA, (c) região de deformação por compressão (d) região de deformação por torção, (e) região com borda de deformação por cisalhamento, (f, g e h) microestrutura totalmente recristalizada. Ataque: solução de 15mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 45mL de ácido clorídrico (HCl), 15mL de ácido nítrico (HNO₃) e 25mL de água destilada





Fonte: O autor

A Figura 5.6 mostra as macrografias em seção transversal nas regiões do INÍCIO, CENTRO e FINAL do comprimento dos depósitos realizados. É possível notar que na etapa inicial do processo de deposição por atrito (*engage*), existe uma pequena região de deformação na interface depósito/substrato devido ao contato inicial entre a haste/substrato.

Ao longo do processo de deposição, a deformação provocada no substrato diminui revelando uma interface linear definida nos depósitos como visualiza-se nas amostras com corte transversal em CENTRO e FINAL. Não se evidencia a ocorrência de região termicamente afetada pelo calor (ZTA) no substrato. Isto sugere que as condições de deposição talvez não foram as suficientes para atingir um valor de temperatura que se encontra dentro do limite reportado pelos autores.

A natureza da transmissão de calor (por condução) entre a haste consumível e o substrato é tida como regra dominante no processo de deposição por atrito. Mesmo, quando o calor gerado no atrito é contido dentro de uma fina camada na ponta da haste consumível em contato com o substrato.

Segundo Sakihama; Tokisue e Katoh (2003), a temperatura no início do processo atinge um valor máximo de 800 K (527°C) que diminui abaixo de 600 K (327°C) ao longo do ponto inicial do processo.

Por outro lado. Em todas as macrografias foram observadas em ambos os lados dos depósitos a ocorrência de “solda fria”, ou seja, a parte do depósito que não adere ao substrato, o que conforme mencionado na revisão bibliográfica esta região denominada solda fria faz parte do resultado do processo.

Figura 5.6. Macrografias das amostras removidas das regiões da seção transversal do INÍCIO-CENTRO-FINAL do comprimento dos depósitos.

Depósito (V _A)	Região transversal do Depósito		
	INÍCIO	CENTRO	FINAL
1A 240mm/min			
2A 300mm/min			
3A 340mm/min			
1B 240mm/min			
2B 300mm/min			
3B 340mm/min			

Fonte: O autor

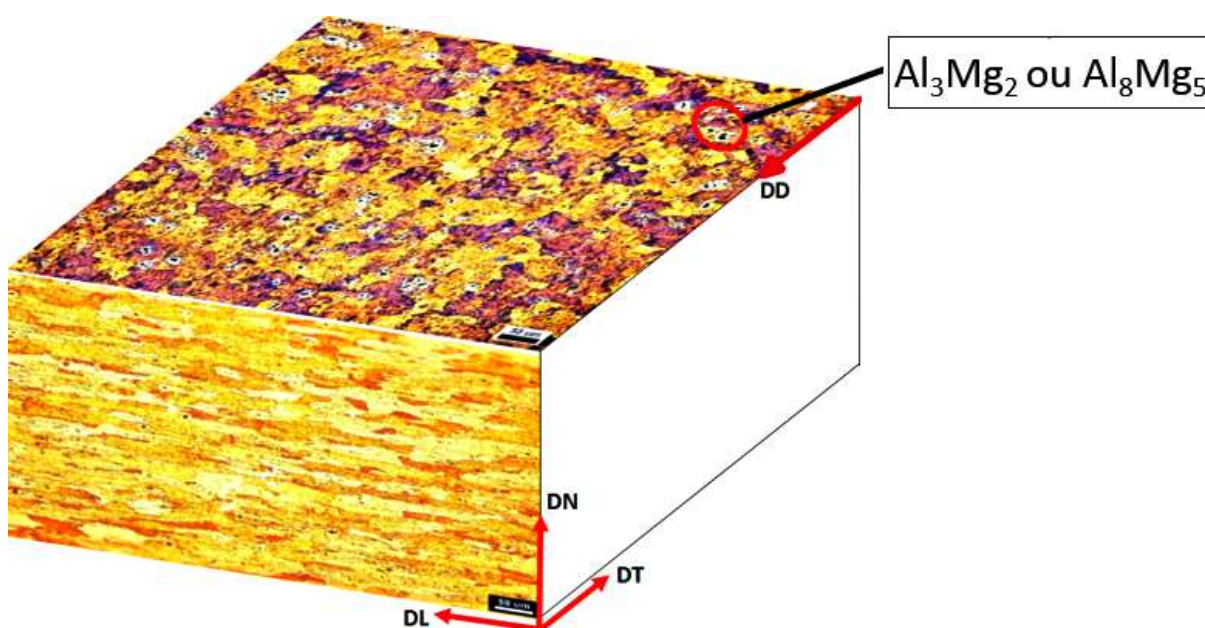
5.5 MICROESTRUTURAS DA HASTE E DEPÓSITOS

5.5.1 Microscopia ótica

As Figuras 5.7 e 5.8 mostram as micrografias obtidas em microscópio óptico (MO) dos materiais utilizados neste trabalho na condição como recebidos. A direção de laminação (DL), direção transversal (DT), direção normal (DN) e direção de deposição (DD) são apresentadas na imagem abaixo.

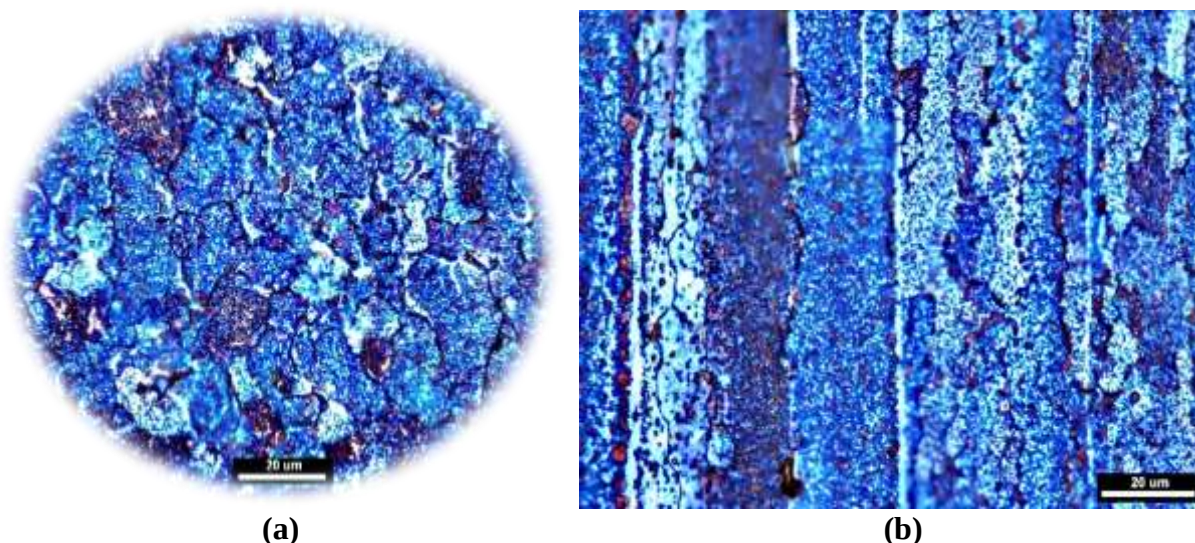
O material do substrato em chapa de liga de alumínio AA5052-H32 apresentou uma microestrutura característica de um material conformado mediante um mecanismo de laminação mostrando um arranjo anisotrópico de grãos alongados alinhados na direção de laminação (DL) e uma morfologia de grãos deformados na direção normal (DN) da chapa com presença de partículas intermetálicas constituintes com formato de “olho de peixe” possivelmente Al_3Mg_2 ou Al_8Mg_5 (MACKENZIE; TOTTEN, 2006). Enquanto a barra de liga de alumínio AA6351-T6 utilizada como haste consumível apresentou uma morfologia de grãos equiaxiais na direção transversal (DT) (vide Figura 5.8a) e uma microestrutura de grãos alongados alinhados na direção de extrusão (DE) (vide Figura 5.8b).

Figura 5.7. Micrografias da chapa de liga de alumínio AA5052-H32 no estado como recebido. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



Fonte: O autor

Figura 5.8. Micrografias da barra extrudada de liga de alumínio AA6351-T6, a) Seção transversal (DT) e b) Seção longitudinal à direção de extrusão (DE). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



Fonte: O autor

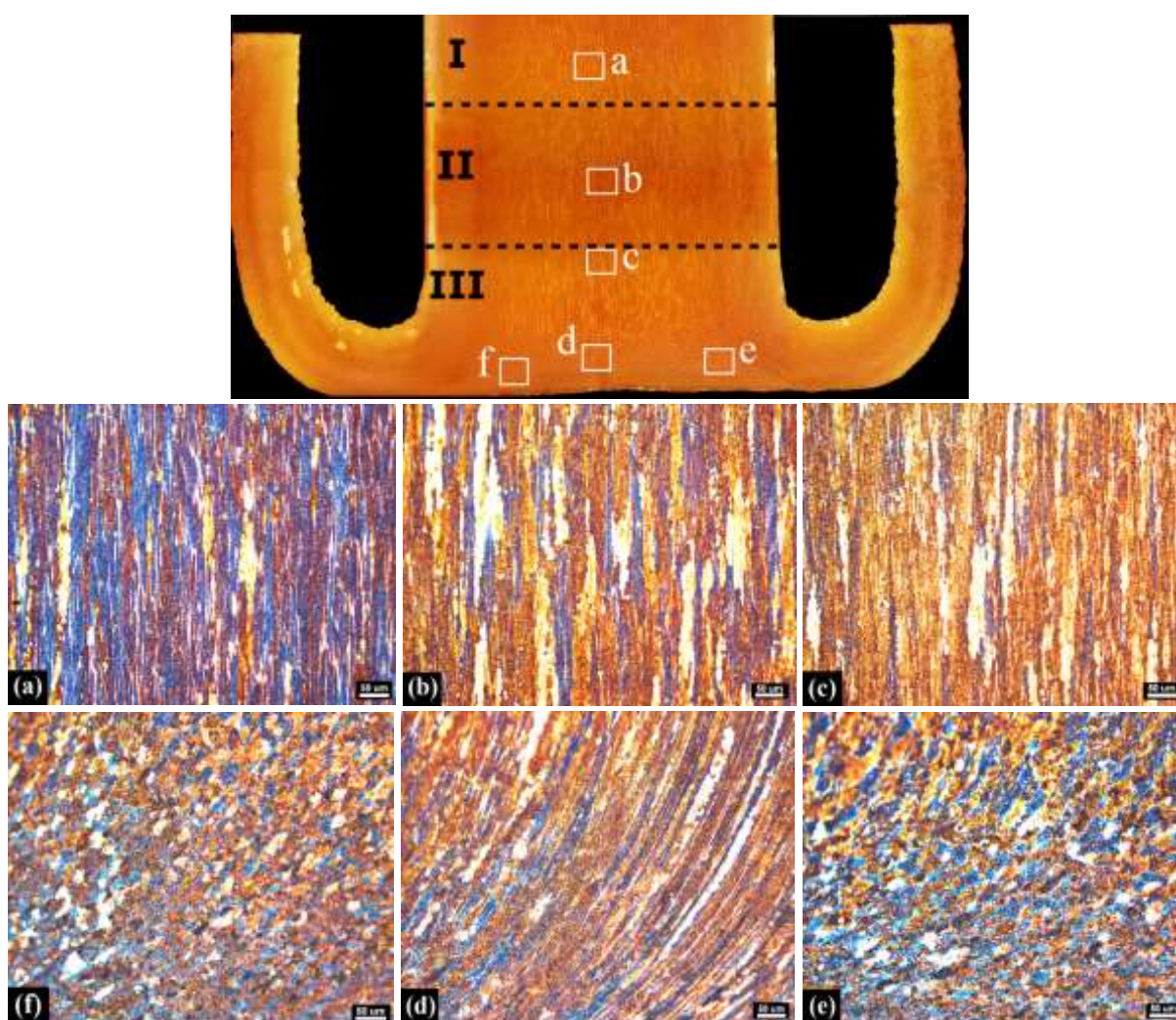
A Figura 5.9 a-f mostra uma micrografia da região longitudinal da haste consumível utilizada no processo de deposição superficial por atrito. É importante enfatizar, que nesta região da haste se concentra todo o processamento do material depositado. O calor gerado pelo atrito é conduzido ao longo da haste consumível produzindo assim, um gradiente (diferença) de temperatura, consequentemente, o que determina o grau de deformação. Esta diferença de temperatura induz três regiões de processo de conformação distinta na haste consumível, i) região I a qual se concentra a região de trabalho à frio na haste, ii) região II onde predomina o processo de trabalho morno e iii) região III onde ocorre o processo de conformação termomecânica, ou seja, o trabalho à quente, como pode ser visto na Figura 5.9 a-f.

Assim, as três regiões são que produzem uma transformação microestrutural gradual que o material da haste experimenta ao longo do processo de deposição por atrito. A microestrutura inicial do material como recebido (Figura 5.9a) mostra uma microestrutura de grão anisotrópico alinhado ao longo da direção de extrusão. O calor gerado pelo atrito é conduzido ao longo da haste consumível produzindo um pré-aquecimento no material permitindo a sua deformação plástica. A transferência e propagação do calor associado ao fenômeno de compressão e torção gerado pela força axial aplicada faz com que na haste forme-se uma região termicamente afetada (ZTA) caracterizada por uma estrutura de grãos grosseiros (engrossamento) alinhados na direção de extrusão da haste (Figura 5.9b). A Figura 5.9c mostra uma transição do material consumível a partir da ZTA para a fase inicial da região de conformação termomecânica enquanto na Figura 5.9d mostra uma região de compressão/torção onde ocorre deformação

plástica devido a zona termomecânica afetada. Esta característica também foi relatada por Vilaça; Vidal e Gandra (2012).

A interação dos processos termomecânicos experimentados na haste consumível conduz à recristalização dinâmica do material processado originando nucleação e crescimento de um novo conjunto de grãos, ou seja, o refinamento de grão, como pode ser visto na Figura 5.9 e, f.

Figura 5.9. Transformação microestrutural durante o processo deposição por atrito de liga de alumínio 6351-T6 sobre chapa de liga de alumínio 5052-H32. (a) Material consumível base, (b) ZTA, (c) transição microestrutural, (d) região de torção e compressão TMAZ (e, f) microestrutura totalmente recristalizada. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 1900mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.

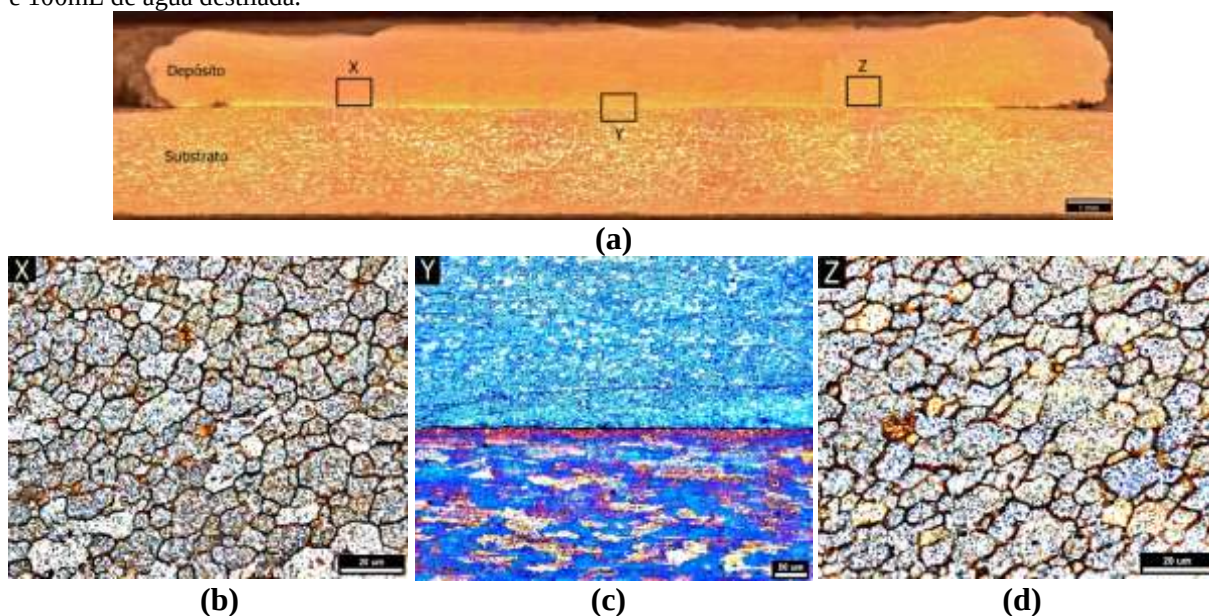


Fonte: O autor

A Figura 5.10 b-d mostra a microestrutura nas três regiões características de um depósito em seção transversal (Figura 5.10a), isto é, na região de recuo, região de interface e região de avanço para uma condição de processamento por atrito 3A a qual representa um depósito tipo

camada simples, realizado com velocidade de avanço de 340 mm/s e velocidade de rotação de 3000 RPM. Em uma primeira inspeção visual e de caráter qualitativo na Figura 5.10 b e d é possível notar uma morfologia de grãos com tamanho médio aproximado de $d = 15 \mu\text{m}$ na região de recuo e região de avanço respectivamente. Na região de interface (Figura 5.10c) observa-se que o substrato mantém uma microestrutura de grãos alongados alinhados na direção de laminação similar à microestrutura de grão do material como recebido sem mudanças significativas na sua microestrutura.

Figura 5.10. Depósito tipo camada simples na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32 com velocidade de avanço de 340 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. a) Macrografia das regiões analisadas; Micrografias em regiões de b) Recuo (X); c) Interface (Y) e d) avanço (Z). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.

