

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

FERNANDA MARIANO PEREIRA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA AA2024-T3 REVESTIDA
COM AA2024-T3 POR *FRICTION SURFACING*

PONTA GROSSA

2019

FERNANDA MARIANO PEREIRA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA AA2024-T3 REVESTIDA
COM AA2024-T3 POR *FRICTION SURFACING*

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

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

Coorientadora: Prof^a. Dra. Juliana de Paula Martins.

PONTA GROSSA

2019

P436 Pereira, Fernanda Mariano
Caracterização microestrutural da AA2024-t3 revestida com AA2024-t3 por
friction surfacing / Fernanda Mariano Pereira. Ponta Grossa, 2019.
96 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de
Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade
Estadual de Ponta Grossa.

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

Coorientadora: Profa. Dra. Juliana de Paula Martins.

1. Deposição superficial por atrito. 2. Parâmetro de processo. 3. Liga de
alumínio. 4. Microestrutura. 5. Ebsd. I. Carvalho, André Luis Moreira de. II.
Martins, Juliana de Paula. III. Universidade Estadual de Ponta Grossa.
Desenvolvimento e Caracterização de Materiais. IV.T.

CDD: 620.11

FERNANDA MARIANO PEREIRA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA AA2024-T3 REVESTIDA COM
AA2024-T3 POR *FRICITION SURFACING*

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

Ponta Grossa, 12 de dezembro de 2019.



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

Prof. Dr. Julian Arnaldo Ávila Diaz
Universidade Estadual Paulista - UNESP



Prof. Dr. Hudson Loch Haskell
Universidade Federal da Fronteira Sul - UFFS

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo abordar o estudo 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 da carga axial que foi um dos parâmetros do processo de deposição. Os demais parâmetros foram velocidade de rotação e velocidade de deslocamento da haste. Os experimentos foram realizados numa máquina FSW do LNNano do Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais, CNPEM, Campinas – São Paulo. Foram depositadas hastes de liga de alumínio 2024-T3 sobre substratos da mesma liga de alumínio. Após execução do processo de deposição por atrito, os depósitos obtidos foram caracterizados quanto à sua morfologia, 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). Para entender melhor o processo de deposição superficial por atrito, foram realizadas análises de tamanho de grão, *misorientation*, Fator de Schmid, Fator de Taylor, percentual de recristalização e texturas 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 foram feitos ensaios de microdureza e ensaios de tração, respectivamente. Foi possível comprovar através das microestruturas e do EDS que a união por *friction surfacing* ocorre por difusão. As propriedades de tração do substrato com depósito em relação ao material base mostraram que o limite de escoamento e limite de resistência à tração foram menor em 17% e 15 %, respectivamente. Os resultados experimentais mostraram que os melhores depósitos foram feitos com cargas de 14 e 13,5 kN.

Palavras-chave: Deposição superficial por atrito, *Friction Surfacing*, Parâmetro de Processo, Microestrutura, Liga de Alumínio 2024 –T3, Técnica de EBSD.

ABSTRACT

This work aimed to evaluate a study on advanced technique for coatings in components or structures made aluminum alloys using friction surfacing process. This way, it was investigated influence of axial load variation on the deposition process by Friction Surfacing. All experiments were performed using a FSW machine from the National Center for Energy and Materials Research, CNPEM-LNNano, Campinas - São Paulo. AA2024-T3 Aluminum alloy rods were deposited on substrates of the same alloy. After deposition process by Friction Surfacing, all deposit-substrate interface was characterized with relation to their morphology, as also macro and microstructure analyzes from the stereoscopic microscopy (SM), light microscopy (LM), scanning electron microscopy (SEM) techniques and energy dispersive spectroscopy (EDS) microanalysis. As consequence, can be obtained grain size, misorientation, Schmid Factor, Taylor Factor, recrystallization percentage and microtexture by EBSD technique using a scanning electron microscope with field emission (FEG-SEM). In order to evaluate the mechanical properties along the deposit thickness and especially the adhesion strength from deposit-substrate interface, microhardness tests and tensile tests were performed, respectively. Microstructures and EDS analyses showed that was possible to reveal that the friction surfacing bonding occurs by diffusion. Tensile properties of the substrate with deposit such as Yield Strength and Ultimate Tensile Strength were lower in 17% and 15%, respectively, in relation to base metal. Experimental results showed that the best deposits were produced with 14 and 13.5 kN loads.

Keywords: Friction Surfacing, Process Parameters, Microstructure, Aluminum alloy 2024 – T3, EBSD technique.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Divisão das ligas de alumínio.....	15
Figura 3.2 - Partes da aeronave e material utilizado.	17
Figura 3. 3 - Partículas de segunda fase em liga de Al 2024-T3. Em (a) Obtida por MEV, em (b) por Microscópio ótico e (c) Microsonda de mapa elementar de elétron.....	17
Figura 3. 4 - Esquema para aumentar a resistência da liga AA 2024. Sendo em (a) tratamentos térmicos e em (b) variação de microestrutura.	19
Figura 3. 5 - Variação da dureza conforme tempo e temperatura de envelhecimento.	20
Figura 3. 6 - Haste metálica sendo depositada em substrato.	21
Figura 3. 7 - Demonstração da deposição.....	22
Figura 3. 8 - Evolução microestrutural da haste de liga AA6351-T6. a) microestrutura na condição T6; b) microestrutura na zona termicamente afetada (ZTA); c) grãos alinhados na direção de deformação; d) e e) grãos recristalizados alinhados na direção de deformação.....	25
Figura 3. 9 - Depósito da liga AA6351-T6 sobre AA5052-H32 com velocidade de avanço de 340 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. Micrografias em regiões de a) Recuo; b) Interface e c) avanço.	26
Figura 3. 10 - Máquina própria para deposição por atrito.....	27
Figura 4. 1- Chapa e Haste como recebido.....	29
Figura 4. 2 - Amostra da chapa com duplicata de deposição.....	30
Figura 4. 3 - Demonstração de locais onde foram realizadas as medidas de dureza	33
Figura 4. 4 - Um dos corpos de prova para ensaio de tração.....	33
Figura 4. 5 - Decomposição do Fator de Schmid para um único sistema de deslizamento	34
Figura 5. 1 - Monitoramento do torque, carga axial e deslocamento da haste consumível durante o processo de deposição: (a) Depósito 01, com 14 kN de força, 600mm/min de velocidade de avanço e 1500 rpm de rotação na haste e (b) Gráfico de torque, força e deslocamento por tempo.	36
Figura 5. 2 - Morfologia dos Depósitos realizados após processo de deposição superficial, com 14 kN de carga, velocidade de avanço de 600 mm/min. e velocidade de rotação de 1500 rpm.	37
Figura 5. 3 - Curva da carga axial versus tempo de processamento com 14 kN de carga.	38
Figura 5. 4 - Morfologia dos Depósitos realizados após processo de deposição superficial, com 13,5 kN de carga, velocidade de avanço de 600 mm/min. e velocidade de rotação de 1500 rpm.	38
Figura 5. 5 - Curva da carga axial versus tempo de processamento com 13,5 kN de carga.	39
Figura 5. 6 - Morfologia dos Depósitos realizados após processo de deposição superficial, com 13 kN de carga, velocidade de avanço de 600 mm/min. e velocidade de rotação de 1500 rpm.	40
Figura 5. 7 - Curva da carga axial versus tempo de processamento com 13 kN de carga.	41

Figura 5. 8 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza paralelas a 0,5 mm ao longo da interface entre substrato-depósito com carga 14 kN.....	42
Figura 5. 9 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b)Valores de dureza paralelas e à 1 mm ao longo da interface entre o substrato e o depósito com carga 14 kN.	43
Figura 5. 10 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza ao longo do substrato e depósito na região de avanço do depósito com carga 14 kN.	44
Figura 5. 11 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza ao longo do substrato e depósito na região central do depósito com carga 14 kN.....	44
Figura 5. 12 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza ao longo do substrato e depósito na região de recuo do depósito com carga 14 kN.....	45
Figura 5. 13 Curvas de tensão versus deformação do metal base com três depósitos por processo de deposição por atrito.	46
Figura 5. 14 - Curvas tensão versus deformação entre material base sem deposição e com deposição por processo de deposição por atrito.	46
Figura 5. 15 - Superfície de fratura por ensaio de tração de amostra com depósito obtida por MEV.	48
Figura 5. 16 - Superfície de fratura por ensaio de tração de amostra com depósito indicando ausência de delaminação na interface substrato-depósito.	48
Figura 5. 17- Superfície de fratura por ensaio de tração da amostra com depósito. indicando característica de dúctil, com cavidades dimples nas regiões do substrato e depósito.	49
Figura 5. 18 - Macrografia do metal base com depósito com carga14 kN, 600 mm/min e 1500 rpm	50
Figura 5. 19 - Macrografia do metal base com depósito com carga13,5 kN, 600 mm/min e 1500 rpm.	50
Figura 5. 20 - Macrografia do metal base com depósito com carga13 kN, 600 mm/min e 1500 rpm.	50
Figura 5. 21 – Microestrutura da Al 2024-t3 indicando as fases presentes.....	51
Figura 5. 22 - Micrografias dos materiais base da haste (a) e da chapa (b) na condição como recebidas.....	51
Figura 5. 23 - Micrografia do metal base com depósito com carga14 kN : (a) região do avanço; (b) região central e (c) região do recuo.....	52
Figura 5. 24 - Micrografia do material base com depósito com carga 13,5 kN : (a) região do avanço; (b) região central e (c) região do recuo.....	52
Figura 5. 25 - Micrografia do material base com depósito com carga13 kN : (a) região do avanço; (b) região central e (c) região do recuo.....	53
Figura 5. 26 - Imagens obtidas por MEV. (a) Metal base com depósito e suas medidas; (b) região central; (c) Metal base com depósito, em região transversal; (d) grãos em região central da interface.	53
Figura 5. 27 - Análise de EDS por mapa em região central do depósito.....	54
Figura 5. 28 - Resultado das análises de EDS por espectro na interface em região central de deposição.	55
Figura 5. 29- Análise de EDS por mapa no substrato em região central de deposição.	56
Figura 5. 30 - Mapa de EDS na interface do substrato e depósito.....	57

Figura 5. 31 - Imagens obtidas por MEV do metal base com depósito. (a) Região de avanço; (b) partículas na interface; (c) partículas do depósito em região de avanço; (d) partículas de depósito em região central; (e) partículas do substrato em região de avanço; (f) partículas no substrato em região central.	58
Figura 5. 32 - Microanálise da Haste através de EDS.(a) Imagem analisada; (b) tabela de valores em peso para cada elemento; (c) Espectro.	60
Figura 5. 33 - Microanálise da chapa através de EDS.(a) Imagem analisada; (b) tabela de valores em peso para cada elemento; (c) Espectro.	60
Figura 5. 34 - Demonstração de local analisado para difusão.	61
Figura 5. 35 - Espectros de contagem por distância obtidos por linha de EDS para o Cobre: (a) no depósito; (b) na interface e (c) no substrato.	61
Figura 5. 36 - Espectros de contagem por distância obtidos por linha de EDS para o Magnésio: (a) no depósito; (b) na interface e (c) no substrato.	62
Figura 5. 37 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão da amostra da Chapa; (b) Figura de Polo Inversa para a chapa; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).	64
Figura 5. 38 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão da amostra da Haste; (b) Figura de Polo Inversa para a Haste; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).	65
Figura 5. 39 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 14kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 14kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).	66
Figura 5. 40 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 13,5 kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 13,5 kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).	67
Figura 5. 41 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 13 kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos(menor que 10°).	68
Figura 5. 42 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 12 kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 12 kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos(menor que 10°).	69
Figura 5. 50- (a) Fator de Schmid da amostra da Chapa; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na chapa; (c) legenda do Fator de Schmid.	71
Figura 5. 51 - (a) Fator de Schmid da amostra da haste; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na haste; (c) legenda do Fator de Schmid.	72
Figura 5. 52 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 14kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 14kN; (c) legenda do Fator de Schmid.	73
Figura 5. 53 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 13,5 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 13,5kN; (c) legenda do Fator de Schmid.	74

Figura 5. 54 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 13 kN; (c) legenda do Fator de Schmid.	75
Figura 5. 55 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 12 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 12 kN; (c) legenda do Fator de Schmid.	76
Figura 5. 56 - (a) Fator de Taylor de amostra da Chapa; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor na chapa; (c) legenda do Fator de Taylor.	78
Figura 5. 57 - (a) Fator de Taylor de amostra da haste; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor na haste; (c) legenda do Fator de Taylor.	79
Figura 5. 58 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 14kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor da deposição com carga 14kN; (c) legenda do Fator de Taylor.	80
Figura 5. 59 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 13,5kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor da deposição com carga 13,5kN; (c) legenda do Fator de Taylor (frequência relativa x fator de Taylor).	81
Figura 5. 60 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor da deposição com carga 13 kN; (c) legenda do Fator de Taylor.	82
Figura 5. 61 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 12 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o fator de Taylor da deposição com carga 12 kN; (c) legenda do fator de Taylor.	83
Figura 5. 62 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na chapa; (b) Figura de Pólo Inversa para a chapa; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.	85
Figura 5. 63 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na haste; (b) Figura de Pólo Inversa para a haste; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.	86
Figura 5. 64 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 14kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 14 kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.	87
Figura 5. 65 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 13,5 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 13,5kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.	88
Figura 5. 66 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 13 kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.	89
Figura 5. 67 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 12 kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.	90

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química de partículas de segunda fase da liga de Al 2024 – T3.	18
Tabela 5. 1 - Resultados das propriedades de tração do metal base (MB) com e sem deposição, obtidas por ensaio de tração.	47
Tabela 5. 2 - Resultados das análises de EDS por ponto no depósito em região central de deposição.	55
Tabela 5. 3 - Resultado das análises de EDS por ponto na interface em região central de deposição.	56
Tabela 5. 4 - Composição do substrato.....	57
Tabela 5. 5 - Valores para o coeficiente de difusão do Cu e Mg no Alumínio após <i>Friction surfacing</i>	63
Tabela 5. 6 - Medidas de Tamanho de Grão para amostras como recebida e após processamento por atrito, <i>Friction Surfacing</i>	70
Tabela 5. 7 - Distribuição por faixas de valores de Fator de Schmid para amostras como recebidas e depósitos.	77
Tabela 5. 8 - Distribuição em percentual de Fator de Taylor para material como recebido e depósitos.....	83

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminium Association
ASTM	American Society for Tests and Materials
C2PA	Consórcio de pesquisa e Desenvolvimento em Processamento por Atrito
C-Labmu	Complexo de Laboratórios Multiusuários
CNPEM	Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados (do inglês, <i>Electron Back – Scattered Diffraction</i>)
EDE	Espectroscopia de Energia Dispersiva
FEG	Microscópio Eletrônico de Varredura com Emissão de Campo (do inglês <i>Field Emission Gun- Scanning Electron Microscope</i>)
FS	<i>Friction Surfacing</i>
HV	Dureza Vickers (do inglês, <i>Hardness Vickers</i>)
LIMAC	Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos
MAD	Desvio Angular Médio
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
PAPNC	Processamento por atrito com pino não consumível (do inglês <i>friction stir processing</i>)
SAPNC	Soldagem por atrito com pino não consumível (do inglês <i>friction stir welding</i>)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 OBJETIVOS.....	14
3 REVISÃO DA LITERATURA	15
3.1 Ligas de alumínio utilizadas na indústria aeroespacial	15
3.2 Liga 2024 – T3.....	16
3.3 Processamento por Friction Surfacing	21
3.3.1. Processamento por <i>Friction Surfacing</i> em ligas de alumínio.....	24
3.4 Parâmetros do processo	26
3.4.1. Força axial.....	27
3.4.2 Velocidade de avanço	28
3.5.3 Velocidade de rotação.....	28
4. MATERIAIS E MÉTODOS	29
4.1 Material.....	29
4.2 Métodos experimentais.....	29
4.2.1 Processo de deposição superficial por atrito.....	29
4.2.2 Parâmetros de processo de deposição superficial por atrito.....	30
4.2.3 Metalografia.....	31
4.2.4 Dureza.....	32
4.2.5 Ensaio de Tração	33
4.2.6 Observação das adesões dos depósitos nos corpos de prova pós ensaio mecânico.....	34
4.2.7 Fator de Schmid	34
4.2.8 Fator de Taylor	35
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	36
5.1 Processo de deposição superficial por atrito.....	36
5.2 Perfil de Dureza do Substrato-Depósito.....	41
5.3 Ensaio de Tração.....	45
5.4 Morfologia macro e microestrutural do metal base com depósito	49
5.5 Microanálise por EDS das partículas metálicas e fases presentes na região central do depósito feita com carga 14 kN	54
5.6 Análise de difusão dos elementos de liga.	59
5.7 Análise da diferença de orientação de grãos pela técnica de EBSD	63
5.8 Análise de tamanho de grãos pela técnica de EBSD	70
5.9 Análise do Fator de Schmid pela técnica de EBSD.....	71

5.10 Análise do Fator de Taylor pela técnica de EBSD.....	77
5.11 Análise da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas pela técnica de EBSD.....	84
6 CONCLUSÃO	91
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	92
REFERÊNCIAS.....	93

1 INTRODUÇÃO

A maioria dos componentes das aeronaves é feito com ligas de alumínio, titânio, magnésio e níquel. A alta resistência mecânica em comparação com o peso do alumínio, o destaca. Entre as ligas mais usadas estão as 2xxx, 6xxx, 7xxx e 8xxx, as quais são muito empregadas estruturalmente. Em geral as ligas da série 2000 oferecem resistência mecânica e à fadiga. Enquanto que a forma T3 é amplamente utilizada na construção de elementos primários e secundários das asas e da fuselagem nas aeronaves (KAUSHIK et al., 2015; CARVALHO, 2012).

Embora a liga 2024 seja considerada de alta resistência à fadiga quando comparada as demais, a indústria aeronáutica está constantemente buscando recursos para aumentar a vida em fadiga da mesma, prevenindo a nucleação de trincas e até bloqueando-as. Por isso o *friction surfacing*, que é uma tecnologia em estado sólido e proporciona revestimentos com resistência à corrosão e ao desgaste, juntamente com grãos finos, têm sido alvo de pesquisas nesse setor.

Na literatura podem ser encontrados estudos para caracterizar a evolução da microestrutura de materiais soldados por atrito, mas ainda existe uma carência de dados para materiais depositados por atrito por tratar-se de uma tecnologia inovadora.

Dessa forma, um consórcio de pesquisa chamado, C2PA foi criado em meados de 2015 para desenvolver pesquisa em processamento por atrito em ligas de alumínio, a qual a Universidade Estadual de Ponta Grossa, a Embraer e demais instituições são membros do consórcio.

A presente pesquisa irá desenvolver a investigação da deposição por atrito, *Friction Surfacing*. Assim os parâmetros de processamento bem como os materiais são provenientes de estudos já desenvolvidos pelo Consórcio.

2 OBJETIVOS

O principal objetivo deste trabalho foi caracterizar a deposição feita com a liga AA 2024 –T3 sobre a mesma liga por meio do processo de soldagem por atrito (*friction surfacing*).

2.1 Objetivos específicos

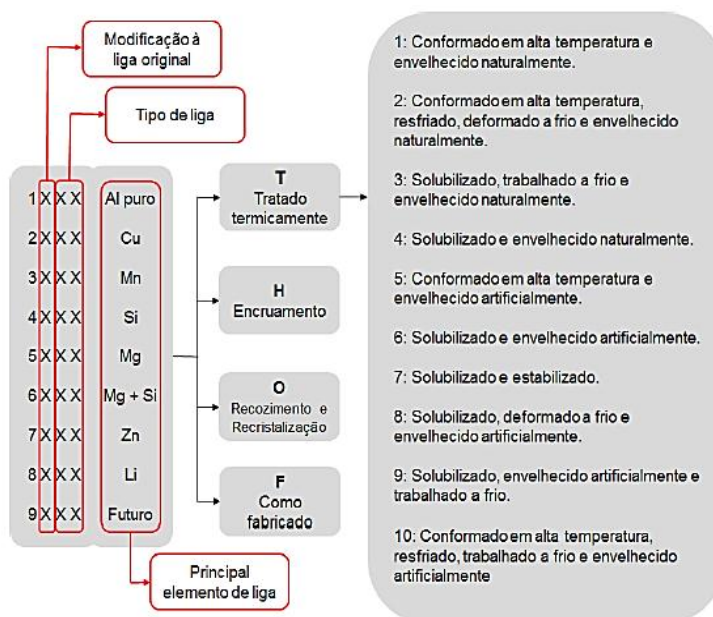
- *Caracterizou-se a dureza ao longo das deposições e dos materiais base;
- *Realizou-se ensaios de tração dos materiais base nas condições com e sem depósitos para obtenção de propriedades mecânicas;
- * Os materiais base e com depósito foram caracterizados por imagem de forma micro e macroestrutural.
- *Realizaram-se análises de EBSD para observação de distribuição de tamanho de grãos e diferença estrutural entre regiões afetadas pelo processo termomecânico inerente ao *Friction Surfacing*.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Ligas de alumínio utilizadas na indústria aeroespacial

Na indústria aeroespacial, são aplicados materiais com uma alta resistência mecânica, à corrosão, à fluência e térmica, porém com baixo peso e considerando também o custo total do projeto. Aeronaves com baixo peso são melhores por apresentarem menor queima de combustível, menor esforço do motor, maior alcance e velocidade. A maioria dos componentes é feito com ligas de alumínio, titânio, magnésio e níquel. A alta resistência em comparação com o peso do alumínio, o destaca na fabricação de aeronaves. Entre as ligas de alumínio mais usadas estão as 2xxx, 6xxx, 7xxx e 8xxx, as quais são muito empregadas estruturalmente. A Figura 3.1 mostra como as ligas de alumínio se dividem e os elementos que as compõem.

Figura 3.1 - Divisão das ligas de alumínio.



Fonte: ABREU, Caio Palumbo. Estudo das propriedades de barreira de filmes depositados a plasma sobre a liga de alumínio 2024. 2016.

Em geral, as ligas da série 2000 oferecem resistência mecânica e à fadiga, as séries 6000 apresentam alta resistência à corrosão e melhor usinabilidade, as 7000 oferecem maior dureza e 8000 fornecem resistência para altas temperaturas (KAUSHIK, et al., 2015).

Os constituintes como Fe e Si que podem estar presentes em ligas da série 2xxx, 7xxx e 8xxx, resultam em menor tenacidade à fratura, maior nucleação de trincas e resistência ao crescimento de trincas por fadiga menor (KAUSHIK, et al., 2015).

As ligas Al-Cu, que são da série 2000 são usadas para aplicações críticas em fadiga, uma vez que estas ligas são mais tolerantes à danos nesses casos, enquanto as ligas Al-Li são escolhidas onde a alta dureza e densidades mais baixas são necessárias (CARVALHO, 2012).

3.2 Liga 2024 – T3

A liga de alumínio 2024 apresenta alta tenacidade à fratura, alta resistência à fadiga, alta tolerância à danos, e maior durabilidade para aplicações aeroespaciais. Quando esta é tratada termicamente adquire alta resistência mecânica, mas mantém considerável ductilidade. Conforme a Figura 3.2, a liga 2024-T3 tem sido amplamente utilizada na construção das asas e fuselagem nas aeronaves devido a suas características expostas anteriormente (KAUSHIK, et al., 2015).

Ligas Al-Cu possuem baixa densidade, em torno de 2,55 a 2,84 g/cm³, 638 °C de ponto de fusão, 137 HV de dureza, 450 MPa de limite de resistência à tração e 322 MPa de limite de escoamento. Geralmente contém 4,5 % de Cobre, 1,5 % de Magnésio, 0,6% de manganês e outros elementos de liga na ordem de 0,05%. (MASCAGANI, 2009).

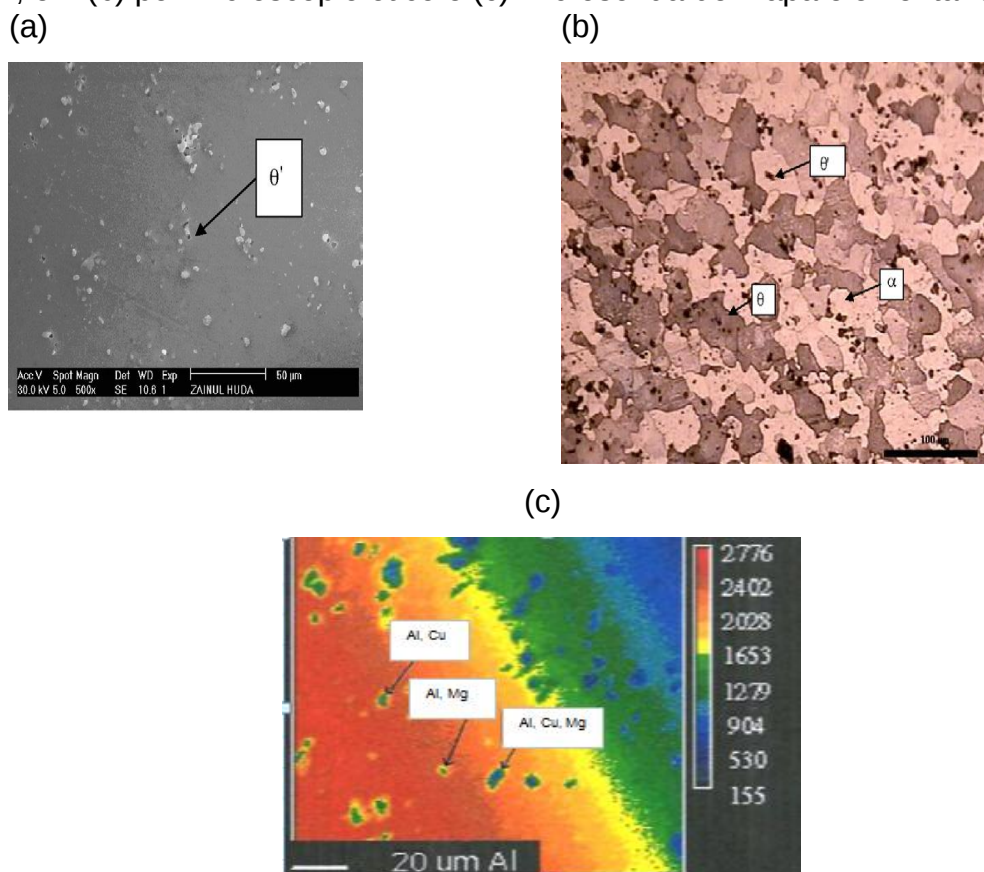
A liga 2024 – T3 apresenta partículas de segunda fase de forma S, θ , θ' e α em matriz de alumínio. Algumas podem ser observadas na Figura 3.3. A fase α é uma solução sólida de cobre e outros elementos de liga na rede CFC de alumínio. A fase S é um precipitado não cisalhante composto por Al₂CuMg e a fase θ é um composto intermetálico com fórmula CuAl₂. A diferença entre θ e θ' é que a primeira se apresenta como colônias de precipitados e a segunda como precipitados finamente dispersos na matriz. Em relação à morfologia, S se apresenta como agulhas paralelas e θ como plaquetas. Em geral as partículas de segunda fase presentes nessa liga promovem um aumento da resistência mecânica por bloquearem o livre caminho de discordâncias (HUDA, 2009; ABREU, 2016).

Figura 3.2 - Partes da aeronave e material utilizado.



Fonte: Adaptado de MASCAGANI, Daniela Branco Tavares. Estudo das propriedades de barreira de filmes depositados a plasma sobre a liga de alumínio 2024.2009. 140 f. Dissertação (Mestrado) – Mestrado em Ciências e Tecnologia de Materiais, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Sorocaba, 2009.

Figura 3. 3 - Partículas de segunda fase em liga de Al 2024-T3. Em (a) Obtida por MEV, em (b) por Microscópio ótico e (c) Microsonda de mapa elemental de elétron.



Fonte: Adaptado de Huda,Z. et.al. Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy. Materials Chemistry And Physics, [s.l.], v. 113, n. 2-3, p.515-517, fev. 2009.

A microestrutura da liga 2024 – T3 é composta de precipitados endurecedores, dispersóides e partículas intermetálicas. Algumas podem ser vistas na Tabela 3.1. Os precipitados se formam na têmpera e tem tamanho de 0,05 µm a centenas de nanômetros. Os dispersóides se formam com 20 a centenas de nanômetros. Já as partículas intermetálicas têm mais que 0,2 µm, não participam do endurecimento da liga diretamente e surgem de fases como Al_2Cu , Al_2CuMg , Al_2CuLi ou partículas de decomposição eutéticas como AlMn , AlCu e AlFe , por exemplo (ABREU, 2016).

As partículas que mais impactam na dureza e resistência mecânica do material são as S. Em geral as partículas com mais de um µm aparecem da solidificação devido a elementos presentes para controle de recristalização e tamanho de grão. Comparadas aos precipitados endurecedores são mais frágeis (LIN, 2013; CAVACANTE, 2016).

Tabela 3.1 - Composição química de partículas de segunda fase da liga de Al 2024 – T3.

ELEMENTOS	Metal base (%em peso)	Al-Cu (%em peso)	Al-Cu-Fe-Mn (%em peso)	Al-Cu-Fe-Mn (%em peso)
Al	91,4	58,7	54,2	47,4
Cu	5,5	39,7	22,5	20,7
Mg	2,4	1,2	-	-
Fe	-	-	14,5	14,5
Mn	-	-	5,5	5,9
Si	-	-	2,7	10,9
Total	99,3	99,6	99,4	99,4

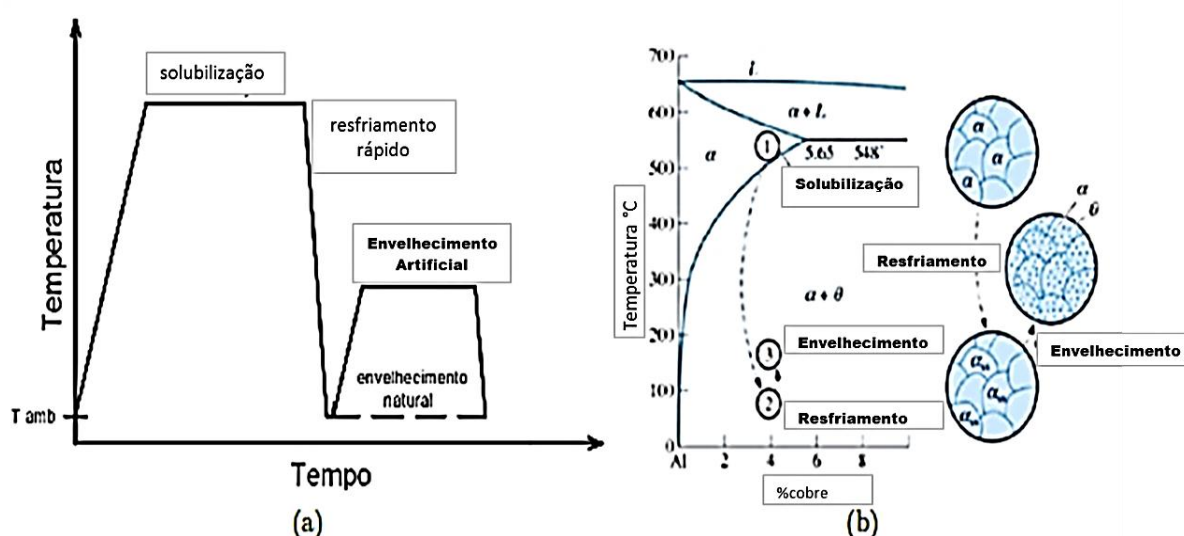
Fonte: Adaptado de Huda,Z. et.al. Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy. Materials Chemistry And Physics, [s.l.], v. 113, n. 2-3, p.515-517, fev. 2009.

O tratamento T3 na liga de alumínio 2024 proporciona a presença de precipitados do tipo θ' . Esse tratamento térmico refere-se a um processo de 3 etapas:

- (1) Solubilização;
- (2) Trabalho à frio;
- (3) Envelhecimento natural.

A Figura 3.4 mostra as operações para aumentar a resistência mecânica e dureza das ligas 2024 em (a) e a variação da microestrutura com o resfriamento a partir do campo monofásico α em (b). Partindo de “1” para “2” ocorre um resfriamento rápido para manter a estrutura de α à temperatura ambiente em “2”, como solução sólida supersaturada. No caso de envelhecimento artificial, o material sofre aumento de temperatura para formar θ na matriz em “3” (CAVALCANTE, 2016).

Figura 3. 4 - Esquema para aumentar a resistência da liga AA 2024. Sendo em (a) tratamentos térmicos e em (b) variação de microestrutura.