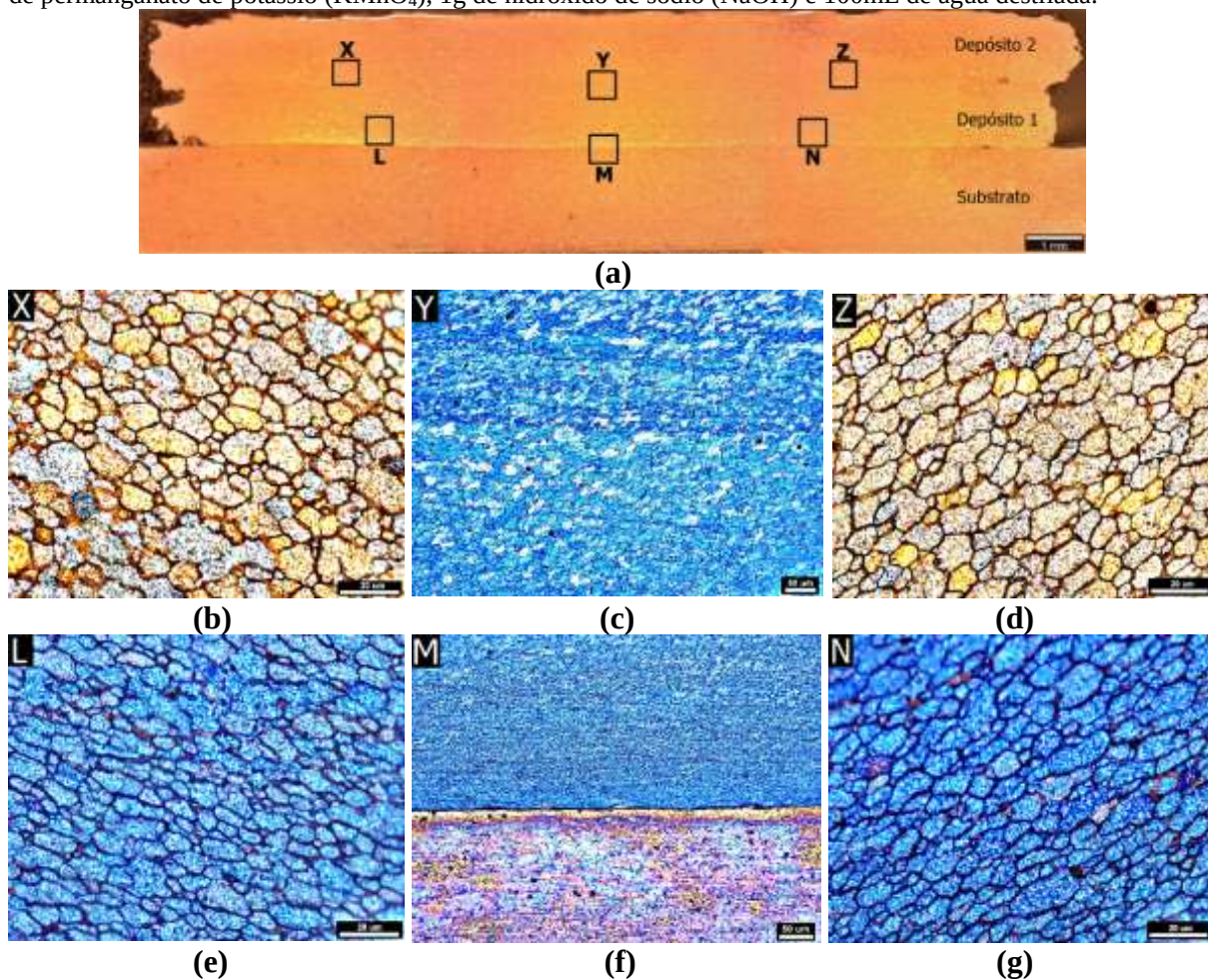


Fonte: O autor

Por outro lado a Figura 5.11 b-g, mostra as microestruturas de um depósito obtidas a partir das áreas selecionadas na macrografia (Figura 5.11a) para uma condição de processamento por atrito 2B a qual representa um depósito tipo sobrecamada, realizado com velocidade de avanço de 300 mm/s e velocidade de rotação de 3000 RPM. Observa-se a presença de uma microestrutura revelando os contornos de grão com grãos equiaxiais de tamanho aproximado de $11 \mu\text{m}$ de diâmetro médio tanto nas regiões de recuo, como também, na região de avanço nas zonas específicas depósito1/depósito2 respectivamente (Figura 5.11b, d, e e g). É possível notar na Figura 5.11(b, d, e e g) que a microestrutura de grão revelou um padrão de inclinação para cada uma das regiões características do depósito que pode estar associado à cinética do processo de deposição. Isto é, a redistribuição do material promovida

pela interação dos movimentos rotacional da haste e translacional do substrato junto com a força axial aplicada durante o contato a qual facilitam a compressão do material devido à grande plastificação e baixa resistência à deformação, o que faz com que parte do material depositado permaneça na superfície do substrato e parte seja deslocado para fora das superfícies de atrito formando uma rebarba (*flash*). Nota-se também na região de interface depósito/substrato (Figura 5.11f) a presença de uma linha que divide as duas regiões de contato sem evidencia de mistura de material a qual sugere que a união do material consumível no substrato esteja associada a processos difusivos. A microestrutura da interface depósito/depósito (Figura 5.11c) revela-se uma coexistência dos dois depósitos com microestrutura homogênea e presença de partículas escuras possivelmente impurezas decorrentes do processo de deposição da primeira camada que ficaram na rugosidade da superfície.

Figura 5.11. Depósito tipo sobrecamada na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32 com velocidade de avanço de 300 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. a) Macrografia das regiões analisadas; Micrografias em regiões de b) Depósito 2 em região de recuo (X); c) Interface Depósito1/Depósito2 (Y); d) Depósito 2 em região de avanço (Z); e) Depósito 1 em região de recuo (L); f) Interface Depósito1/Substrato (M) e g) Depósito 1 em região de avanço (N). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.

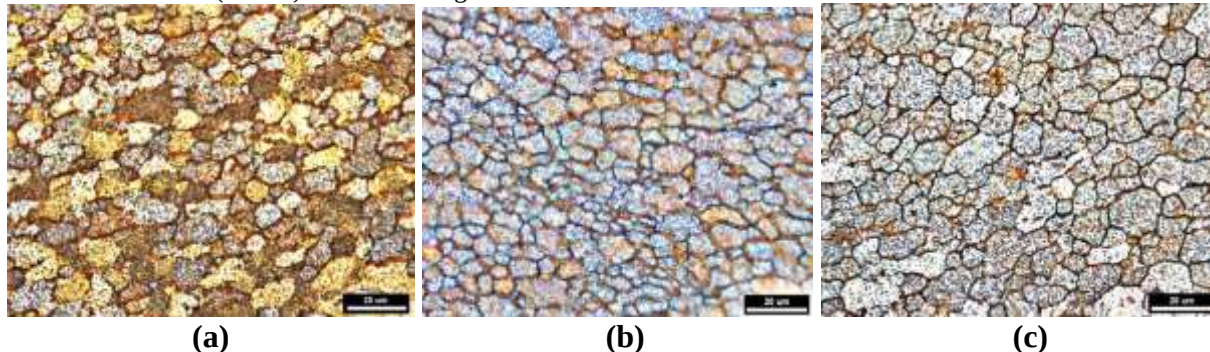


Fonte: O autor

Para cada uma das condições de deposição utilizadas neste trabalho, as Figuras 5.12 a-c e 5.13 a-f permitem evidenciar um alinhamento de grãos onde pode-se observar uma inclinação resultado do processo de deposição nas microestruturas com maior clareza nas regiões de recuo e avanço respectivamente. Os resultados obtidos das micrografias estão de acordo com Gandra et al. (2013).

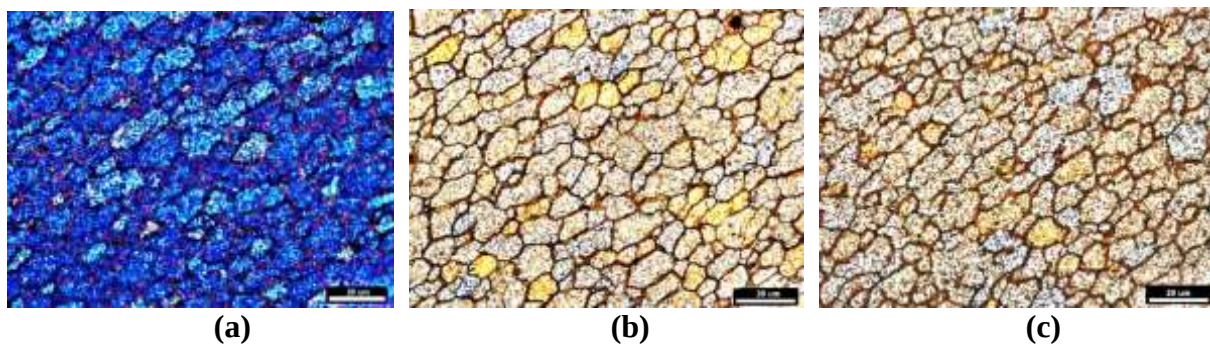
Além disso, independentemente dos parâmetros de processo de deposição utilizados, as microestruturas das Figuras 5.12 a-c e 5.13 a-f revelam um tamanho de grão médio entre ($\cong 10 - 15 \mu\text{m}$). Assim, esta evidência mostra que a velocidade de avanço não tem influência direta com o tamanho dos grãos recristalizados após o processamento do material depositado. O tamanho de grão dos depósitos pode ser explicado em termos de recristalização e o histórico termomecânico na qual foram submetidos. Lembrando que, a cinética de recristalização depende de fatores como composição química do material, tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação (SAKAI; JONAS, 1984).

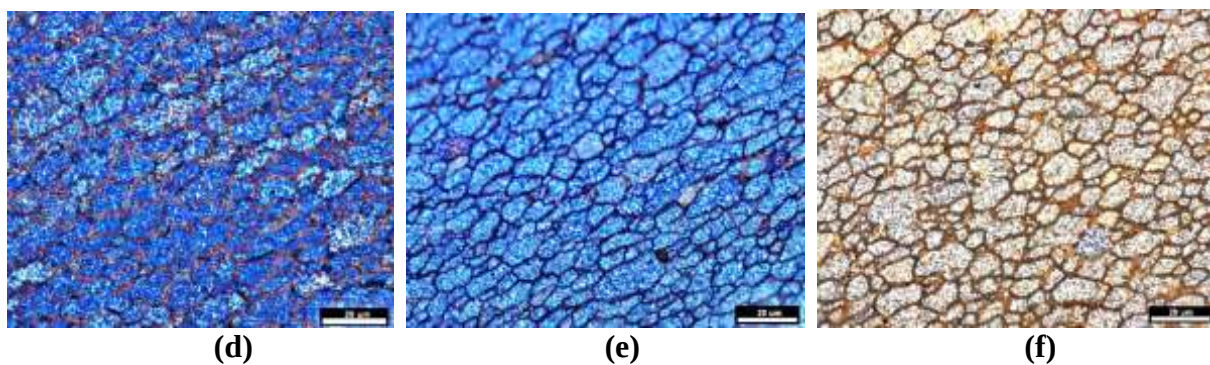
Figura 5.12. Microestrutura de depósitos camada simples em região de Recuo. Depósitos a) 1A, b) 2A e c) 3A. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



Fonte: O autor

Figura 5.13. Microestrutura de depósitos sobrecamada em região de Avanço: Depósitos camada superior a) 1B, b) 2B, c) 3B. Depósitos camada inferior d) 1B, e) 2B, f) 3B. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



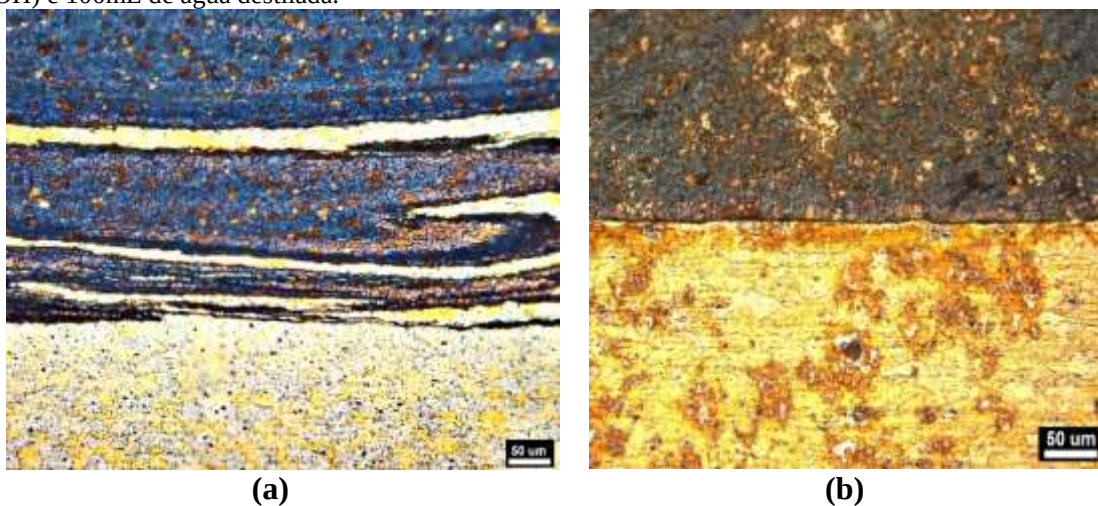


Fonte: O autor

A Figura 5.14 a-c mostra as micrografias da região de interface das amostras extraídas da condição de deposição 1A (isto é, seção transversal no INÍCIO, CENTRO e FINAL com velocidade de avanço de 240 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM). A Figura 5.14a revela uma microestrutura característica produto da interação da haste e o substrato no contato inicial do processo de deposição por atrito, ou seja, uma deformação natural do processo entre o depósito e substrato apresentando zonas de mistura dos materiais. No entanto, após o início do processo a deposição do material consumível torna-se homogêneo com presença de uma linha intermediária que permite diferenciar detalhadamente o substrato do depósito (Figura 5.14b, c).

Na Figura 5.14 a e c é possível observar vários pontos escuros na microestrutura do substrato, que podem ser partículas de segunda fase, possivelmente partículas intermetálicas não dissolvidas na matriz de alumínio como Al_3Mg_2 ou Al_8Mg_5 , ou decorrentes da preparação metalográfica e do ataque químico (ASM INTERNATIONAL, 2004).

Figura 5.14. Micrografias na região de interface depósito/substrato em corte transversal de um depósito tipo camada simples na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32 com velocidade de avanço de 240 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. Cortes no a) Início, b) Centro e c) final. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



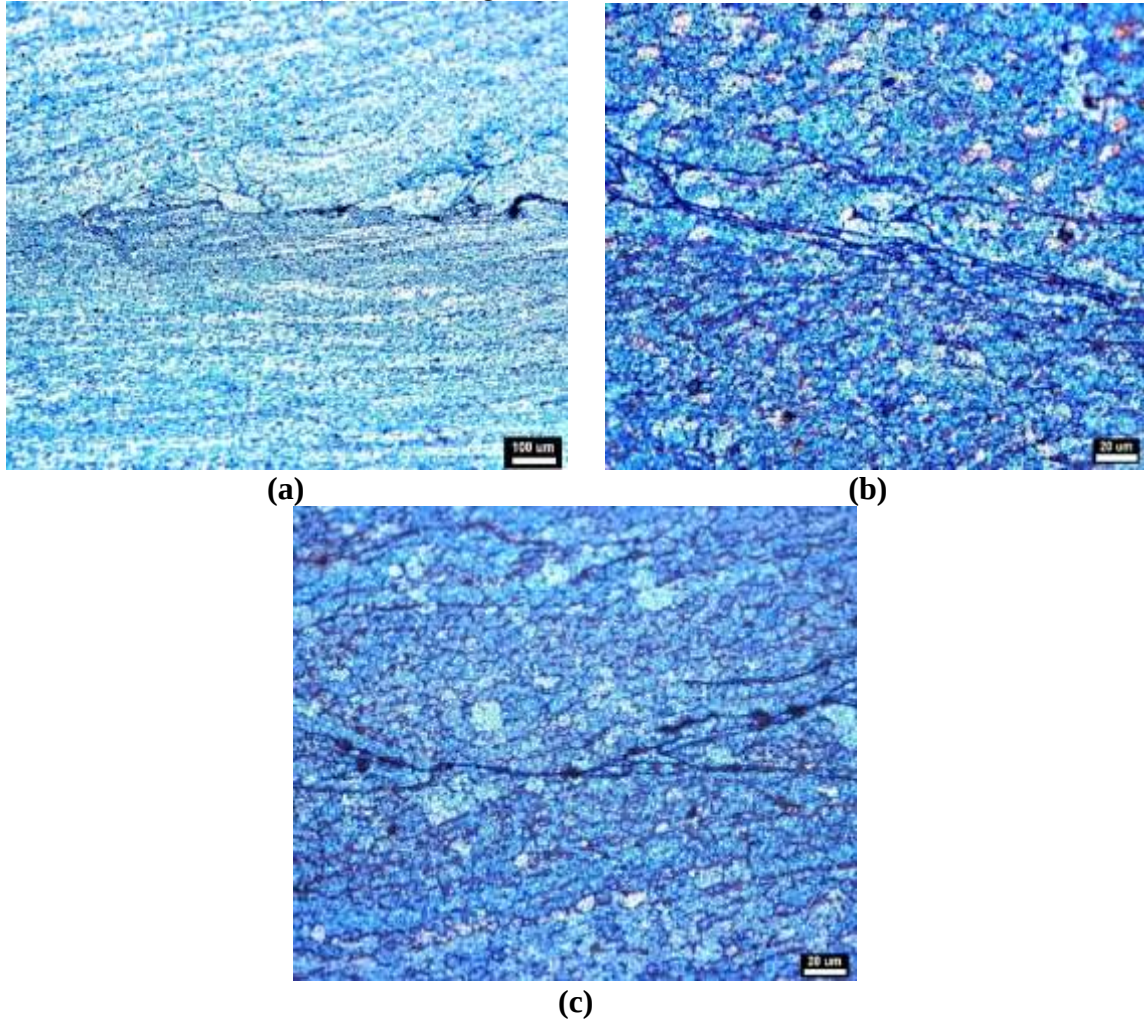


(c)

Fonte: O autor

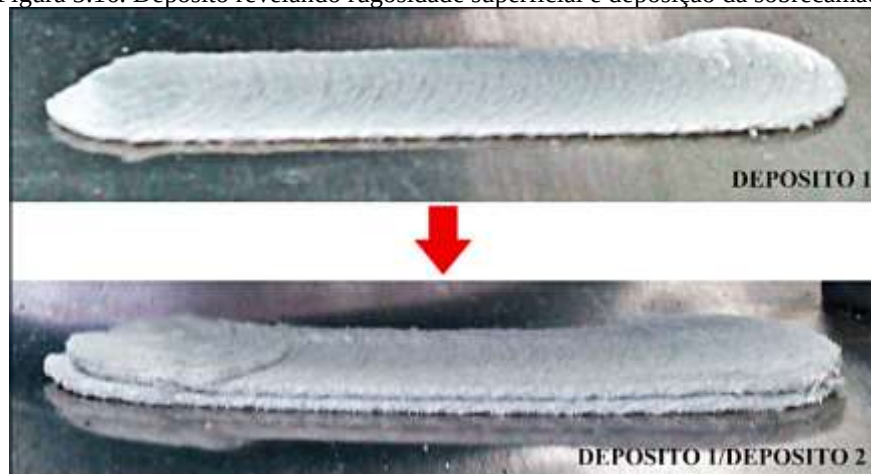
A Figura 5.15 a-c mostra a interface depósito/depósito das amostras que foram extraídas a partir de um corte transversal da região Final dos depósitos 1B, 2B e 3B respectivamente (vide Figura 5.6). Nestas micrografias pode-se visualizar uma série de defeitos como microtrincas e fissuras ao longo da interface que divide os dois depósitos. Esta característica de defeitos pode estar associada a baixa força axial atuando na haste decorrente da ausência da região I (trabalho à frio) influenciando na não uniformidade da deposição na superfície do substrato. Além disso, a deposição de sobrecamada que foi realizada sobre a superfície decorrente da primeira camada foi depositada sem antes eliminar por usinagem a rugosidade natural do depósito inicial (isto é, a superfície da primeira camada não era lisa como no caso do substrato) como mostra a Figura 5.16. Esta característica inicial de rugosidade do primeiro depósito contribuiu para enfatizar ainda mais os defeitos, em função da baixa força axial atuante, revelando na região uma deposição com característica de ancoramento mecânico.

Figura 5.15. Micrografias na região de interface depósito/depósito em corte transversal de um depósito tipo sobrecamada na deposição de liga AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32. Depósitos a) 1B, b) 2B e c) 3B. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



Fonte: O autor

Figura 5.16. Depósito revelando rugosidade superficial e deposição da sobrecamada

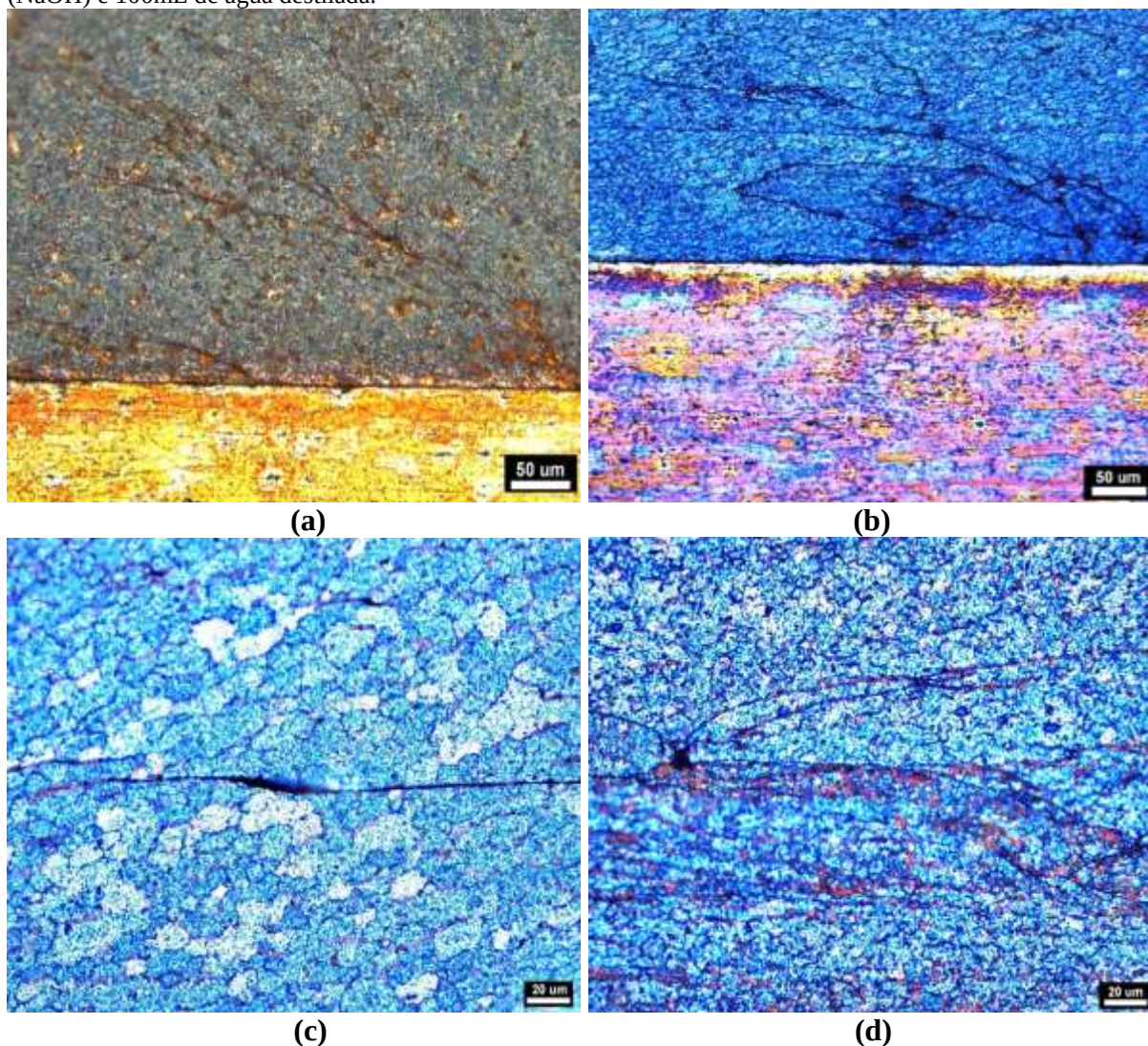


Fonte: O autor

A Figura 5.17 revela a presença de mais alguns defeitos presentes em regiões próximas a região de interface de algumas amostras como região interface depósito/substrato, região depósito/depósito e interface em região de recuo.

Porém, os valores calculados da taxa de deposição foram muito próximos aos valores da velocidade de avanço da mesa para cada condição de deposição (vide Figura 5.3) a ocorrência destes defeitos poderia ser reduzida a partir de um controle da força axial aplicada e o torque da máquina ao longo do processamento do material consumível, com o intuito de garantir que as condições de deposição fossem mantidas constantes.

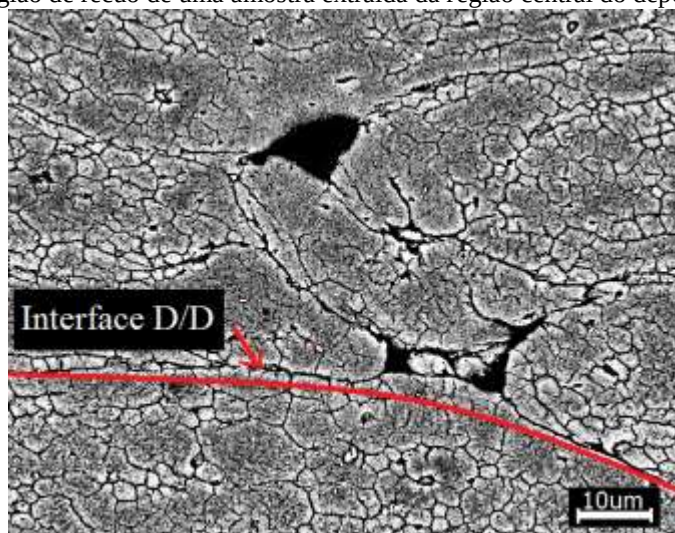
Figura 5.17. Micrografias revelando a presença de imperfeições oriundas do processo de deposição superficial por atrito em. a) Depósito 1A (corte no centro, região de recuo em interface depósito/substrato), b) Depósito 1B (corte no final, perto da região de interface depósito/substrato), c) Depósito 2B (corte no início, região de interface depósito/depósito), e d) Depósito 3B (corte no final, região de interface depósito/depósito). Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO₃) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO₄), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



Fonte: O autor

Imagem obtida por MEV é mostrada na Figura 5.18. A micrografia permite evidenciar uma microestrutura de grãos pequenos ao redor da interface depósito/depósito com presença detalhada destes defeitos.

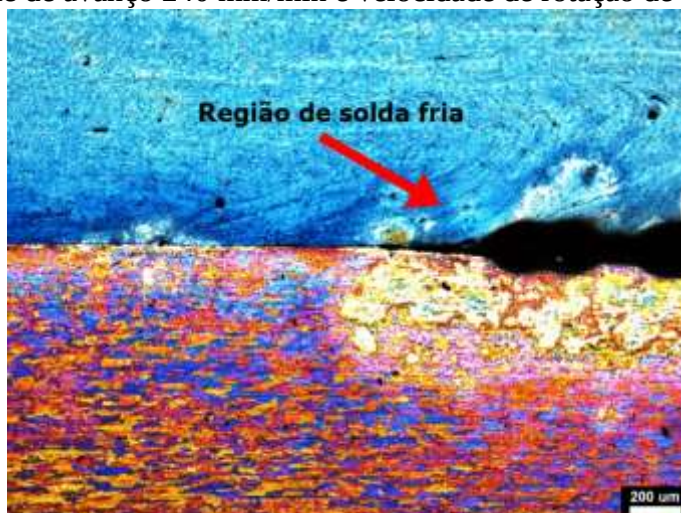
Figura 5.18. Microestrutura obtida por MEV evidenciando a presença de grãos e defeitos ao redor da interface depósito/depósito em região de recuo de uma amostra extraída da região central do depósito 2B.



Fonte: O autor

A fim de ilustrar o fenômeno conhecido como “solda fria”. A Figura 5.19 mostra uma micrografia na região de interface de avanço de um depósito na condição de deposição 2A. A região de solda fria representa outra característica comum ao processo que vai depender em grande parte da força axial aplicada. Neste caso, o tamanho da região em ambos os lados das amostras extraídas dos depósitos foi menor do que 12% da largura dos depósitos realizados. Este resultado encontra-se próximo ao valor reportado por Rafi et al. (2010).

Figura 5.19. Micrografia de um depósito revelando a região de solda fria natural do processo. Depósito 2A, velocidade de avanço 240 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM

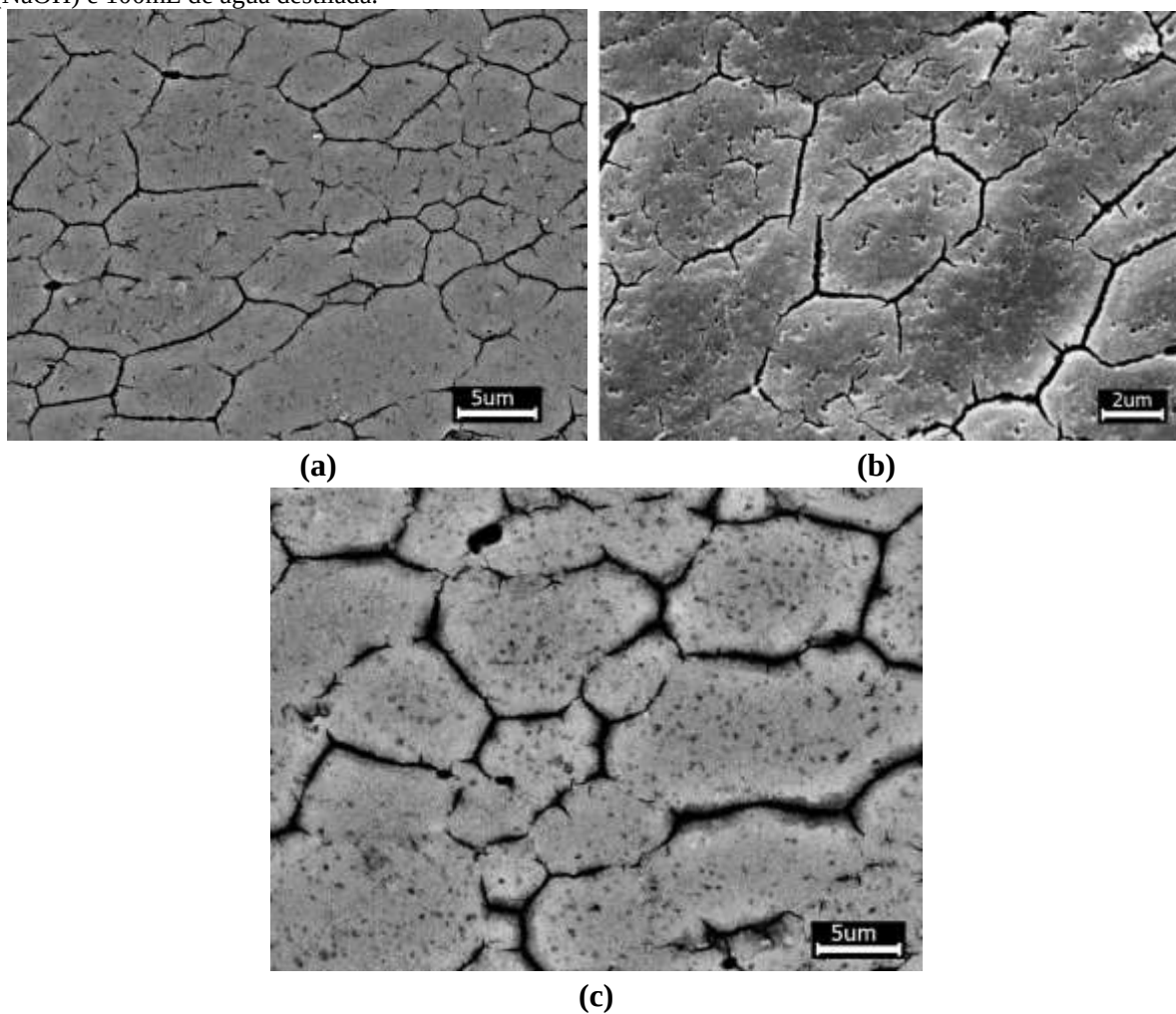


Fonte: O autor

5.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura MEV e EDS

Imagens obtidas por MEV de algumas amostras extraídas da região central dos depósitos para condição de processamento 1B, 2B e 3B (Depósitos tipo sobrecamada) são apresentadas na Figura 5.20 a-c. As micrografias representam a microestrutura na região central entre interface depósito/substrato e interface depósito/depósito, respectivamente. É possível observar a presença de pequenos grãos com tamanho médio de aproximadamente 3 – 4 μm e contornos de grão revelados do ataque químico sofrido após a preparação metalográfica.

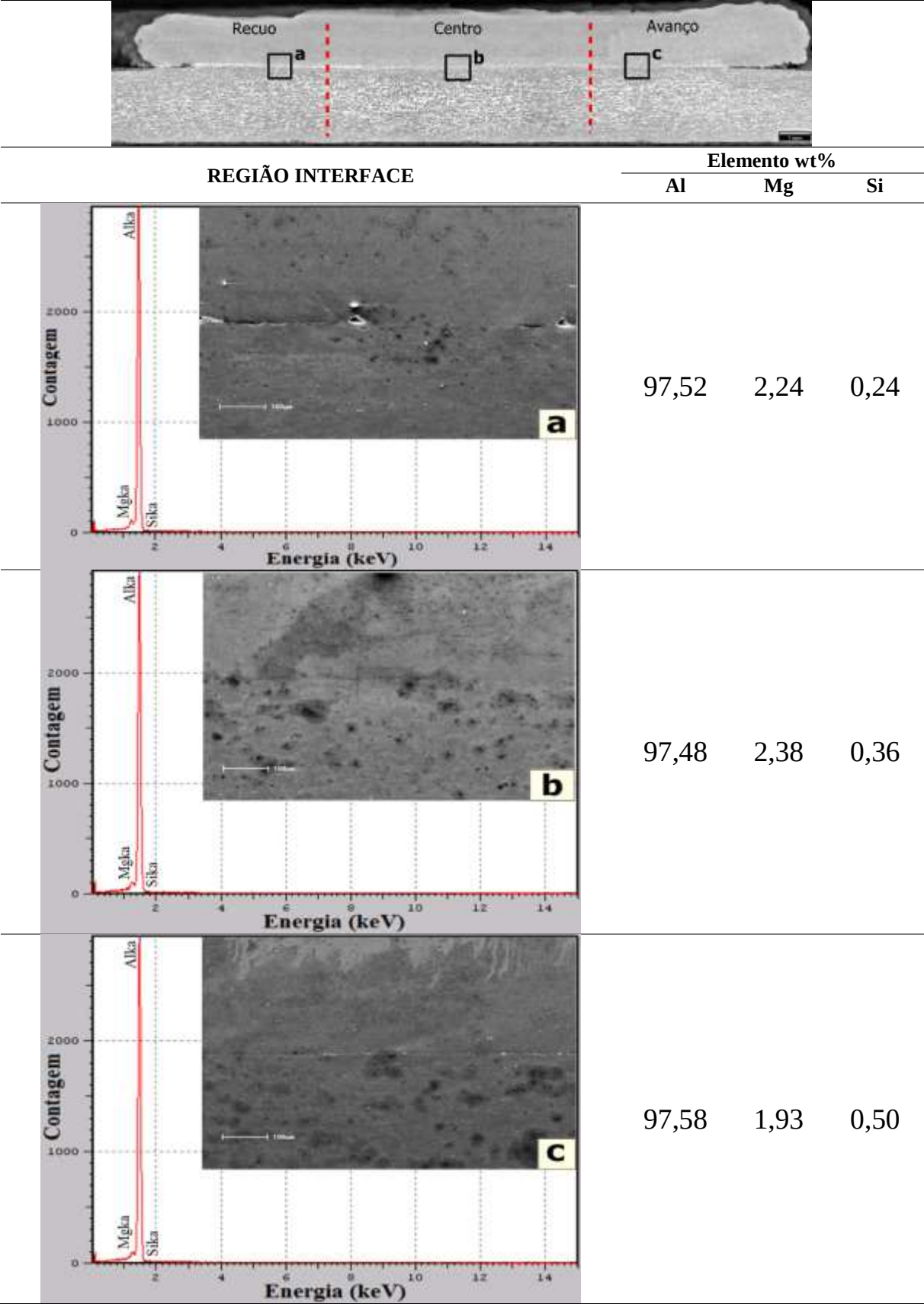
Figura 5.20. Micrografias em MEV de amostras extraídas em corte central dos depósitos. Região central entre interfaces depósito/substrato e interface depósito/depósito de amostras, a) 1B. b) 2B. e c) 3B. Ataque: 1º etapa: solução de 2mL de ácido fluorídrico (HF) 48%, 3mL de ácido clorídrico (HCl), 5mL de ácido nítrico (HNO_3) e 190mL de água destilada, 2º etapa: solução de 4g de permanganato de potássio (KMnO_4), 1g de hidróxido de sódio (NaOH) e 100mL de água destilada.



Fonte: O autor

A fim de determinar evidência do mecanismo de adesão por difusão atômica na interface dos depósitos no substrato. A Figura 5.21 a-c, mostra a micrografia obtida por MEV e o mapa composicional da região observada ao longo da linha de interface depósito/substrato em regiões características dos depósitos. Isto é, região de recuo, região central e região de avanço para uma amostra na condição de processamento por atrito 1A (velocidade de avanço 240 mm/min e velocidade de rotação 3000 RPM). De acordo com o mapa composicional das regiões observadas foi possível correlacionar com o elemento que aparece em maior porcentagem, neste caso o magnésio (Mg), que na sua composição apresentou um aumento significativo com valores de 2,24; 2,38 e 1,93 wt% respectivamente quando comparado com a composição química experimental reportada na tabela 3 que foi de 1,87 wt% para a liga AA5052-H32 e 0,41 wt% para a liga 6351-T6. Da mesma forma, pode-se estabelecer que o silício (Si) apresentou um decréscimo relativo à composição química da liga utilizada como haste consumível que na condição como recebida foi de 0,86 wt% e nas regiões analisadas foi de 0,24; 0,36 e 0,50 wt%. Isto sugere que a união do depósito sobre o substrato ocorre por difusão, como relatado por diversos autores.

Figura 5.21. Microestruturas obtidas por MEV de uma amostra em corte transversal no centro do depósito 1A (velocidade de avanço 240 mm/min e velocidade de rotação 3000 RPM). Espectro de microanálise EDS da região observada e composição em a) Recuo, b) Centro e c) Avanço. Área de varredura 600x600 µm.



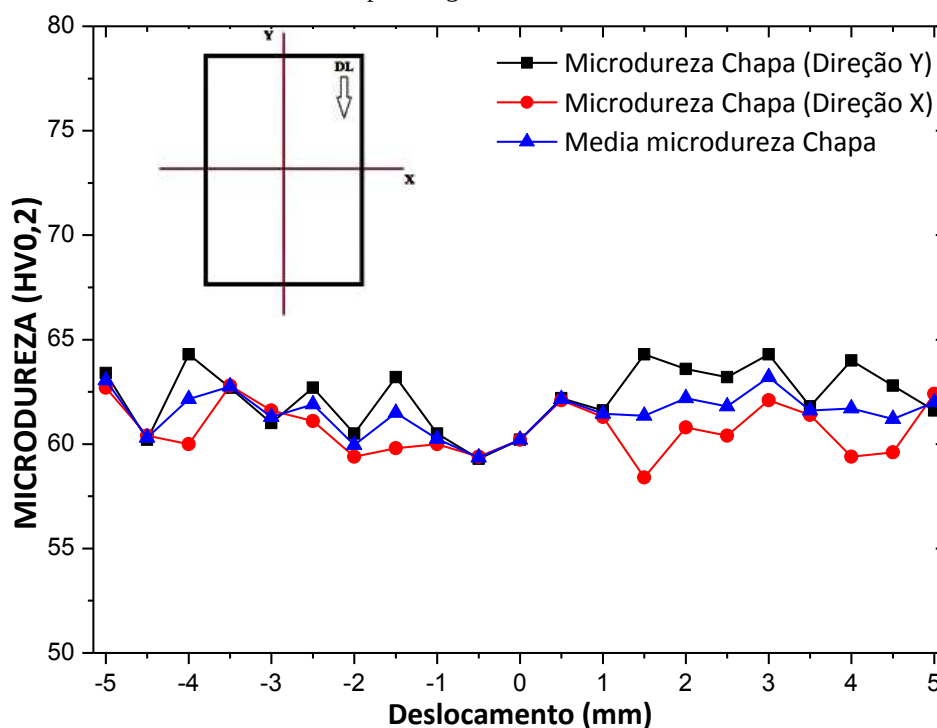
Fonte: O autor

5.6 MICRODUREZA

As Figuras 5.22 e 5.23 mostram os perfis de microdureza dos materiais como fornecidos antes do processo de deposição por atrito. Na Figura 5,22 é possível observar que a chapa apresentou um valor de microdureza em torno de 60 - 65 HV_{0,2}. Enquanto na Figura 5,23 mostra a barra utilizada como haste consumível, e a mesma apresentou um valor de microdureza em torno de 75 – 85 HV_{0,2} na direção de extrusão (DE) e 85 – 95 HV_{0,2} na direção transversal (DT). Este resultado indica que a porcentagem de diferencia no valor mínimo de dureza da haste consumível em relação ao substrato foi de aproximadamente 31.58% permitindo estabelecer assim que a haste é mais dura que a chapa.