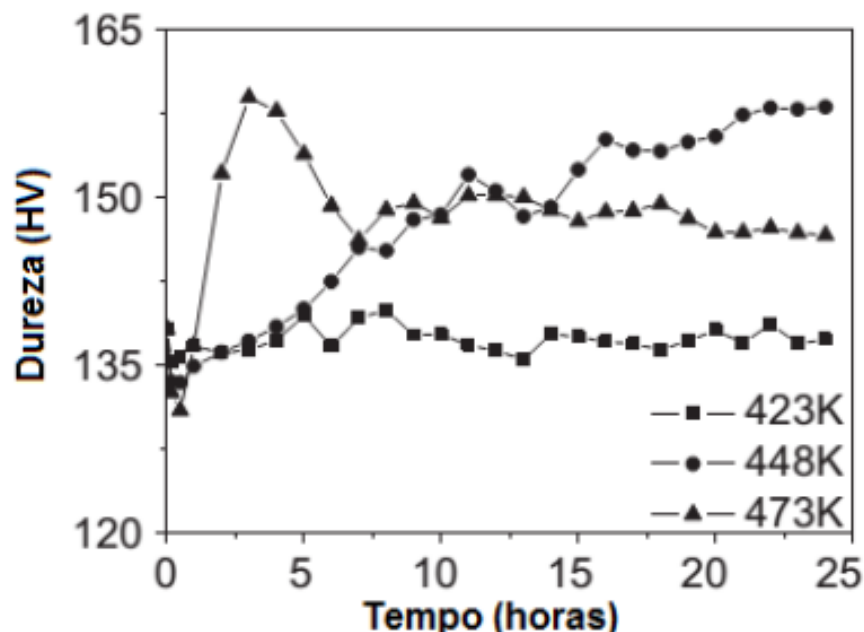


Fonte: CAVALCANTE, Felipe Fernandes. **Comportamento mecânico e tenacidade à fratura de ligas de alumínio 2024 e 7075 submetidas a diferentes tempos de envelhecimento**. 2016. 138 f. Dissertação (Mestrado) – Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2016.

O envelhecimento artificial ocorre na temperatura de 100 °C a 260 °C e o Natural em temperatura ambiente. O Magnésio adicionado nas ligas Al–Cu proporciona taxas de envelhecimentos maiores. As temperaturas de envelhecimentos mais baixas produzem precipitados mais uniformes. Até um limite a dureza e a resistência mecânica aumentam com o tempo e tamanho de partícula. Entretanto passado esse limite, ocorre superenvelhecimento e redução da dureza. Pode-se notar essa influência na Figura 3.5. (CAVALCANTE, 2016; LIN et al., 2013)

O artigo de Lin et al. (2013) demonstrou que o ponto máximo para o envelhecimento da liga 2024 é 200 °C em até 3 horas. Para temperaturas de 175 °C é de 24 horas e para 150°C é 25 horas.

Figura 3. 5 - Variação da dureza conforme tempo e temperatura de envelhecimento.



Fonte: LIN, Y.c. et al. **Precipitation hardening of 2024-t3 aluminum alloy during creep aging.** *Materials science and engineering: A*, [s.l.], v. 565, p.420-429, mar. 2013.

A AA 2024 é uma liga de alta resistência e apresenta um bom acabamento superficial, induz um endurecimento por precipitação, uma vez que o material é resfriado bruscamente após a solubilização, para formar soluções sólidas supersaturadas. As inclusões normalmente encontradas nas ligas da série 2XXX são: partículas com Al-Cu, partículas contendo Al-Cu-Fe-Mn e partículas de Al-Cu-Fe-Si-Mn.

Normalmente as ligas 2024- T3 apresentam grãos finos ($\sim 19 \mu\text{m}$) quando comparados com outros metais de engenharia ($\sim 14 \mu\text{m}$). Conforme a relação de Hall – Petch a tensão de escoamento do material é inversamente proporcional com o tamanho de grão e justamente por isso é que essa liga apresenta alta resistência à tração. (CARVALHO, 2012)

As ligas de alumínio AA 2024-T3 unidas, por exemplo, por *Friction Stir Welding* (FSW) apresentam um alongamento superior a 5%. Este valor indica que o material pode ser classificado como dúctil. As amostras de material base usadas neste trabalho apresentaram 22% de alongamento e quando estava com depósito, apresentou 11%.

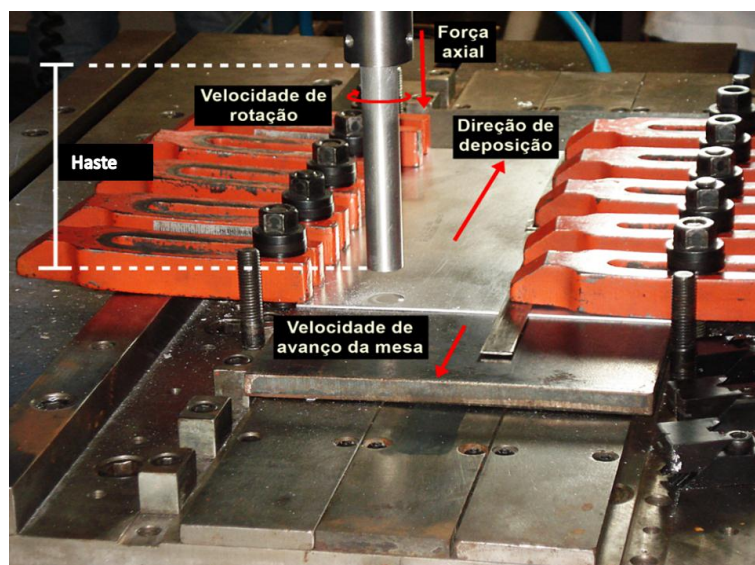
3. 3 Processamento por Friction Surfacing

O *friction surfacing* é uma tecnologia em estado sólido que tem aumentado o interesse em sua pesquisa, pois pode proporcionar revestimentos com alta resistência à corrosão e ao desgaste, como consequência de estrutura com grãos refinados após processamento. Geralmente revestimentos resistentes à corrosão são aplicados a substratos com alta resistência mecânica. Esse processo termomecânico sólido envolve uma deformação plástica alta na haste em temperaturas elevadas. A Figura 3.6 mostra a haste sendo pressionada contra o substrato quando submetida a uma carga axial (GANDRA, 2014; VITANOV et al., 2010).

A haste consumível rotativa é colocada em contato com o substrato sob pressão axial e o calor gerado proporciona a zona plastificada em sua ponta, fazendo com que o revestimento seja depositado em forma de camada. (GANDRA, 2014; VITANOV et al., 2010).

A temperatura é uma variável muito importante por ser responsável prioritária na qualidade do revestimento na interface de ligação. Devido à temperatura, também, pode ocorrer uma recristalização dinâmica em materiais com alta energia de falha de empilhamento, como é o caso do alumínio (VITANOV et al., 2010; DILIP, RAM, 2013).

Figura 3. 6 - Haste metálica sendo depositada em substrato.

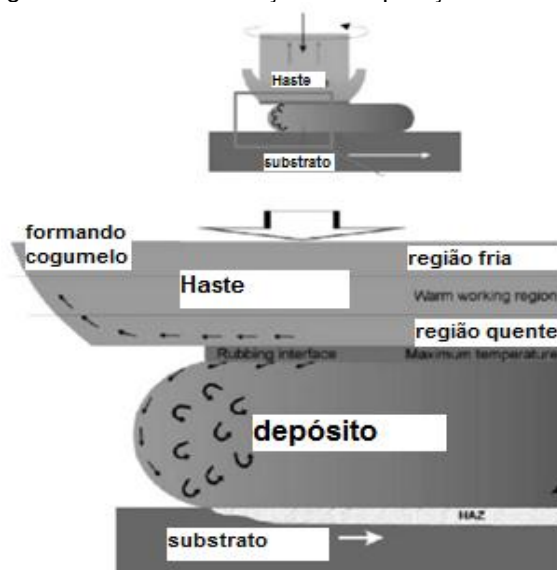


Fonte: A autora.

A deposição por atrito não envolve fusão, permitindo a junção de diversos materiais que não seriam unidos por métodos convencionais, tem alta eficiência energética e baixo impacto ambiental quando comparado a outros métodos de soldagem, por exemplo. Uma das principais aplicações é o reparo de desgastes e bloqueio de trincas. Como não há fusão, também não ocorre a contração deste material após resfriamento da mesma forma que em uma solda, por exemplo. Assim também se diminui as tensões residuais envolvidas no processo. O calor gerado no atrito e no cisalhamento viscoso da haste com o substrato é conduzido ao longo dela, formando um gradiente de temperatura que dita o nível da deformação, fazendo com que ele se expanda e deforme plasticamente em compressão pelo material mais frio acima. (VITANOV et al., 2010).

Um material viscoplástico é produzido na ponta da haste com o substrato. Ocorre uma inter - difusão que liga o substrato com o material plastificado da barra pressionada observa-se a formação de uma interface. À medida que o calor é conduzido, o material em estado viscoplástico se distancia do substrato, aumenta de espessura e acontece um fluxo de material tridimensional. Quando a haste é deslocada no sentido horizontal acontecerá o depósito do material viscoplástico sobre o substrato continuamente. A Figura 3.7 representa esse processo.

Figura 3. 7 - Demonstração da deposição.



Fonte: adaptado de GANDRA, J. et al. Friction surfacing—A review. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 214, n. 5, p.1062-1093, maio 2014.

A temperatura em que o material aquecido chega está acima da recristalização e abaixo da fusão. Esse calor é gerado pela dissipação do atrito, sendo que este tende a zero quando o material se aproxima do ponto de fusão. Desta forma a deformação de um metal é restrita à temperaturas inferiores da fusão e não chegará à esse ponto apenas por deformação plástica e dissipação de atrito (VITANO et al., 2010).

Segundo Liu et al. (2008), ao final da fase de deformação inicial, a principal fonte de calor muda de atrito entre faces para deformação plástica.

Durante o depósito o material plastificado na ponta da barra não possui restrição de fluxo lateral, flui para o diâmetro da haste formando o chamado, cogumelo, bem como uma falha de deposição nas bordas do revestimento no lado de avanço e recuo, chamada de solda fria. Isso faz com que a largura do depósito seja menor que o diâmetro da haste. O lado do avanço é a região onde os movimentos de rotação e deslocamento são na mesma direção e no recuo elas são em direções contrárias (PEREZ, 2016; GANDRA, 2014).

Geralmente as deposições deslocam-se do centro da haste em direção ao lado do avanço e formam o lado de recuo com aparência mais irregular comparado à borda do avanço (RAFI, 2010).

O metal plastificado é transferido em camadas discretas de forma elíptica e cada camada é depositada uma após a outra com um pequeno deslocamento, baseado na relação entre rotação da haste e velocidades de deslocamento (GANDRA, 2014; BEDFORD et al., 2001; BATCHELOR, 1996; SAKIHAMA, 2003).

Conforme Bedford et al. (2001) podem ocorrer transformações de fase ou de distribuição de partículas de segunda fase devido à temperatura atingida durante o processo de deposição por atrito.

Há a possibilidade de fazer deposições sobrepostas, mas geralmente elas não são capazes de consolidar a solda fria dos depósitos, promovendo lacunas de interface entre as sobreposições e isso pode limitar uma possível aplicação em aeronaves, por exemplo, pois diminuiria a resistência à corrosão do material (DILIP, 2013).

Conforme Dilip, J.J.S. et al. (2013) a usinagem sempre após a deposição seguinte melhora a consolidação dos depósitos sobrepostos formando camadas bem unidas, com grãos finos e partículas de segundas fases refinadas. O mesmo

autor também atentou para o fato de envelhecimentos artificiais após deposição não ser totalmente satisfatórios, pois o crescimento de grão é consideravelmente alto.

Geralmente as hastes utilizadas em *friction surfacing* são rígidas, levando-se em consideração o mecanismo de alimentação na força axial. O avanço é diretamente dependente do comprimento da haste para avançar sem interromper a alimentação (GANDRA, 2014).

De acordo com Chandrasekaran, Batchelor e Jana (1997) em aplicações onde a haste tem uma resistência mecânica muito superior ao substrato é benéfico começar a deposição em uma placa prévia ao substrato (BATCHELOR, 1996).

3.3.1 Processamento por *Friction Surfacing* em ligas de alumínio

As propriedades de depósitos por atrito em ligas de alumínio são modificadas conforme refinamento de grão, tamanho e distribuição de precipitados (GANDRA, 2014).

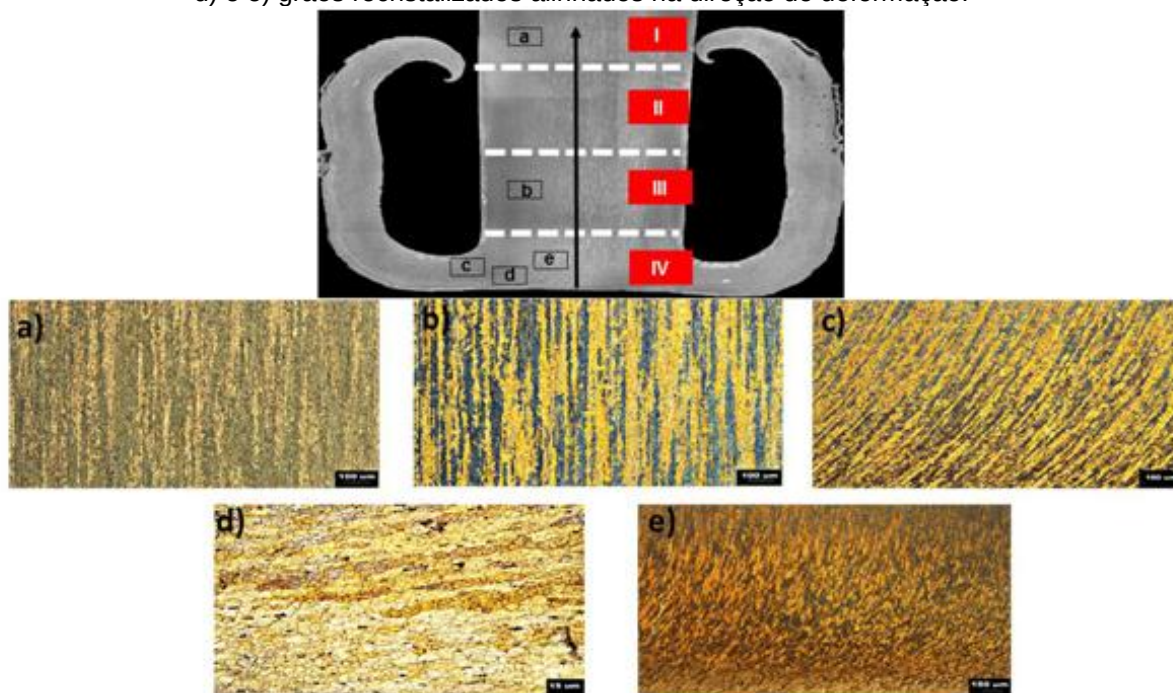
Galvis, J.c. et al (2016) depositou por atrito a liga AA6351-T6 sobre AA5052-H32 e observou grãos pequenos equiaxiais próximos à interface no lado de avanço e lado de recuo, apresentando distribuição de orientações tendendo à direção [111] no caso da região do recuo e da interface (centro), e tendendo à direção [001] no caso da região do avanço. Já a interface evidenciou-se com uma linha perfeita dividindo a região do depósito e substrato e também mostrou que a união dos materiais ocorre por difusão.

O mesmo também concluiu 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. Já nos depósitos com sobrecamadas o aumento da velocidade de avanço diminui a presença de descolamento na interface depósito/depósito.

Na microdureza, Galvis, J.c. et al (2016) percebeu que a mesma diminuiu independentemente da velocidade de avanço utilizada para cada condição de deposição por atrito em estado sólido. Chegou, inclusive a constatar que 29,3 % da dureza do material era reduzida em camada simples e 34,4% para os sobrepostos,

quando comparado com o valor máximo de dureza da haste na condição como recebida (GALVIS et al., 2017).

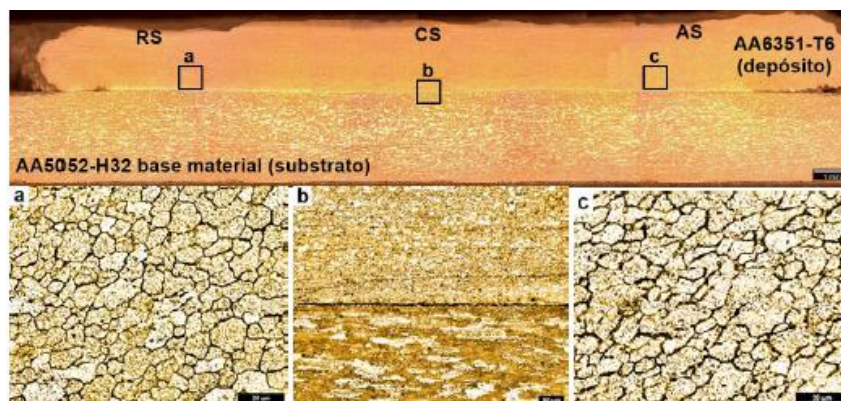
Figura 3. 8 - Evolução microestrutural da haste de liga AA6351-T6. a) microestrutura na condição T6; b) microestrutura na zona termicamente afetada (ZTA); c) grãos alinhados na direção de deformação; d) e e) grãos recrystalizados alinhados na direção de deformação.



Fonte: Adaptado de OLIVEIRA, Pedro Henrique Fernandes. Utilização da tecnologia de deposição superficial por atrito (*friction surfacing*) para produção de depósitos de liga AA6351-t6 preenchida com partículas de alumina sobre uma liga AA5052-h32. 2016. 137 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2016.

O autor Oliveira, P. H. F (2016) mostrou um corte longitudinal da haste consumível após o processamento por atrito da liga AA6351-T6 preenchida com partículas de alumina sobre uma liga AA5052-H32, onde foi possível observar uma diferença de microestrutura em quatro regiões distintas da haste. Esses resultados podem ser vistos na Figura 3.8. Concluiu-se que o calor produzido pelo atrito da haste com o substrato é conduzido até regiões superiores da mesma e gera um gradiente de temperatura, que determina o grau de deformação ao longo do seu comprimento, sendo que a deformação e alterações microestruturais mais severas foram vistas na região IV.

Figura 3. 9 - Depósito da liga AA6351-T6 sobre AA5052-H32 com velocidade de avanço de 340 mm/min e velocidade de rotação de 3000 RPM. Micrografias em regiões de a) Recuo; b) Interface e c) avanço.



Fonte: GALVIS, J.c. et al. Influence of friction surfacing process parameters to deposit AA6351-T6 over AA5052-H32 using conventional milling machine. Journal Of Materials Processing Technology, [s.l.], v. 245, p.91-105, jul. 2017

Na Figura 3.9, Galvis, J.c. et al (2016) demonstra que na região de interface 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 e que a morfologia dos grãos na região de recuo e avanço apresentam tamanho médio aproximado de $d = 15 \mu\text{m}$.

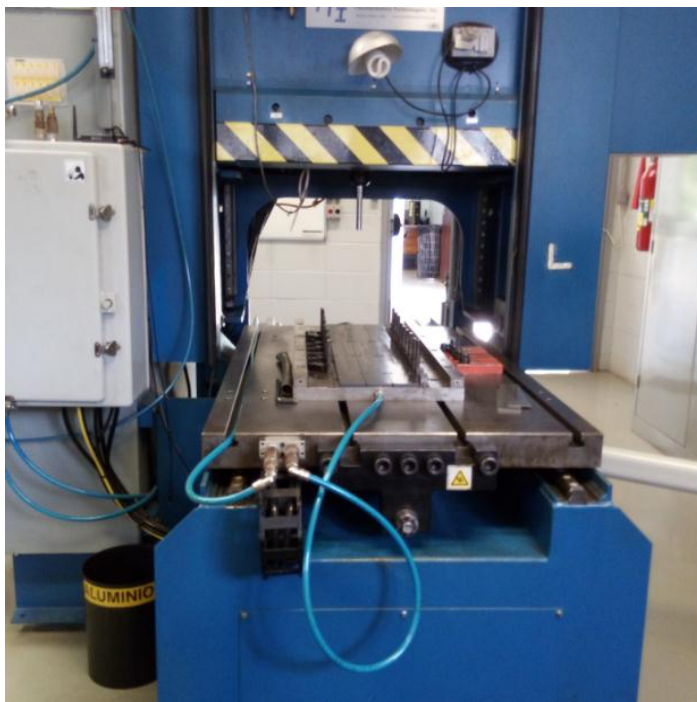
3.4 Parâmetros do processo

O estabelecimento de uma condição de partida em termos de torque, força aplicada axialmente, deslocamento e velocidades de rotação é muito importante para deposição de material em um substrato. Estes constituem os principais parâmetros de processamento que devem ser controlados. O fluxo e transferência de material é bastante complexo, envolvendo processos térmicos, mecânicos e fenômenos baseados em difusão.

Na indústria, a escolha dos parâmetros de processo para novas deposições é feita de maneira experimental, testando um parâmetro de cada vez e observando o desempenho no processo. Esses parâmetros são força axial, velocidade de deslocamento e velocidade de rotação. Sendo que estão diretamente ligados com as características principais do depósito, como largura, espessura e resistência. As máquinas comercializadas para a deposição por atrito são limitadas em número de aplicações e têm alto custo de aquisição (VITANOV, 2010).

Na Figura 3.10 está a máquina para deposição por atrito alocada do Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), utilizada neste trabalho.

Figura 3. 10 - Máquina própria para deposição por atrito.



Fonte: A autora.

3.4.1 Força Axial

Segundo Vitinov e Javaid (2010) o processo de *friction surfacing* inicia quando a haste é pressionada sobre o substrato e não movimenta - se lateralmente, promovendo a primeira deformação através de um pré - aquecimento por dissipação do atrito e gerando amolecimento do material da barra consumível.

A deposição em si começa com a movimentação do consumível horizontalmente sobre o substrato, após ser formada uma camada viscoplástica. Aumentar o tempo de aplicação de pressão no início do processo, apenas aumenta a quantidade de material lateral do cogumelo, sem melhora significativa na temperatura ou na deposição (VITANOV, 2010).

A força da haste sob o substrato e a taxa de avanço axial da mesma determinam o consumo da haste e a pressão de trabalho a quente. Esses dois

parâmetros são diretamente relacionados, sendo que em estado estacionário, permanecem constantes (VITANOV, 2010).

A força axial excessiva resulta em deposição não uniforme com depressão no meio do depósito, mas quando insuficiente resulta em interface mal formada (GANDRA, 2014).

3.4.2 Velocidade de avanço

Conforme Shinoda et al. (1996) a rotação e a velocidade de avanço excessivas podem prejudicar o depósito, pois a largura do mesmo diminui. As rotações mais baixas e a menor velocidade relativa entre o material depositado e o substrato podem gerar uma difusão mais eficaz e aumentar a área de contato entre a haste e o depósito (MACEDO et al., 2010).

A inclinação da barra consumível em até 3° pode aumentar a largura do depósito pela aderência maior do material viscoplástico (GANDRA, 2012)

Velocidades de deslocamento altas geram redução na espessura e largura, mas aumentam a adesão do depósito (GANDRA, 2012).

Vitanov e Voutchkov (2005) relataram que a adesão depende da velocidade de deslocamento e diâmetro da haste. Velocidades de deslocamento mais baixas significam tempos de adesão mais altos e maior geração de calor no atrito. Ficou demonstrado também que velocidades de avanço mais altas, diminuem a resistência da deposição, pois aumentam as falhas no revestimento. Segundo Voutchkov et al. (2001) o diâmetro da área de adesão é de aproximadamente 6/7 do diâmetro consumível.

3.5.3 Velocidade de rotação

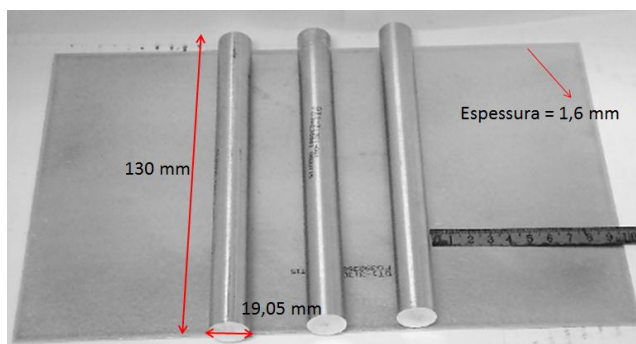
A velocidade de rotação influencia diretamente sobre o aspecto rugoso da superfície do depósito. Velocidades mais baixas à médias sugerem uma qualidade superficial maior do revestimento, sendo que à velocidades altas a largura e espessura do depósito diminui. Em velocidades rotacionais mais altas, geralmente as espessuras esperadas são menores, pois o atrito na interface diminui, gerando menor camada plastificada na ponta da haste (KAUSHIK et al., 2015).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

Os materiais utilizados para produção dos depósitos por *friction surfacing* foram chapas e barras da liga de alumínio AA2024-T3 utilizadas pelo Consórcio de pesquisa e Desenvolvimento em Processamento por Atrito, “C2PA”. As chapas apresentavam espessura de 1,6 mm, sendo utilizadas como substrato. Já as barras mediam 19,05 mm de diâmetro e 130 mm de comprimento e foram empregadas como haste consumível. Uma demonstração dos materiais como recebidos é mostrada na Figura 4.1.

Figura 4. 1- Chapa e Haste como recebido.



Fonte: A autora.

4.2 Métodos experimentais

Nos itens a seguir estão descritos os procedimentos experimentais do processo de deposição superficial por atrito, *friction surfacing*, e as análises feitas para sua caracterização mecânica e microestrutural.

4.2.1 Processo de deposição superficial por atrito

No processamento de deposição superficial por atrito ocorreu o depósito das hastes da liga de alumínio 2024 – T3 sobre o substrato da mesma liga através da máquina de processamento por atrito para *Friction Surfacing* e FSW do tipo

SAPNC/PAPNC, presente no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais, CNPEM, Campinas-São Paulo.

Todo o material utilizado na deposição foi limpo previamente com álcool 90% para retirar uma possível contaminação superficial.

4.2.2 Parâmetros de processo de deposição superficial por atrito

Quando iniciou - se o desenvolvimento dos experimentos para a realização dessa dissertação o consórcio que forneceu os materiais para pesquisa já tinha estabelecido uma prévia de parâmetros satisfatórios para deposição por atrito com ligas de alumínio aeronáuticas. Tendo isso como base testou-se parâmetros próximos aos já pré-estabelecidos e eles foram: 14 kN de força, 600 mm/ min de velocidade de avanço e 1500 rpm de rotação. Porém para confirmar o desempenho desses parâmetros foram realizados mais alguns testes com 12, 13, 13,5 e 14 kN de carga. No total foram realizados 19 depósitos sendo que para as cargas 13, 13,5 e 14 N foram 6 de cada e para carga 12 apenas 1. A Figura 4.2 mostra 2 depósitos feitos com 14 kN de carga. Foram feitas duas deposições, uma ao lado da outra na mesma chapa, sendo os mesmos parâmetros utilizados.

Figura 4. 2 - Amostra da chapa com duplicata de deposição.



Fonte: A autora.

Realizou - se o levantamento de gráficos de torque, deslocamento e força em função de tempo para as cargas 13, 13,5 e 14 kN. Selecionou-se 3 depósitos para análise mecânica. Baseado nos resultados de pesquisas anteriores foi escolhida apenas a carga 14 kN de força para os ensaios de tração e dureza, levando - se em

conta que foi a que proporcionou os melhores depósitos ao consórcio C2PA, até o momento.

4.2.3 Metalografia

Na obtenção das micrografias, foram escolhidas amostras processadas por 13, 13,5 e 14 kN de força axial no *friction surfacing*. As amostras foram cortadas após processamento de deposição por atrito em uma máquina de corte seriado de baixa velocidade da marca *Isomet*, utilizando um disco de corte diamantado, disponível no Laboratório Interdisciplinar de Materiais Cerâmicos (LIMAC) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG). Esses cortes foram feitos transversalmente em região intermediária de deposição. As mesmas foram lixadas, com lixas d'água à base de carbeto de silício (SiC) com granulometrias de 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 1500 Mesh.

Na análise macroestrutural as amostras foram atacadas com uma solução de 10 % de Hidróxido de Sódio (10 g de NaOH e 90 ml de H₂O) à aproximadamente 65°C durante 10 minutos. Posteriormente foram visualizadas no microscópio estereoscópio Olympus SZ61 instalado no complexo de Laboratórios Multiusuários C-Labmu da Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Já na análise microestrutural as amostras passaram também por polimento utilizando suspensão de sílica na politriz semiautomática Arotec Ind. Brasil. O ataque foi feito com reagente Keller, composto por 2mL de ácido fluorídrico (48%), 3mL de ácido clorídrico, 5mL de ácido nítrico e 190mL de água destilada. A observação foi realizada no microscópio ótico Olympus BX51 instalado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa. A obtenção das imagens foi feita com o software Image- Pro 5.1.

Na análise de falha de adesão do depósito, distribuição de partículas e de elementos químicos presentes por EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) utilizou-se 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. O software utilizado na coleta de dados foi o AZTec da Oxford Instruments.

Para melhor entendimento do processo termomecânico que ocorre no depósito durante o processo de deposição por atrito, análises de microtexturas foram obtidas por EBSD. Assim, as análises de EBSD foram concentradas no metal base com depósito na região central da amostra, próximo a interface entre substrato e o depósito. Desse modo, os resultados por EBSD obtidos foram o tamanho de grão, diferença de orientação (*misorientation*), mapas de orientação com Figuras de Pólo Inversas, Fator de Schmid, Fator de Taylor e mapa de distribuição de região deformada, recristalizada e subestrutura.

Em todas as análises por EBSD foram considerados a distribuição de contorno de alto ângulo representados por linhas pretas ($>10^\circ$) e contornos de baixo ângulo, representados por linhas vermelhas ($<10^\circ$), conforme indicação do manual do software Channel 5 e artigo do Haskel et al. (2014).

As análises iniciais de EBSD foram feitas com os depósitos processados com cargas axiais 14, 13,5 e 13 kN, porém sentiu-se a necessidade, nesse tópico em específico de analisar uma carga inferior. Então fez-se EBSD em 1 depósito obtido com carga de 12 kN. As imagens foram obtidas em região transversal do depósito, próxima à interface e intermediária de comprimento de depósito. Nos materiais base foram vistas região transversal da haste e longitudinal da chapa. As análises de EBSD foram feitas no 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. O tratamento de imagens foi feito no software Channel 5. Através do tratamento de imagens obtiveram-se dados de Fator de Taylor, Fator de Schmid, Percentual de recristalização, diferença de orientação entre os grãos, tamanho de grão e Figuras de Pólo Inversa.

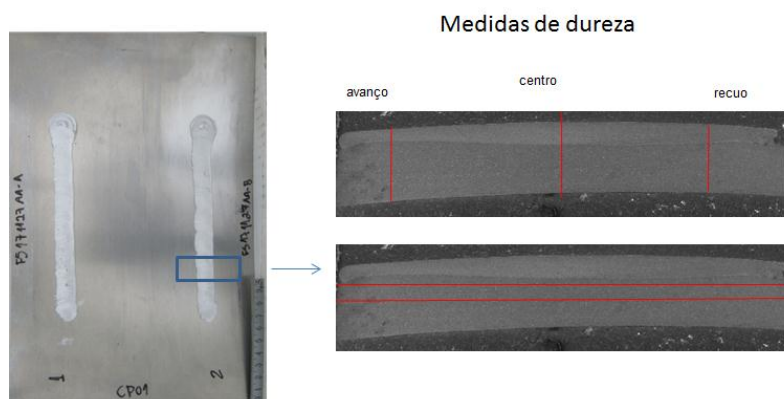
Para realização de todas essas análises de EBSD, no software escolheu - se o menor resultado de MAD (desvio angular médio), que proporcionou melhor correspondência entre o detector de bandas de Kikuchi e a simulação.

4.2.4 Dureza

Os testes de dureza em microescala 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. Para esse ensaio foi utilizado uma carga de 200gr-f e tempo de penetração de 12 segundos. Foram obtidos perfis de microdureza Vickers (HV) com pontos medidos em distâncias de separação de 0,25 mm um do outro. As medidas abrangeram o depósito, a interface e o substrato e foram realizadas para 3 corpos de provas diferentes, porém processados com parâmetros iguais (14 kN, 600 mm/min e 1500 rpm). Mediu-se também a dureza em seção transversal e calculou-se a média no material como recebido em forma de haste extrudada e chapa laminada. A Figura 4.3 mostra onde foram realizadas as medidas de dureza nos corpos de prova com material base e depósito.

Figura 4. 3 - Demonstração de locais onde foram realizadas as medidas de dureza.



Fonte: A autora.

4.2.5 Ensaio de Tração

O ensaio foi realizado na máquina universal de ensaios mecânicos da marca Shimadzu AG-1 300KN e utilizou-se a norma NBR 7549- 2001. O teste foi realizado em 3 corpos de prova previamente usinados conforme norma. Uma imagem de um corpo de prova antes do ensaio é mostrada na Figura 4.4.

Figura 4. 4 - Um dos corpos de prova para ensaio de tração.



Fonte: A autora.

Obteve-se as curvas para 6 corpos de prova, sendo 3 de material de base e 3 com depósitos produzidos com mesmos parâmetros de ensaio.

4.2.6 Observação das adesões dos depósitos nos corpos de prova pós ensaio mecânico

Após o ensaio de tração foram realizadas imagens no MEV (microscópio eletrônico de Varredura) e no microscópio estereoscópio para analisar se ocorreu separação na interface do depósito com o substrato.

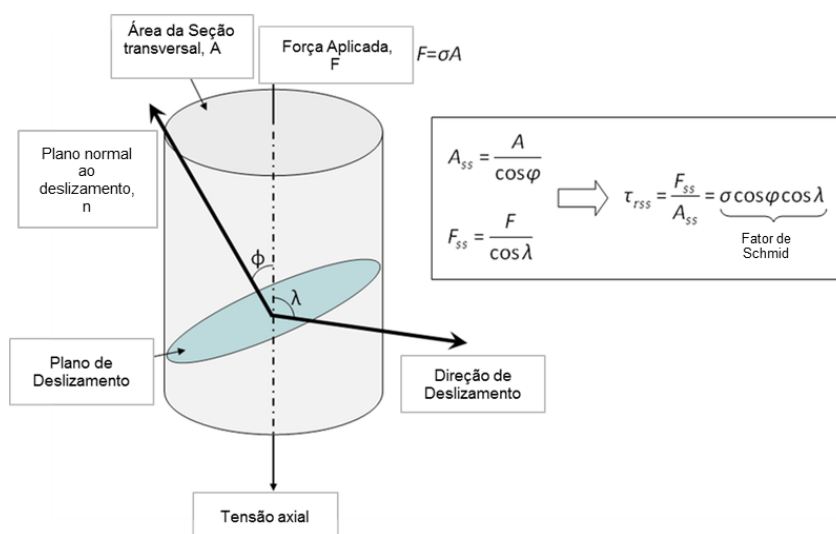
4.2.7 Fator de Schmid

Os metais policristalinos possuem sistemas de deslizamento compostos por planos e direções cristalográficas que proporcionam a deformação plástica. No caso de ligas de alumínio, há 12 sistemas de deslizamento que podem ser ativados na deformação. O Fator de Schmid (m) é a relação entre o produto da componente tensor de tensão externa aplicada na direção e no plano normal ao deslizamento e considera que todo o material está submetido a um mesmo tensor de tensão. Essas relações são mostradas nas Equações 4.1, 4.2 e na Figura 4.5. (ENNIS, 2016)

$$\tau_c = \pm \sigma \cos \lambda \cos \phi \quad 4.1$$

$$m = \cos \lambda \cos \phi \quad 4.2$$

Figura 4. 5 - Decomposição do Fator de Schmid para um único sistema de deslizamento



Fonte: ENNIS, Bernard. A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behaviour of multi-phase steels. **ArXiv.org**, Apr 21, 2016.

O Fator de Schmid indica a magnitude do tensor - tensão correspondente para cada sistema de escorregamento específico. Assim, para cada sistema de deslizamento será exibido uma cor no mapa de orientação obtido por EBSD com o correspondente valor de Schmid. O valor máximo de Schmid é 0,5 que corresponde à tensão máxima de cisalhamento (CHANNEL 5, 2013).

Levando isso em consideração foi obtido o Fator de Schmid para os materiais como recebidos e com depósitos feitos com carga 12 kN, 13 kN, 13,5 kN e 14 kN.

4.2.8 Fator de Taylor

Durante a deformação plástica a energia armazenada é diferente conforme orientação cristalográfica dos grãos. Um parâmetro que associa o comportamento macroscópico na deformação com as características microestruturais metalúrgicas é o Fator de Taylor. (HASKEL et al., 2014)

Conforme a teoria da plasticidade, o Fator de Taylor pode medir a energia armazenada durante as deformações para as diferentes orientações, onde grãos com menores valores de Fator de Taylor têm as orientações com menor energia armazenada. (LANDGRAF et al., 2004)

O valor do Fator de Taylor depende da direção da tensão aplicada e da orientação dos grãos, considerando que todo o material é submetido a um mesmo componente de tensor deformação. A Equação 4.3 define o Fator de Taylor (M).

$$M = \sum \frac{\delta_{\gamma i}}{\delta_{\epsilon}} \quad 4.3$$

Onde:

* $\sum \delta_{\gamma i}$ corresponde a componente do tensor de deformação em cada sistema de deslizamento de cada grão ; . (CASTRO et al., 2005)

* δ_{ϵ} representa a deformação plástica macroscópica. (CASTRO et al., 2005)

Levando isso em consideração foi obtido o Fator de Taylor para os materiais como recebidos e com depósitos feitos com carga 12 kN, 13 kN, 13,5 kN e 14 kN.

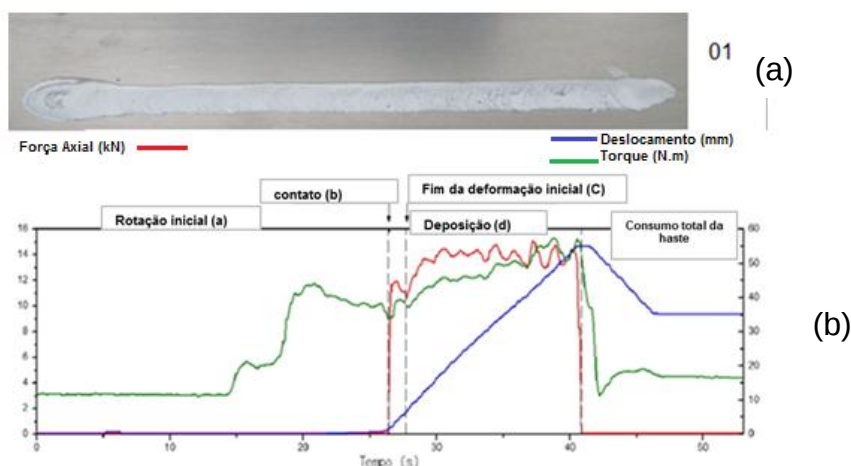
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Processo de deposição superficial por atrito

Com base em experimentos feitos anteriormente pelo consórcio de pesquisa C2PA, os melhores resultados de superfície e menor área de solda fria foram obtidos com os seguintes parâmetros de processo: 14 kN de força axial, 600 mm/min de velocidade de avanço e 1500 rpm de rotação da haste. A partir disso decidiu-se, nesse trabalho investigar cargas próximas à 14 kN para concluir qual a carga para melhor resultado de deposição, bem como os limites superiores e inferiores para bom desempenho de processo, pois conforme Gandra (2014) a carga axial excessiva gera uma depressão no meio do depósito e quando insuficiente ocorre interfaces mal formadas. Assim as cargas escolhidas foram: 14; 13,5 e 13 kN e os demais parâmetros de processo foram constantes durante o processo de deposição.

A Figura 5.1 (a) mostra a morfologia de um depósito feito com 14 kN de força, 600 mm/min de velocidade de avanço e 1500 rpm de rotação da haste. Enquanto, a Figura 5.1 (b) mostra o monitoramento da carga axial, torque e deslocamento durante o processo de deposição por FS.

Figura 5. 1 - Monitoramento do torque, carga axial e deslocamento da haste consumível durante o processo de deposição: (a) Depósito 01, com 14 kN de força, 600mm/min de velocidade de avanço e 1500 rpm de rotação na haste e (b) Gráfico de torque, força e deslocamento por tempo.



Fonte: A autora

O processo de deposição por atrito se divide em quatro etapas principais, onde em (a) ocorre a rotação da haste e aproximação da mesma ao substrato, em (b) a haste entra em contato permanente com o substrato, entre (b) e (c) ocorre início da deformação e consequentemente, um aumento da carga axial. Nesta fase o controle de processo é por taxa de alimentação da haste.

O (c) indica o início da deposição e ao longo de todo o processo, no intervalo de tempo entre 28 s a 42 s, o controle de processo é por carga, na qual a mesma oscila em valores próximos de 14 kN. Em (d) indica-se o fim do processo de deposição após a haste consumível ter alcançado um comprimento de 70 mm.

A Figura 5.2 de (a) até (f) mostra a morfologia dos depósitos feitos com carga 14 kN e a Figura 5.3 mostra os gráficos de carga axial x tempo de processamento de cada umas dessas deposições indicando variação da carga durante o processo de deposição.

Figura 5. 2 - Morfologia dos Depósitos realizados após processo de deposição superficial, com 14 kN de carga, velocidade de avanço de 600 mm/min. e velocidade de rotação de 1500 rpm.

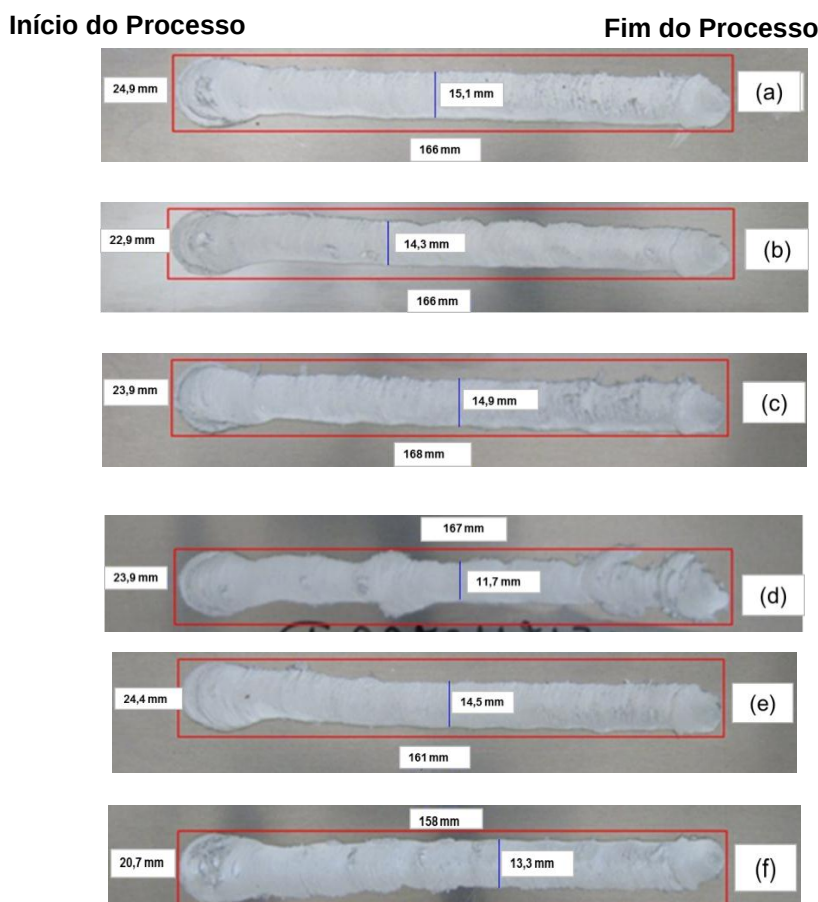
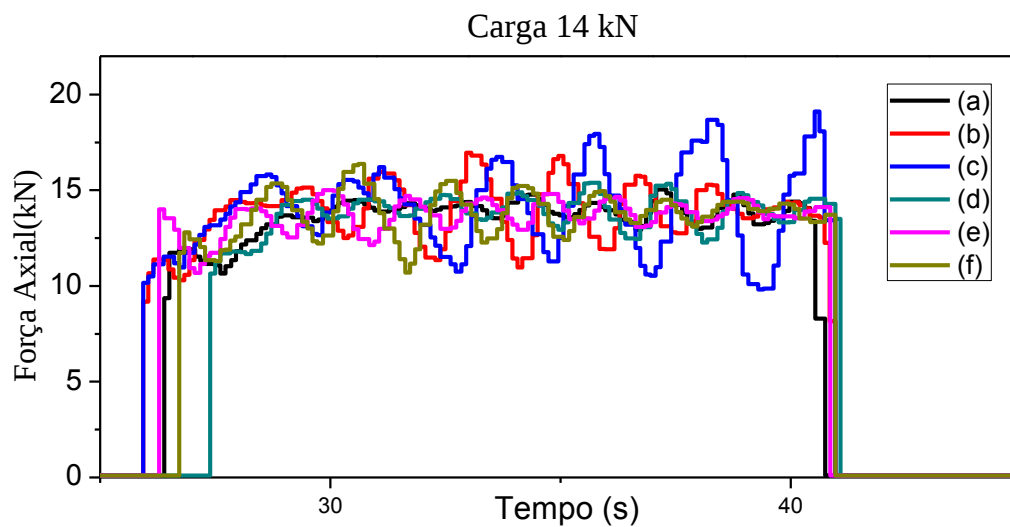
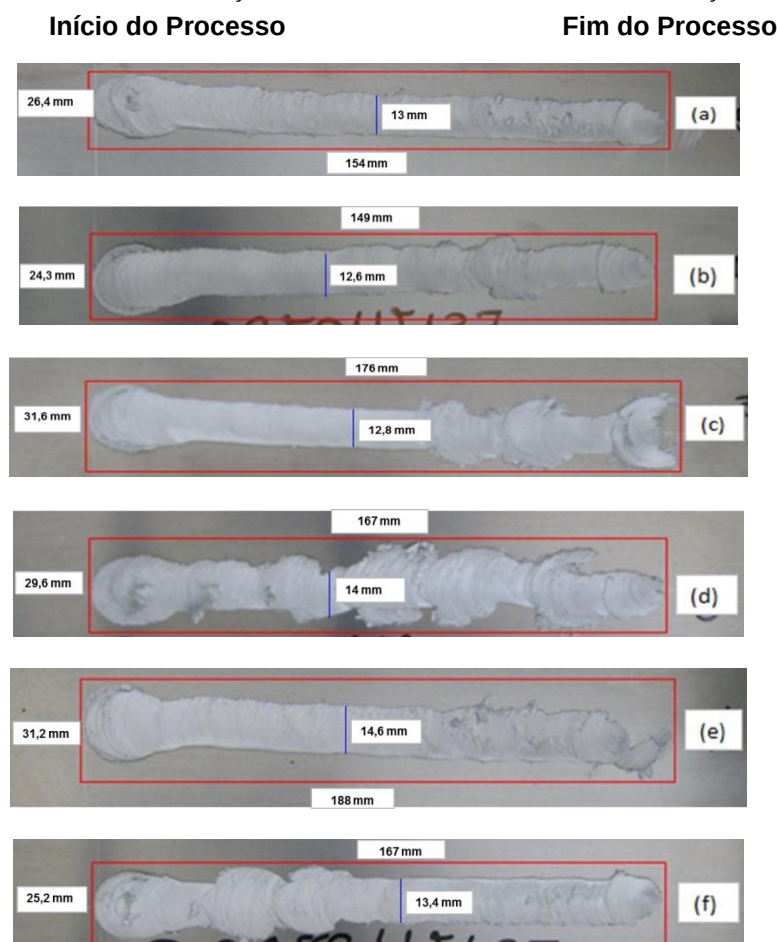


Figura 5. 3 - Curva da carga axial versus tempo de processamento com 14 kN de carga.



Fonte: A autora

Figura 5. 4 - Morfologia dos Depósitos realizados após processo de deposição superficial, com 13,5 kN de carga, velocidade de avanço de 600 mm/min. e velocidade de rotação de 1500 rpm.



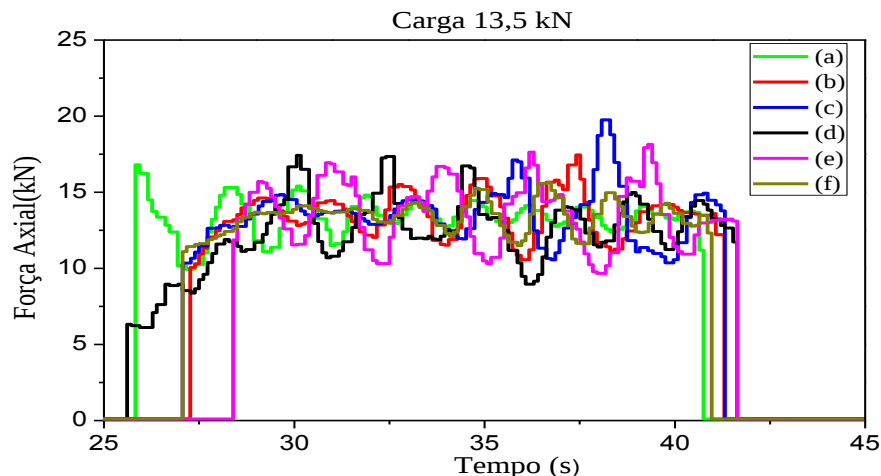
Fonte: A autora

No gráfico é possível observar que a carga varia entre 10 kN e 19 kN, sendo que onde essa variação oscila mais, vê-se o depósito menos uniforme nas fotos da Figura 5.2, como é o caso do depósito (c) e (d). O depósito que se apresentou mais uniforme superficialmente e na curva de carga axial por tempo foi o (e). As médias de comprimento desses depósitos foram de 164,3 mm e de largura 13,96 mm.

Na Figura 5.4 de (a) até (f) estão os depósitos feitos com carga 13,5 kN e na Figura 5.5 estão os gráficos de cada umas dessas deposições mostrando o comportamento da carga durante o processo.

Nos gráficos observa-se que a carga varia entre 9 kN e 19 kN, sendo que onde essa variação oscila mais, vê-se o depósito menos uniforme nas fotos da Figura 5.4, como é o caso do depósito (c) que possui uma alta variação de largura ao fim do processo de deposição por atrito *Friction Surfacing*. Em geral os depósitos de carga 13,5 kN apresentaram qualidade superficial inferior aos de carga 14kN. As médias de comprimento desses depósitos foram de 166,8 mm e de largura 13,4 mm.

Figura 5. 5 - Curva da carga axial versus tempo de processamento com 13,5 kN de carga.



Fonte: A autora

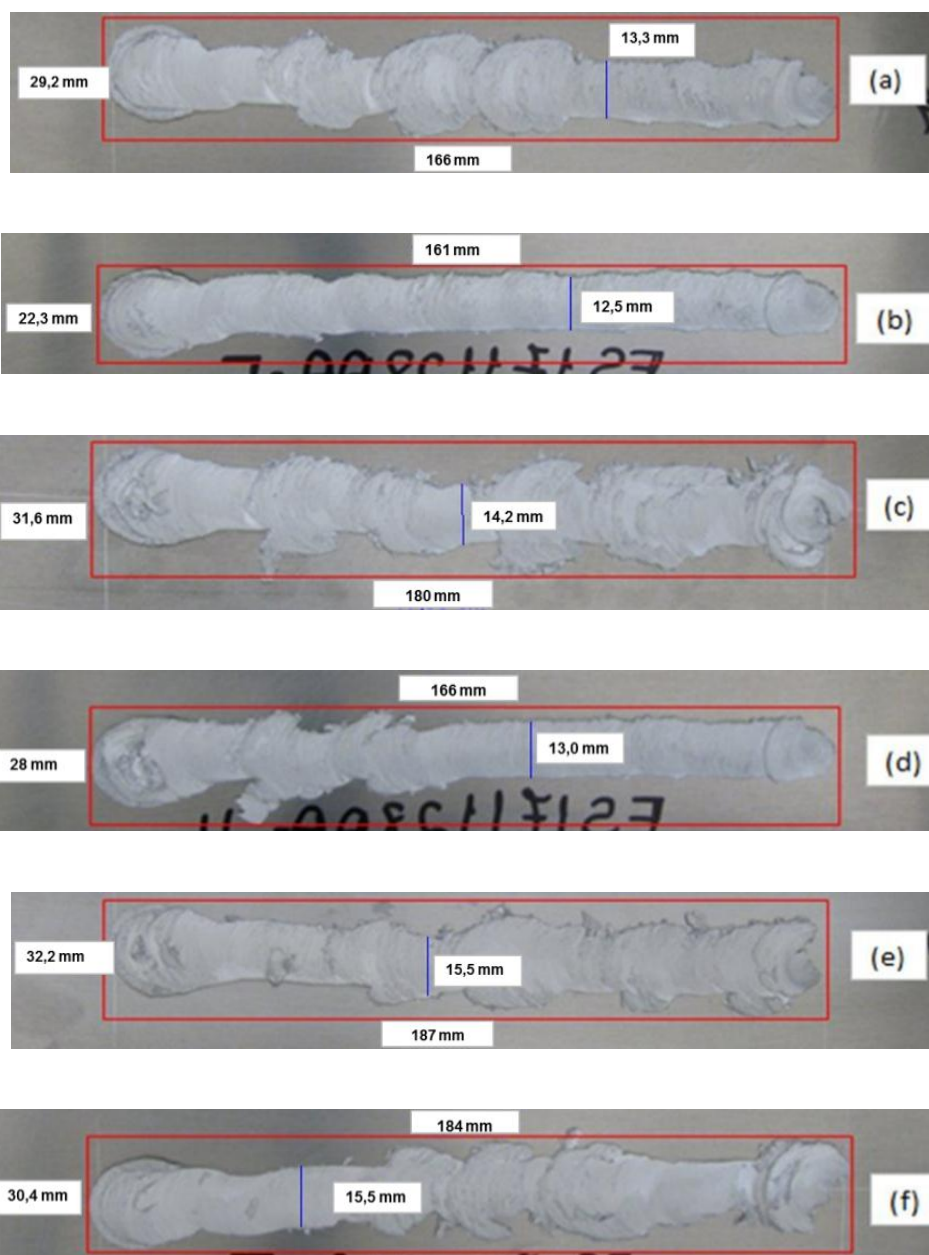
Na Figura 5.6 de (a) até (f) estão os depósitos feitos com carga 13 kN e na Figura 5.7 estão os gráficos de cada umas dessas deposições mostrando o comportamento da carga durante o processo. O gráfico evidencia a variação de carga entre 6 kN e 21 kN, sendo que onde essa variação oscila menos, vê-se o depósito mais uniforme nas fotos da Figura 5.7. O depósito que se apresentou mais uniforme superficialmente e na curva de carga axial por tempo foi o (b), registrado no

gráfico com a curva vermelha. As médias desses depósitos foram de 174 mm de comprimento e 14 mm de largura. Entre as três cargas discutidas nessa seção, a de 13 kN foi a que proporcionou depósitos com a pior qualidade superficial.

Figura 5. 6 - Morfologia dos Depósitos realizados após processo de deposição superficial, com 13 kN de carga, velocidade de avanço de 600 mm/min. e velocidade de rotação de 1500 rpm.

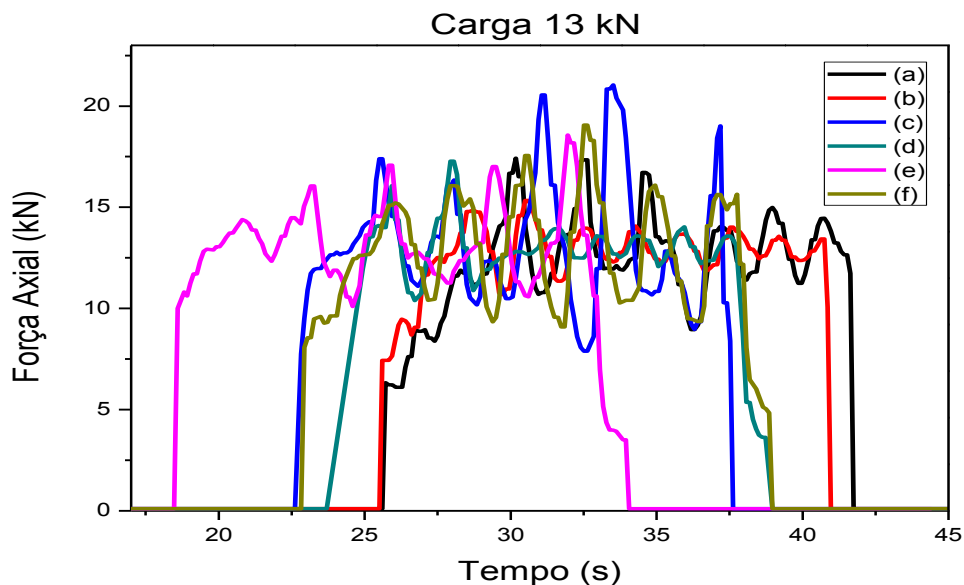
Início do Processo.

Fim do Processo.



Fonte: A autora

Figura 5. 7 - Curva da carga axial versus tempo de processamento com 13 kN de carga.



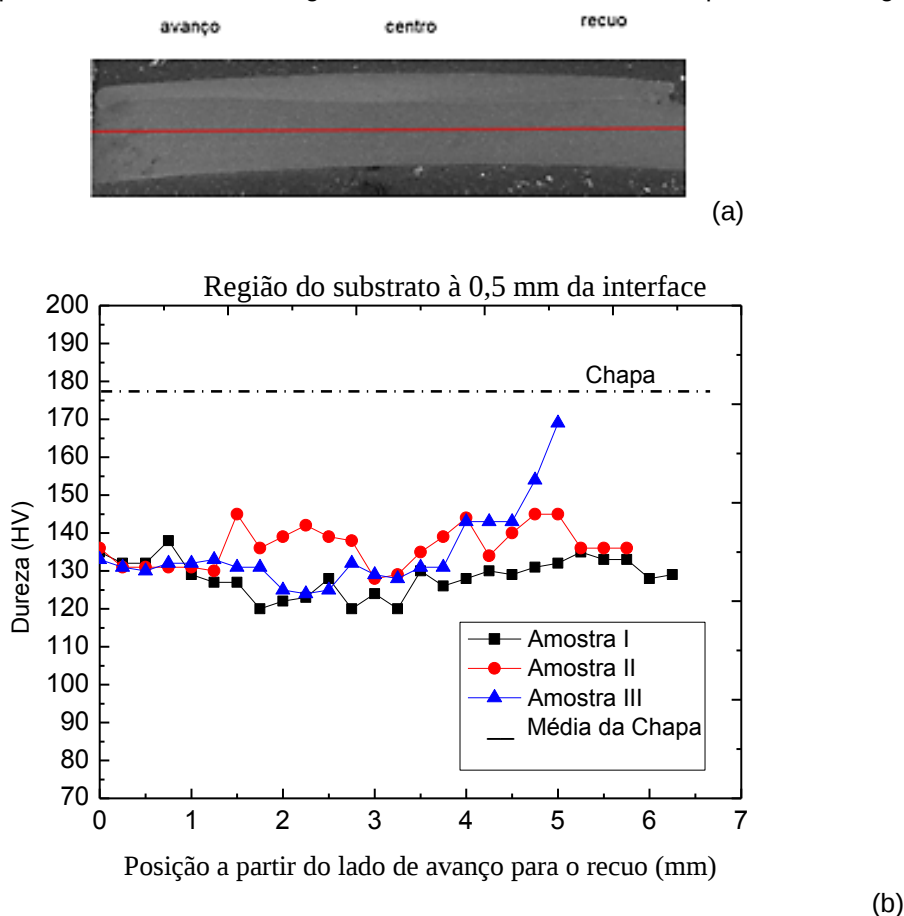
Fonte: A autora

O modo de taxa de consumo controla a quantidade de material por unidade de tempo aplicado em um substrato, com a força axial sendo um parâmetro de saída. Estas flutuações na força axial durante o processo são responsáveis pela transferência descontínua de material para o substrato. A variação observada na força não está ligada ao recurso de controle de força da máquina FS, mas sim ao comportamento da liga de alumínio sob as condições de processo impostas. Outro fator determinante para a qualidade do depósito é o sistema de fixação do corpo de prova, pois se a força não for homogênea ao longo do comprimento do corpo de prova, ocorrerá variação de contato entre haste e substrato, variando assim o atrito e consequentemente a homogeneidade do depósito.

5.2 Perfil de Dureza do Substrato-Depósito

As Figuras 5.8 e 5.9 mostram os valores de dureza feitos paralelamente à interface do substrato - depósito, à 0,5 mm e 1,0 mm de distância abaixo no substrato, iniciando do lado de avanço até o recuo, respectivamente.

Figura 5. 8 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza paralelas a 0,5 mm ao longo da interface entre substrato-depósito com carga 14 kN.



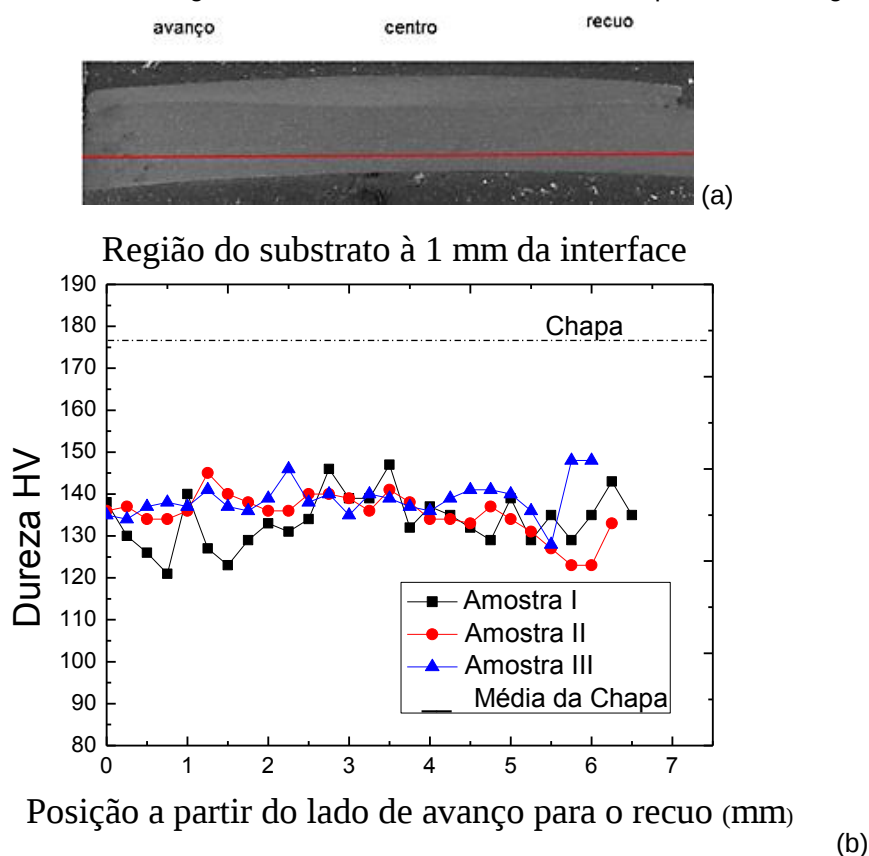
Fonte: A autora

Na Figura 5.8 é possível observar que os dados variam significativamente durante toda a amostra e são em sua totalidade menores quando comparados à dureza do material como recebido, que foi de 177HV para a chapa em seção transversal de laminação e 162 HV para a haste em seção transversal de extrusão. No entanto, os valores de dureza no centro mostraram uma diminuição ainda maior quando comparados com as regiões de recuo e avanço. Isso indica que o calor gerado pelo atrito entre a haste consumível e o substrato é concentrado principalmente na região central da amostra, resultando em efetiva diminuição da dureza, indicando influencia da zona afetada por calor.

Os resultados estão coerentes, pois conforme Sakihama et al. (2003), as temperaturas na superfície de atrito atingem um valor máximo de 527°C na região central do depósito, diminuindo conforme se distancia do mesmo, ficando em torno 327 °C nas regiões de recuo e avanço.

Como resultado total a amostra apresentou média de 133,05 HV, sendo 24,83 % menor que na chapa e 18 % menor que na haste. Entretanto no caso da Figura 5.9, onde a medida foi realizada à 1 mm abaixo da interface, viu-se maior dureza na região central da deposição. Isto indica, que a profundidade da ZTA é pequena, como uma função da própria espessura de 1,6mm do substrato.