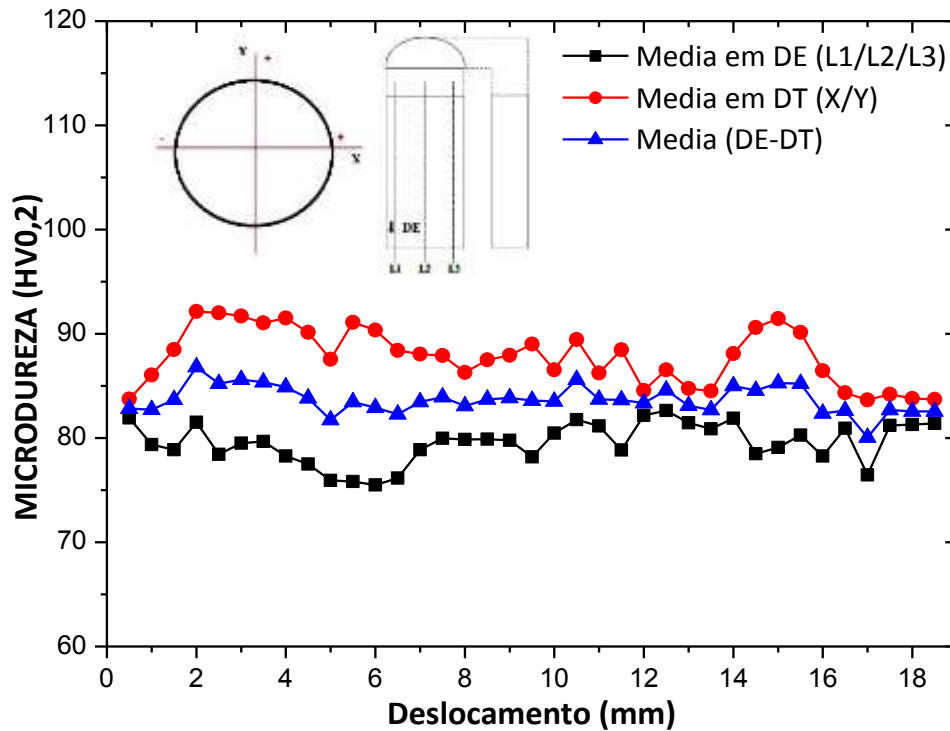
De acordo com *ASM Metals Handbook* os valores de dureza para a chapa de liga de Alumínio 5052-H32 é de 68 HV_{0,2} enquanto para a haste de liga de Alumínio 6351-T6 a dureza é de 107 HV_{0,2}. Os dados obtidos se encontram próximo ao reportado na literatura.

Figura 5.22. Perfis de microdureza da chapa de liga de Alumínio AA5052-H32 no estado como recebido



Fonte: O autor

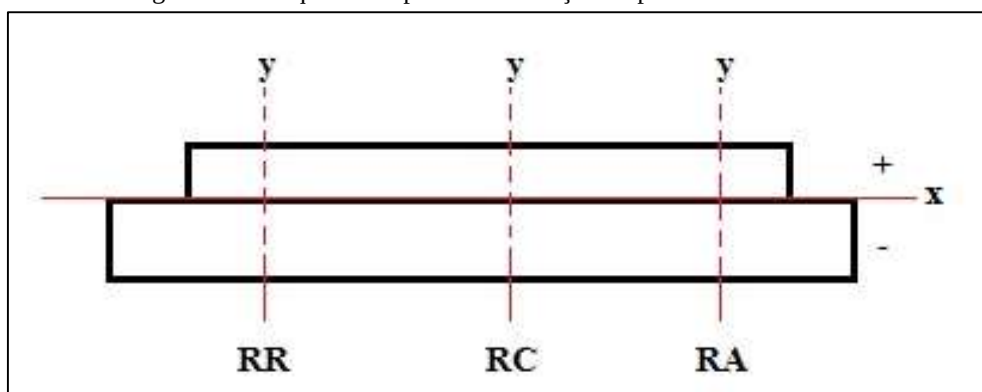
Figura 5.23. Perfis de microdureza da haste de liga de Alumínio AA6351-T6 no estado como recebido



Fonte: O autor

Para cada uma das amostras da Figura 5.6 (pg 78) foi obtido um perfil de microdureza ao longo da espessura do substrato, interface substrato/depósito e depósito nas três regiões características da amostra. Isto é: região do avanço **RA**, região central **RC** e região do recuo **RR**. A Figura 5.24 mostra o plano de medição realizado.

Figura 5.24. Esquema do plano de obtenção do perfil de microdureza



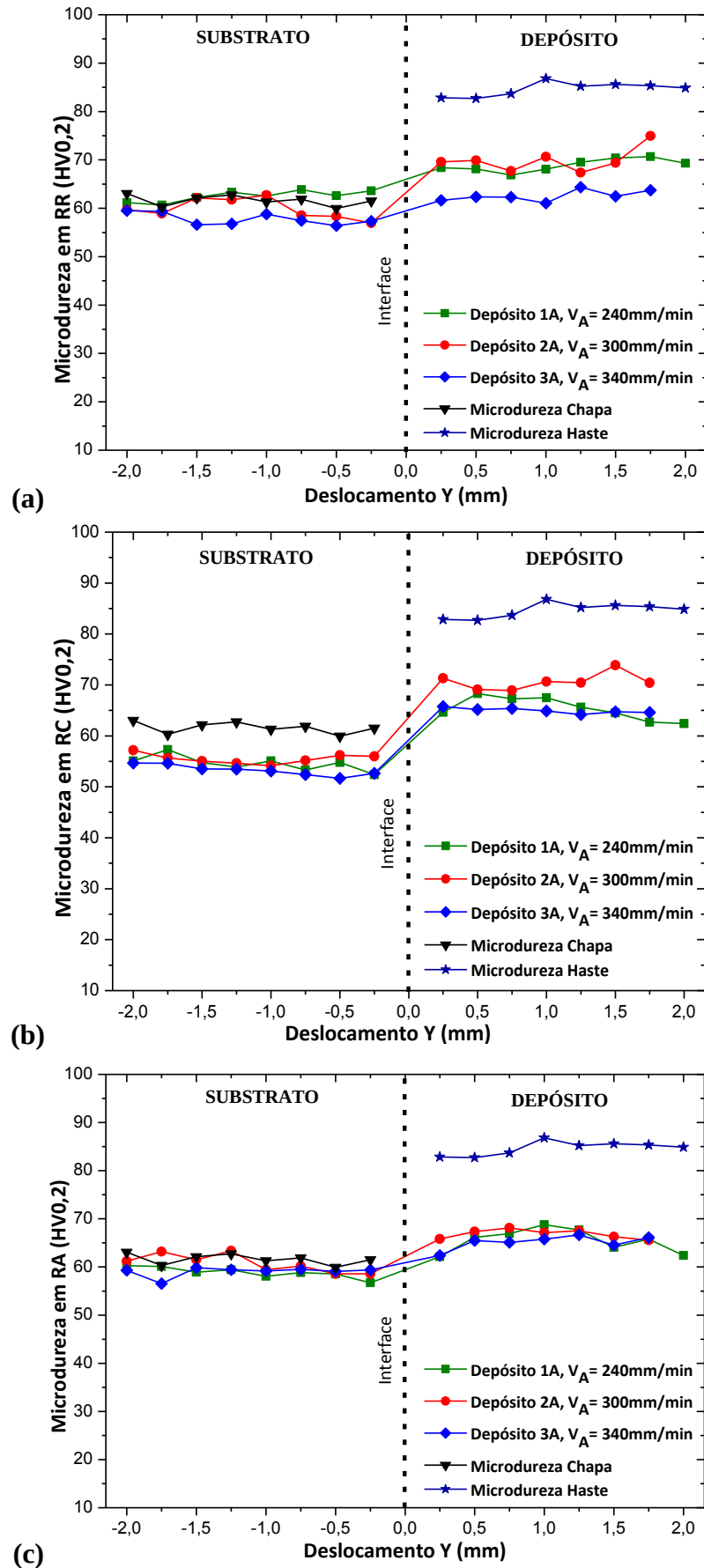
Fonte: O autor

As Figuras 5.25 a-c e 5.26 a-c mostram todos os perfis de microdureza gerados a partir da média de valores medidos de cada amostra associado aos depósitos camada simples 1A, 2A, 3A, e sobrecamada 1B, 2B, 3B em início, centro e final respectivamente.

Na Figura 5.25a é possível notar que com o aumento da velocidade de avanço V_A os valores de microdureza no substrato em região de recuo (RR) diminuem com o aumento da velocidade de avanço até um valor médio de 56 HV0,2 para uma velocidade de 340 mm/min indicando uma porcentagem de diferença de 11,1% em relação à linha de referencia a qual representa o perfil de microdureza do substrato na condição recebido. Por outro lado, na Figura 5.25b-c, a dispersão dos valores medidos de microdureza no substrato em região central (RC) e avanço (RA) mostraram uma tendência de distribuição quase uniforme com valores próximos entre si independentemente da velocidade de avanço utilizada para cada condição de deposição por atrito. No caso dos valores de microdureza da região central (RC) estes valores apresentaram uma diminuição significativa até um valor médio de 54 HV0,2 respeito ao perfil de microdureza obtido para os depósitos realizados com velocidade de 340 mm/min a qual indicou uma porcentagem de diferença de 16,23% em relação à linha de referencia a qual representa o perfil de microdureza do substrato na condição recebido. Nota se também uma transição mais pronunciada na interface depósito/substrato.

Com relação à região do depósito da Figura 5.25 a-c, é possível observar que a dispersão dos valores de microdureza tornou-se maior nas regiões de recuo (RR) e centro (RC) como mostrado na Figura 5.25a, b. Em cada caso, o menor valor de microdureza na região do depósito foi obtido na condição de deposição 3A. Por outro lado, na Figura 5,25c nota-se que a dispersão dos valores medidos de microdureza na região do depósito para as três condições de deposição (1A, 2A e 3A) mostraram uma tendência mais homogênea dos valores de microdureza próximos entre si; no entanto, para cada um dos perfis gerados na Figura 5.25 a-c ao redor da região do depósito é notável uma diminuição considerável dos valores de microdureza quando comparados com a linha de referencia a qual representa o perfil de microdureza media medida da haste consumível na condição recebida indicando assim uma porcentagem de diferença de 23.5% aproximadamente.

Figura 5.25. Perfis de microdureza dos depósitos. 1A, 2A e 3A em regiões de a) Recuo, b) Centro e c) Avanço.



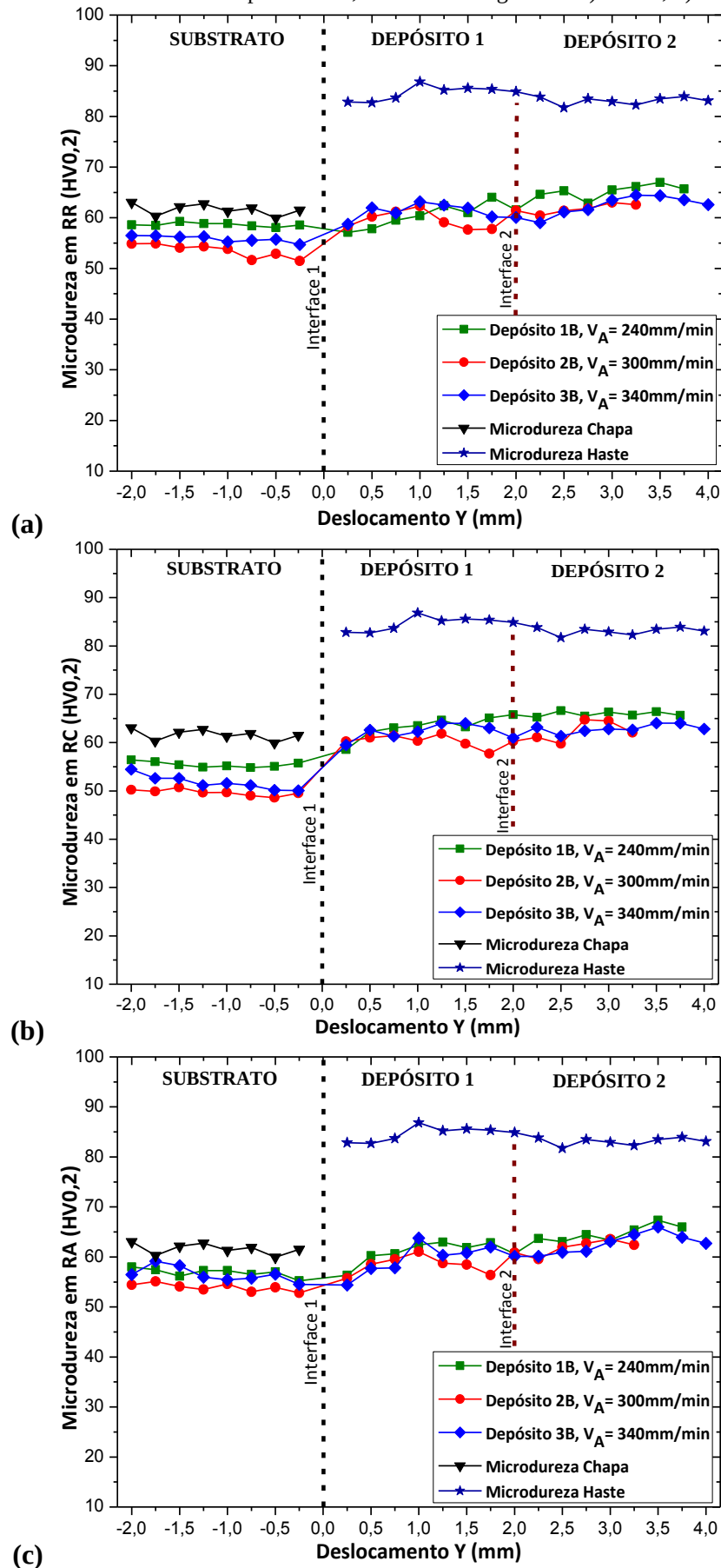
De acordo com a Figura 5.26 a-b é possível notar uma distribuição quase uniforme dos valores de microdureza medidos no substrato em regiões de recuo (RR) e centro (RC) com tendência a diminuir linearmente mostrando que na região de recuo (Figura 5.25a) para os valores de velocidade de avanço de 240 mm/min, 300 mm/min e 340 mm/min o valor médio de microdureza em cada caso foi de 58,64 HV0,2, 53,50 HV0,2 e 55,83 HV0,2 respectivamente indicando uma porcentagem de diferença de 9,8%, 17,7% e 14,1% em relação à linha de referencia a qual representa o perfil de microdureza media do material utilizado como substrato na condição recebido, enquanto na região centro (RC) (Figura 5.25b) para estes mesmos valores de velocidade de avanço, o valor médio de microdureza em cada caso foi de 53,45 HV0,2, 49,67 HV0,2 e 51,73 HV0,2 respectivamente a qual indicou uma porcentagem de diferença de 17,8%, 23,6% e 20,4%.

Com relação à região de avanço (RA) (Figura 5.25c) a dispersão dos valores medidos de microdureza no substrato mostraram uma tendência de distribuição quase uniforme com valores próximos entre si independentemente da velocidade de avanço utilizada para cada condição de deposição por atrito. Neste caso, o valor de microdureza médio foi em torno de 56 HV0,2 indicando uma porcentagem de diferença de 14,2% em relação à linha de referencia a qual representa o perfil de microdureza media do material de substrato na condição recebido.

Por outro lado, na Figura 5.26 a-c é possível observar que a dispersão dos valores de microdureza medidos ao redor da região do depósito1/depósito2 mostrou uma distribuição similar nos perfis de microdureza obtidos para cada uma das regiões analisadas (RR, RC e RA) permitindo evidenciar uma tendência crescente dos valores de microdureza a partir da interface depósito/substrato independente da velocidade de avanço utilizada no processo de deposição superficial por atrito. No entanto, os valores médios atingidos em cada região encontram-se abaixo do valor máximo de microdureza do material utilizado como haste consumível na condição como recebida indicando uma porcentagem de diferença de 35% em região de recuo RR, 33% em região central e 35,4% em região de avanço respectivamente.

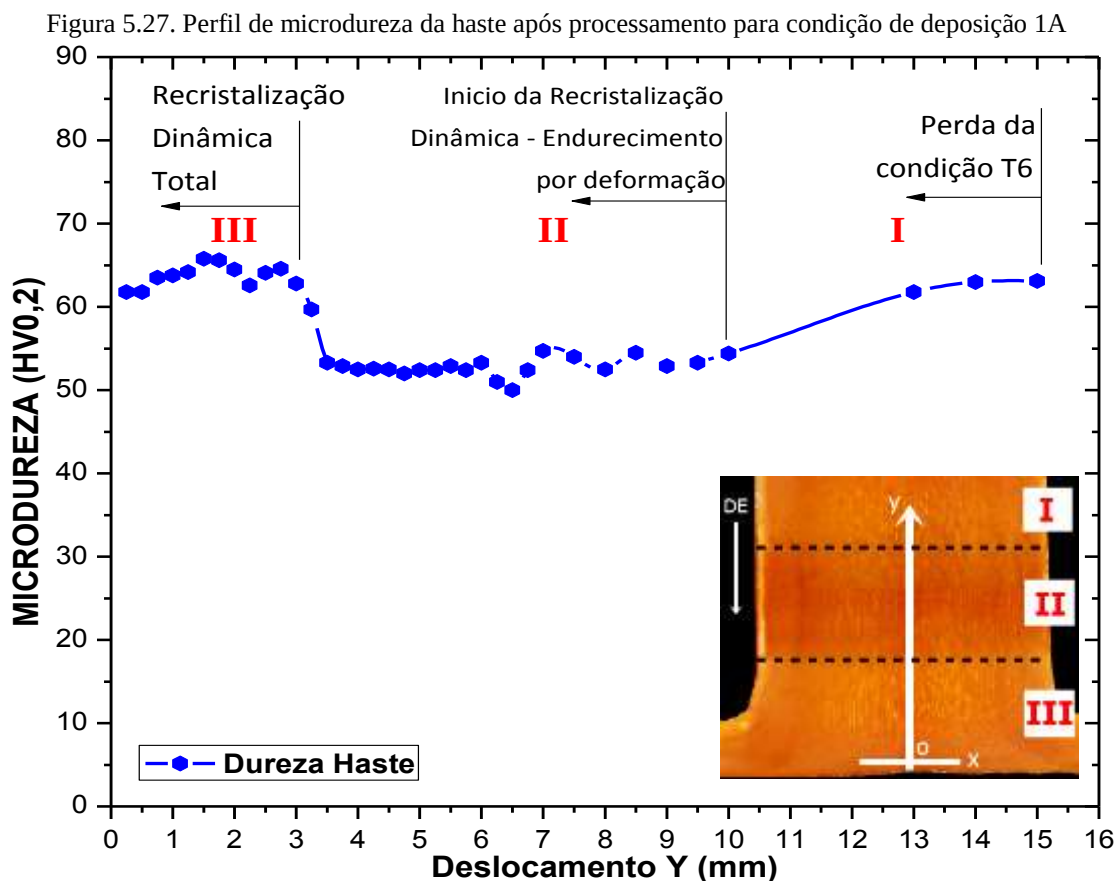
Em resumo, os resultados de microdureza obtidos para cada uma das regiões que foram analisadas mostraram uma dispersão que permitiu determinar uma diminuição nos valores de microdureza no substrato e depósito quando comparados com os valores máximos dos materiais como recebido independentemente da velocidade de avanço V_A utilizada para cada condição de deposição superficial por atrito.

Figura 5.26. Perfis de microdureza dos depósitos. 1B, 2B e 3B em regiões de a) Recuo, b) Centro e c) Avanço.