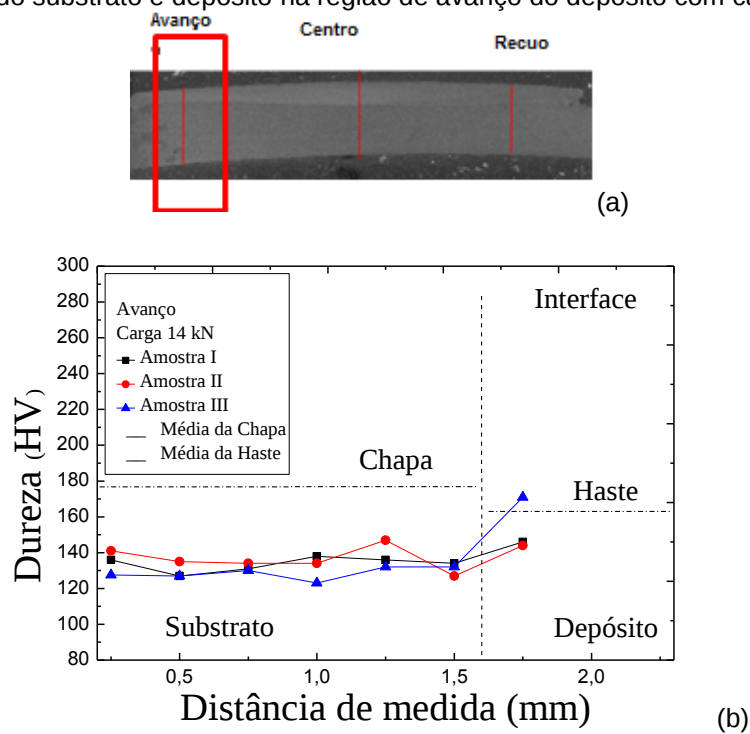
Figura 5. 9 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza paralelas e à 1 mm ao longo da interface entre o substrato e o depósito com carga 14 kN.



Fonte: A autora.

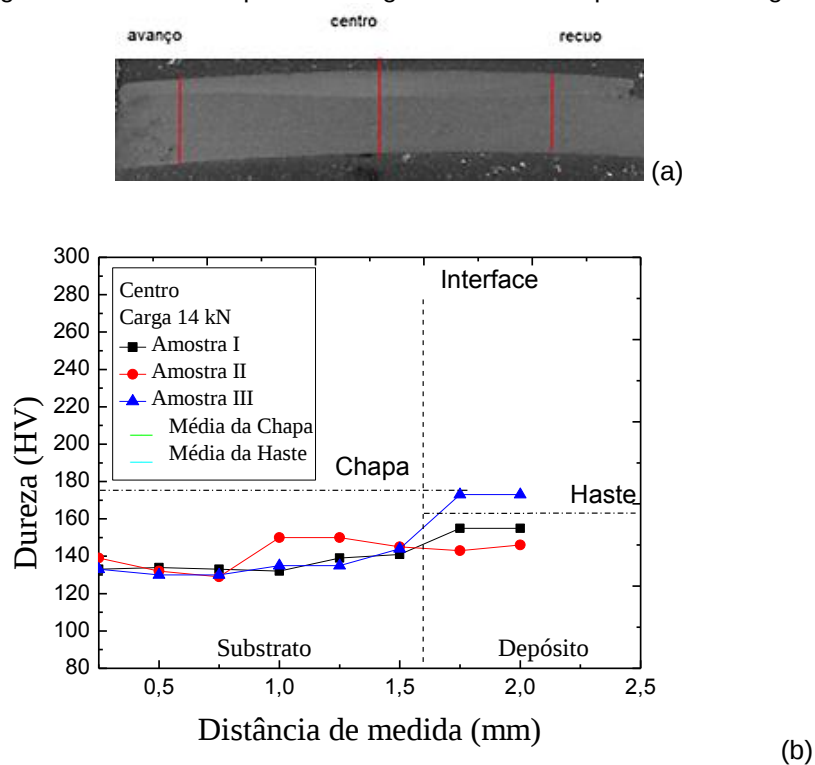
As Figuras 5.10, 5.11 e 5.12 mostram o perfil dos valores de dureza ao longo do substrato e depósito, as mesmas foram realizadas nas regiões de avanço, central e de recuo da deposição feita com carga 14 kN. As medidas foram realizadas na seção transversal do substrato e depósito, sempre iniciando próximo da borda do substrato ao longo do substrato, interface-depósito até a borda do depósito. Os valores de medidas de dureza foram obtidos em intervalos de distância 0,25 a 0,25 mm. É possível notar para três regiões que o perfil dos valores de dureza ao longo do substrato até a interface substrato-depósito é menor quando comparado ao perfil de dureza do metal base.

Figura 5. 10 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza ao longo do substrato e depósito na região de avanço do depósito com carga 14 kN.



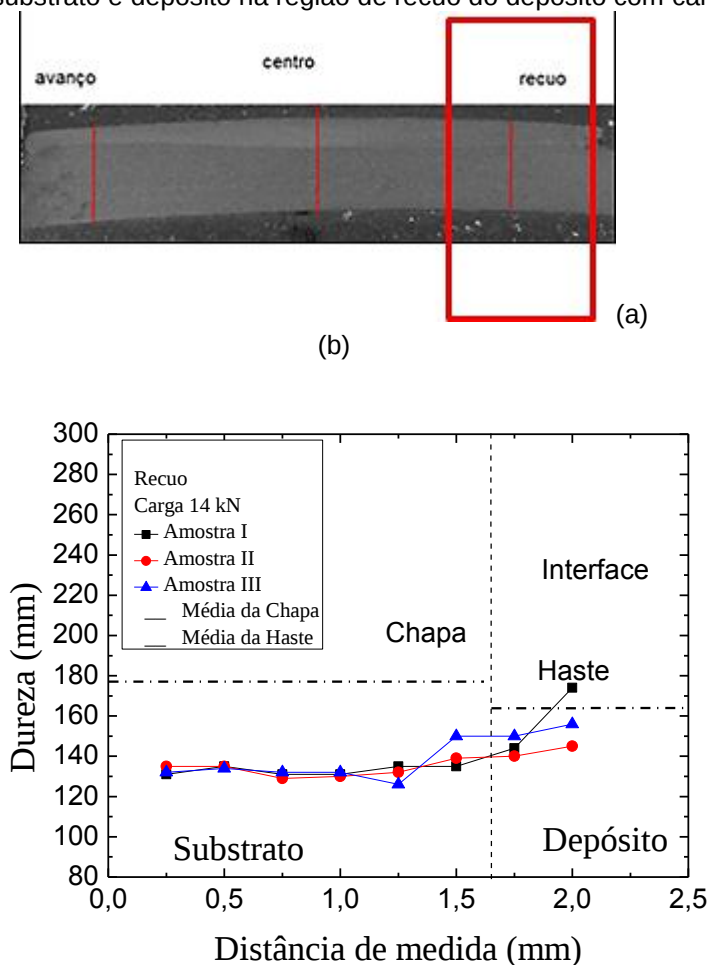
Fonte: A autora

Figura 5. 11 - (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza ao longo do substrato e depósito na região central do depósito com carga 14 kN.



Fonte: A autora.

Figura 5. 12 – (a) Demonstração do local da medida de dureza nas amostras. (b) Valores de dureza ao longo do substrato e depósito na região de recuo do depósito com carga 14 kN.



Fonte: A autora

Para as três regiões dos depósitos é possível observar que o perfil de dureza é superior ao do substrato após o processo de deposição. Isto indica, que ocorre a recristalização dinâmica durante o processo *friction surfacing*.

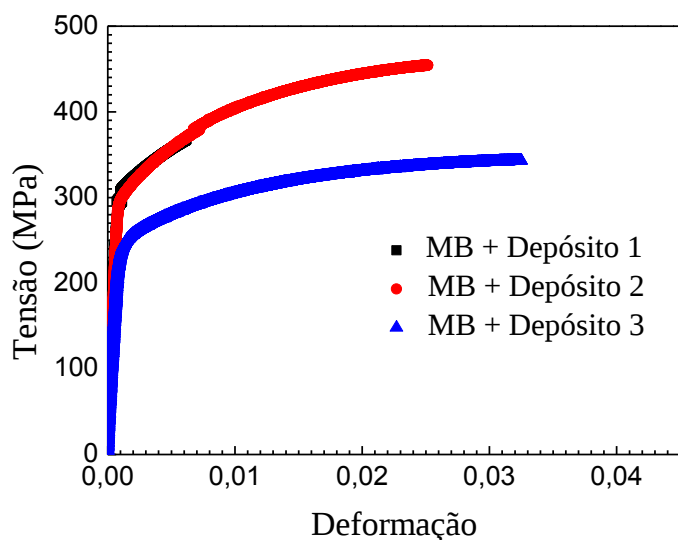
Desse modo, as médias dos valores de dureza feitas no depósito foram 153,7 HV no avanço, 157,5 HV no centro e 151,5 HV no recuo. Enquanto, para o substrato foram 132,86 HV no avanço, 136,9 HV no centro e 133,5 HV no recuo. Consequentemente, a redução do valor de dureza do depósito em relação ao valor de dureza do metal da haste foi de 4,81 %.

5.3 Ensaio de Tração

A Figura 5.13 mostra as curvas tensão versus deformação verdadeira obtida por ensaios de tração realizados em amostras com deposição por atrito com os

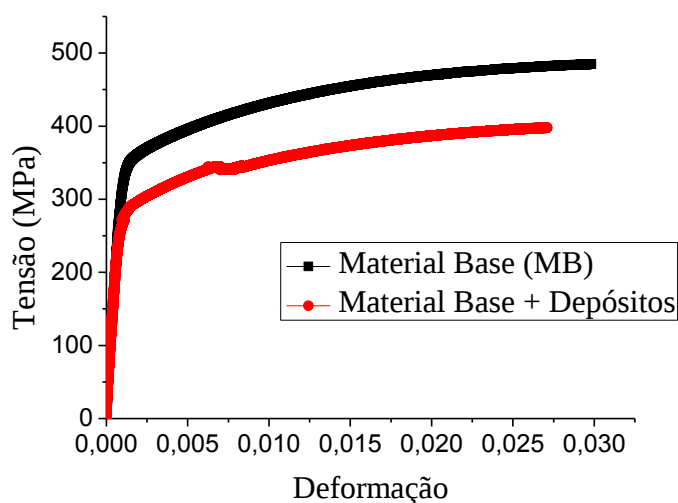
mesmos parâmetros de velocidade de avanço, força axial e velocidade de rotação (14 kN de força, 1500 rpm de rotação e 600 mm/min de velocidade de avanço). Já a Figura 5.14 mostra a curva tensão x deformação da média das amostras com depósitos em comparação com o resultado médio do metal base sem depósito.

Figura 5. 13 Curvas de tensão versus deformação do metal base com três depósitos por processo de deposição por atrito.



Fonte: A autora

Figura 5. 14 - Curvas tensão versus deformação entre material base sem deposição e com deposição por processo de deposição por atrito.



Fonte: A autora

É possível observar na Figura 5.13 a evidente diferença de comportamento das curvas tensão x deformação entre o metal base com depósitos 1 e 2 em relação ao 3. Além disso, a curva não apresenta nenhuma evidência de diminuição abrupta da tensão nominal. Indicando que os três depósitos não fraturam antes do metal base.

Tabela 5. 1 - Resultados das propriedades de tração do metal base (MB) com e sem deposição, obtidas por ensaio de tração.

Amostra	LE	LRT	RA
MB1	372,49 MPa	476,91 MPa	21,29%
MB2	386,65 MPa	491,17 MPa	21,10%
MB3	385,54 MPa	486,75 MPa	24,88%
Média	381,56 MPa	484,94 MPa	22,42%
Desvio Padrão	3,63	3,34	1,89
MB + Depósito 1	344,71 MPa	445,5 MPa	14,65%
MB + Depósito 2	340,8 MPa	454,46 MPa	19,09%
MB + Depósito 3	272,99 MPa	343,16 MPa	8,23%
Média	319,5 MPa	414,37 MPa	13,99%
Desvio Padrão	8,23	10,17	2,73

Fonte: A autora

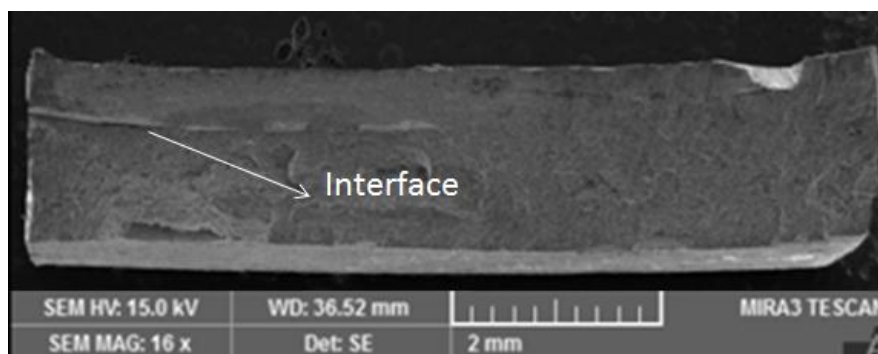
A Tabela 5.1 apresenta os resultados das propriedades de tração entre o metal base com e sem deposição. Na Tabela é possível notar que o limite de resistência a tração e o limite de escoamento do metal base com depósito foram de 85,45% e 83,74% do material como recebido. Ambas propriedades de tração foram menores quando comparados ao metal da liga AA 2024 – T3 sem depósito. Enquanto, em ductilidade, RA%, o metal base com depósito obteve uma redução de área em 37,6% em relação ao metal base sem depósito.

Gandra et al. (2013) também relatou considerável diminuição da resistência à tração do depósito quando comparado a liga 2024 – T3. Porém nesse caso essa liga estava apenas como substrato e o material de depósito foi da liga AA6082 , ou seja, um material mais dúctil.

As Figuras 5.15 a 5.17 mostram as superfícies de fratura na amostra com depósito obtidas por MEV após o ensaio de tração. É possível notar na Figura 5.15 uma nítida interface entre o substrato e o depósito, indicando que a mesma ocorreu após a fratura do substrato. Esta característica pode ser confirmada na Figura 5.16

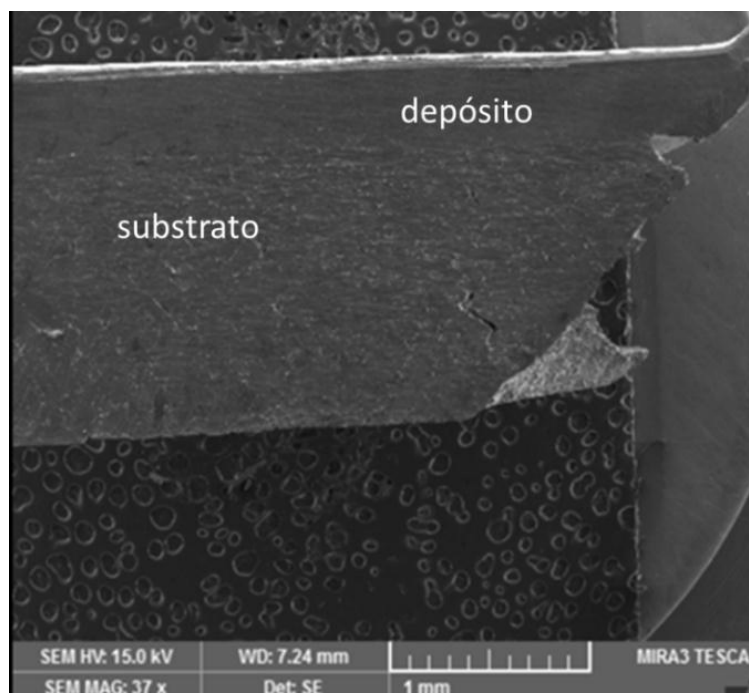
que mostra ausência de delaminação entre o substrato e o depósito. Além disso, a Figura 5.15 mostra claramente que ambas regiões, ou seja, tanto o substrato e o depósito apresentam características de fraturas dúctil. Estas características podem ser vistas pela predominância de *dimples*, ou seja, cavidades ao longo de toda a superfície de fratura em ambas regiões. Mas na região do depósito os *dimples* são muito menores em relação ao substrato, como pode ser visto na Figura 5.17. Isto indica que na região do depósito ocorre o refino de grão como consequência da recristalização dinâmica promovida pelo processo de deposição. Esta discussão será abordada com mais profundidade no item 5.11.

Figura 5. 15 - Superfície de fratura por ensaio de tração de amostra com depósito obtida por MEV.



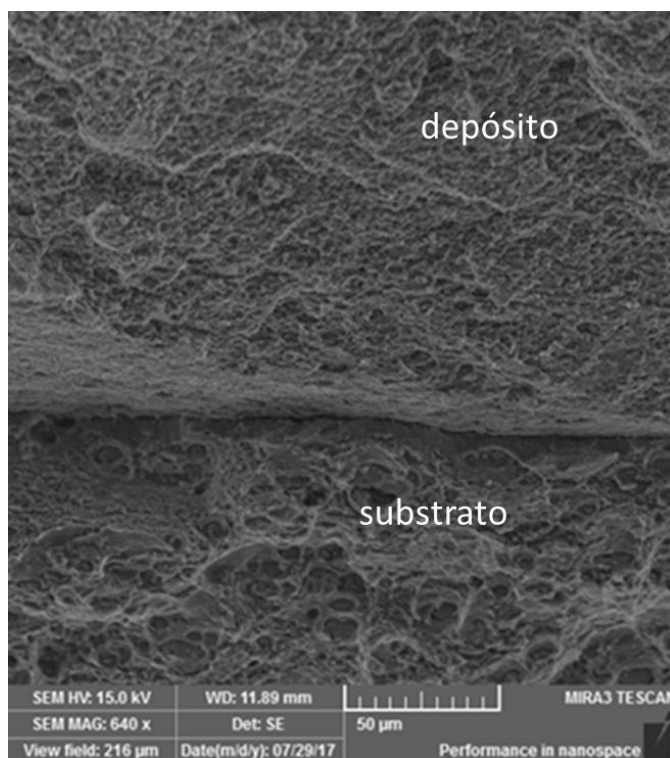
Fonte: A autora

Figura 5. 16 - Superfície de fratura por ensaio de tração de amostra com depósito indicando ausência de delaminação na interface substrato-depósito. .



Fonte: A autora

Figura 5. 17- Superfície de fratura por ensaio de tração da amostra com depósito. indicando característica de dúctil, com cavidades dimples nas regiões do substrato e depósito.



Fonte: A autora

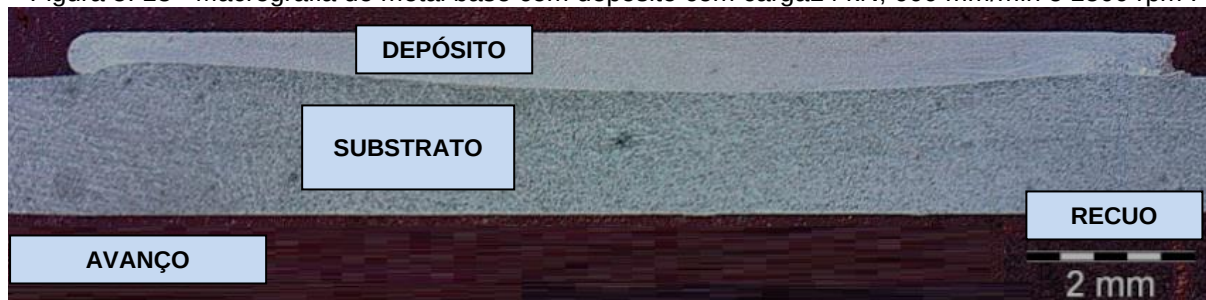
5.4 Morfologia macro e microestrutural do metal base com depósito

Para melhor entendimento entre o substrato, interface substrato-depósito e a largura efetiva das deposições após o processo de deposição por atrito foram obtidas macro e microestruturas da amostra de cada carga testada. Assim, as Figuras 5.18 a 5.20 mostram as características macrográficas da amostra com depósito após o processo de deposição por atrito com 14 kN de carga. Nessa figura também é possível notar uma região onde foi realizada a análise de EBSD que será discutida em seção posterior.

Nas três macrografias é possível notar o comprimento da largura efetiva do depósito, que está associado à eficiência do processo. Como também uma pequena região de solda fria existente na deposição (região sem adesão do depósito), tanto na região de recuo como na região do avanço, e principalmente as evidentes regiões da interface substrato-depósito e o depósito. Nota-se que diferente das amostras apresentadas por GALVIS, J.C. et al (2016) e exposto na Figura 3.9, as

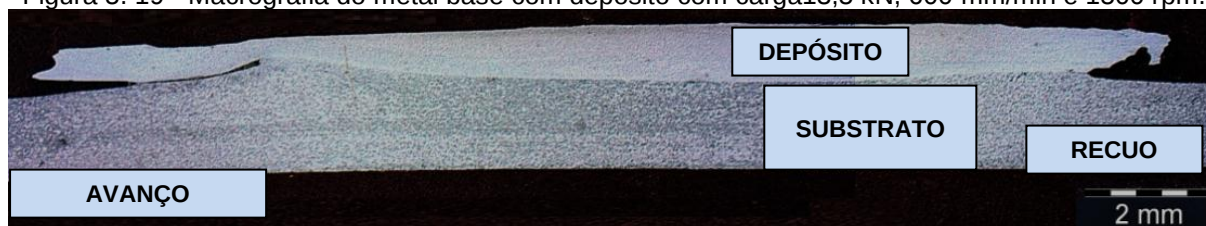
macrografias das Figuras 5.18 a 5.20 revelaram uma interface menos linear. Leva-se em consideração que os valores de dureza dos materiais utilizados nesse trabalho são equivalentes entre haste e chapa e podem ter contribuído suficientemente neste aspecto.

Figura 5. 18 - Macrografia do metal base com depósito com carga 14 kN, 600 mm/min e 1500 rpm .



Fonte: A autora

Figura 5. 19 - Macrografia do metal base com depósito com carga 13,5 kN, 600 mm/min e 1500 rpm.



Fonte: A autora

As Figuras 5.19 e 5.20 mostram a macrografia da amostra produzida com 13,5 kN e 13 kN de carga, respectivamente.

Figura 5. 20 - Macrografia do metal base com depósito com carga 13 kN, 600 mm/min e 1500 rpm.

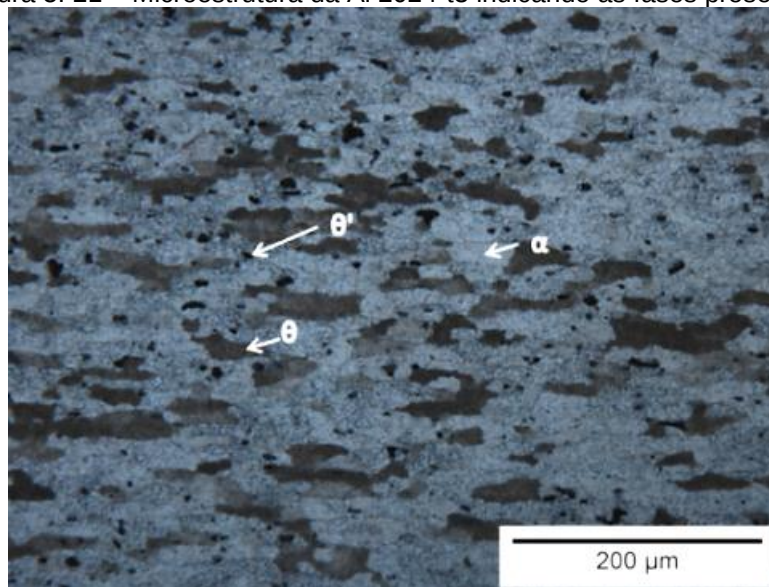


Fonte: A autora

A microestrutura da liga 2024-T3, investigada no presente trabalho, possui diferentes fases presentes, como a fase θ representada por regiões escuras que referem - se ao composto intermetálico de CuAl_2 . Enquanto, a fase α representada por regiões claras na microestrutura é a solução sólida de cobre e outros elementos

de liga em CFC, além dos precipitados θ' , dispersos na matriz de alumínio. Estas características podem ser observadas na Figura 5.21. (HUDA ,2009; MASCAGANI, 2009)

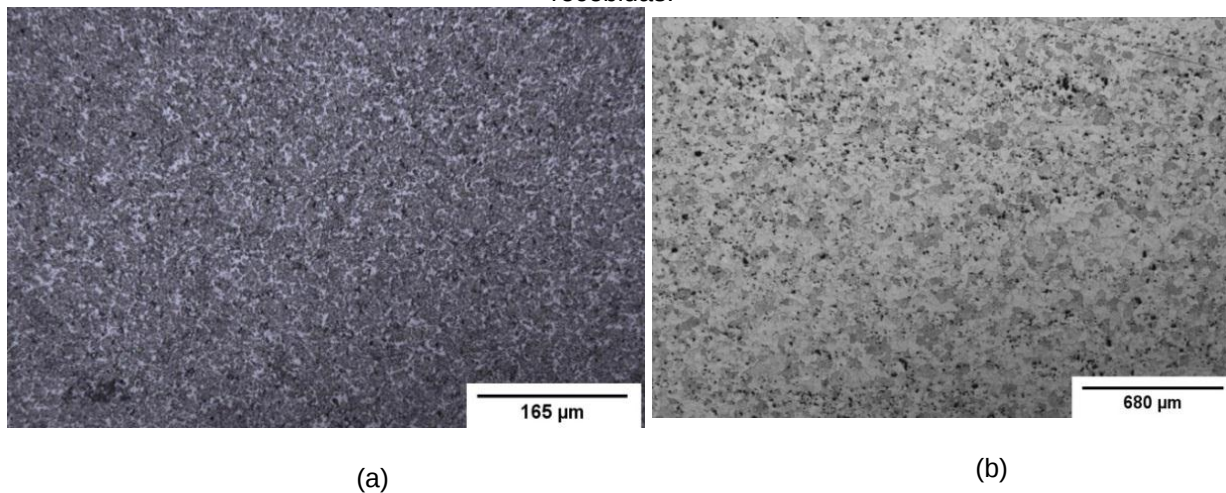
Figura 5. 21 – Microestrutura da Al 2024-t3 indicando as fases presentes.



Fonte: A autora

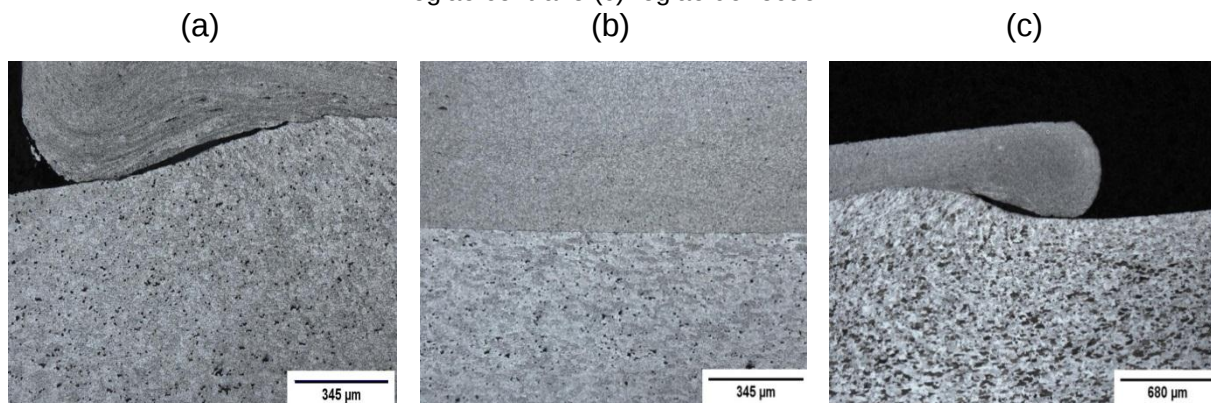
Nesse trabalho, a haste utilizada para o depósito foi produzida por extrusão e a chapa, usada como substrato, foi recebida na condição de laminada. Ambas micrografias são mostradas na Figura 5.22, nos planos da secção transversal e na direção normal, respectivamente.

Figura 5. 22 - Micrografias dos materiais base da haste (a) e da chapa (b) na condição como recebidas.



Fonte: A autora

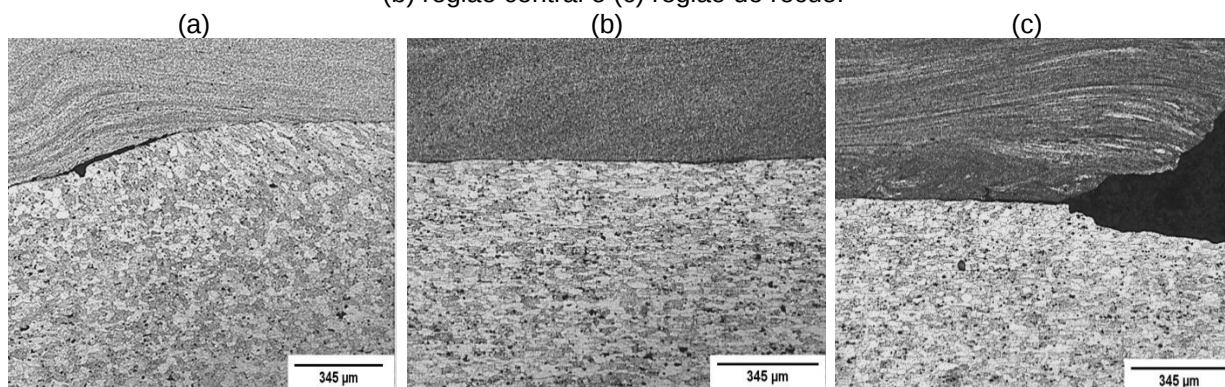
Figura 5. 23 - Micrografia do metal base com depósito com carga 14 kN : (a) região do avanço; (b) região central e (c) região do recuo.



Fonte: A autora

Nas Figuras 5.23, 5.24 e 5.25 são mostradas as micrografias das regiões de avanço, central e de recuo do metal base com depósito feito com carga 14 kN, 13.5 kN e 13 kN, respectivamente. Nos três casos, a região de interface entre substrato e depósito é bem definida, evidenciando a união por processo difusivo. Nos lados de avanço e no recuo observa-se regiões de ausência de adesão entre o substrato e o depósito, características estas que são inerentes ao processo de deposição por atrito.

Figura 5. 24 - Micrografia do material base com depósito com carga 13,5 kN : (a) região do avanço; (b) região central e (c) região do recuo.

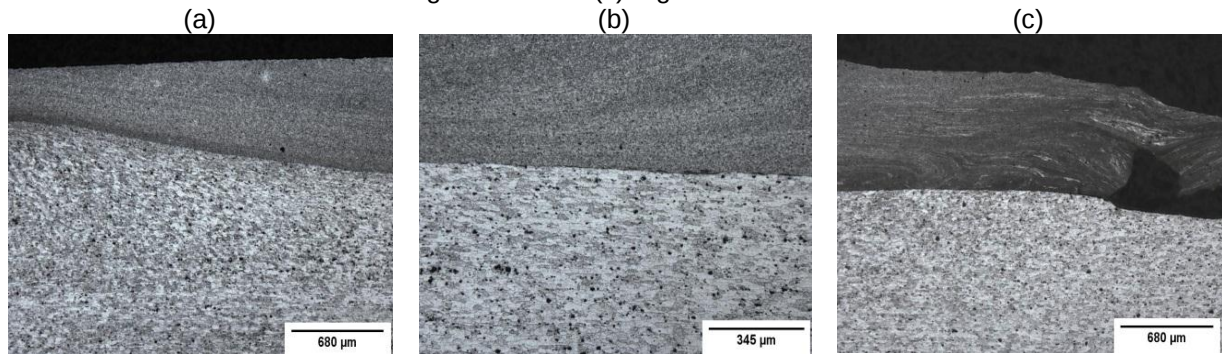


Fonte: A autora

Além disso, em todas as micrografias nos lados de avanço e de recuo é possível ver a diferença quanto às linhas de fluxo de deformação como consequência do processo de deposição por atrito. O lado de avanço é a região onde os movimentos de rotação e deslocamento da haste consumível ocorrem na

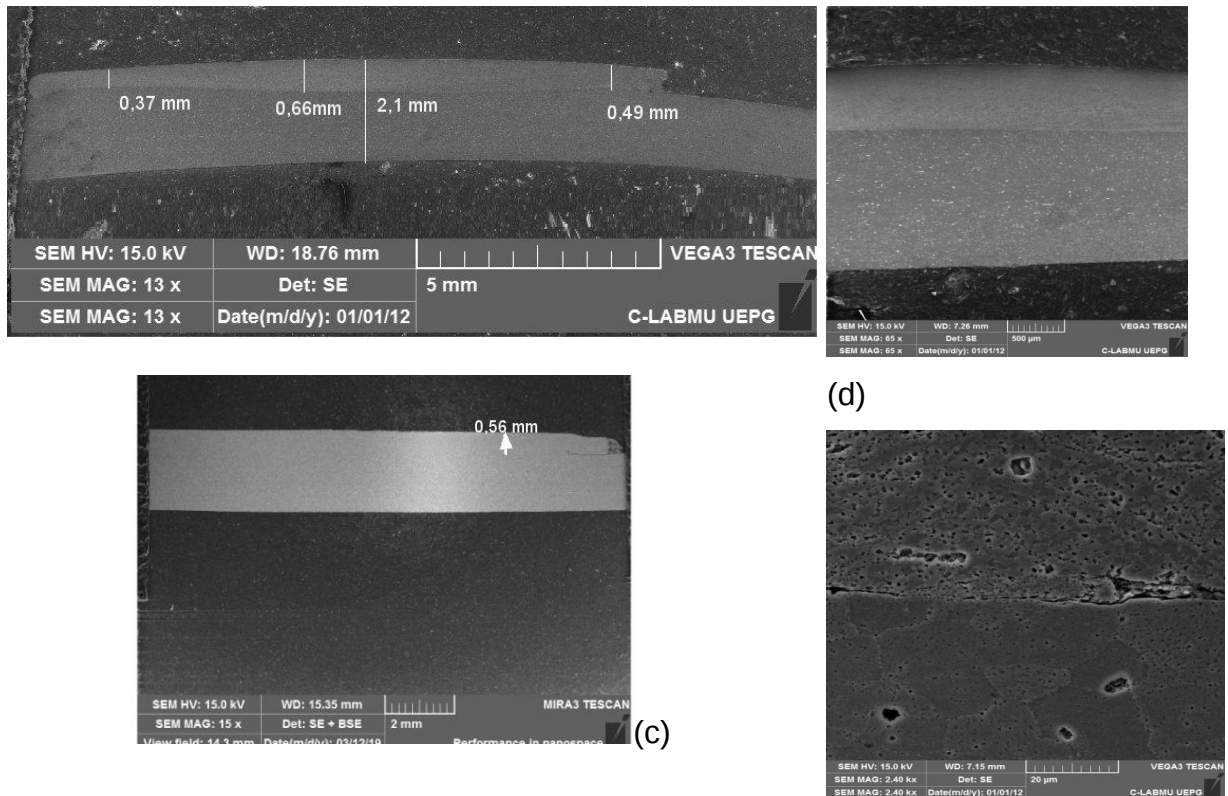
mesma direção. Já nas micrografias do lado de recuo, a diferença se dá porque esses movimentos são em sentidos opostos. Como as deposições deslocam-se do centro da haste em direção ao lado do avanço, o lado de recuo formado possui aparência mais irregular.

Figura 5. 25 - Micrografia do material base com depósito com carga 13 kN : (a) região do avanço; (b) região central e (c) região do recuo.



Fonte: A autora

Figura 5. 26 - Imagens obtidas por MEV. (a) Metal base com depósito e suas medidas; (b) região central; (c) Metal base com depósito, em região transversal; (d) grãos em região central da interface.



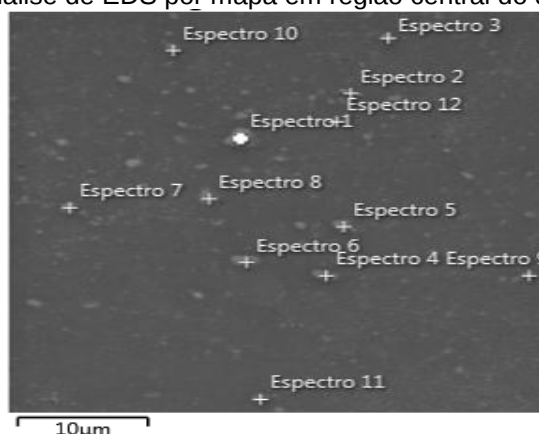
Fonte: A autora

A Figura 5.26 mostra mais algumas características da seção transversal do metal base com depósito, porém agora obtidas por MEV. As Figuras 5,26 “a” e “c” mostram que a espessura de deposição varia ao longo da largura da amostra em seção transversal. Na Figura 5,26 “b” é possível identificar que as partículas intermetálicas e as fases são maiores no substrato, enquanto que, na região do depósito as mesmas são menores em decorrência do processo de deposição por atrito. Já na Figura “d” além de notar a diferença de partículas é possível ver os grãos no substrato com partículas pequenas em seu interior e as maiores em contorno de grão.

5.5 Microanálise por EDS das partículas metálicas e fases presentes na região central do depósito feita com carga 14 kN

Durante o processamento de deposição por atrito, *Friction surfacing* há um processo termomecânico que proporciona a mudança de microestrutura da haste depositada. Para avaliar esse efeito sobre as partículas intermetálicas e fases presentes na liga 2024 – T3 fez uma análise semiquantitativa para identificar as possíveis composições químicas de cada uma e correlacionar os dados de ensaios com a bibliografia. Fez-se isso na parte central da amostra em seção transversal para a região de depósito, interface e substrato.

Figura 5. 27 - Análise de EDS por mapa em região central do depósito.



Fonte: A autora

A Figura 5.27 mostra a análise de EDS por pontos para identificação da composição por % em peso das partículas intermetálicas e fases presentes na

amostra depositada com carga de 14 kN, selecionando-se apenas a região central do depósito. A Tabela 5.2 apresenta a composição identificada após análise das respectivas partículas e precipitados.

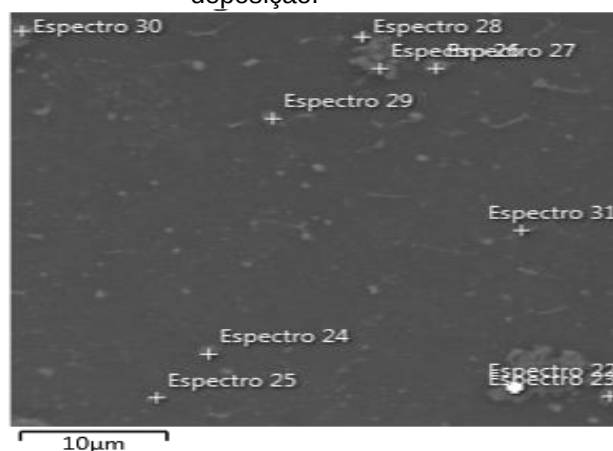
Tabela 5. 2 - Resultados das análises de EDS por ponto no depósito em região central de deposição.

Partícula	Elemento (Wt %)						
	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Total:
1	0,52	56,05	0,1	3,84	7,23	32,26	100
2	1,34	92,87	0,1	0,83	0,05	4,82	100
3	1,34	91,3	0,07	0,61	0,33	6,35	100
4	2,98	83,86	0,01	0,6	0,1	12,45	100
5	1,23	92,15	0,4	0,68	0,04	5,49	100
6	1,45	91,64	0,05	0,52	0,09	6,24	100
7	1,5	92,13	0,08	0,52	0	5,76	100
8	1,35	91,07	0,12	1,01	0,24	6,21	100
9	1,39	93,23	0,05	0,45	0,05	4,83	100
10	1,33	93,71	0	0,36	0,26	4,33	100
11	1,59	93,01	0,01	0,39	0,13	4,86	100
12	1,53	92,15	0,03	0,25	0,19	5,84	100

Fonte: A autora

Analisando a Tabela 5.2 e a comparando com a Tabela 3.1 da seção 3, conclui-se que a partícula maior na imagem, identificada como “1” é uma partícula intermetálica de AlCuFeMn, a partícula 4 é de AlCuMg e as demais são todas de AlCu.

Figura 5. 28 - Resultado das análises de EDS por espectro na interface em região central de deposição.



Fonte: A autora

A Figura 5.28 mostra as análises de EDS por pontos para identificação da composição por % de peso das partículas presentes na amostra depositada com

carga de 14 kN, selecionando-se apenas a região de interface substrato e depósito e na Tabela 5.3 indica a composição identificada nas análises.

Tabela 5. 3 - Resultado das análises de EDS por ponto na interface em região central de deposição.

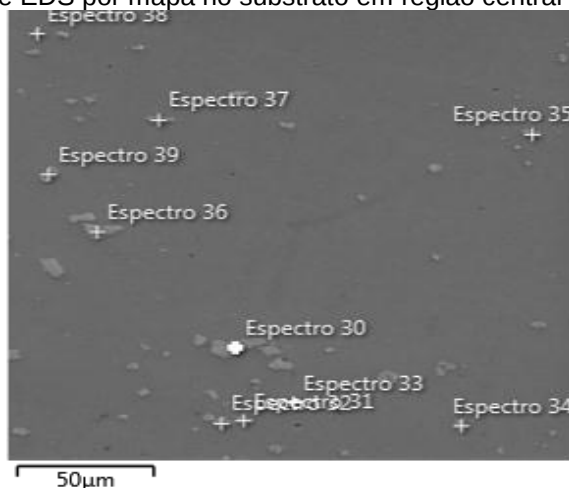
Partícula	Elemento (Wt %)						Total:
	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	
22	0,52	63,66	1,69	6,24	11,6	16,3	100
23	0,56	65,13	1,32	6,01	9,1	17,89	100
24	1,05	72,8	2,06	4,37	9,21	10,51	100
25	1,9	87,29	0,33	0,96	0,68	8,85	100
26	0,58	63,05	0,08	3,74	5,55	27	100
27	1,03	77,45	0,09	2,33	3,38	15,71	100
28	1,31	92,13	0,04	0,29	0,37	5,86	100
29	1,41	92,43	0,02	0,95	0,27	4,92	100
30	1,26	87,89	0,04	1,1	1,91	7,81	100
31	1,42	93,45	0,04	0,38	0	4,71	100

Fonte: A autora

Verificando a composição em peso das partículas da interface percebeu-se maior concentração de partículas de AlCuFeMn do que na região do depósito. As partículas identificadas na Figura 5.28 como 22, 23, 24, 26 e 27 são de AlCuMn, já o ponto 25 é de AlCuMg de metal base. O restante são partículas de AlCu.

A Figura 5.29 mostra uma análise de EDS por pontos para identificação da composição por % de peso das partículas presentes na amostra depositada com carga de 14 kN, selecionando-se apenas a região de substrato e a Tabela 5.4 indica a composição identificada no ensaio.

Figura 5. 29- Análise de EDS por mapa no substrato em região central de deposição.



Fonte: A autora

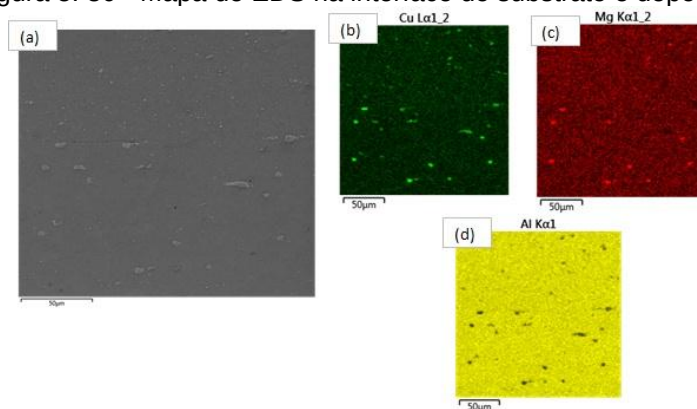
Tabela 5. 4 - Composição do substrato.

Partícula	Elemento (Wt %)						
	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Total:
30	0,04	51,17	2,35	8,05	9,18	29,21	100
31	13,4	34,85	0,02	0,16	0,07	51,5	100
32	14,41	33,47	0,06	0,06	0	52,01	100
33	10,6	49,53	0	0,1	0	39,77	100
34	12,91	33,11	0,05	0,08	0,13	53,72	100
35	10,46	50,18	0,01	0,05	0	39,3	100
36	0,03	47,47	0,42	5,1	8,17	38,8	100
37	0,11	50,89	0,05	4,45	7,03	37,48	100
38	10,95	36,15	0,03	0,16	0	52,71	100
39	14,05	32,66	0,01	0,13	0,15	52,25	100

Fonte: A autora

Na análise do substrato não se encontrou partículas de AlCu como nas anteriores e as maiores observadas foram identificadas como de AlCuFeMn (partículas 30, 36 e 37). As demais são todas de AlMgCu que podem ser a fase S.

Figura 5. 30 - Mapa de EDS na interface do substrato e depósito.



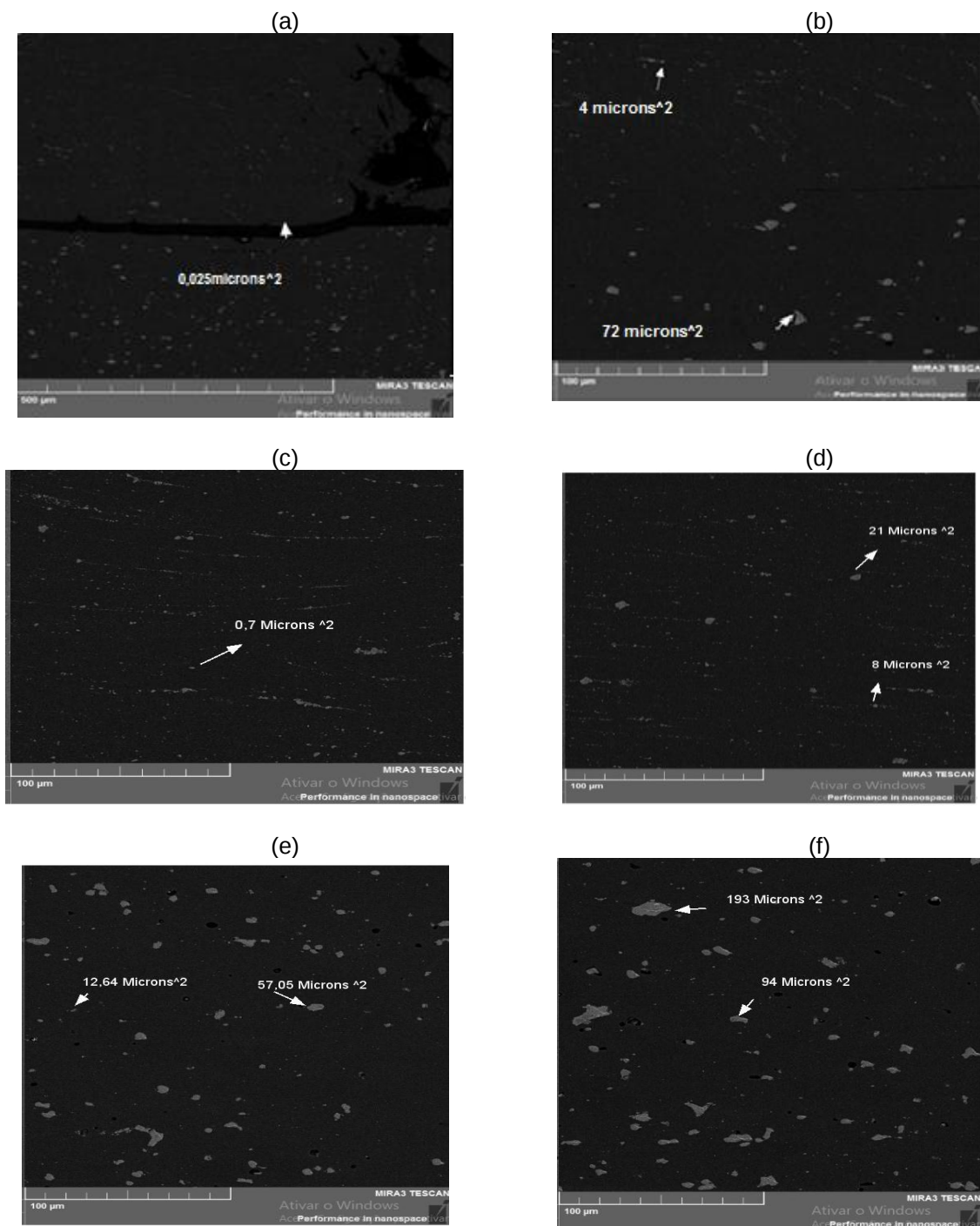
Fonte: A autora

A Figura 5.30 mostra as imagens do mapa de EDS na interface central da deposição em (a), a distribuição de Cu nessa região em (b), de Mg em (c) e de alumínio em (d).

A microestrutura da liga 2024 –T3 contém grande quantidade de partículas intermetálicas e fases. Assim, durante o processo de deposição por atrito essas partículas e fases distribuem-se de forma diferente ao longo da espessura do

depósito, interface depósito/substrato e substrato, como pode ser observado na Figura 5.31.

Figura 5. 31 - Imagens obtidas por MEV do metal base com depósito. (a) Região de avanço; (b) partículas na interface; (c) partículas do depósito em região de avanço; (d) partículas de depósito em região central; (e) partículas do substrato em região de avanço; (f) partículas no substrato em região central.



Fonte: A autora.

Para obter mais um dado que colaborasse na identificação dessas partículas obteve-se imagens por MEV da amostra em regiões de interface no avanço (a), interface central (b), depósito no avanço (c), depósito central, (e) substrato no avanço e substrato central (f).

Corroborando os resultados anteriores, vê-se a diferença de tamanhos de partículas claramente através, agora, do MEV. Nas imagens estão demonstrados os valores de área em μm^2 . No item (b) a partícula com $4 \mu\text{m}^2$ está no depósito e seu diâmetro é $2,25 \mu\text{m}$. A partícula do substrato com $72 \mu\text{m}^2$ tem $9,5 \mu\text{m}$ de diâmetro. A partícula do item (c) na região de avanço no depósito tem $0,9 \mu\text{m}$ de diâmetro. No item (d) a partícula do depósito em região central com $21 \mu\text{m}^2$ de área tem $5 \mu\text{m}$ de diâmetro e a de $8 \mu\text{m}^2$ de área tem $3 \mu\text{m}$ de diâmetro.

5.6 Análise de difusão dos elementos de liga

O processo *Friction Surfacing* se dá por difusão conforme Perez (2016). Para identificar esse processo foram analisados semiquantitativamente por EDS amostras da chapa e haste como recebidos, bem como o depósito de carga 14 kN.

Na Figura 5.32 estão os resultados para a haste, sendo em (a) a imagem obtida para varredura, em (b) o percentual de cada elemento encontrado e em (c) o espectro obtido. Da mesma forma, vê-se na Figura 5.33 os resultados da chapa.

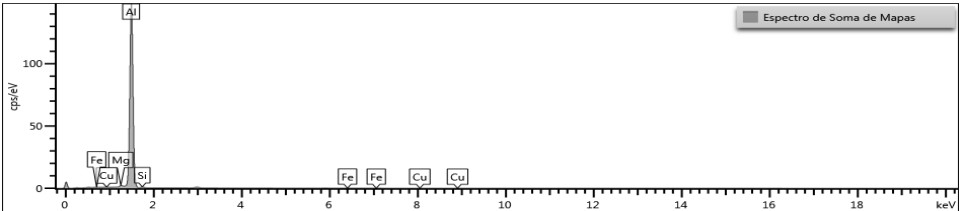
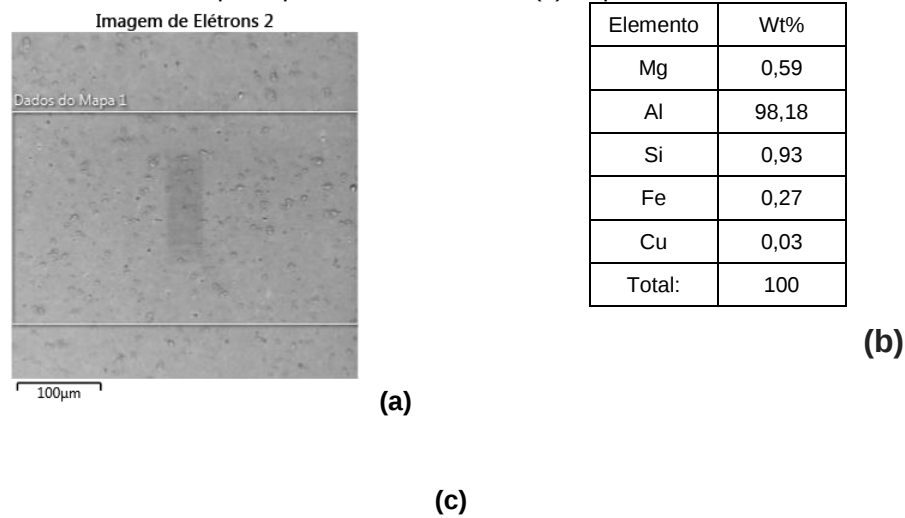
Na haste foi encontrada grande quantidade de silício e ferro, quando comparada à chapa que apresentou maior quantidade de Mg e Cu.

Nos experimentos com o depósito foi feito uma análise em linha de ponta à ponta do mesmo em três regiões, sendo elas: depósito, interface e substrato. As imagens obtidas nesses casos estão na Figura 5.34. Em seguida os resultados estão divididos por elementos químicos encontrados.

Na Figura 5.35 estão as 3 análises feitas para identificar o cobre na amostra. Nota-se maiores picos do elemento na interface, bem como no substrato.

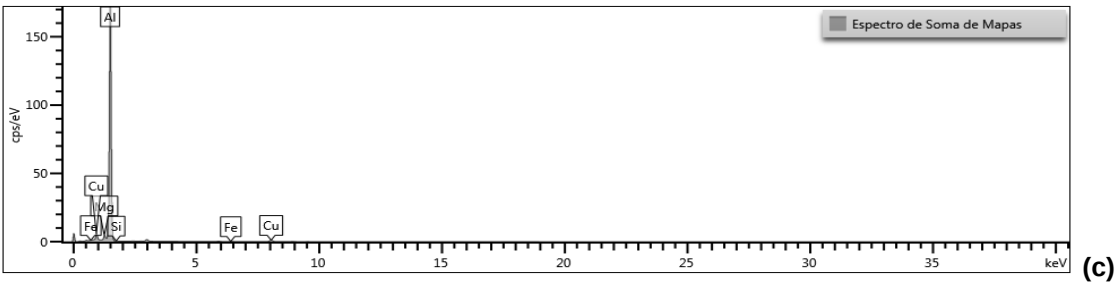
Na Figura 5.36 estão as 3 análises feitas para identificar o magnésio na amostra. Nota-se maiores picos do elemento na interface e no substrato, mas comparando com o cobre o aumento foi ainda mais significativo. Comparando as contagens máximas para cada um, o cobre aumentou em 40 % e o magnésio 60%.

Figura 5. 32 - Microanálise da Haste através de EDS.(a) Imagem analisada; (b) tabela de valores em peso para cada elemento; (c) Espectro.



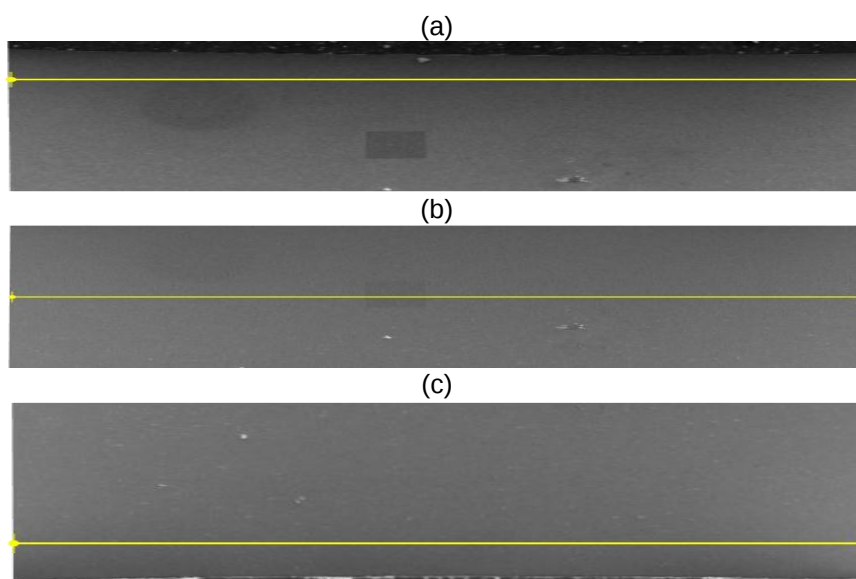
Fonte: A autora

Figura 5. 33 - Microanálise da chapa através de EDS.(a) Imagem analisada; (b) tabela de valores em peso para cada elemento; (c) Espectro.



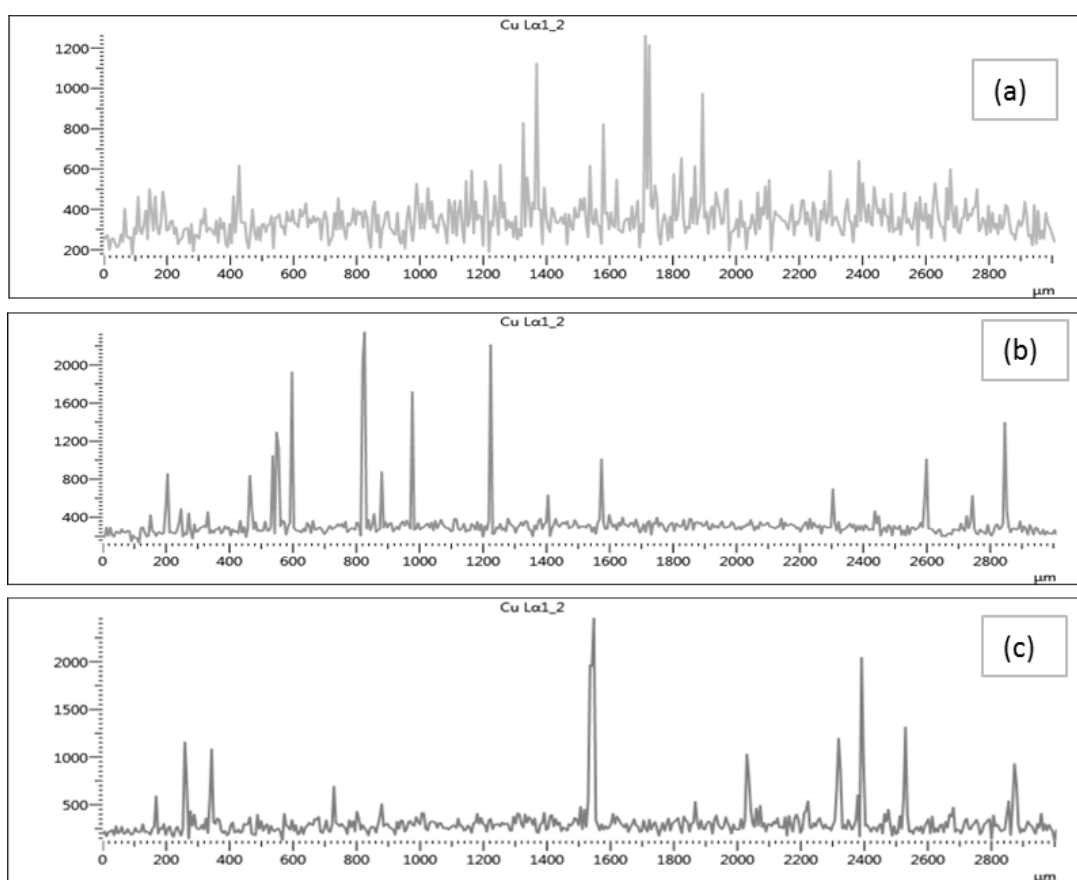
Fonte: A autora

Figura 5. 34 - Demonstração de local analisado para difusão.



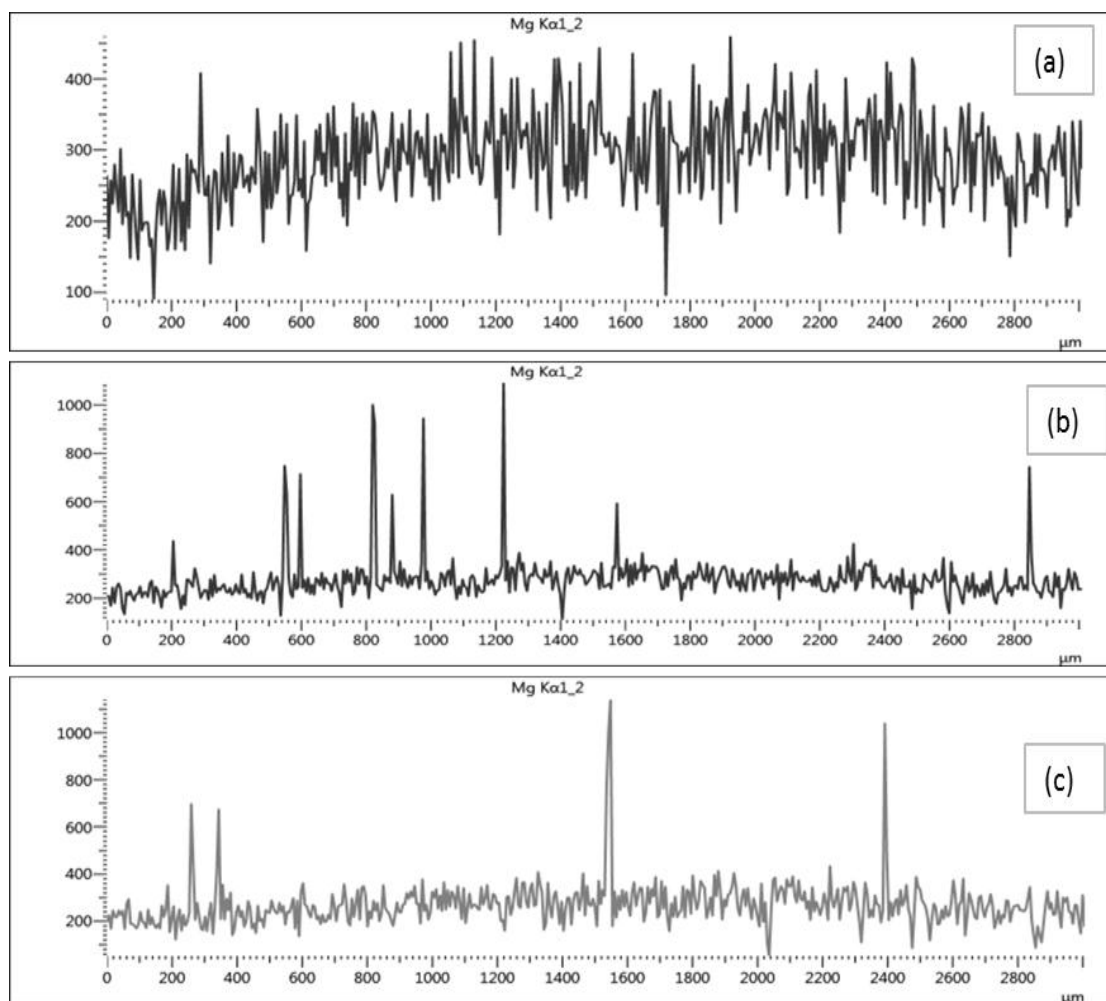
Fonte: A autora

Figura 5. 35 - Espectros de contagem por distância obtidos por linha de EDS para o Cobre: (a) no depósito; (b) na interface e (c) no substrato.



Fonte: A autora

Figura 5. 36 - Espectros de contagem por distância obtidos por linha de EDS para o Magnésio: (a) no depósito; (b) na interface e (c) no substrato.



Fonte: A autora

Admitindo que o coeficiente de difusão de impurezas em sólidos é geralmente descrito pela Equação 5.1, chamada equação de Arrhenius, utilizou-se ela para uma maior compreensão da difusividade da Liga 2024 – T3 exposta ao processo de união por atrito *Friction Surfacing*.

$$D = D_0 \exp\left(\frac{Q_d}{RT}\right) \quad 5.1$$

Na equação de Arrhenius o D é o coeficiente de difusão, D_0 é o fator pré exponencial relacionado à frequência de colisões dos átomos, Q_d é a energia de ativação que representa a barreira de energia que deve ser vencida antes que os

reagentes se tornem produtos , R é a constante dos gases e T a temperatura absoluta.

De acordo com Oliveira, P. H. F (2016), durante o processo *Friction Surfacing* o material processado chega próximo de 50 a 90 % da sua temperatura de fusão. Sabendo que a temperatura de fusão da liga 2024 é aproximadamente 638 °C, utilizou-se 319 °C e 574, 2 °C para o cálculo do coeficiente de difusão. Utilizando valores de Q_d e D_0 discutidos por DU, Y. et al (2003). A Tabela 5.5 mostra os resultados encontrados.

Tabela 5. 5 - Valores para o coeficiente de difusão do Cu e Mg no Alumínio após *Friction surfacing*.

Elementos	D_0 (m ² /s)	Q_d (kJ/mol)	R (K J/mol)	D (574,2°C ou 847,2 K)	D (319°C ou 592 K)
Cu	$6,5 \cdot 10^{-5}$	136,1	8,314	$2,66 \cdot 10^{-13}$	$6,4 \cdot 10^{-17}$
Mg	$1,2 \cdot 10^{-4}$	130,4	8,314	$1,09 \cdot 10^{-12}$	$3,74 \cdot 10^{-16}$

Fonte: A autora.