A Figura 5.27 mostra o perfil de microdureza medido a partir de um corte longitudinal na direção de extrusão da haste consumível utilizada no processamento de deposição superficial por atrito na condição de deposição 1A corresponde ao depósito realizado com velocidade de avanço de 240 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM.

É possível notar na Figura 5.27 mudanças significativas evidenciadas ao longo do perfil de microdureza associadas aos fenômenos termomecânicos que experimenta a haste consumível durante o processo de deposição. Como discutido nos resultados microestruturais deste trabalho (item 5.5), o calor gerado pelo atrito na ponta da haste é conduzido ao longo da haste consumível produzindo assim, um gradiente (diferença) de temperatura, consequentemente, o que determina o grau de deformação plástica. Esta diferença de temperatura induz três regiões de conformação distinta na haste consumível, i) região I a qual se concentra a região de trabalho à frio na haste, e começa a perda da condição T6 da liga depositada (AA 6351-T6), ii) região II onde predomina o processo de trabalho morno que determina o início da recristalização dinâmica e iii) região III onde ocorre o processo de conformação termo-mecânica, ou seja, o trabalho à quente onde consolida-se o processo de recristalização dinâmica na ponta da haste (Figura 5.27).



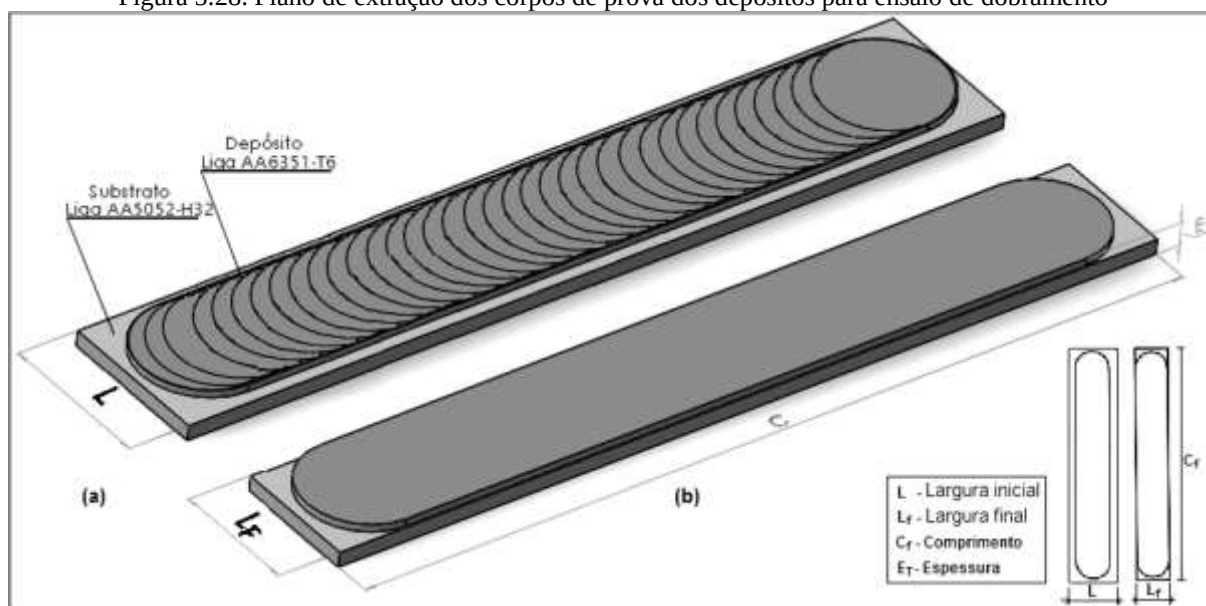
Fonte: O autor

Porém os depósitos apresentaram uma microestrutura mais fina, a perda da condição T6 (envelhecimento artificial) da liga depositada (hastes de liga de Alumínio AA6351-T6) devido ao calor gerado no processo provocou uma diminuição dos valores de microdureza de quase 29,3% para os depósitos de tipo camada simples e 34,4% para os depósitos de tipo sobrecamada quando comparada com o valor máximo de microdureza da haste na condição como recebida (95 HV0,2);

5.7 ENSAIO DE DOBRAMENTO

A fim de analisar a resistência da interface substrato/depósito foram realizados ensaios de dobramento em três pontos a partir da extração de corpos de prova dos depósitos de simbologia XA'-XB'. A Figura 5.28 mostra o plano de extração dos corpos de prova. É importante não esquecer que o ensaio de dobramento compreende uma análise de caráter qualitativo.

Figura 5.28. Plano de extração dos corpos de prova dos depósitos para ensaio de dobramento



Fonte: O autor

Na Tabela 12 são relatados os valores medidos das dimensões dos respectivos depósitos, tais como comprimento, largura e espessura dos corpos de prova antes e depois de serem usinados. Os valores obtidos das respectivas dimensões correspondem à média em três pontos de cada depósito.

Tabela 12. Relação dos valores obtidos das dimensões dos corpos de prova para ensaio de dobramento.

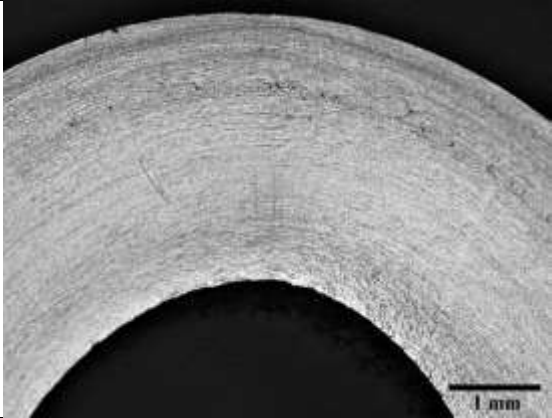
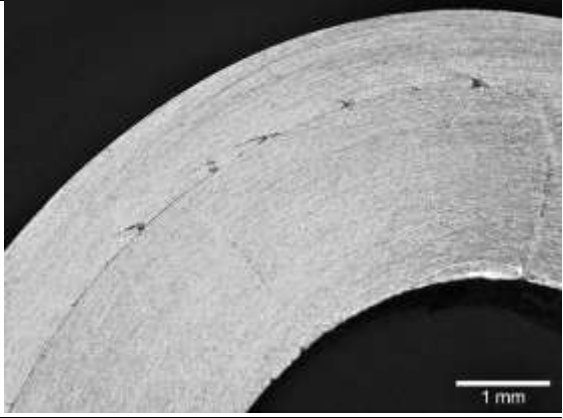
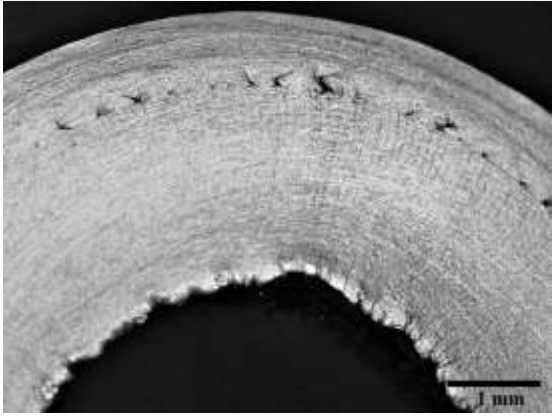
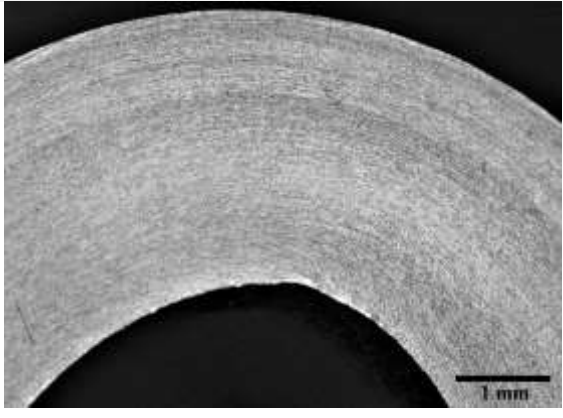
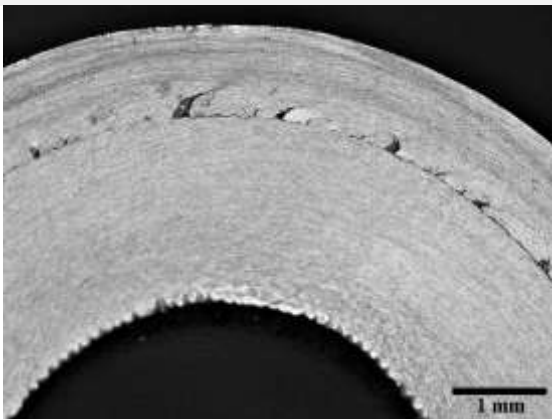
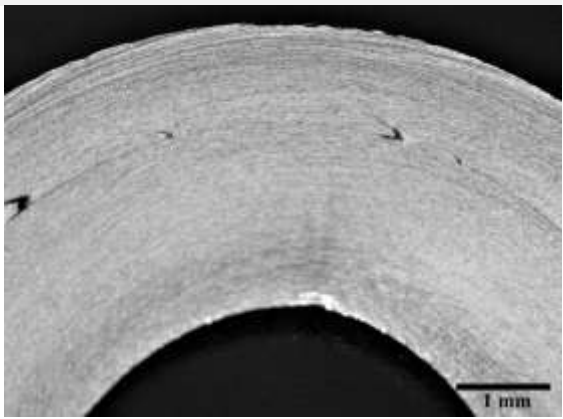
Ensaio de dobramento em três pontos								
Substrato: liga de alumínio 5052-H32 espessura 2,56 mm								
Haste: liga de alumínio 6351-T6 comprimento – 130 mm Diâmetro – 19,05 mm								
Depósito	Cd (mm)	L (mm)	Ed (mm)	C _f (mm)	L _f (mm)	E _f (mm)	E _T (mm)	D Roletes (mm)
1A'	102,50	23,35	2,46	102,50	19,65	1,40	3,96	22,35
2A'	114,75	23,35	2,15	114,75	18,25	1,40	3,96	22,35
3A'	107,50	23,10	2,05	107,50	19,00	1,60	4,16	23,4
1B'	92,80	24,75	4,20	92,80	22,15	2,70	5,26	27,6
2B'	102,20	24,50	4,30	102,20	20,50	2,80	5,36	27,6
3B'	104,75	23,90	4,05	104,75	20,35	3,00	5,56	27,6

Fonte: o autor

A Figura 5.29 mostra as macrografias obtidas em microscópio estereoscópico dos corpos de prova dos depósitos de tipo camada simples (1A', 2A' e 3A') na direção da espessura substrato e depósito na região de recuo e de avanço respectivamente. Após o ensaio, pode-se observar evidência de descolamento da interface depósito/substrato com maior predominância no lado de recuo do que no lado de avanço. As ocorrências destes defeitos tornam-se mais evidentes com aumento da velocidade de avanço V_A . No entanto, para o caso do corpo de prova do depósito 2A' não se evidenciou presença nenhuma de descolamentos no lado de avanço.

Estes resultados permitiram estabelecer que quanto maior a velocidade de avanço da mesa, o tempo de contato do material consumível com o substrato diminui, proporcionando menor resistência de adesão do material depositado.

Figura 5.29. Macrografias na direção da espessura dos corpos de prova após o ensaio de dobramento em três pontos dos depósitos tipo camada simples (1A', 2A' e 3A').

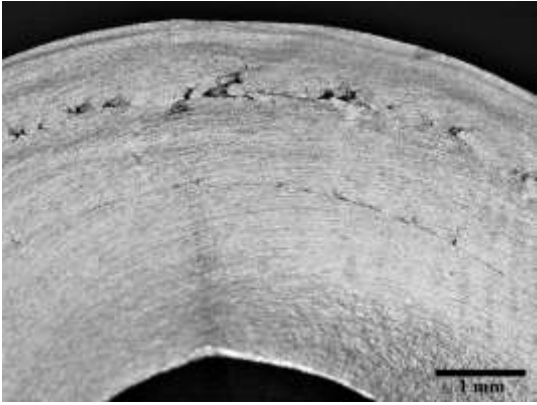
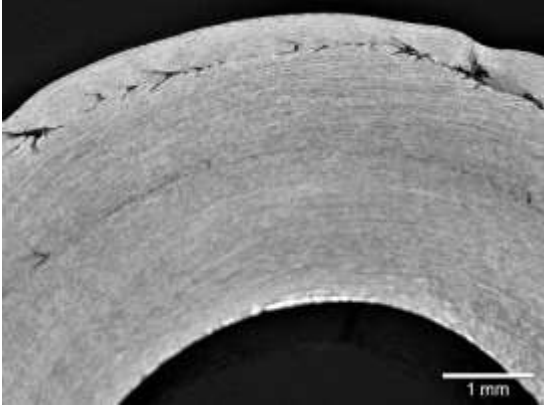
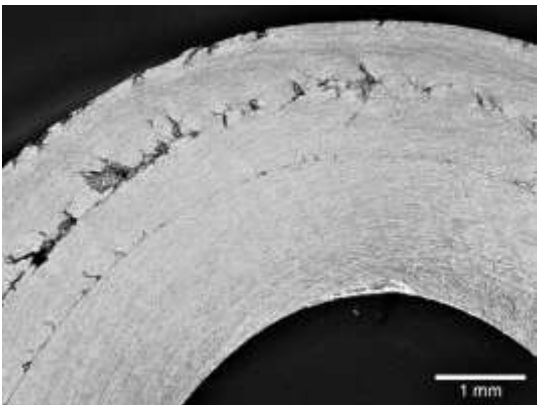
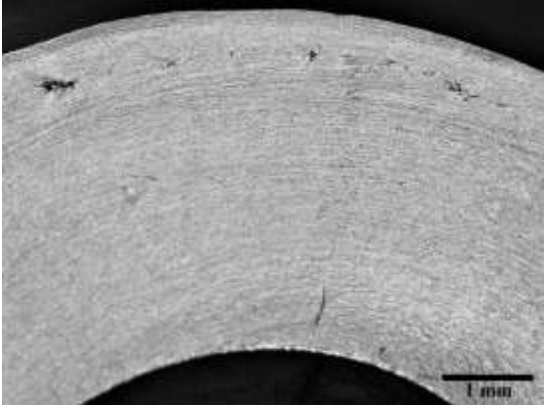
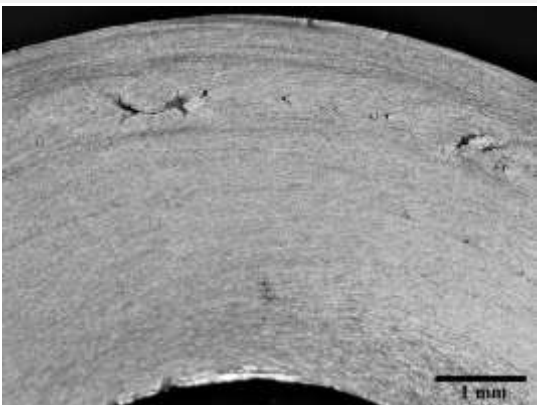
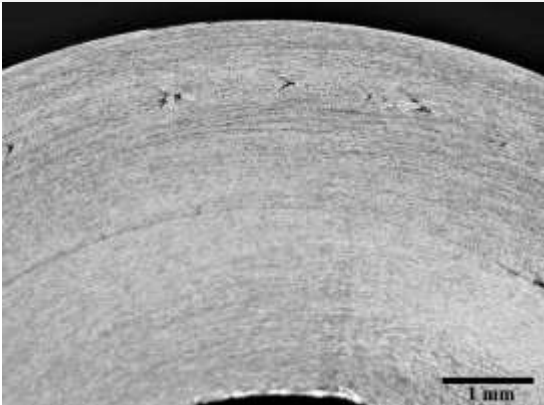
DIREÇÃO DA ESPESSURA DO SUBSTRATO COM DEPÓSITO		
Dep	Lado de recuo	Lado de avanço
1A'		
2A'		
3A'		

Fonte: o autor

Para o caso dos corpos de prova dos depósitos sobrecamada (1B', 2B' e 3B') a presença de descolamento da interface foi mais pronunciada na interface depósito/depósito como pode ser visto na Figura 5.30. É possível notar que na região da interface depósito/substrato se evidenciou uma diminuição significativa de descolamento da interface quando comparada com os CDPS dos depósitos do tipo camada simples (Figura 5.29). Esta característica está associada

à menor tensão axial durante o dobramento na região do substrato/depósito por causa do gradiente de tensão existente ao longo da espessura do substrato/depósito/depósito.

Figura 5.30. Macrografias na direção da espessura dos corpos de prova após o ensaio de dobramento em três pontos dos depósitos tipo sobrecamada (1B', 2B' e 3B').

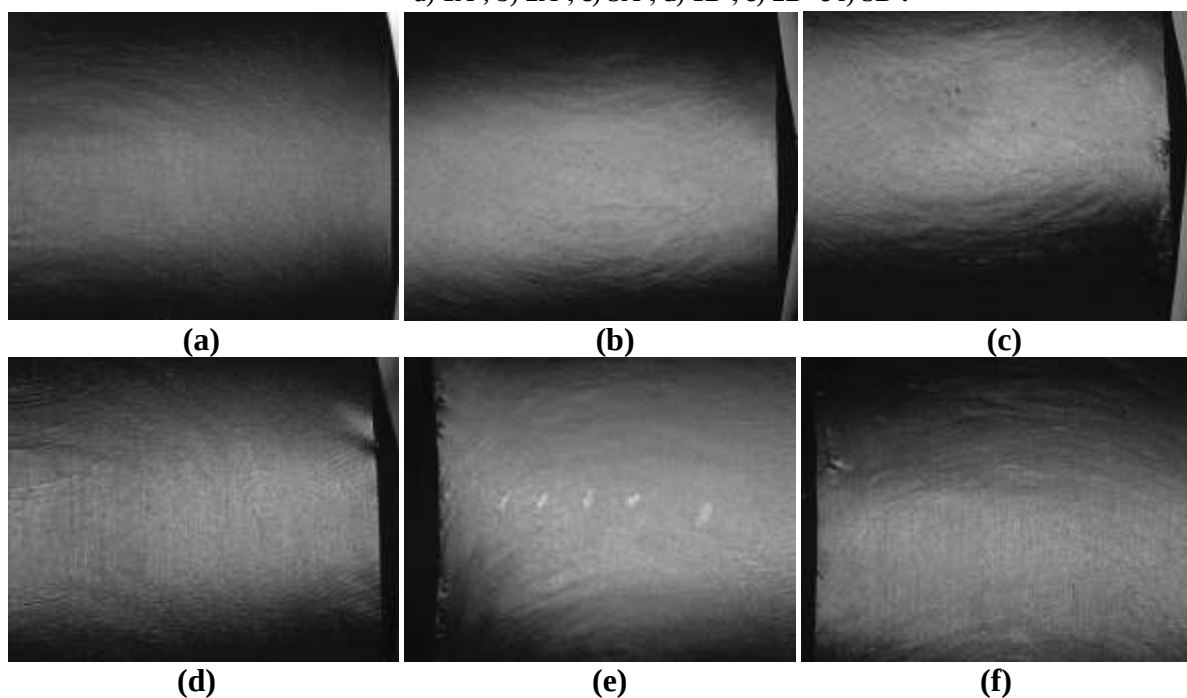
DIREÇÃO DA ESPESSURA DO SUBSTRATO COM DEPÓSITO		
DEP	Lado de recuo	Lado de avanço
1B'		
2B'		
3B'		

Fonte: o autor

Com relação à região externa de dobramento, os resultados obtidos evidenciaram a presença de bandas de deformação características de um material que foi submetido a tensões de tração como mostrado na Figura 5.31.

Figura 5.31. Região da área externa de dobramento após o ensaio dos CDP extraídos dos depósitos.