Os resultados do coeficiente de difusão mostrados na Tabela 5.5 evidenciam que o magnésio tem maior difusividade no alumínio, quando comparado com o Cu e deve ser por isso que há um aumento maior de Mg na interface.

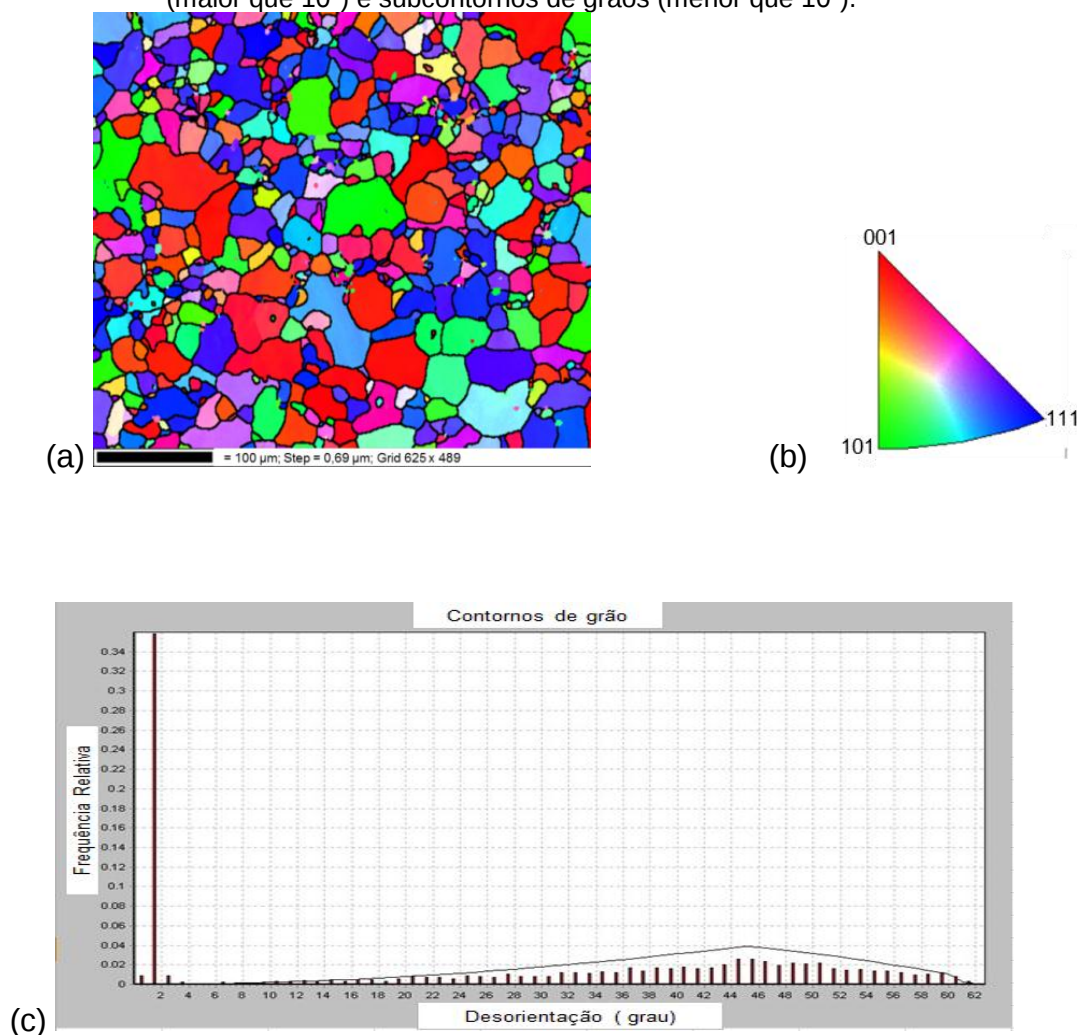
Vê-se que para os dois casos há maior quantidade dos mesmos no substrato em relação ao depósito, porém o material como recebido também apresentou maior quantidade desses elementos na chapa em comparação com a haste. A difusão pode ser observada na interface onde há maior contagem de elementos em relação ao substrato.

5.7 Análise da diferença de orientação de grãos pela técnica de EBSD

A Figura 5.37 apresenta o mapa de orientação e contornos de grão da chapa, como recebida em (a), a Figura de Pólo Inversa em (b) e a legenda de contornos de grão e sua diferença de orientação em (c).

A chapa foi analisada em sua região transversal de laminação e não apresentou textura considerável. A média ponderada de diferença de orientação dos grãos foi de 25,75 °. A predominância na chapa foi de contornos de alto ângulo, em torno de 60 %.

Figura 5. 37 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão da amostra da Chapa; (b) Figura de Polo Inversa para a chapa; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).

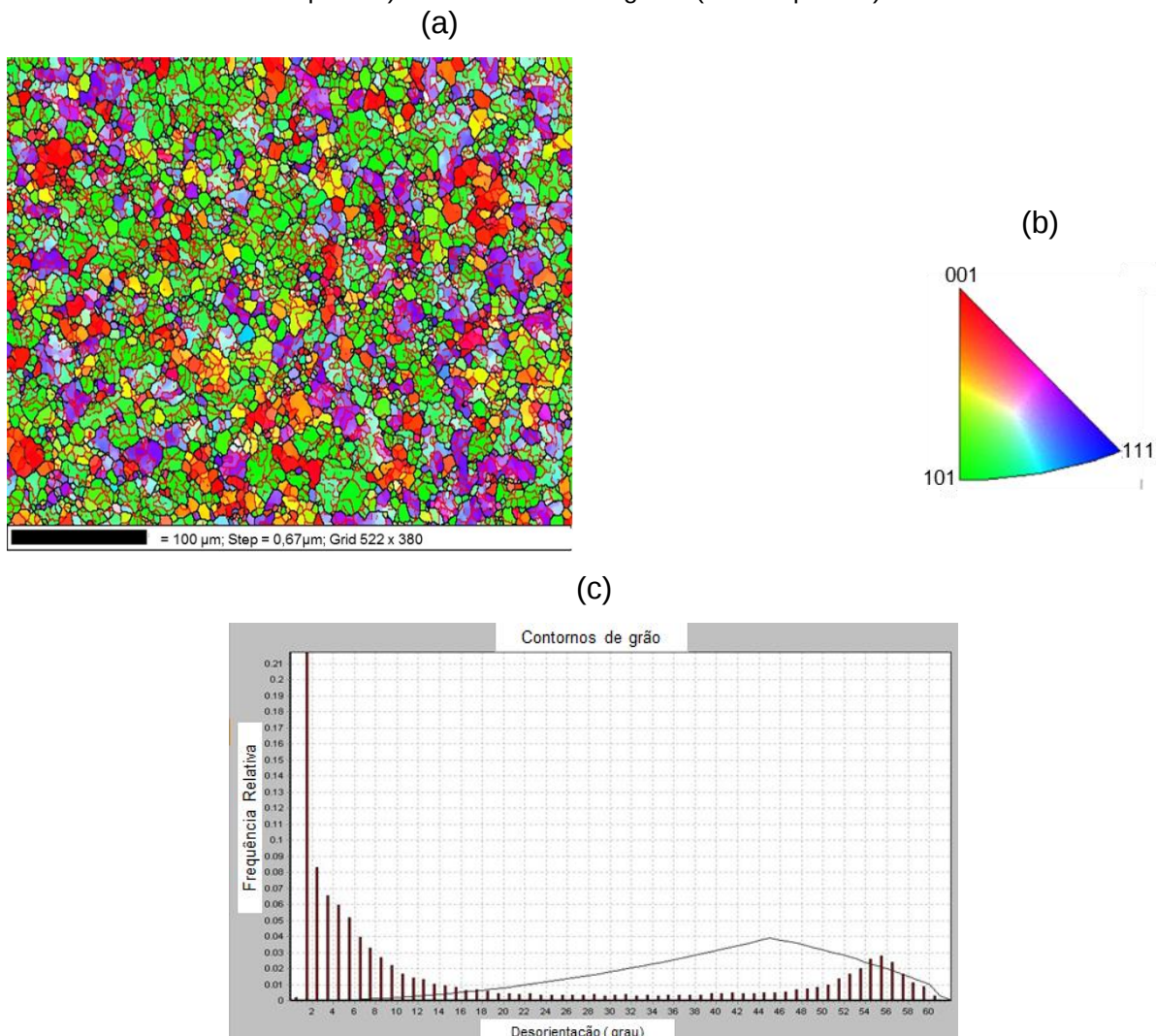


Fonte: A autora

A Figura 5.38 em (a) mostra o mapa de orientação e contornos de grão da haste, como recebida. Em (b) a Figura de Polo Inversa adquirida para esta amostra e em (c) a legenda da diferença de orientação dos grãos, sendo os menores de 10° considerados subgrãos.

Nota-se na haste a predominância de orientação na direção [101], típica da textura de fibra e a média de diferença de orientação entre os grãos está em 18,05°. Constatou-se também a predominância de contornos de baixo ângulo, em torno de 61%. BRESCIANI (2011)

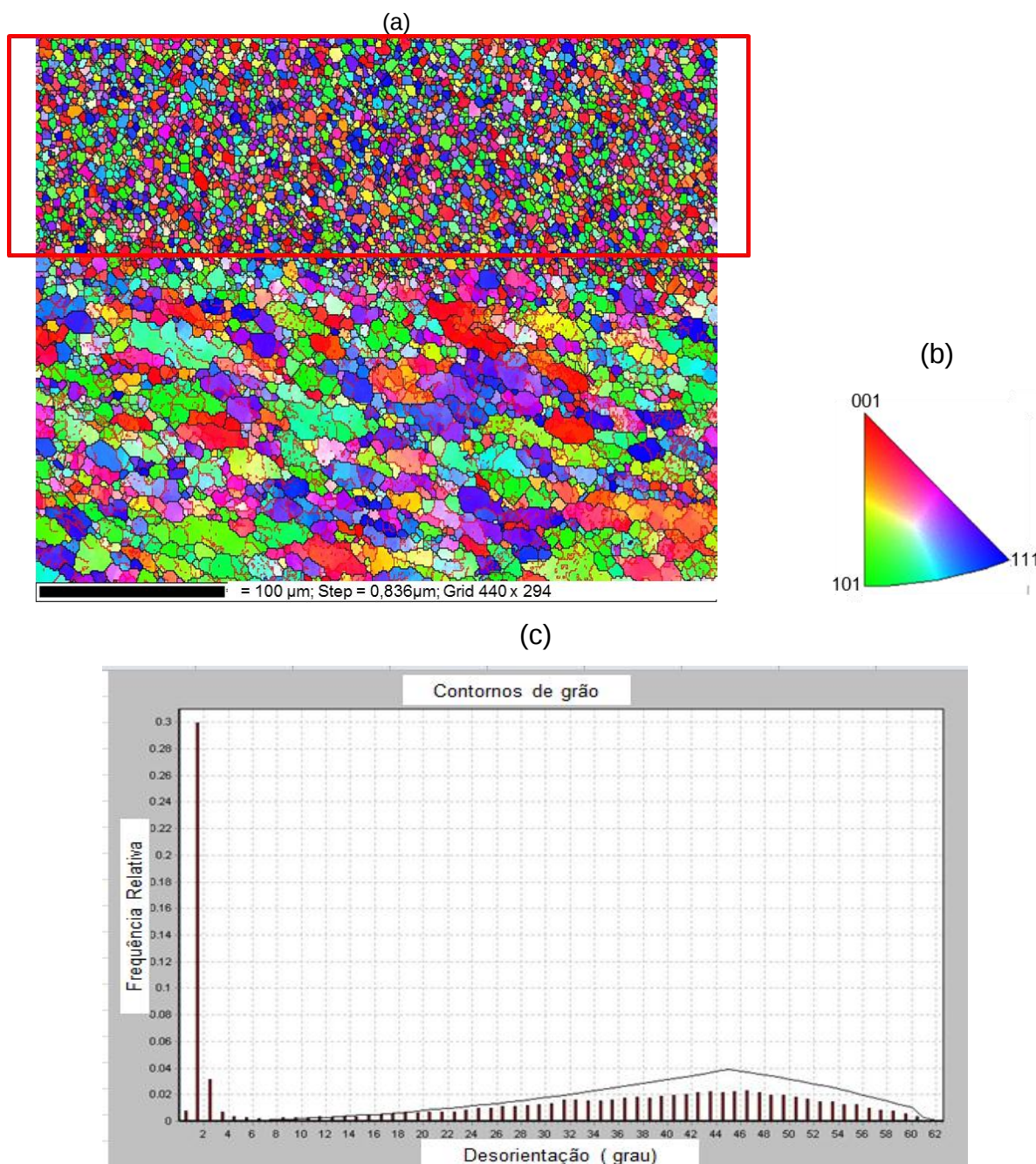
Figura 5. 38 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão da amostra da Haste; (b) Figura de Polo Inversa para a Haste; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).



Fonte: A autora

A Figura 5.39 apresenta em (a) o mapa de orientação e contornos de grão do depósito realizado com carga 14 kN. Em (b) a Figura de Polo Inversa adquirida para esta amostra e em (c) a legenda da diferença de orientação dos grãos do depósito (mostrado com um retângulo vermelho em (a)), sendo os menores de 10° considerados subgrãos. Não ficou evidente uma textura nessa amostra. A média de diferença de orientação entre os grãos está em 25,8 ° no depósito. Na amostra processada por atrito com 14 kN, a análise de diferença de orientação no depósito se mostrou com mais contornos de alto ângulo, aproximadamente 64%.

Figura 5. 39 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 14kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 14kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).

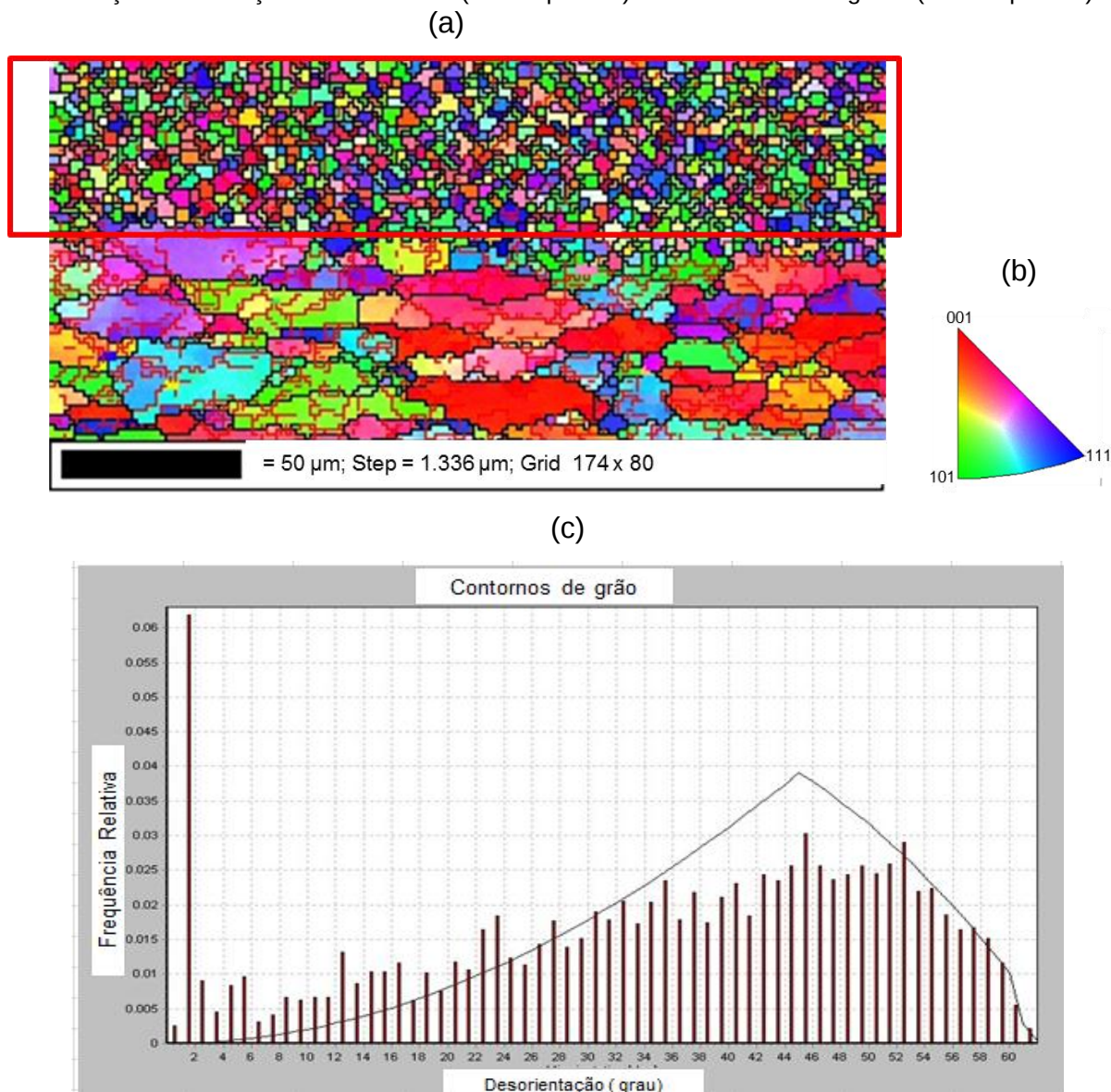


Fonte: A autora

A Figura 5.40 apresenta em (a) o mapa de orientação e contornos de grão da deposição realizada com carga 13,5 kN. Em (b) a Figura de Polo Inversa adquirida para esta amostra e em (c) a legenda da diferença de orientação dos grãos do depósito (mostrado com um retângulo vermelho em (a)), sendo os menores de 10° considerados subgrãos. Não ficou evidente uma textura nessa amostra. A

média de diferença de orientação entre os grãos está em $34,7^\circ$ no depósito. Aproximadamente 87,7% dos dados analisados mostraram a predominância do contorno de alto ângulo.

Figura 5. 40 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 13,5 kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 13,5 kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).

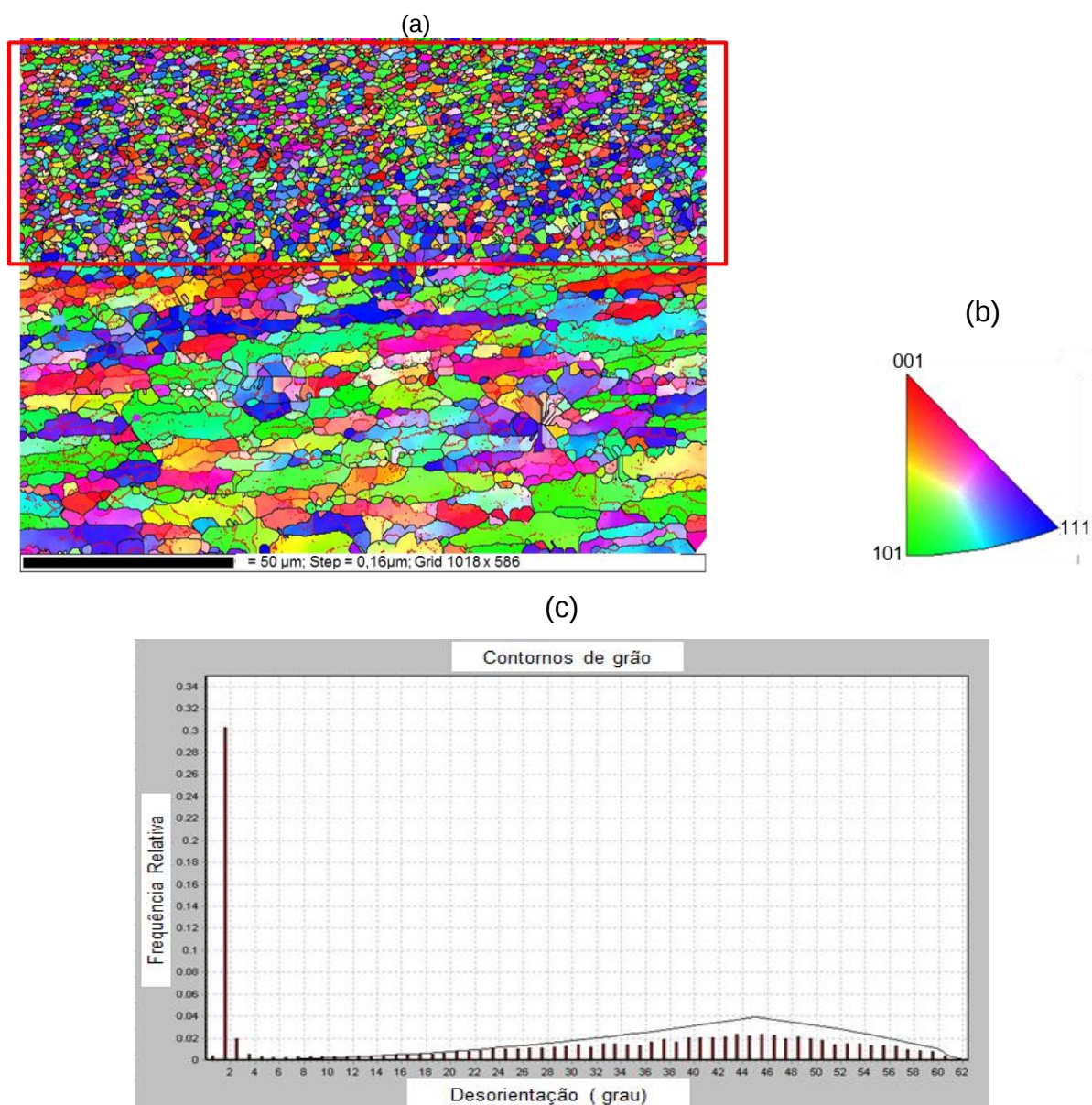


Fonte: A autora

A Figura 5.41 apresenta em (a) o mapa de orientação e contornos de grão da deposição realizada com carga 13 kN. Em (b) a Figura de Polo Inversa adquirida para esta amostra e em (c) a legenda da diferença de orientação dos grãos do

depósito (mostrado com um retângulo vermelho em (a)), sendo os menores de 10° considerados subgrãos. Não ficou evidente uma textura nessa amostra. A média de diferença de orientação entre os grãos está em $26,32^\circ$ no depósito. Aproximadamente 64,8 % da análise se apresentou com contorno de alto ângulo.

Figura 5. 41 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 13 kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).

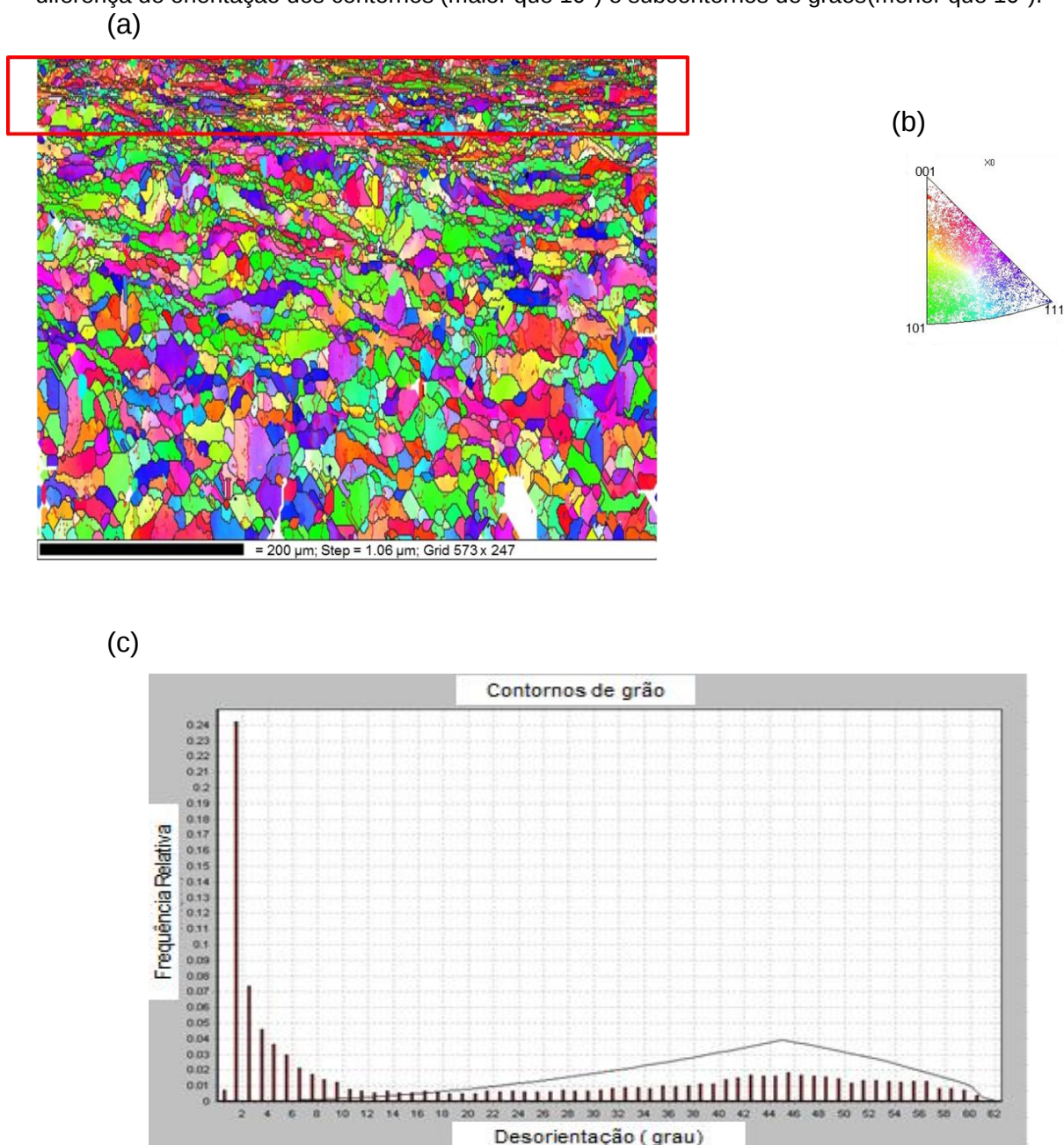


Fonte: A autora

A Figura 5.42 apresenta em (a) o mapa de orientação e contornos de grão da deposição realizada com carga 12 kN. Em (b) a Figura de Polo Inversa adquirida

para esta amostra e em (c) a legenda da diferença de orientação dos grãos do depósito (mostrado com um retângulo vermelho em (a)), sendo os menores de 10° considerados subgrãos. Não ficou evidente uma textura nessa amostra. A média de diferença de orientação entre os grãos está em $21,12^\circ$ no depósito. Foi a menor para os depósitos testados. Em torno de 51 % dos contornos se apresentaram como contornos de baixo ângulo.

Figura 5. 42 - (a) Mapa de orientação e contornos de grão para a deposição com carga 12 kN; (b) Figura de Polo Inversa para a deposição com carga 12 kN e; (c) gráfico de frequência relativa x diferença de orientação dos contornos (maior que 10°) e subcontornos de grãos (menor que 10°).



Fonte: A autora

Os menores valores de diferença de orientação média foram encontrados na haste, pois a mesma passa por processo de extrusão, o que lhe proporciona maior número de subgrãos. Já as deposições apresentaram valores maiores que o da haste, pois ocorre a recristalização dinâmica no processo de *friction surfacing*.

5.8 Análise de tamanho de grãos pela técnica de EBSD

O processo por *friction surfacing* promove a recristalização dinâmica no depósito, sendo assim foram realizadas medidas de tamanho de grão no material como recebido e nos depositados para caracterização dos grãos.

Para cada uma das amostras foram extraídos dados de área de grão e diâmetro para melhor comparação e estão na Tabela 5.6.

Tabela 5. 6 - Medidas de Tamanho de Grão para amostras como recebida e após processamento por atrito, *Friction Surfacing*.

	Amostra	Área do grão (μm^2)	Diâmetro do grão(μm)
Como recebido	Chapa	226	16,97
Como recebido	Haste	90,6	10,74
Carga 14 kN	Depósito e Substrato (Total)	27,5	5,92
	Depósito	13,2	4,1
	Substrato	94	10,54
Carga 13,5 kN	Depósito e Substrato (Total)	63	9
	Depósito	27,29	5,9
	Substrato	156,4	14,11
Carga 13 kN	Depósito e Substrato (Total)	4	2,25
	Depósito	1,8	1,51
	Substrato	24,9	5,63
Carga 12 kN	Depósito e Substrato (Total)	92,36	10,84
	Depósito	56,06	8,45
	Substrato	122,44	12,48

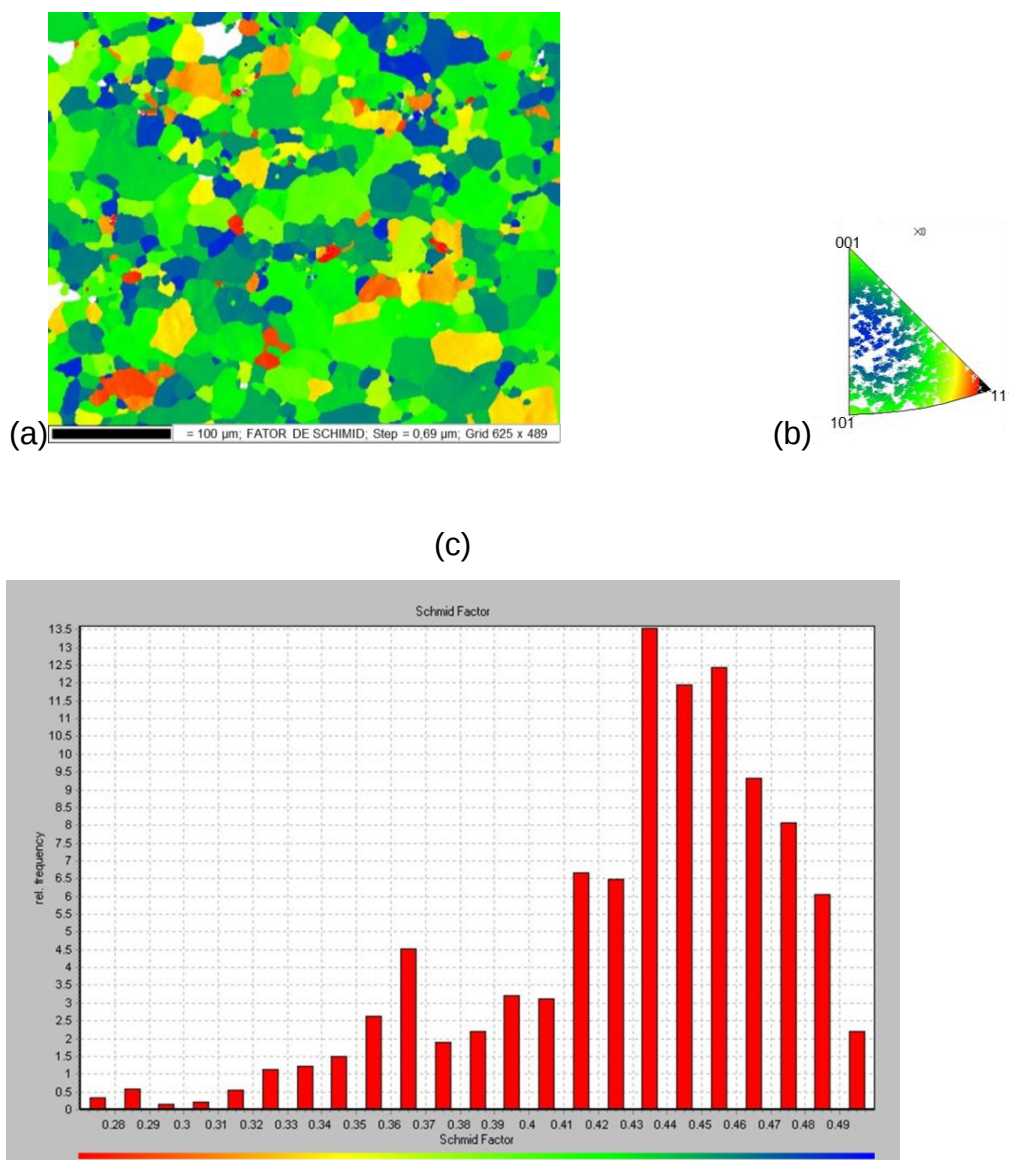
Fonte: A autora

Todo o processo termomecânico é a força motriz para a recristalização, que ocorre na haste. Comparando os valores de área dos grãos para a haste e os depósitos, viu-se a redução de tamanho de grão de 85, 70, 98 e 37% na área dos grãos para as cargas 14 kN, 13,5 kN, 13 kN e 12 kN, respectivamente.

5.9 Análise do Fator de Schmid pela técnica de EBSD

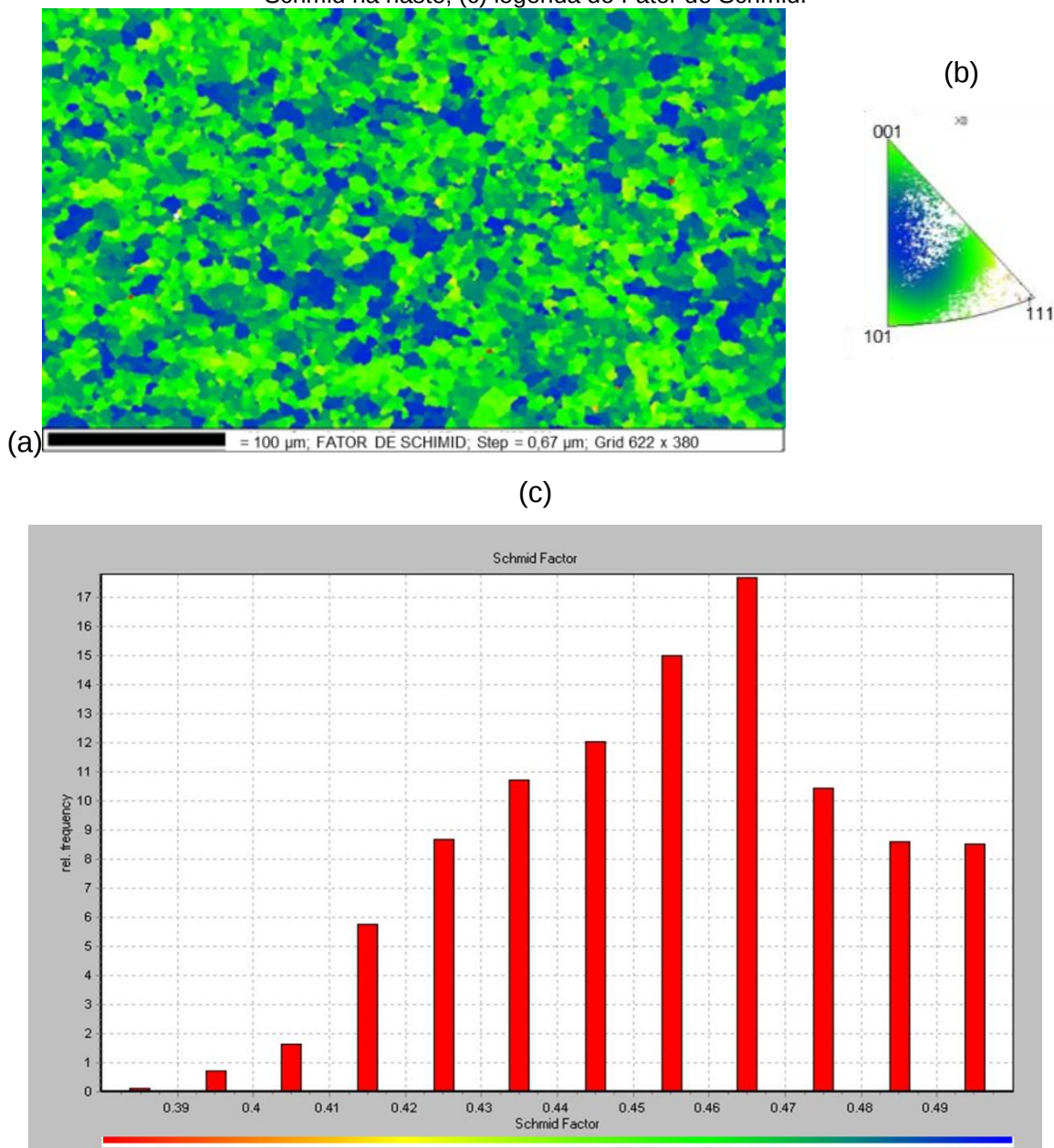
Nas Figuras 5.43 e 5.44 estão os resultados para fator de Schmid da chapa e haste, respectivamente.

Figura 5. 43- (a) Fator de Schmid da amostra da Chapa; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na chapa; (c) legenda do Fator de Schmid.



Aproximadamente 94% dos resultados de Fator de Schmid para a chapa estão acima de 0,4, sendo 50 % acima de 0,45. No caso da haste 99,91 % está acima de 0,4, sendo apenas acima de 0,45, 72%.

Figura 5. 44 - (a) Fator de Schmid da amostra da haste; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na haste; (c) legenda do Fator de Schmid.



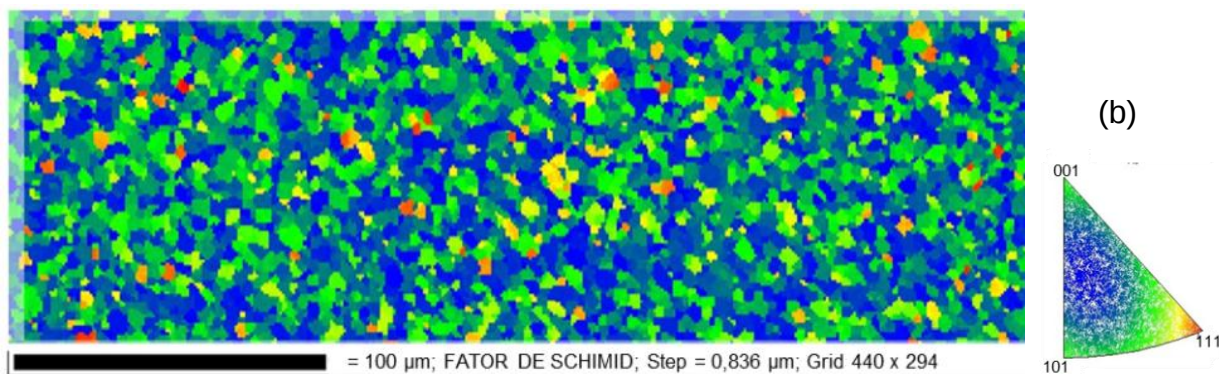
Fonte: A autora

A Figura 5.45 mostra os resultados de Fator de Schmid para o depósito feito com carga 14 kN. Em (a) mostra o mapa de Fator de Schmid, em (b) Figura de Pólo

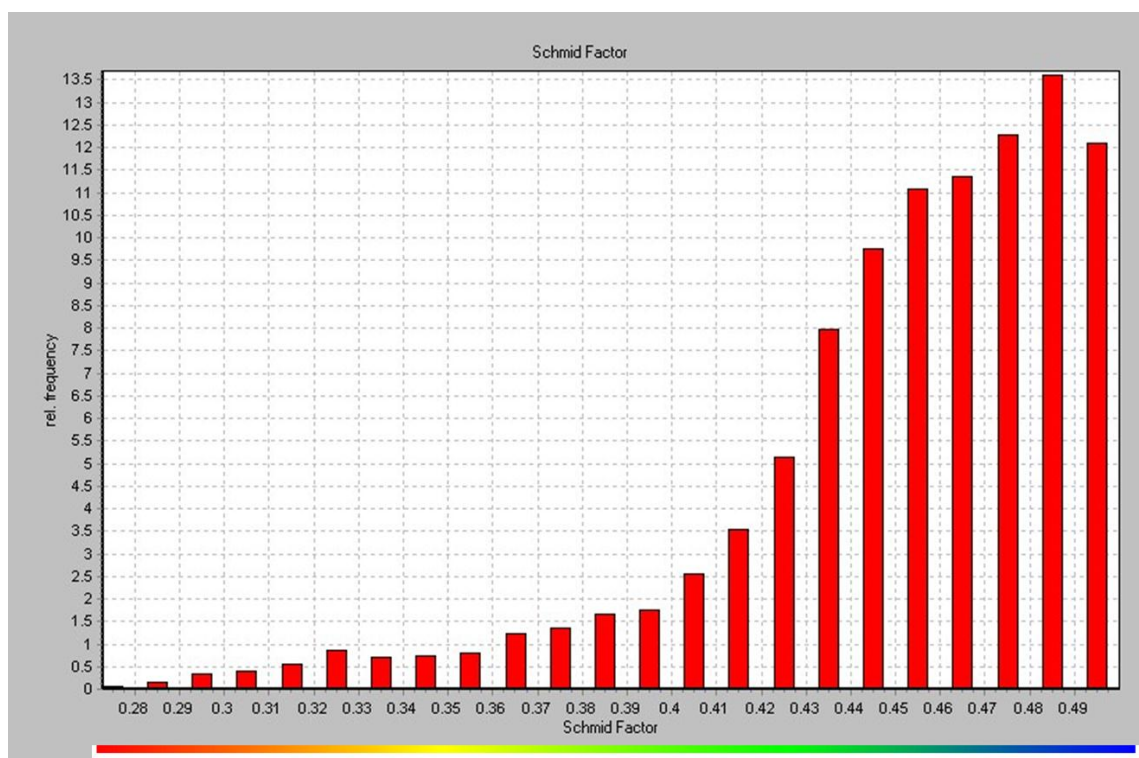
Inversa para o Fator de Schmid e em (c) o gráfico e legenda do mapa de Fator de Schmid.

Figura 5. 45 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 14kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 14kN; (c) legenda do Fator de Schmid.

(a)



(c)

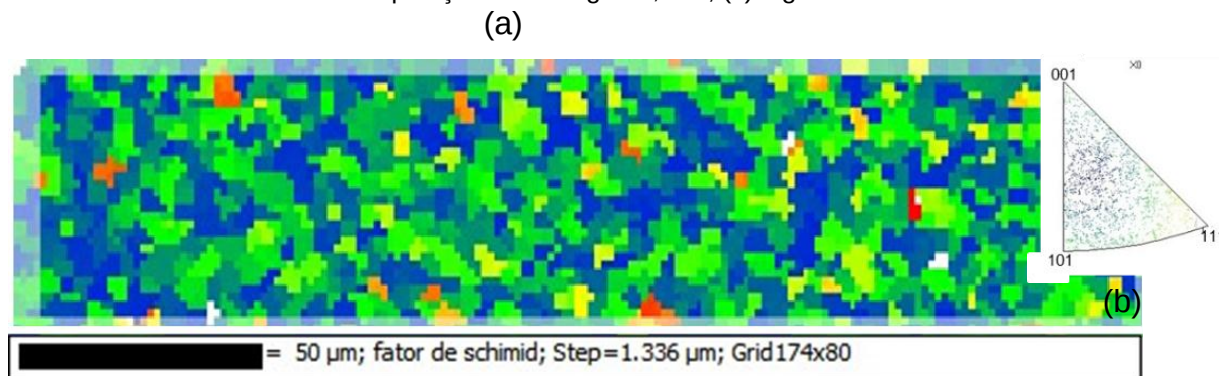


Fonte: A autora

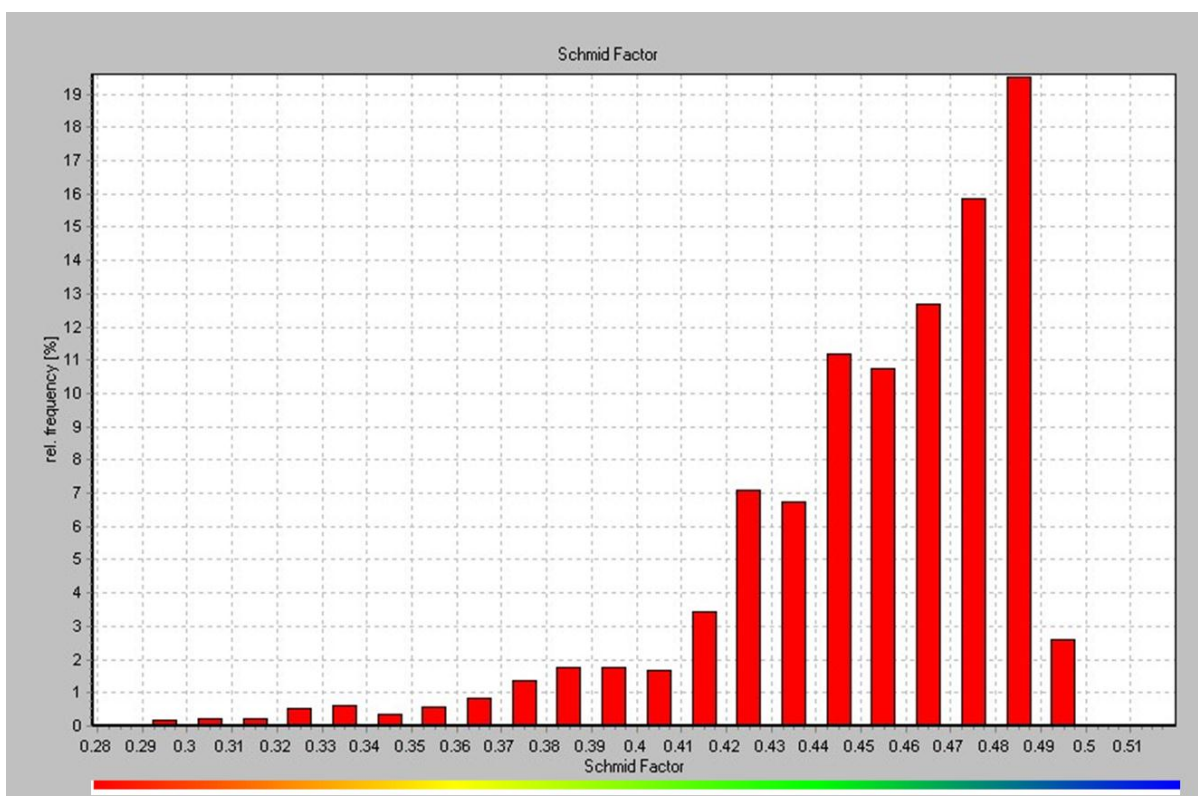
A Figura 5.46 mostra os resultados de Fator de Schmid para o depósito feito com carga 13,5 kN. Em (a) mostra o mapa de Fator de Schmid, em (b) Figura de

Pólo Inversa para o Fator de Schmid e em (c) o gráfico e legenda do mapa de Fator de Schmid.

Figura 5. 46 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 13,5 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 13,5kN; (c) legenda do Fator de Schmid.



(c)

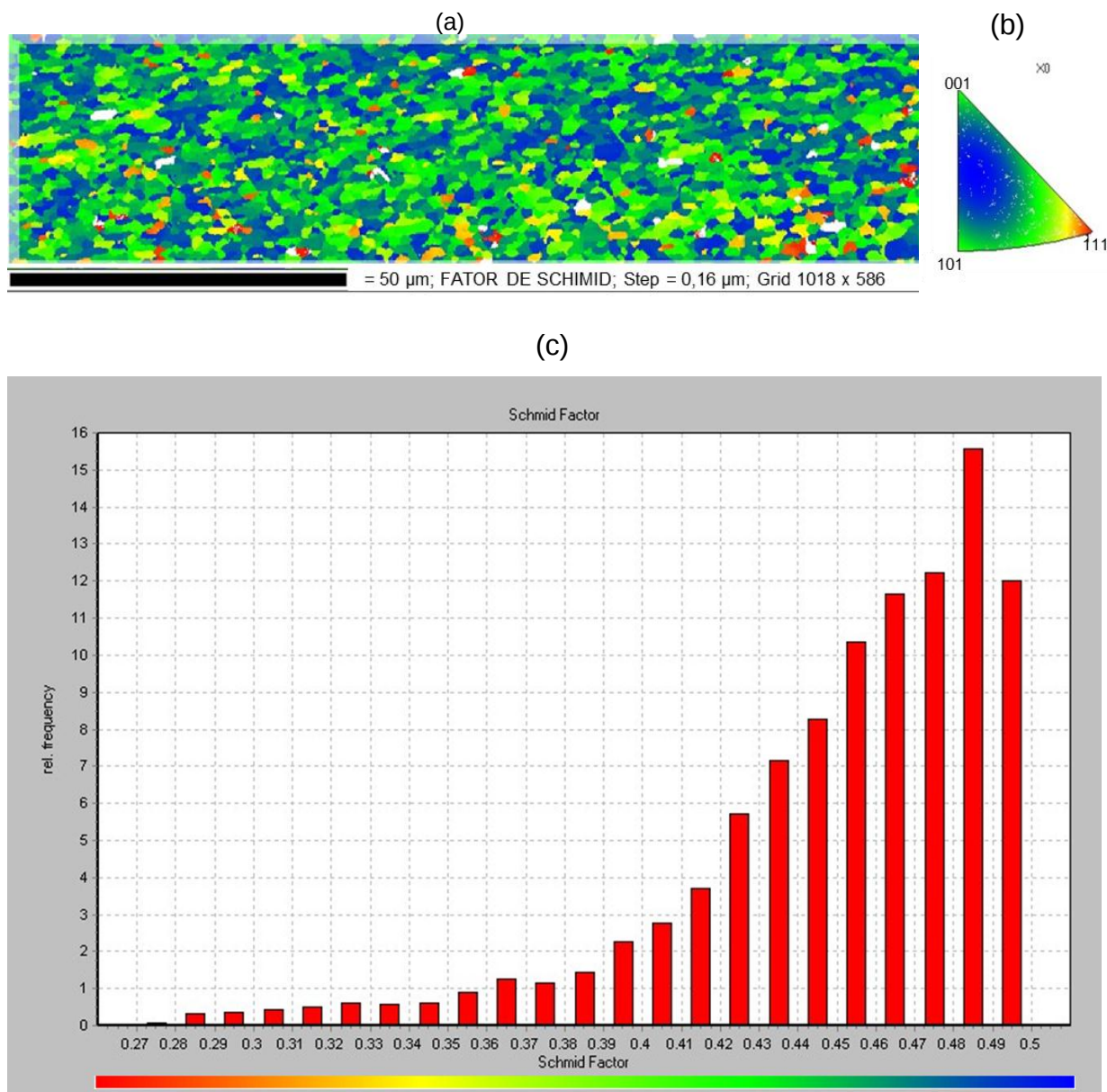


Fonte: A autora

A Figura 5.47 mostra os resultados de Fator de Schmid para o depósito feito com carga 13 kN. Em (a) mostra o mapa de Fator de Schmid em (b) Figura de Pólo

Inversa para o Fator de Schmid e em (c) o gráfico e legenda do mapa de Fator de Schmid.

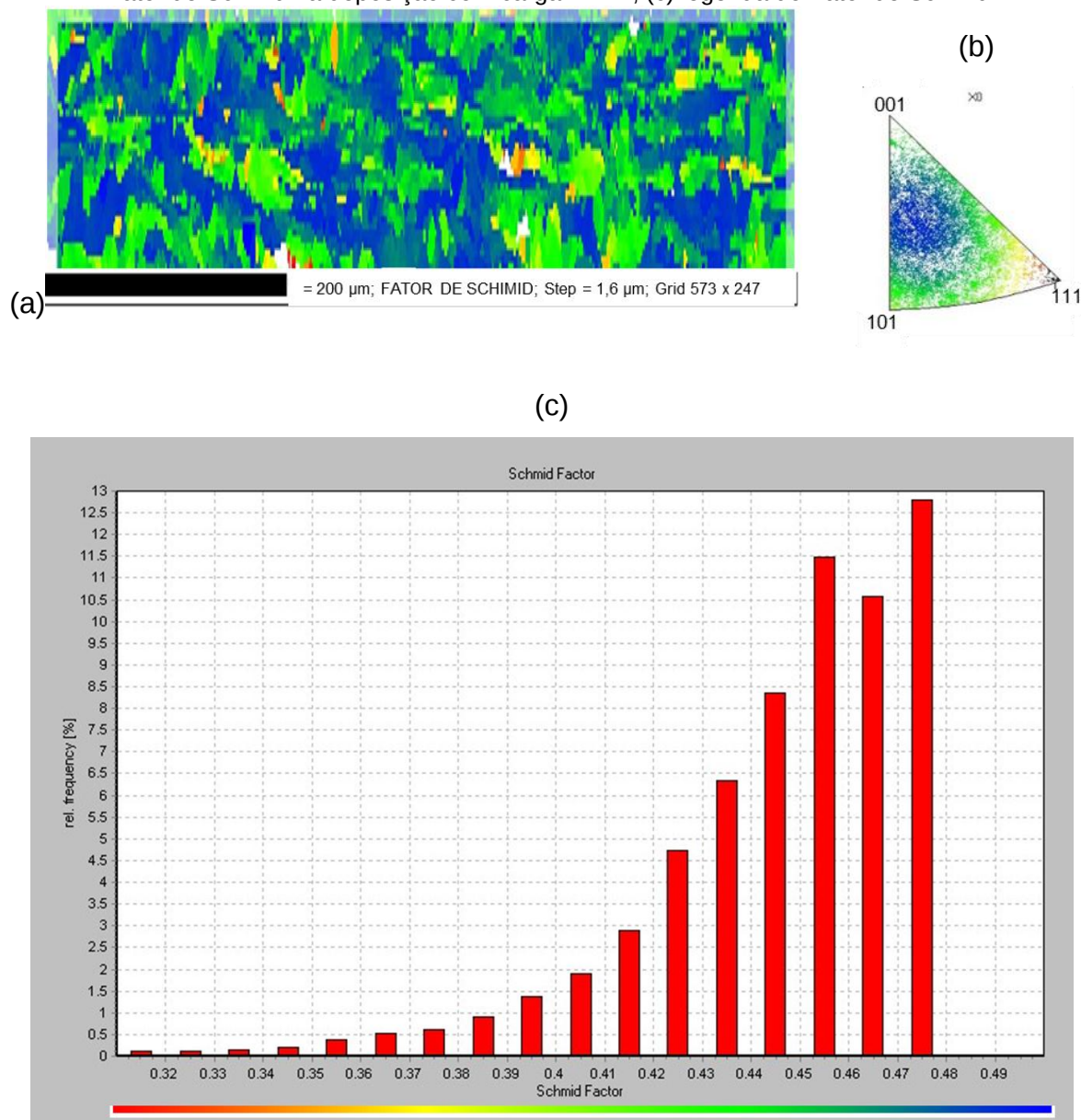
Figura 5. 47 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 13 kN; (c) legenda do Fator de Schmid.



Fonte: A autora

A Figura 5.48 mostra os resultados de Fator de Schmid para o depósito feito com carga 12 kN. Em (a) mostra o mapa de Fator de Schmid, em (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid e em (c) o gráfico e legenda do mapa de Fator de Schmid.

Figura 5. 48 - (a) Fator de Schmid na deposição com carga 12 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Schmid na deposição com carga 12 kN; (c) legenda do Fator de Schmid.



Fonte: A autora

Em todas as amostras os Fatores de Schmid menores se encontram na direção [111] e os maiores na direção [316]. (GODEC, 2000, apud MARTINS, 2005, p. 40).

Na chapa há 44 % dos dados com Fator de Schmid entre 0,43 e 0,46, na haste 33% está entre 0,46 e 0,47, no depósito com carga 14 kN, 49% se apresentou entre 0,47 e 0,5, no depósito com 13,5 kN, 35% ficou entre 0,48 e 0,49, no depósito com carga 13kN, 40% foi detectado entre 0,48 e 0,5 e por fim o depósito com carga 12 kN teve 67 % entre 0,45 e 0,5.

A Tabela 5.7 apresenta o percentual distribuído por faixas de Fator de Schmid para cada amostra de depósito e material como recebido.

Tabela 5. 7 - Distribuição por faixas de valores de Fator de Schmid para amostras como recebidas e depósitos.

	(%) Fator de Schmid entre 0 -0,4	(%) Fator de Schmid entre 0,4 -0,45	(%) Fator de Schmid entre 0,45 -0,5
Chapa	17	33	50
Haste	0,1	27	72
Depósito com carga 14 kN	11	29	60
Depósito com carga 13,5 kN	7	20	73
Depósito com carga 13 kN	9	21	70
Depósito com carga 12 kN	8	25	67

Fonte: A autora

Os valores de Fator de Schmid entre 0,40 a 0,5 para todas as condições investigadas revelam que o processo de *Friction Surfacing* produz nível de deformação similar entre os parâmetros de processo.

5.10 Análise do Fator de Taylor pela técnica de EBSD

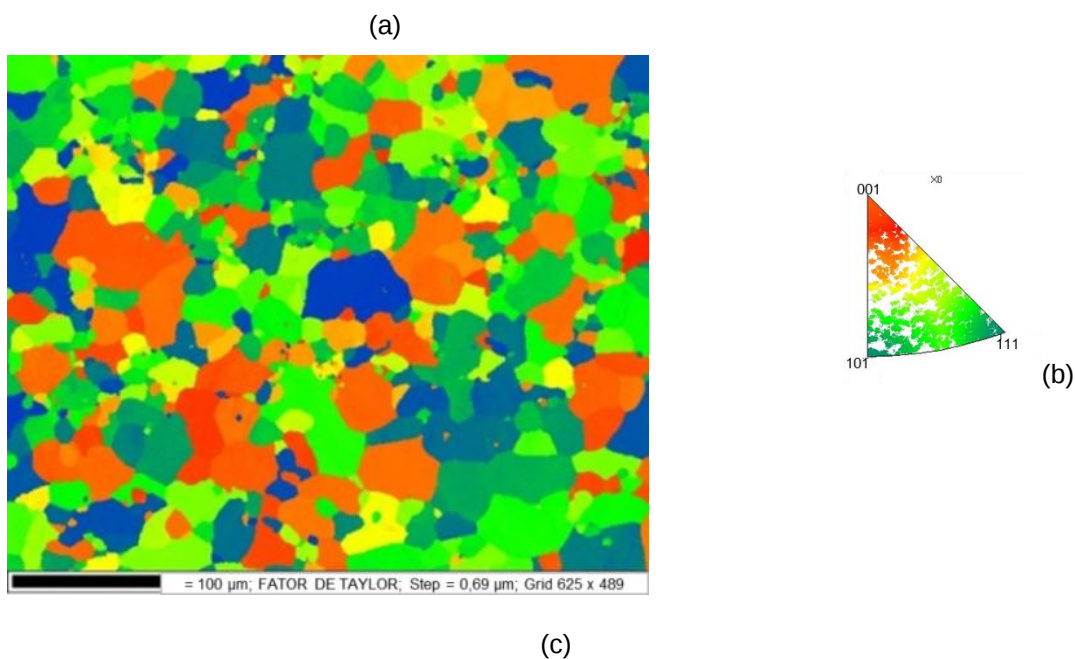
A Figura 5.49 apresenta os resultados de Fator de Taylor para a chapa, posteriormente utilizada como substrato nas deposições. Ele ficou entre 2,3 a 3, 67 e apresentou grande concentração abaixo de 2,6. Os grãos que possuem valores de Fator de Taylor abaixo de 2,6 tendem à direção [001] e acima de 3,0 estão nas direções [101] e [111], como pode ser visto pela Figura de Pólo Inversa

A Figura 5.50 mostra os resultados para o Fator de Taylor da Haste que ficou entre 2,3 a 3,66 e apresentou muitos dados acima de 3, sendo neste caso maior comparando-o com o anterior. Provavelmente devido ao processo de extrusão a que passou.

A distribuição dos valores de Fator de Taylor se apresentam uniformes na amostra de 14 kN, da Figura 5.51. Os resultados se distribuíram entre 2,3 a 3,64.

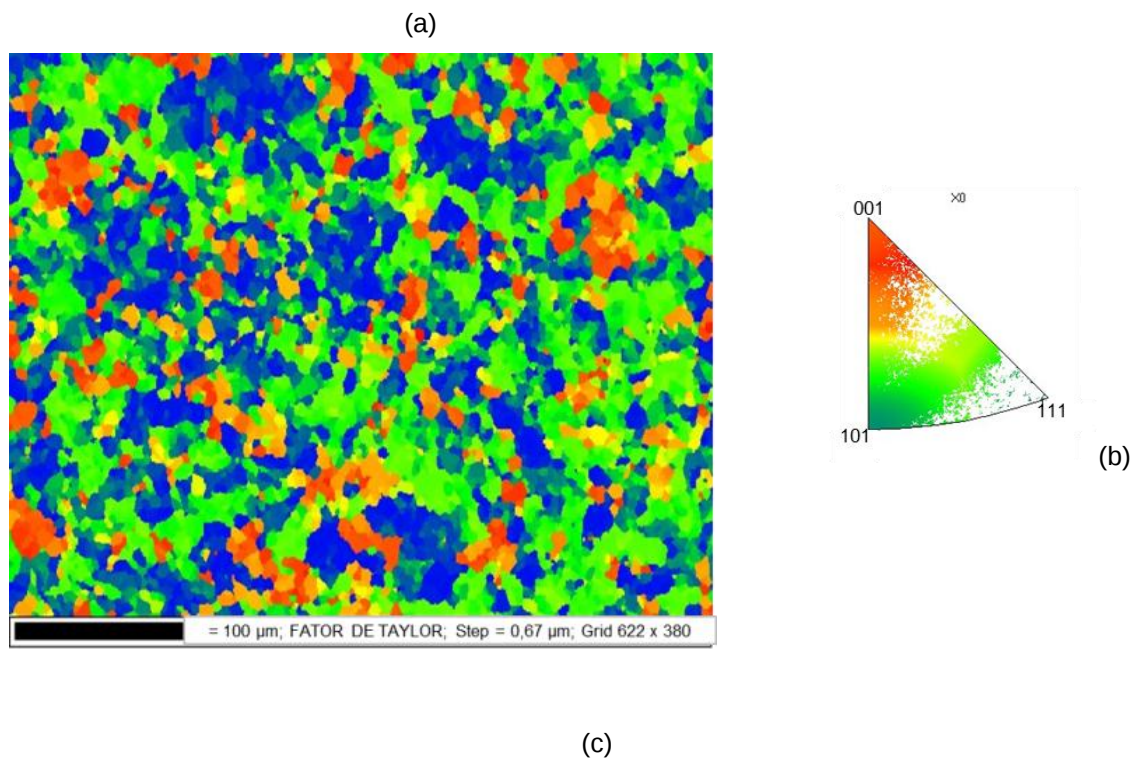
Vê-se que os grãos com maiores Fatores de Taylor estão alinhados na direção [111], pertencendo à textura tipo cobre, e a [101] de fibra. Já os menores Fatores de Taylor se encontram em textura tipo cubo [001].

Figura 5. 49 - (a) Fator de Taylor de amostra da Chapa; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor na chapa; (c) legenda do Fator de Taylor.



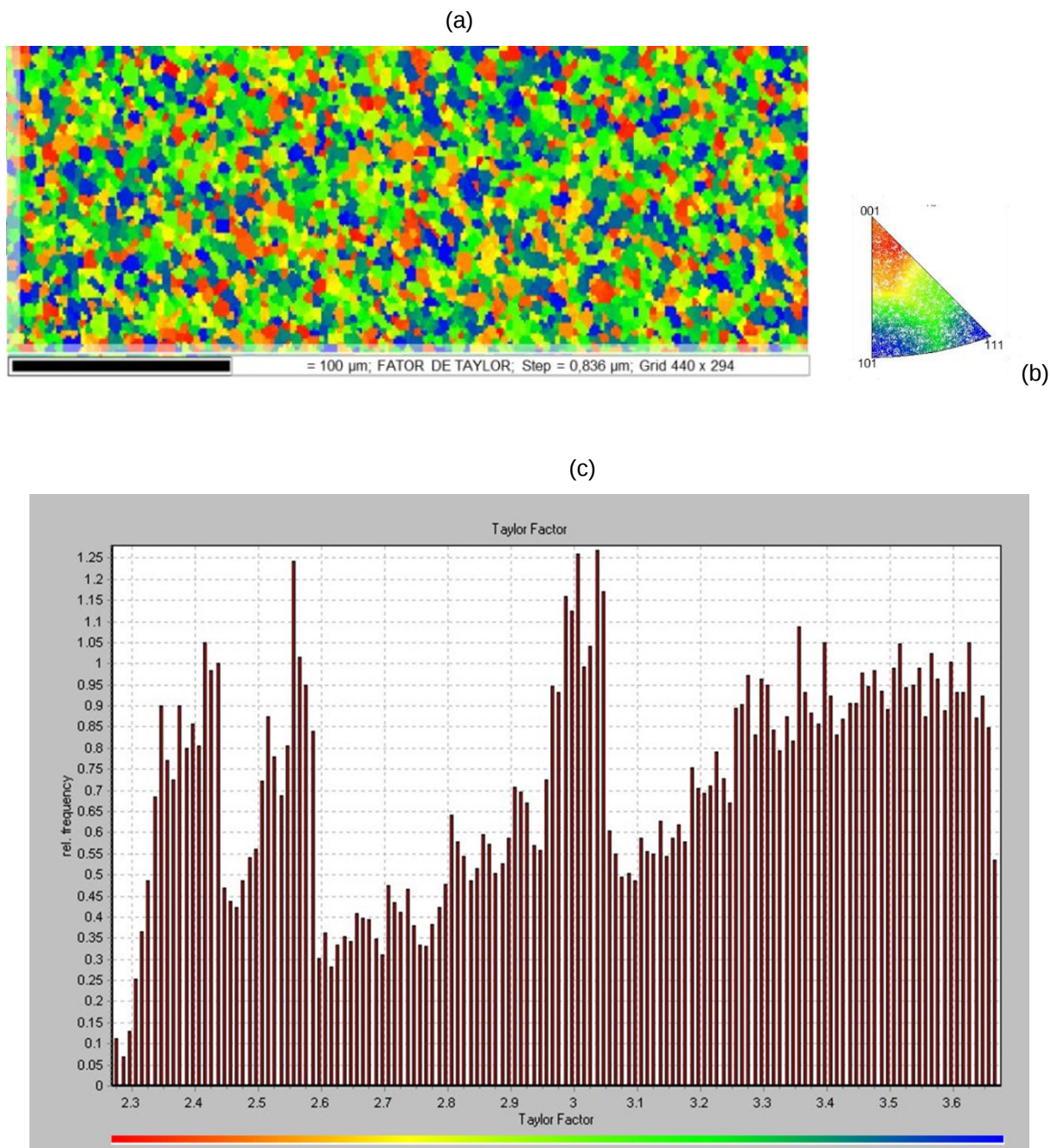
Fonte: A autora

Figura 5. 50 - (a) Fator de Taylor de amostra da haste; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor na haste; (c) legenda do Fator de Taylor.