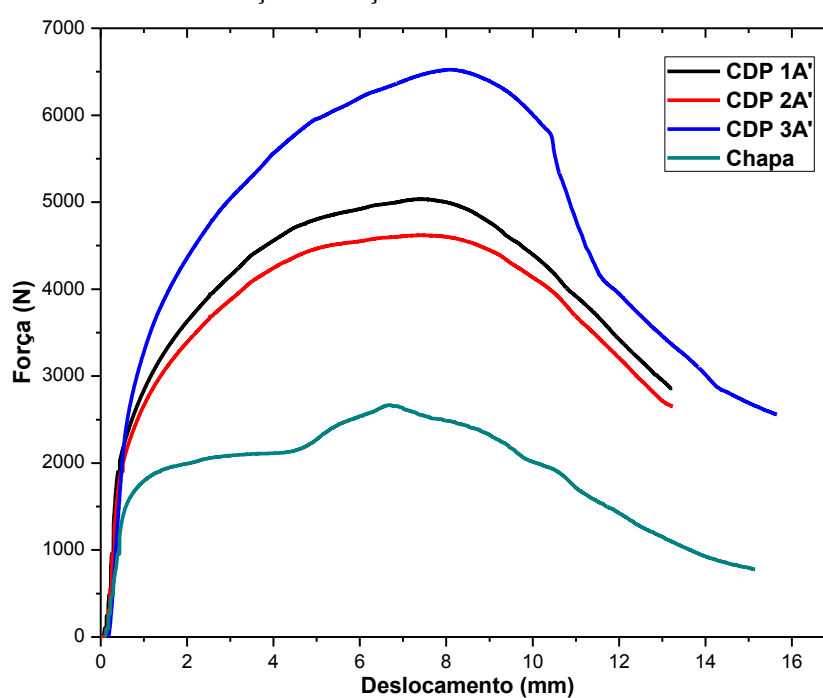
a) 1A', b) 2A', c) 3A', d) 1B', e) 2B' e f) 3B'.



Fonte: O autor.

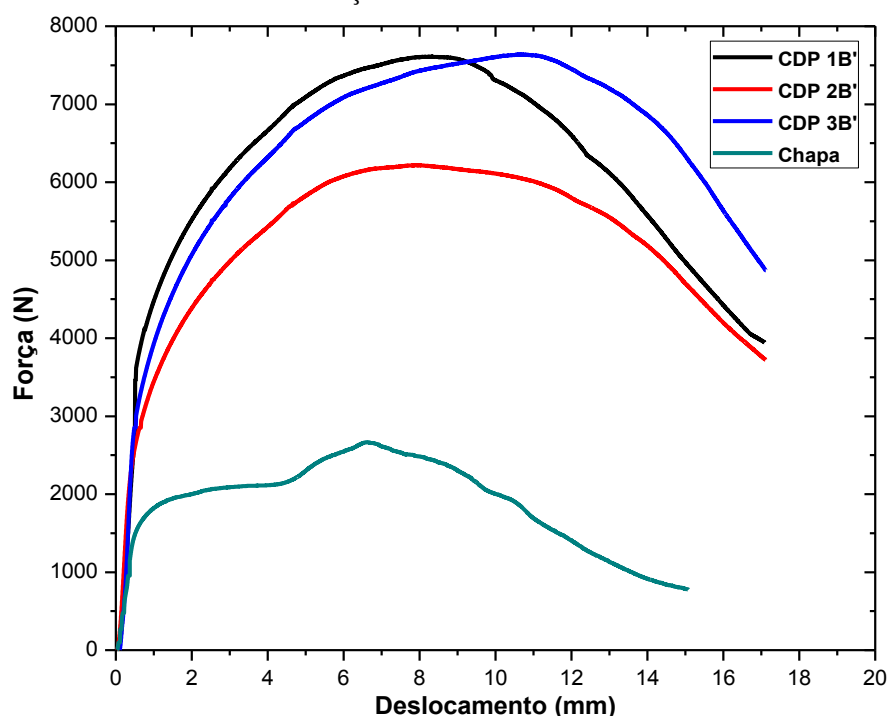
Os resultados dos ensaios de dobramento foram colocados em gráficos conforme mostram as Figuras 5.32 e 5.33 respectivamente. Os gráficos relacionam a condição da força aplicada x deslocamento dos corpos de prova substrato com depósito e a chapa como recebida.

Figura 5.32. Gráficos dos ensaios de dobramento dos corpos de prova dos depósitos tipo camada simples em função da Força contra Deslocamento.



Fonte: O autor

Figura 5.33. Gráficos dos ensaios de dobramento dos corpos de prova dos depósitos tipo sobrecamada em função da Força contra Deslocamento.



Fonte: O autor

A Tabela 13 mostra os valores de carga axial, e tensão máxima característicos obtidos durante e após o do ensaio. É possível notar que os valores máximos de tensão foram obtidos nos corpos de prova confeccionados a partir dos depósitos tipo sobrecamada 1B', 2B' e 3B' respectivamente. Como esperado, para cada caso se evidenciou um aumento importante na tensão máxima dos corpos de prova quando comparados com o corpo de prova da chapa utilizada como substrato (espessura da chapa: 2.56 mm).

Tabela 13. Resultados dos ensaios de dobramento dos corpos de prova em função da força máxima aplicada, tensão máxima e alongação.

CPD	FORÇA MÁXIMA APLICADA (N)	TENSÃO MÁXIMA (MPa)	ELONGAÇÃO (%)
1A'	5035,31	536,9	35,7
2A'	4620,47	530,4	35,7
3A'	6524,06	651,8	38,0
1B'	7605,15	567,3	36,1
2B'	6219,38	466,3	27,1
3B'	7637,81	576,9	36,9
Chapa	2666,72	659,1	20,2

Fonte: O autor

5.8 ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO E DIFERENÇA DE ORIENTAÇÃO ENTRE GRÃOS

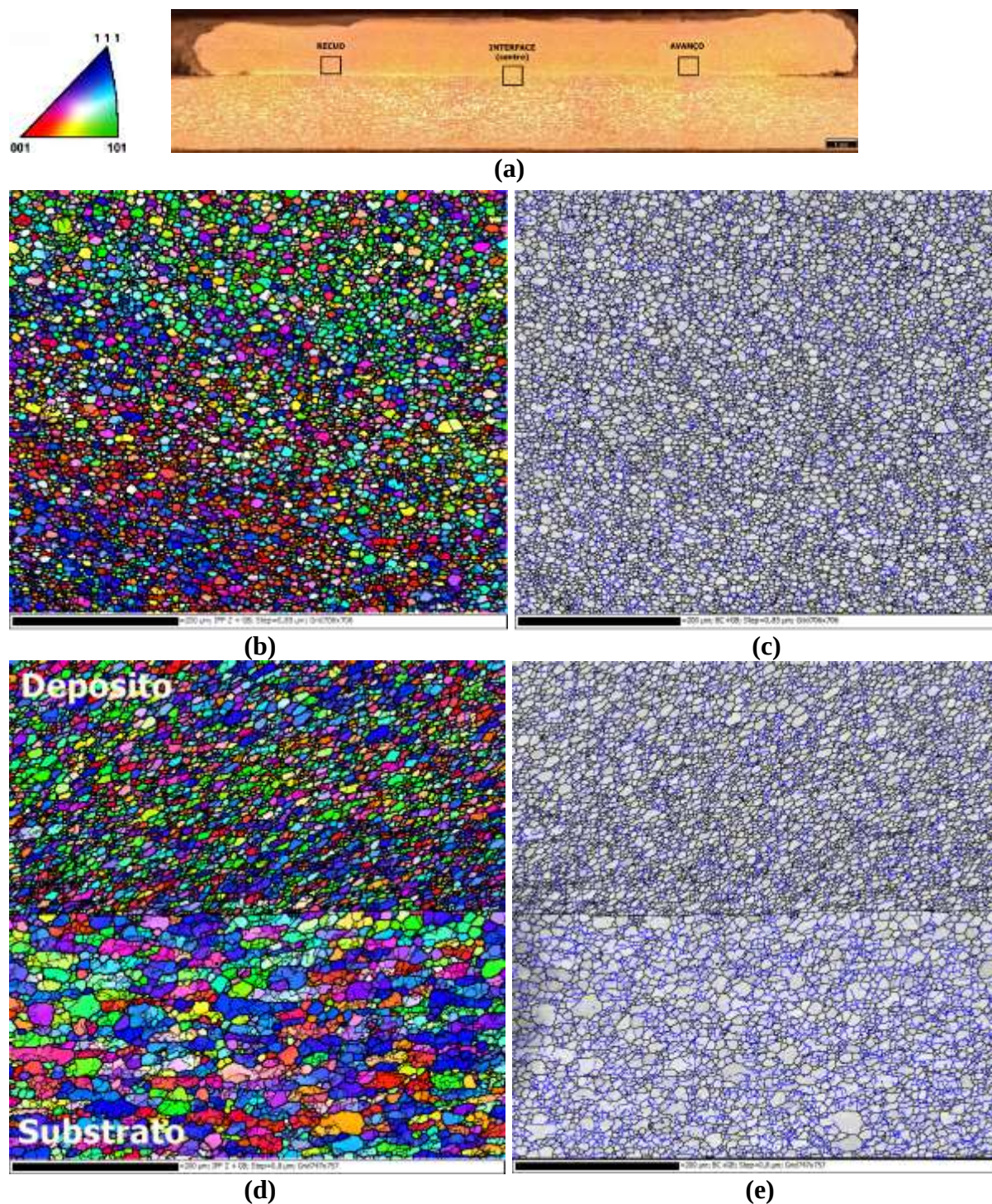
Com base nos resultados revelados nos corpos de prova após os ensaios de dobramento e a presença reduzida de descolamento ao redor da interface depósito/substrato nos lados de recuo e avanço respectivamente (vide Figura 5.29) foi selecionado para análise de microtextura por meio da técnica de EBSD o depósito correspondente à condição de processamento por atrito 1A.

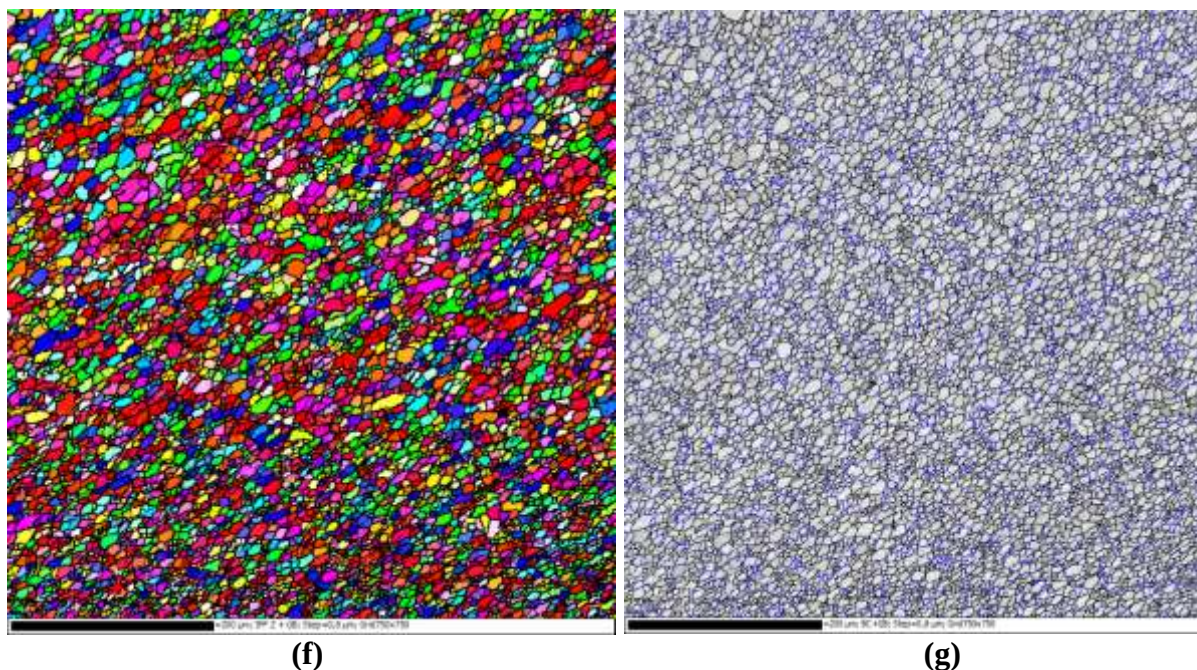
Assim, a Figura 5.34 a-g apresenta a sequência das micrografias obtidas a partir da área de varredura selecionada na região de recuo, região central (interface) e região de avanço como ilustrado na Figura 5.34a a qual representa a macrografia de seção transversal da amostra analisada. As micrografias da Figura 5.34 b, d e f mostram os mapas de orientação cristalográfica dos grãos com sua correspondente projeção de imagem revelando os contornos de grão de alto ângulo ($>10^\circ$, cor preta) e baixo ângulo ($<10^\circ$, cor azul) respectivamente (Figura 5.34c, e, g). Pelo mapeamento de orientação é possível observar que há uma distribuição de orientação tendendo à direção [111] no caso da região do recuo (5.34b) e da interface (5.34d), e tendendo à direção [001] no caso da região do avanço (5.34f).

Note-se na Figura 5.34d a presença de uma linha intermediária quase perfeita que divide a região do material depositado (liga de alumínio AA 6153-T6) do substrato (liga de alumínio AA5052-H32) sem evidência de regiões de deformação-mistura. Complementando os resultados mostrados nas microestruturas obtidas por MO (item 5.5.1, vide Figuras 5.11e e 5.14b, c) e a microanálise química apresentada na Figura 5.21, este resultado reafirma que a união do depósito sobre o substrato ocorreu por processos de difusão atômica

Referente à distribuição de tamanho de grão percebe-se uma distribuição heterogênea mostrando grãos de tamanho pequeno no depósito perto da linha de interface depósito/substrato no caso do mapa da região central (Figura 5.34d) e uma distribuição aleatória com predominância de grãos pequenos na parte inferior dos mapas de orientação nas regiões de recuo e avanço como mostra a Figura 5.34b e f. Os resultados das análises relacionados com o tamanho de grão serão relatados nos comentários sub-seguintes desta discussão.

Figura 5.34. Mapa de orientações e contornos de grão obtido a partir da área de varredura nos lados de recuo, centro (interface) e avanço para uma amostra extraída de um corte transversal no centro do depósito na condição 1A. a) macrografia da amostra e áreas de varredura (600 μm x 600 μm) b) mapeamento de orientações em recuo, c) contornos de grão em recuo, d) mapeamento de orientações na interface, e) contornos de grão na interface, f) mapeamento de orientações avanço, g) contornos de grão avanço



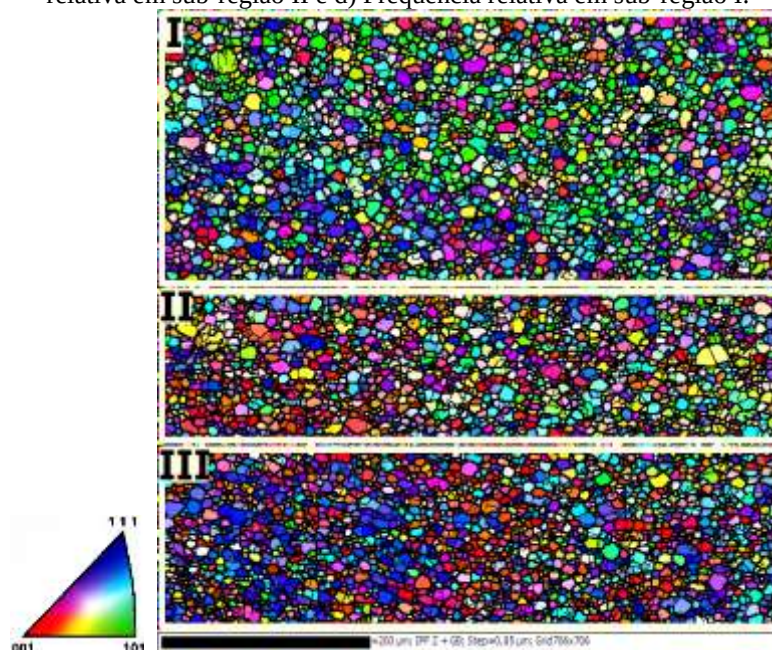


Fonte: O autor

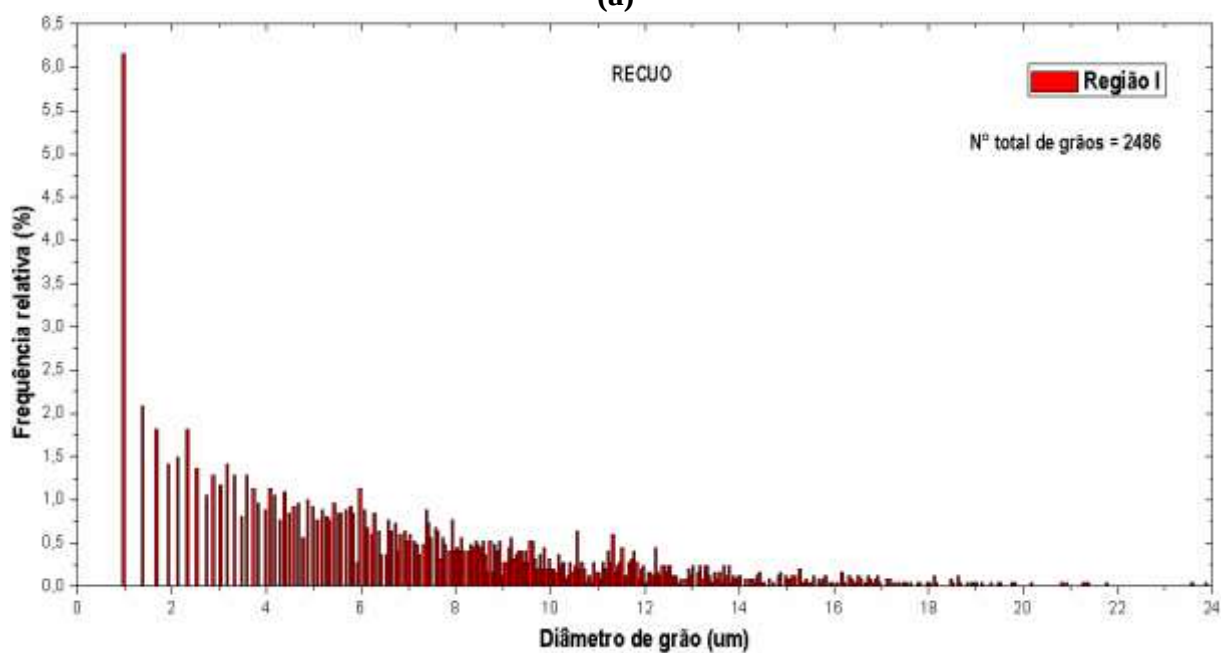
As Figuras 5.35 a-d, 5.36 a-c e 5.37 a-c mostram a distribuição de tamanho de grão médio medido a partir da região de interesse selecionada nos mapas de orientação correspondente às regiões de recuo, região de interface e região de avanço. Para cada uma das regiões foi estabelecida uma área ou sub-região onde a tendência de distribuição do tamanho dos grãos fosse visualmente observada. Em cada uma das microestruturas das Figuras 5.35 a-d, 5.36 a-c e 5.37 a-c é notável a presença de grãos mais finos na sub-região III no caso da região de recuo (Figura 5.35a), na sub-região I da interface (Figura 5.36a) e na sub-região II no caso da região de avanço. É importante lembrar que o refinamento dos grãos se deve ao mecanismo de recristalização dinâmica experimentado no processamento do material depositado concordando com o relatado por Mcnelly e Swaminathan (2008). Neste caso, a severa deformação plástica que sofre o material consumível causa um aumento na energia interna do material processado e também sua temperatura, tornando-se a força motriz do processo de recristalização. Desta forma, nas Figuras 5.35 b-d, 5.36 b-c e 5.37 b-c são reportados os valores obtidos como resultado da análise das sub-regiões selecionadas. Assim pode-se estabelecer que dentro da região de recuo: na sub-região I (Figura 5.35b), 6,15% dos grãos possui 1 μm de tamanho de grão, 2,1% possui 1,5 μm , 1,81% tem tamanho aproximado de 1,7 e 2,3 μm , 1,5% estão em torno de 2 μm e 1% tem tamanho em torno de 3 – 6 μm . Baixa porcentagem (<1%) dos grãos mostrou tamanho em torno de 7 – 22 μm . Na sub-região II (Figura 5.35c), 5,8% dos grãos apresentaram tamanho médio de 1 μm , 2,64% em torno de 1,5 μm , 2% possui 1,6 μm , 1,6% tem tamanho aproximado de 2,8 e 5,8 μm 1,4% ao redor de 2 μm . Em termos gerais, nesta sub-

região, baixo porcentagem (<1%) possuíram um tamanho em torno de 8 – 25 μm . Finalmente, na sub-região III, 7,16% possui tamanho de 1 μm , 2,15% apresentaram um tamanho de 1,4 μm , 1,8% em torno de 2 – 3 e 6,25 μm , menor porcentagem (<1%) mostrou uma tendência de tamanho de grão entre 7 – 27 μm .

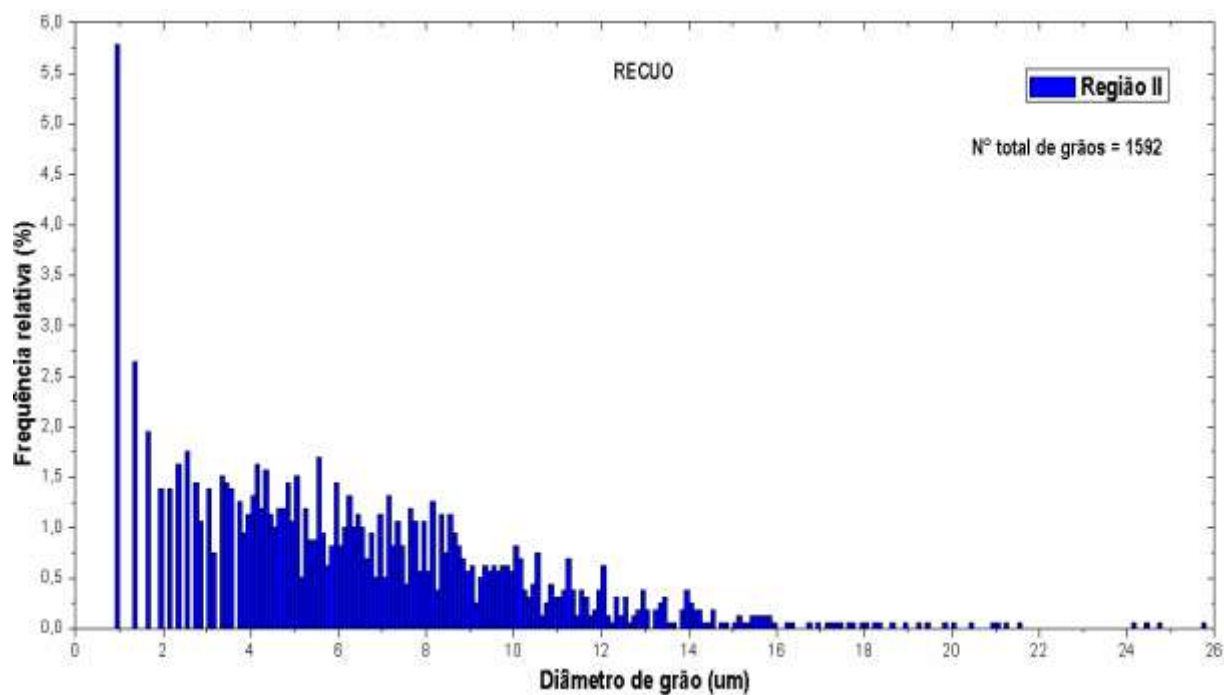
Figura 5.35. Distribuição de tamanho de grão em áreas selecionadas do mapa de orientações da região de recuo. a) Mapa de orientações com Figura de Pólo Inversa [001]; b) Frequência relativa em sub-região I; c) Frequência relativa em sub-região II e d) Frequência relativa em sub-região I.



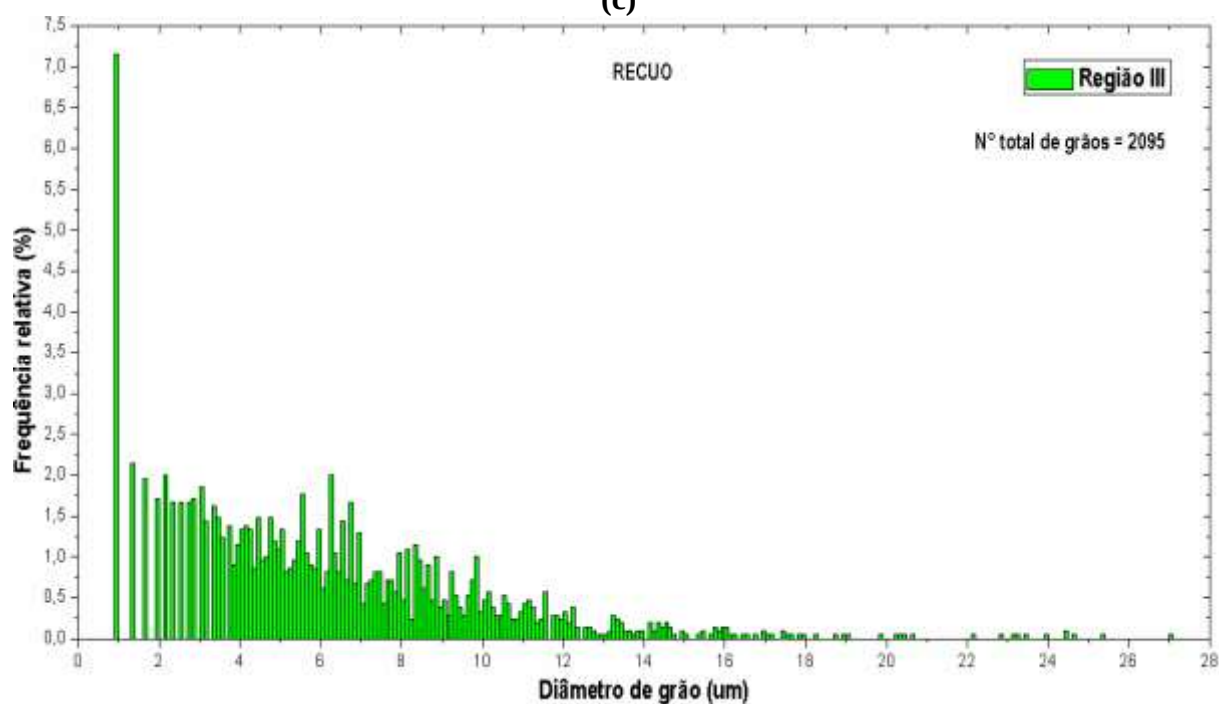
(a)



(b)



(c)



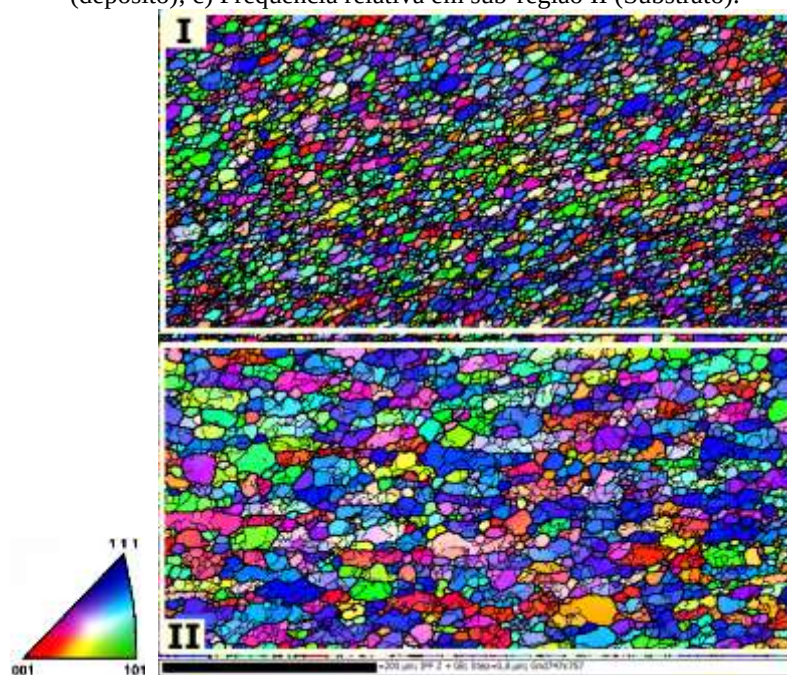
(d)

Fonte: O autor

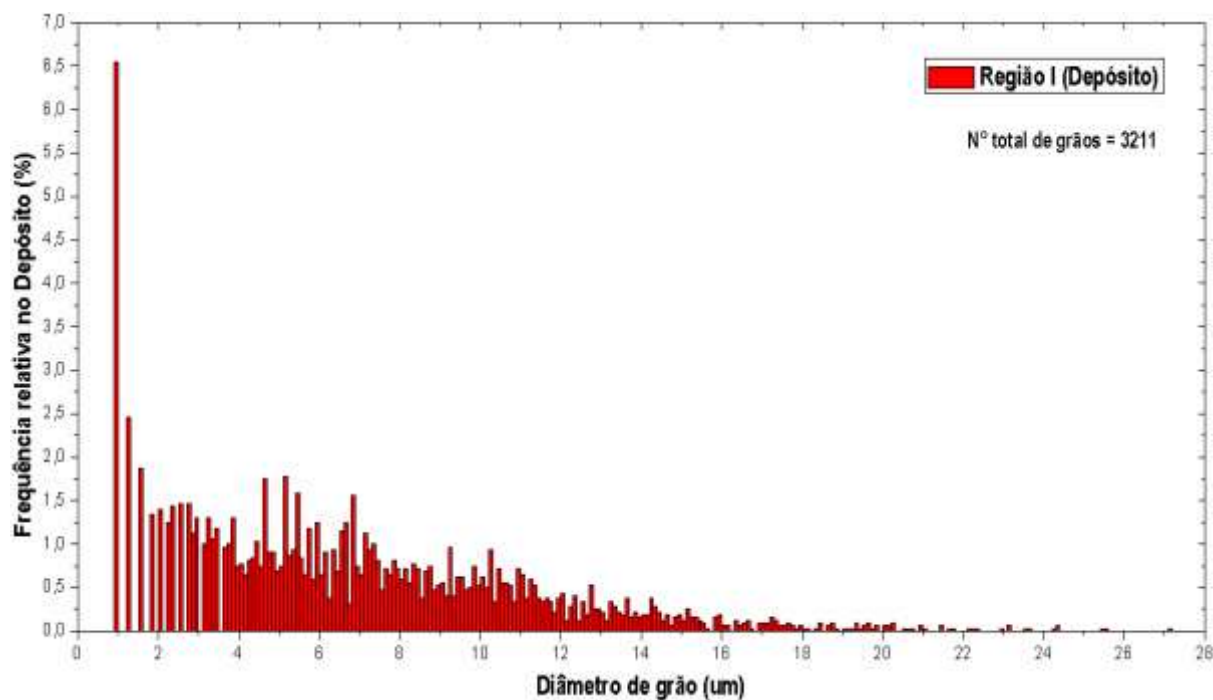
Dentro da região de interface: na sub-região I a qual representa a microtextura do depósito (Figura 5.36b), 6,5% dos grãos possui um tamanho médio de 1 μm , 2,5% tem tamanho aproximado de 1,3 μm , 1,2% apresentaram tamanho de grão entre 2 – 4 μm , menor porcentagem (<1%) mostrou uma tendência de tamanho de grão entre 7 – 27 μm . Na sub-região II que representa a microtextura do substrato (Figura 5.36c), 6,3% dos grãos possui 1 μm de tamanho

de grão, 2% tem tamanho aproximado de 1,6 μm . Baixa porcentagem (<1%) dos grãos possuíam tamanho em torno de 2 – 48 μm .

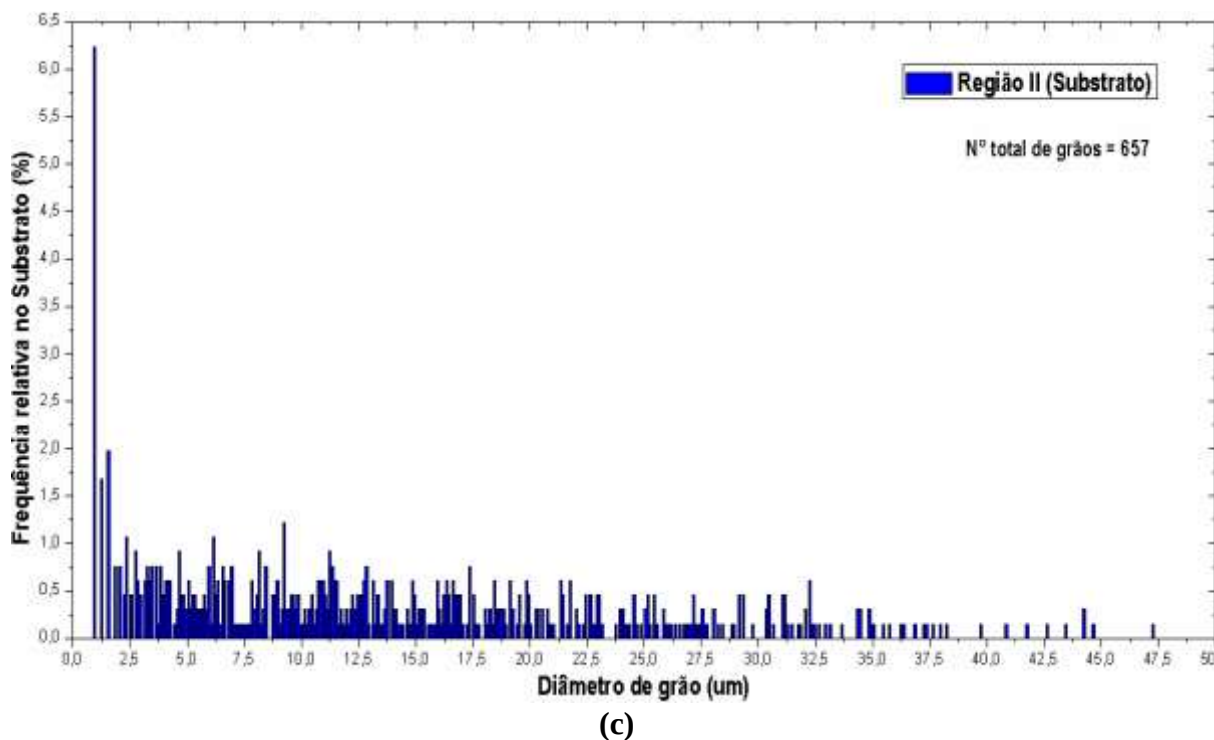
Figura 5.36. Distribuição de tamanho de grão em áreas selecionadas do mapa de orientações da região de interface. a) Mapa de orientações com Figura de Pólo Inversa [001]; b) Frequência relativa em sub-região I (depósito); c) Frequência relativa em sub-região II (Substrato).



(a)



(b)

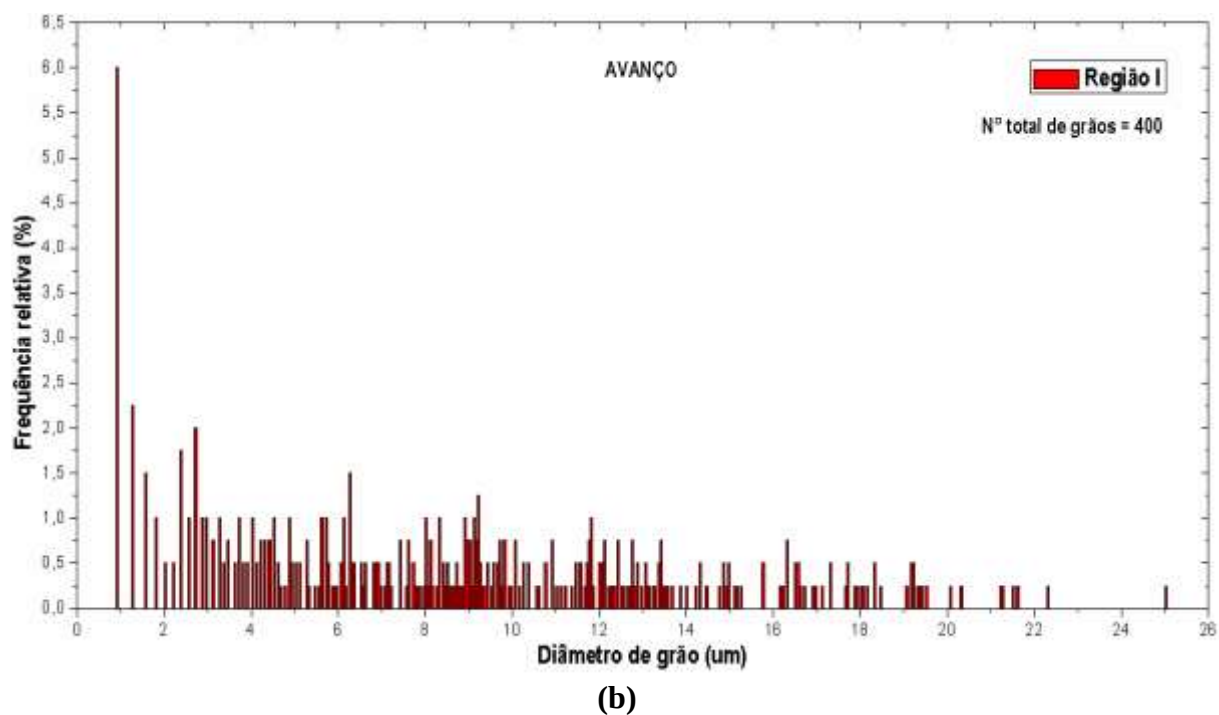
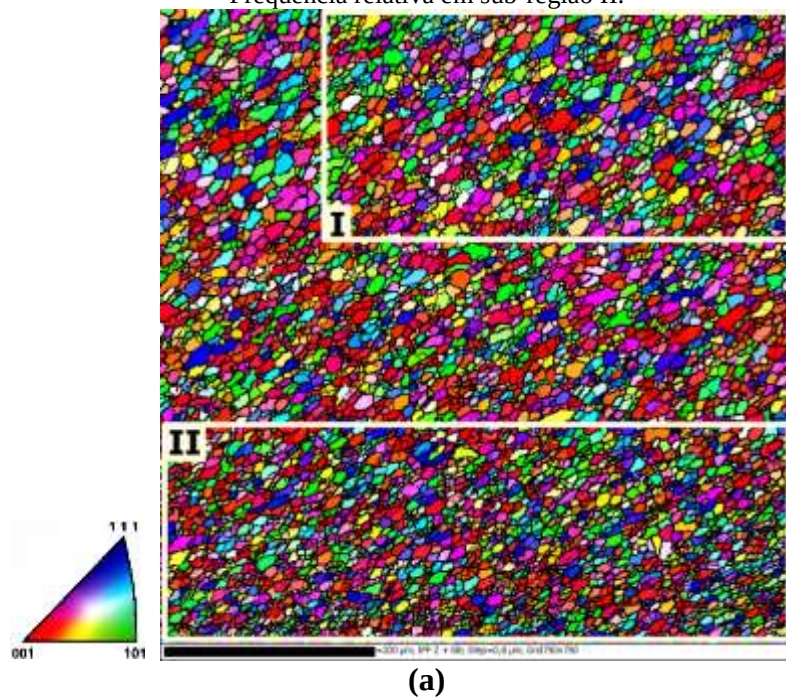


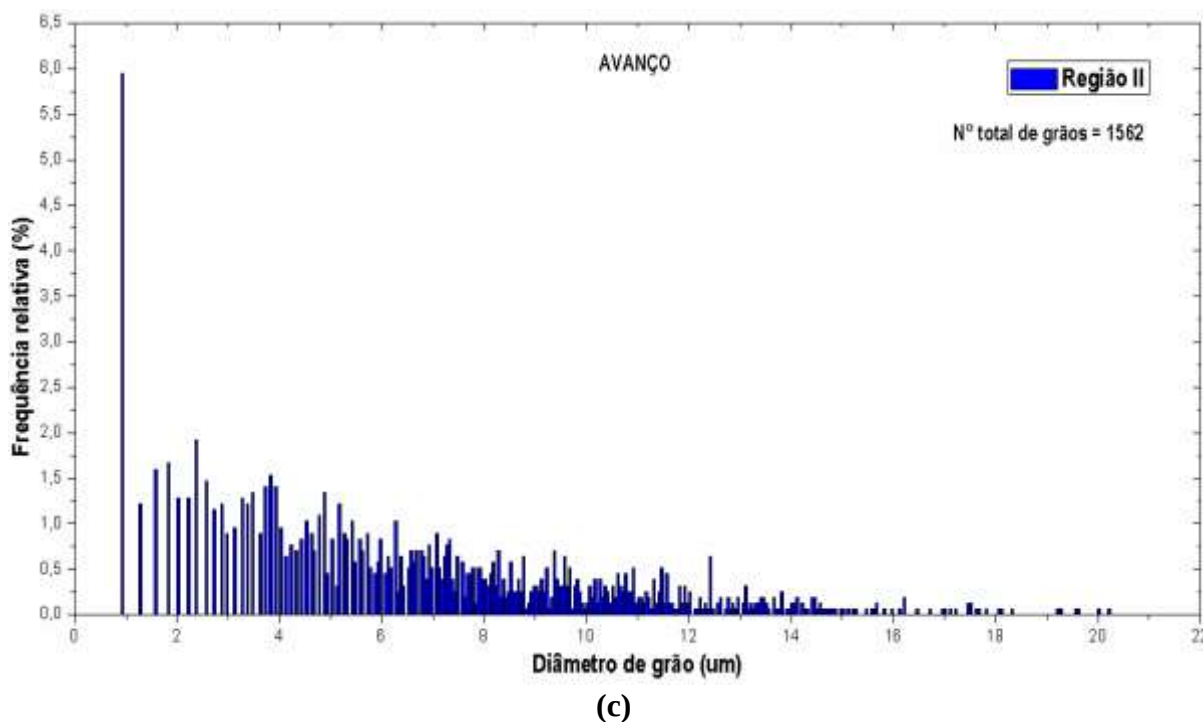
Fonte: O autor

Finalmente, dentro da região de avanço: na sub-região I (Figura 5.37b), 6% dos grãos possui um tamanho médio de 1 μm , 2,3% tem tamanho aproximado de 1,3 μm , 2% dos grãos possui tamanho de 3 μm , 1,5% dos grãos apresentaram tamanho de 1,6 e 6,3 μm . Baixa porcentagem (<1%) dos grãos possuíram tamanho em torno de 3,2 – 6,2 μm e 6,5 – 25 μm . Da mesma forma, na sub-região II (Figura 5.37c), 6% dos grãos possui um tamanho médio de 1 μm , 2% dos grãos tem tamanho aproximado de 2,4 μm , 1,5% dos grãos apresentaram tamanho ao redor de 1,5 – 2 μm , 1,3% apresentaram tamanho de grão entre 3,5 – 4 μm . Menor porcentagem dos grãos (<1%) mostrou uma tendência de tamanho de grão entre 5 – 20 μm .

Em resumo, para cada uma das sub-regiões analisadas a maior porcentagem dos grãos apresentaram predominância de tamanho médio de 1 μm mostrando como resultado a presença de grãos finos na microestrutura do material processado em relação ao material na condição inicial antes do processo de deposição por atrito.

Figura 5.37. Distribuição de tamanho de grão em áreas selecionadas do mapa de orientações da região de avanço. a) Mapa de orientações com Figura de Pólo Inversa [001]; b) Frequência relativa em sub-região I; c) Frequência relativa em sub-região II.

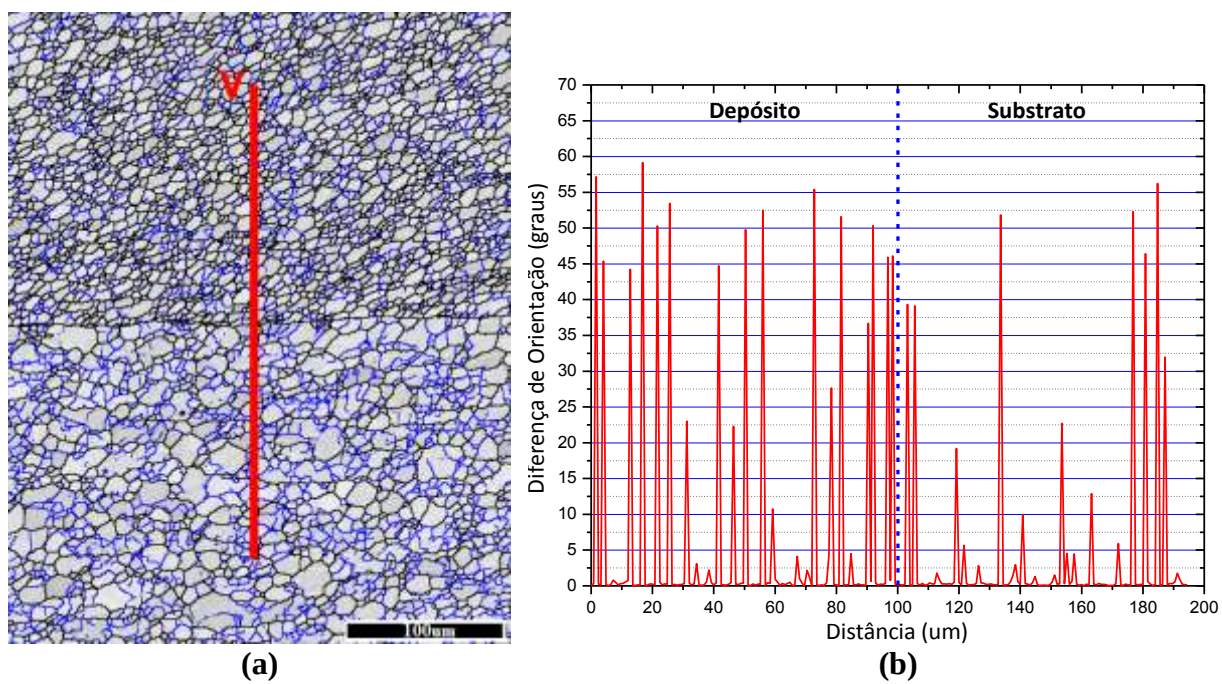




Fonte: O autor

Por outro lado, uma medida da diferença de orientação dos grãos a partir da projeção de um vetor (V) ao longo da interface depósito/substrato é mostrado na Figura 5.38a. O perfil plotado na Figura 5.38b descreve o ângulo de diferença de orientação entre grãos vizinhos. É possível estabelecer que na região do depósito a predominância de diferença de orientação encontra-se acima de 10° (contornos de alto ângulo). Este efeito ocorre devido ao fenômeno de recristalização dinâmica no processamento do material consumível também relatado por Dilip e Janaki (2013). Enquanto, na região do substrato observou-se uma distribuição similar de contornos de grão de alto ângulo, mas também se evidenciou a presença de uma maior frequência de contornos de sub-grão ($<10^\circ$). Provavelmente estes sub-grãos advém do processo de laminação, uma vez que o substrato provém de uma chapa laminada.

Figura 5.38. Diferença de orientação dos grãos em região de interface depósito/substrato. a) Projeção de um vetor $\mathbf{V}$ sobre a área de interés, b) Perfil de diferença de orientações.



Fonte: O autor

6. CONCLUSÕES

De maneira geral, foi possível realizar uma análise exploratório do processo de deposição superficial por atrito (“*friction surfacing* FS”) de uma liga de alumínio AA6351-T6 sobre substrato de liga AA5052-H32 utilizando uma máquina fresadora convencional. Os resultados encontrados neste trabalho mostraram-se promissores. Baseados nos resultados e análises dos ensaios dos depósitos realizados pelo processo de deposição por atrito pode-se chegar as seguintes conclusões:

Quanto aos parâmetros de deposição mantendo a velocidade de rotação constante de 3000 RPM concluiu-se que os melhores parâmetros foram com a velocidade de deposição de 240 mm/min para o caso dos depósitos tipo camada simples e de 340 mm/min para o caso dos depósitos tipo sobrecamada com taxas de deposição de 293 mm/min e 336 mm/min respectivamente.

A partir das macrografias obtidas em microscópio estereoscópico dos corpos de prova dos depósitos de tipo camada simples (1A', 2A' e 3A') após o ensaio de dobramento, foi possível estabelecer que quanto maior a velocidade de avanço da mesa, o tempo de contato do material consumível com o substrato é menor, proporcionando assim uma diminuição na resistência de adesão do material depositado com presença de descolamento na interface depósito/substrato. Enquanto no caso dos depósitos de tipo sobrecamada pode-se observar que com aumento da velocidade de avanço a presença de descolamento na interface depósito/depósito diminui

Quanto aos perfis de microdureza, em termos gerais, os resultados em cada região analisada mostraram uma tendência a diminuir independentemente da velocidade de avanço V_A utilizada para cada condição de deposição por atrito.

O processo de deposição por atrito produziu uma considerável diminuição no valor de dureza de quase 29,3% para os depósitos de tipo camada simples e 34,4% para os depósitos de tipo sobrecamada quando comparada com o valor máximo de dureza da haste na condição como recebida;

O cálculo da eficiência na deposição permitiu estabelecer que com o aumento da velocidade de avanço, aumenta a eficiência na deposição em aproximadamente 15 - 20% para o caso dos depósitos camada simples e 30 - 40% para o caso dos depósitos sobrecamada;

As microestruturas obtidas e o perfil de microdureza obtido ao longo da seção transversal da haste consumível permitiram evidenciar as transformações termo-mecânicas que ocorrem no material consumível em três regiões de conformação distintas induzidas pela diferença de temperatura: i) região I de trabalho à frio na haste, ii) região II trabalho morno e iii) região III de trabalho à quente onde consolida-se o processo de recristalização dinâmica na ponta da haste;

Das análises pela técnica de EBSD foi possível observar a presença de grãos pequenos equiaxiais em regiões próximas à interface no lado de avanço e lado de recuo, mostrando uma distribuição de orientações tendendo à direção [111] no caso da região do recuo e da interface (centro), e tendendo à direção [001] no caso da região do avanço. Enquanto na interface, se evidenciou uma linha perfeita que divide a região do depósito do substrato a qual confirma que o processo de união dos materiais ocorreu por difusão;

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os resultados encontrados neste trabalho mostraram-se promissores. Porém, para serem utilizados na pratica alguns trabalhos adicionais devem ser realizados para um melhor entendimento. Dentre estes podem-se citar:

Realizar deposições com velocidades de avanço maiores onde sejam determinados gradientes de variação de microdureza;

Realizar deposições variando a força axial aplicada a fim de estabelecer as mudanças mecânicas/metalúrgicas que possam ocorrer ao longo da interface depósito/substrato;

Realizar ensaios de desgaste, fadiga e de corrosão em depósitos realizados nestas mesmas condições e parâmetros de deposição;

Realizar deposições implementando mecanismos que permitam medir a temperatura do processo;

Fazer tratamentos térmicos de pré-aquecimento e pós-aquecimento a fim de observar os efeitos dos mesmos nas propriedades de resistência de adesão, microestrutura e dureza comparados com a condição como depositado;

REFERÊNCIAS

AA - “**Alloy and Temper Designation System for Aluminum – AA H35.1**” – Aluminum Association, E.U.A., 2000.

ALCOA. **Manual de ligas e temperas de extrusão**. Disponível em: http://www.alcoa.com/brasil/pt/resources/pdf/industria/catalogo_ligas_temperas_2010.pdf. Acesso em: 12 de janeiro de 2016.

ASM INC. Aluminum 5052-H32. Disponível em: <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA5052H32> >. Acesso em: 10 de janeiro de 2016.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Committee: Properties and selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. ASM International, 1990. ISBN 9780871703781.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Committee: Metallography and Microstructure**. ASM International, 2004. ISBN 9780871707062.

ASTM INTERNACIONAL. **Norma ASTM E92-82: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**. 2003.

ASTM INTERNACIONAL. **Norma ASTM E340-13: Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys**, 2002.

AWS WELDING HANDBOOK. Welding Processes Part 2. In: (Ed.). 9: American Welding Society, v.3, 2007. cap. 6 ISBN 978-0-87171-053-6.

BATCHELOR, A. W. et al. The effect of metal type and multi-layering on friction surfacing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 57, n. 1–2, p. 172-181, 2/1/ 1996.

BEDFORD, G. M.; VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I. On the thermo-mechanical events during friction surfacing of high speed steels. **Surface and Coatings Technology**, v. 141, n. 1, p. 34-39, 6/4/ 2001.

CHANDRASEKARAN, M.; BATCHELOR, A. W.; JANA, S. Friction surfacing of metal coatings on steel and aluminum substrate. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 72, p. 446-452, 1997.

DAVIS, J. R. **ASM specialty handbook Aluminum and aluminum alloys**. ASM international, 1993. ISBN 087170496X.

DILIP, J. J. S.; JANAKI RAM, G. D. Microstructure evolution in aluminum alloy AA 2014 during multi-layer friction deposition. **Materials Characterization**, v. 86, p. 146-151, 2013.

FROEHLICH, A. R. **Tratamento Superficial DUPLEX com TiN e CrN de Aços Ferramenta da Classe AISI H13 Para Matrizes de Injeção de Ligas de Alumínio**. 2003. 160 Doutorado Escola de Engenharia Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-PPGEM, UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, Porto Alegre.

GANDRA, J. et al. Friction surfacing - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 5, p. 1062-1093, 2014.

GANDRA, J.; MIRANDA, R. M.; VILAÇA, P. Performance analysis of friction surfacing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 8, p. 1676-1686, 2012.

GANDRA, J. et al. Deposition of AA6082-T6 over AA2024-T3 by friction surfacing - Mechanical and wear characterization. **Surface and Coatings Technology**, v. 223, p. 32-40, 2013.

GANDRA, J. et al. Influence of Process Parameters in the Friction Surfacing of AA 6082-T6 over AA 2024-T3. **Procedia CIRP**, v. 7, p. 341-346, 2013a.

GANDRA, J. et al. Wear characterization of functionally graded Al-SiC composite coatings produced by Friction Surfacing. **Materials & Design**, v. 52, p. 373-383, 2013.

KLOPSTOCK, H.; NEELEANDS, A. **An Improved Method of Joining or Welding Metals**. United States 1941.

KROHN, H. et al. Influence of external cooling configuration on friction surfacing of AA6082 T6 over AA2024 T351. **Manufacturing Letters**, v. 5, p. 17-20, 2015.

LEBEDEV, V. K. et al. **Friction welding**. Harwood, 1992. ISBN 3718653389.

MACKENZIE, D. S.; TOTTEN, G. E. **Analytical Characterization of Aluminum, Steel, and Superalloys**. CRC Press, 2006. ISBN 9781420030365.

MATTEI, F. **Desenvolvimento de equipamento para estudo de soldagem por fricção** 2011. Mestrado Escola de Engenharia UFRGS, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

MATWEB. Aluminum 6351-T6. Disponível em: <
<http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=ca1cf891973c4745b41677780dad6240&ckck=1>>. Acesso em: 10 de janeiro de 2016.

MCNELLEY, T. R.; SWAMINATHAN, S.; SU, J. Q. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. **Scripta Materialia**, v. 58, n. 5, p. 349-354, 2008.

MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing Bonding Mechanism and Properties**. 2003. Doutorado, Technischen Universität Braunschweig.

METALS W. **Aluminium Alloy - 5052 - H32 Sheet and Treadplate**. Disponível em: <http://www.wilsonsmetals.com/datasheets/Aluminium-Alloy-5052-H32-Sheet-and-Treadplate_138.ashx>. Acesso em: 11 janeiro de 2016.

MILAN, M. T. et al. **METAIS. Uma visão objetiva**. São Paulo: 2004.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Soldagem I, Introdução aos Processos de Soldagem**. Belo Horizonte: 2000.

NICHOLAS, E. D. Friction Processing Technologies. **Welding in the World**, v. 47, n. 11-12, p. 2-9, 2003/11/01 2003.

NICHOLAS, E. D.; THOMAS, W. M. A review of friction processes for aerospace applications. **International Journal of Materials and Product Technology**, v. 13, n. 1, p. 45-55, 01/01/ 1998.

OLIVEIRA DE SOUZA, C.; DE MELLO, S. R. C.; CITELI, N. **Seleção dos Materiais. Aluínio e suas ligas**. 2009.

PINHEIRO, G. A. **Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanisms and Assessment of Joint Properties**. 2008. Doutorado, Universität Hamburg-Harburg.

RAFI, H. K. et al. Friction Surfacing of Austenitic Stainless Steel on Low Carbon Steel, Studies on the Effects of Traverse Speed. **Proceedings of the World Congress on Engineering 2010 Vol II**, June 30 - July 2, 2010.

RAO, K. P. et al. Friction surfacing on nonferrous substrates: a feasibility study. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 65, n. 5-8, p. 755-762, 2013/03/01 2012.

ROH, J.-H. et al. The mechanical behavior of 5052-H32 aluminum alloys under a pulsed electric current. **International Journal of Plasticity**, v. 58, p. 84-99, 2014.

SAKAI, T; JONAS, J, J. Dinamic Recrystallization - Mechanical and Estructural considerations **Acta metall**, v. 32, p. 189-209, 1984.

SAKIHAMA, H.; TOKISUE, H.; KATOH, K. Mechanical Properties of Friction Surfaced 5052 Aluminum Alloy. **Materials Transactions**, v. 44, n. 12, p. 2688-2694, 2003.

SHINODA, T. et al. Effect of process parameters during friction coating on properties of non-dilution coating layers. **Surface Engineering**, v. 14, n. 3, p. 211-216, 1998.

STARKE JR, E. A. **Concise encyclopedia of the structure of materials**. MARTIN, J. W. Oxford: Elsevier 2007.

SUHUDDIN, U. et al. Microstructural Evolution During Friction Surfacing of Dissimilar Aluminum Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 13, p. 5224-5231, 2012/12/01 2012.

SVERDLIN, A. Introduction to Aluminum. In: (Ed.). **Handbook of Aluminum**: CRC Press, v.1, 2003. cap. 1, ISBN 978-0-8247-0494-0.

THOMAS, W. M.; NICHOLAS, E. D. A review of friction processes for aerospace applications. **International Journal of Materials and Product Technology**, v. 13, n. 1, p. 45-55, 01/01/ 1998.

THOMAS, W. M. et al. **Friction surfacing**: Google Patents 1992.

TOKISUE, H. et al. Mechanical Properties of 5052-2017 Dissimilar Aluminum Alloys Deposit by Friction Surfacing. **Materials Transactions**, v. 47, n. 3, p. 874-882, 2006.

VAN KALKEN, A. **Friction Surfacing of Stainless Steel on Mild Steel With a Robot**. 2001. Dissertação de Mestrado, Delft University of Technology.

VILAÇA, P.; VIDAL, C.; GANDRA, J. Linear friction based processing technologies for aluminum alloys: surfacing, stir welding and stir channeling. In: (Ed.): INTECH Open Access Publisher, 2012. cap.7, ISBN 9535108611.

VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I. Process parameters selection for friction surfacing applications using intelligent decision support. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 159, n. 1, p. 27-32, 2005.

VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I.; BEDFORD, G. M. Decision support system to optimise the Frictec (Friction Surfacing) process. **Materials Processing Technology**, n. 107, p. 236-242, 2000.

WEISS, H. Adhesion of advanced overlay coatings: mechanisms and quantitative assessment. **Surface and Coatings Technology**, v. 71, n. 2, p. 201-207, 3// 1995.