Fonte: A autora

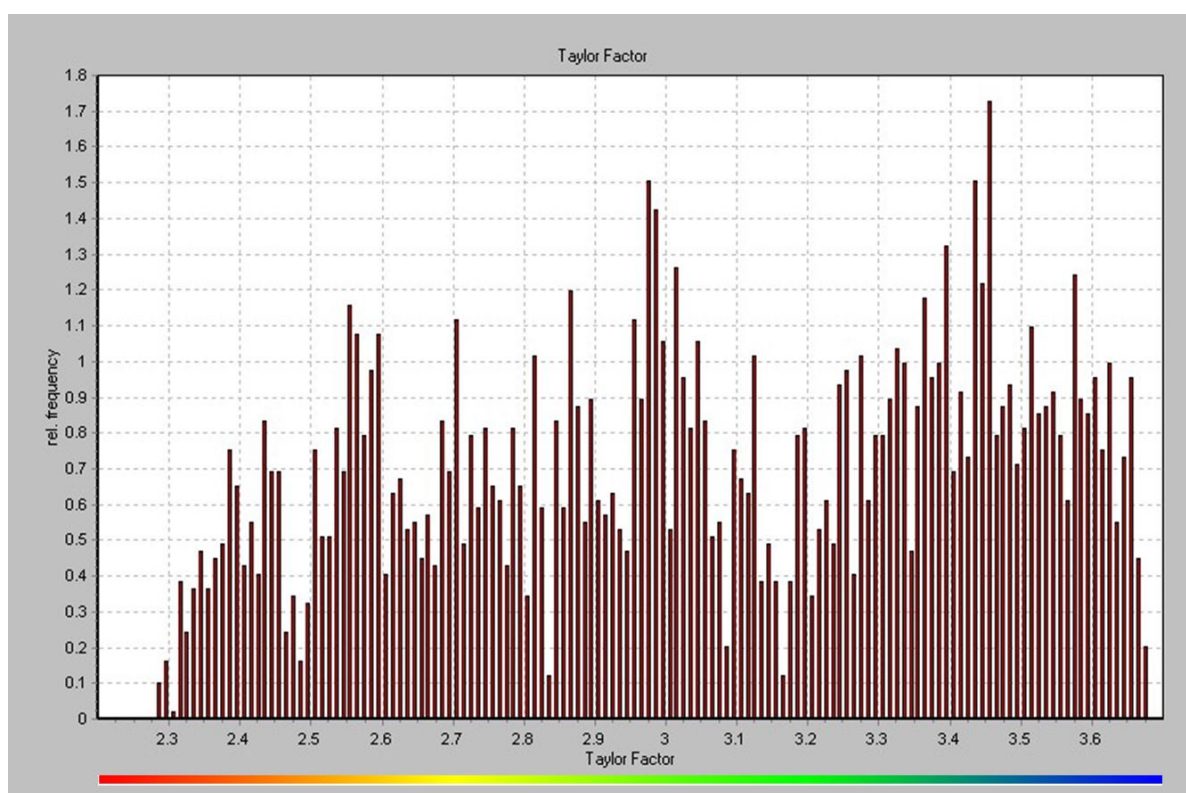
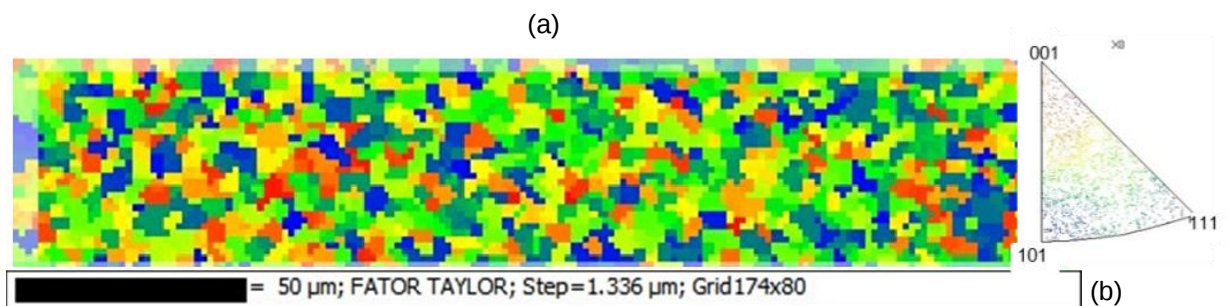
Figura 5. 51 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 14kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor da deposição com carga 14kN; (c) legenda do Fator de Taylor.



Fonte: A autora

A Figura 5.52 apresenta a amostra com carga 13.5 kN com distribuição homogênea de Fator de Taylor, sendo orientados nas mesmas direções da amostra anterior, de carga 14 kN. O Fator de Taylor ficou entre 2,3 e 3,67.

Figura 5. 52 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 13,5kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor da deposição com carga 13,5kN; (c) legenda do Fator de Taylor (frequência relativa x fator de Taylor).

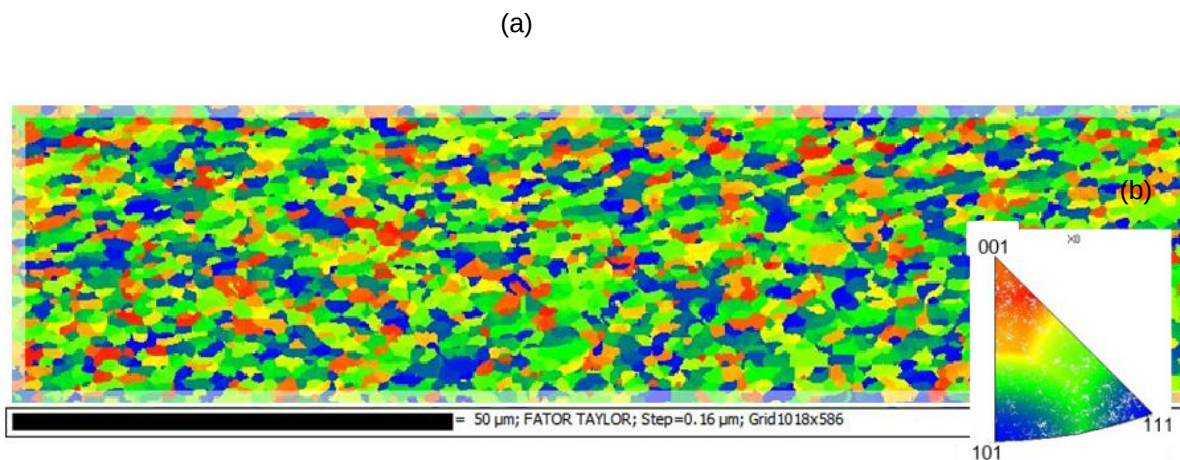


(c)

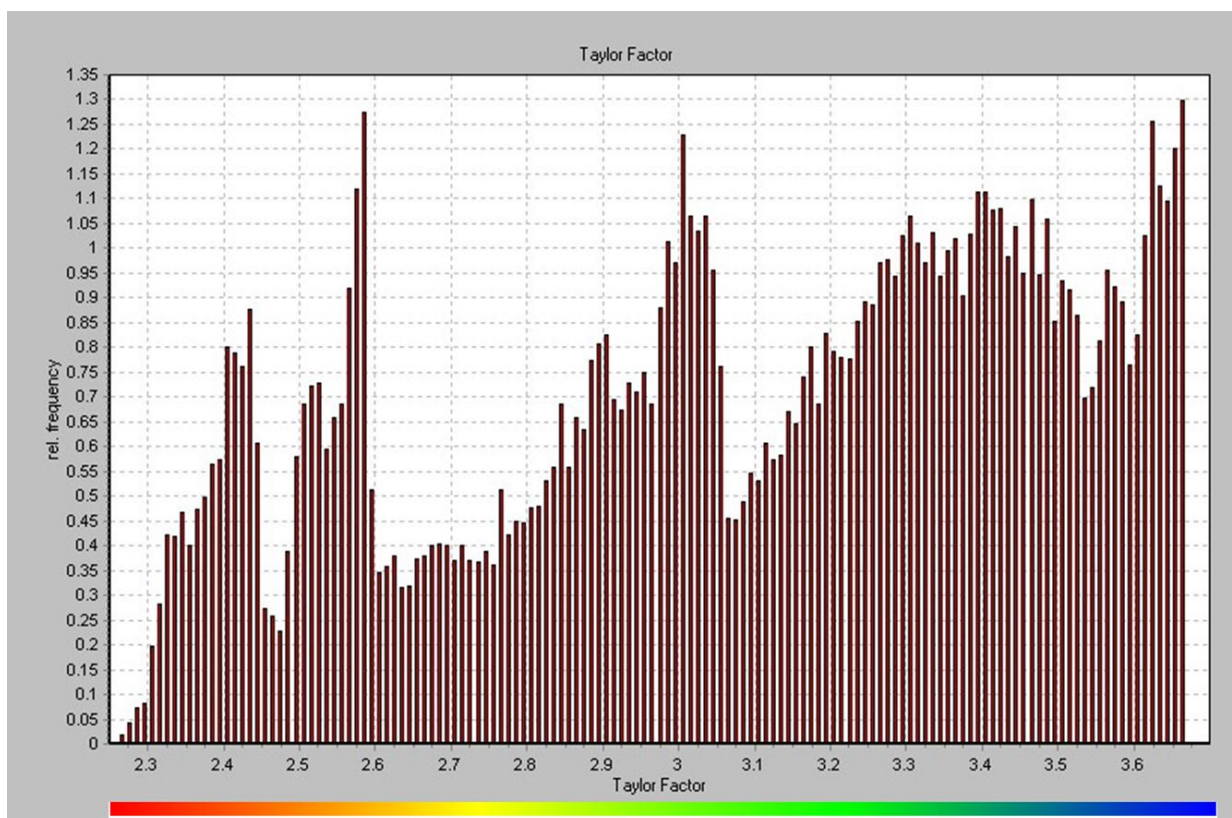
Fonte: A autora

A amostra feita com carga 13 kN, mostrada na Figura 5.53, apresentou Fator de Taylor entre 2,3 e 3,65 e distribuição de orientação similar aos anteriores, alinhados na direção [111], pertencendo à textura tipo cobre, e a [101] de fibra. Já os menores Fatores de Taylor se encontram em textura tipo cubo [001].

Figura 5. 53 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o Fator de Taylor da deposição com carga 13 kN; (c) legenda do Fator de Taylor.



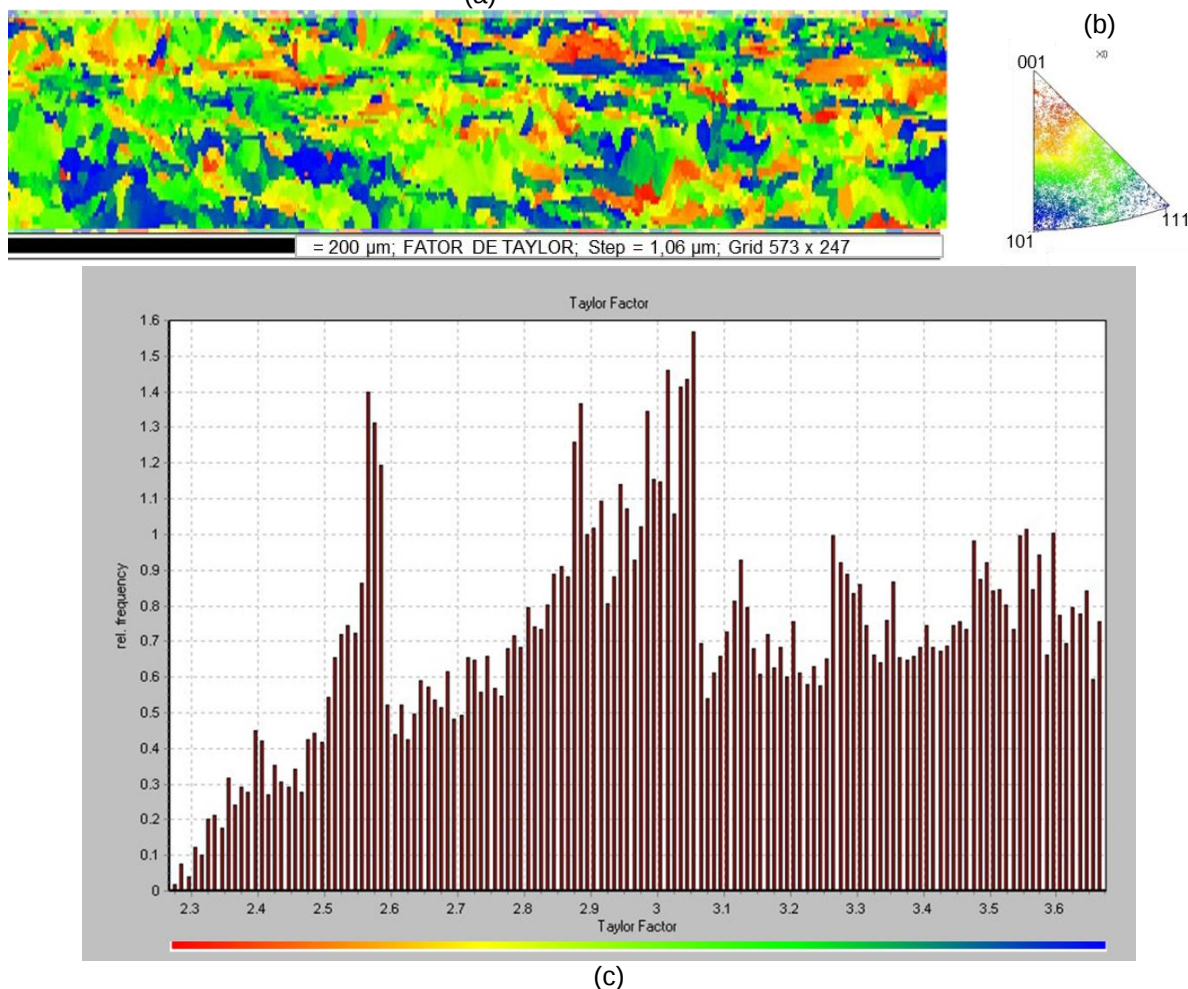
(c)



Fonte: A autora

A Figura 5.54 mostra os resultados para o depósito de carga 12 kN. Há grande concentração de Fator de Taylor abaixo de 3 e no total ficou entre 2,3 e 3,65. Os grãos que possuem valores de Fator de Taylor abaixo de 2,6 tendem à direção [001] como pode ser visto pela Figura de Pólo Inversa (b).

Figura 5. 54 - (a) Fator de Taylor de amostra da deposição com carga 12 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o fator de Taylor da deposição com carga 12 kN; (c) legenda do fator de Taylor.



Fonte: A autora

A Tabela 5.8 apresenta a distribuição em percentual de Fator de Taylor para o material como recebido e para os depósitos para melhor comparação entre os resultados.

Tabela 5. 8 - Distribuição em percentual de Fator de Taylor para material como recebido e depósitos.

Fator de Taylor	Chapa	Haste	Depósito Carga14 kN	Depósito Carga13,5 kN	Depósito Carga13 kN	Depósito Carga12 kN
(%) entre 0 - 0,3	40	22	39	39	35	40
(%) entre 0,3 - 0,37	60	78	61	61	65	60

Fonte: A autora

Verificando os valores de diferença de orientação entre os grãos da seção 5.7 e comparando com os valores de Fator de Taylor, nota-se que há a redução do Fator de Taylor nos depósitos e aumento da diferença de orientação, principalmente no depositado com carga 13.5 kN. O mecanismo de endurecimento da liga AA2024 é por precipitação (envelhecimento natural) e no depósito a condição T3 desaparece devido ao processo termomecânico envolvido, por isso o Fator de Taylor é menor nos depósitos quando comparados com a haste.

5.11 Análise da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas pela técnica de EBSD

O processo de *friction surfacing* proporciona uma temperatura ao material durante o processo que fica acima da temperatura de recristalização e abaixo da fusão. Para entender ainda mais o que ocorreu com os depósitos feitos sob diferentes cargas, realizou-se a análise de percentual de recristalização, deformação e subestrutura da chapa, haste e depósitos.

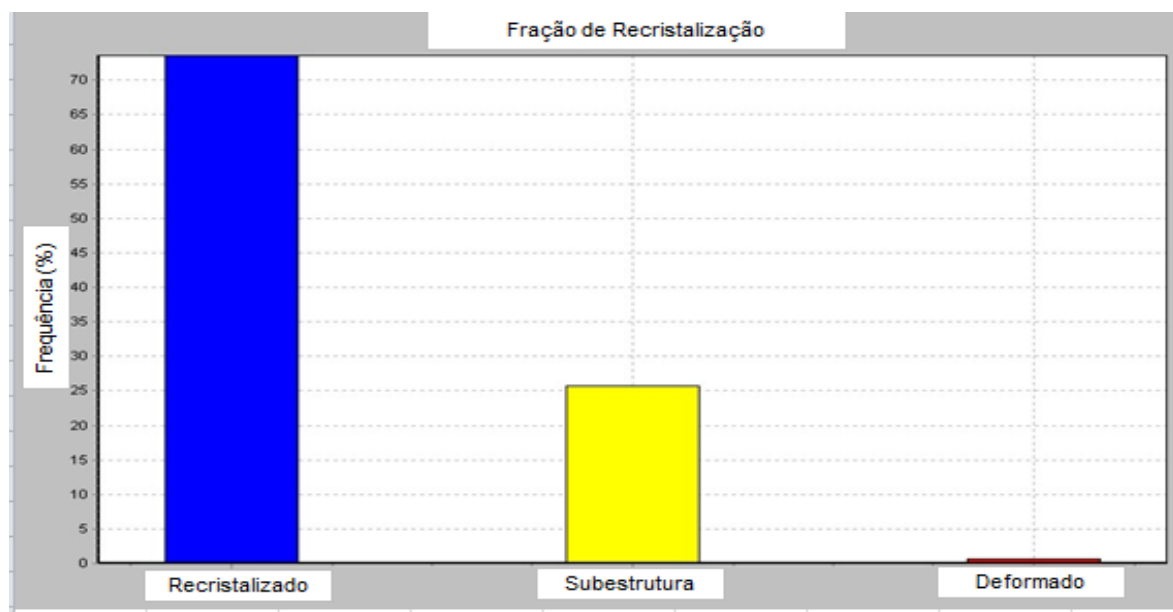
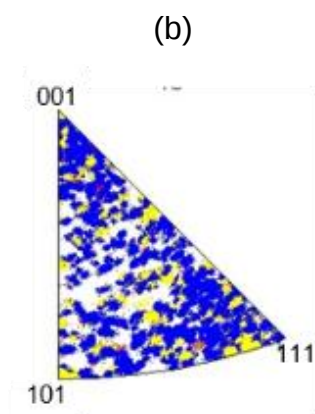
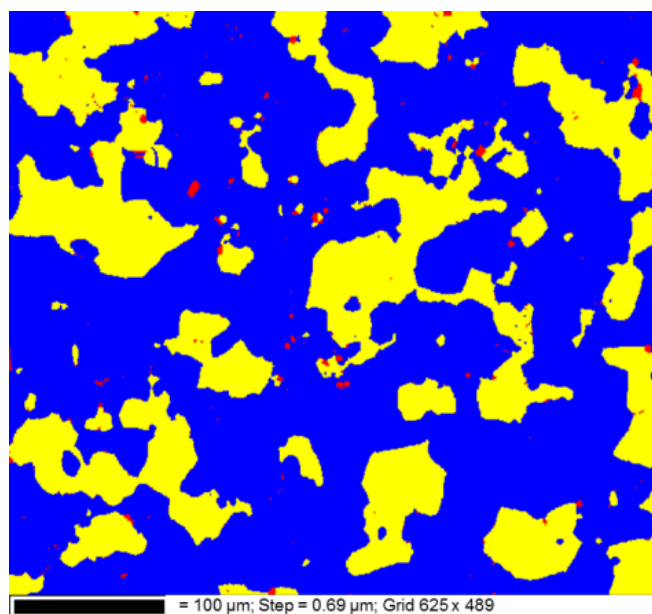
A Figura 5.55 apresenta a distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas em mapa para a chapa (a), Figura de Pólo Inversa (b) e em (c) histograma para a chapa. Encontrou-se 73,57 % de grãos recristalizados, 25,71% de subestruturas e 0,71% deformado.

A Figura 5.56 mostra a distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas em mapa (a), na Figura de Pólo Inversa (b) e em (c) histograma para a haste extrudada a quente. O resultado foi 52,79 % de grãos recristalizados, 33,56% de subestruturas e 13,65 % deformados.

A Figura 5.57 apresenta a distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas em mapa (a), na Figura de Pólo Inversa (b) e em (c) histograma para o depósito realizado com carga 14 kN. O resultado foi 26,16 % de grãos recristalizados, 14,48 % de subestruturas e 59,36 % deformados.

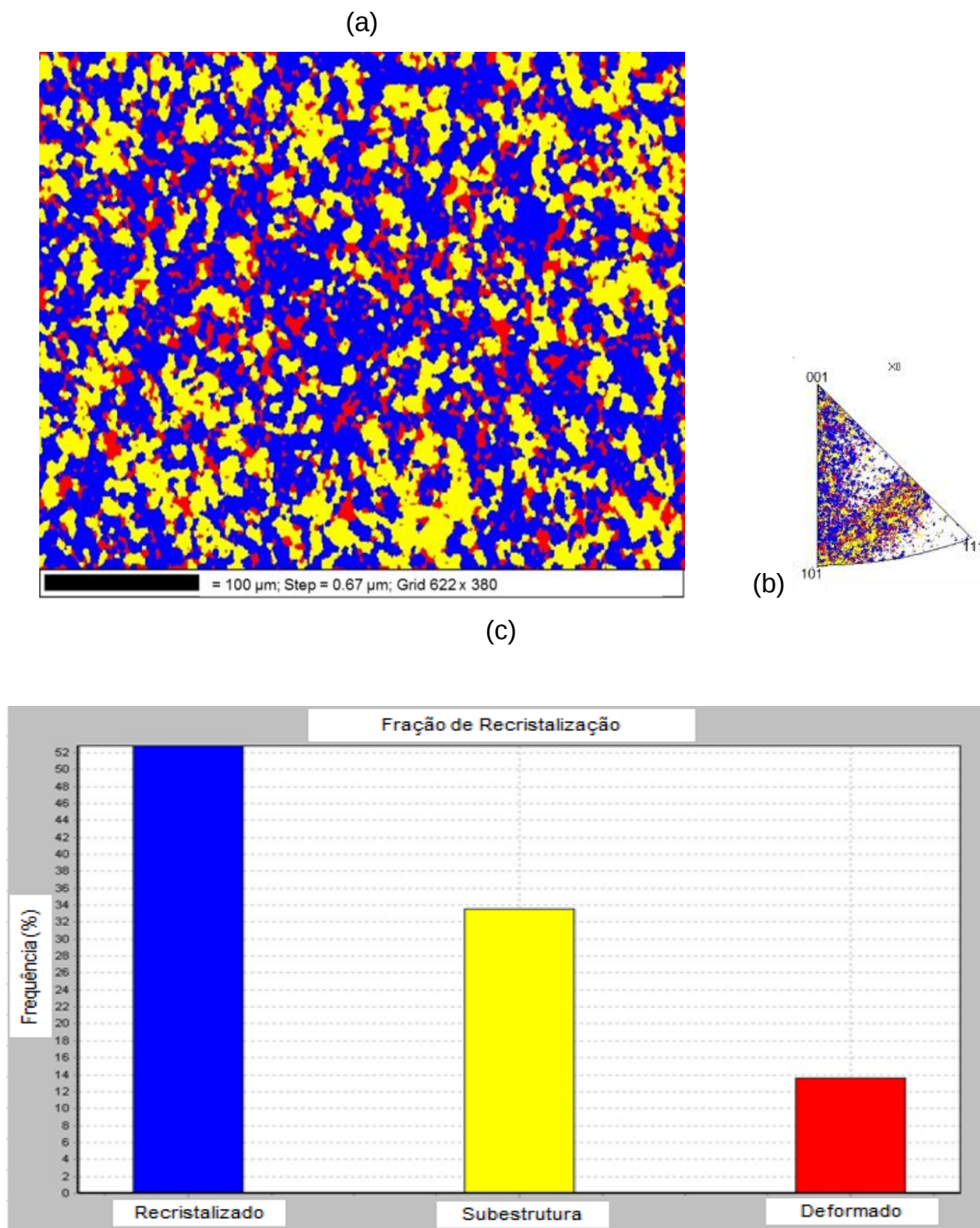
A Figura 5.58 está a distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas em mapa (a), na Figura de Pólo Inversa (b) e em (c) histograma para o depósito realizado com carga 13.5 kN. O resultado 70,14 % de grãos recristalizados, 3,29 % de subestruturas e 26,56 % deformados.

Figura 5. 55 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na chapa; (b) Figura de Pólo Inversa para a chapa; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.



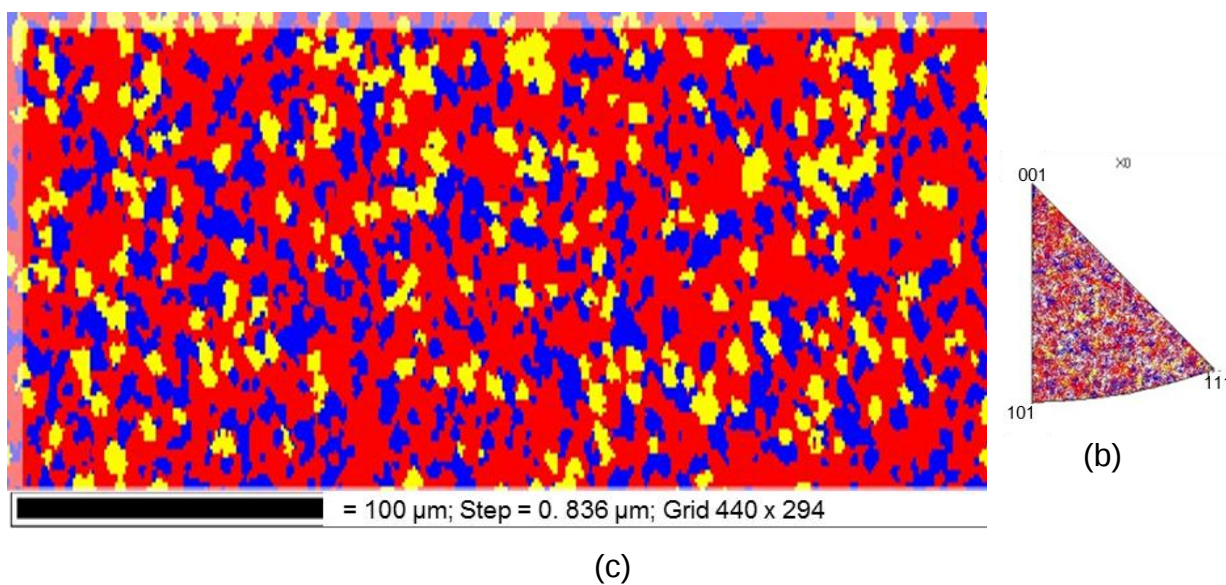
Fonte: A autora

Figura 5. 56 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na haste; (b) Figura de Pólo Inversa para a haste; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.



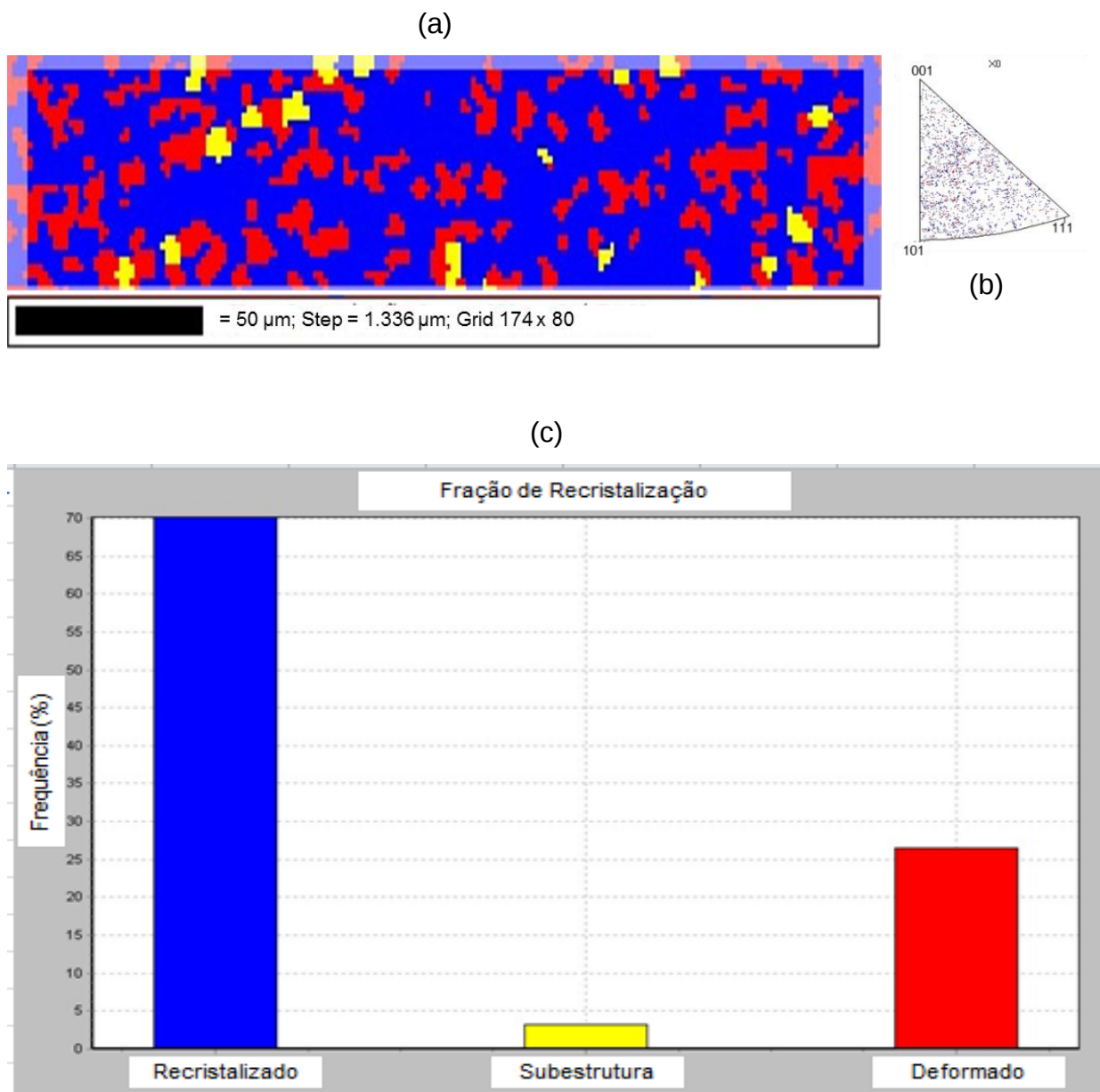
Fonte: A autora

Figura 5. 57 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 14kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 14 kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.



Fonte: A autora

Figura 5. 58 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 13,5 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 13,5kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.

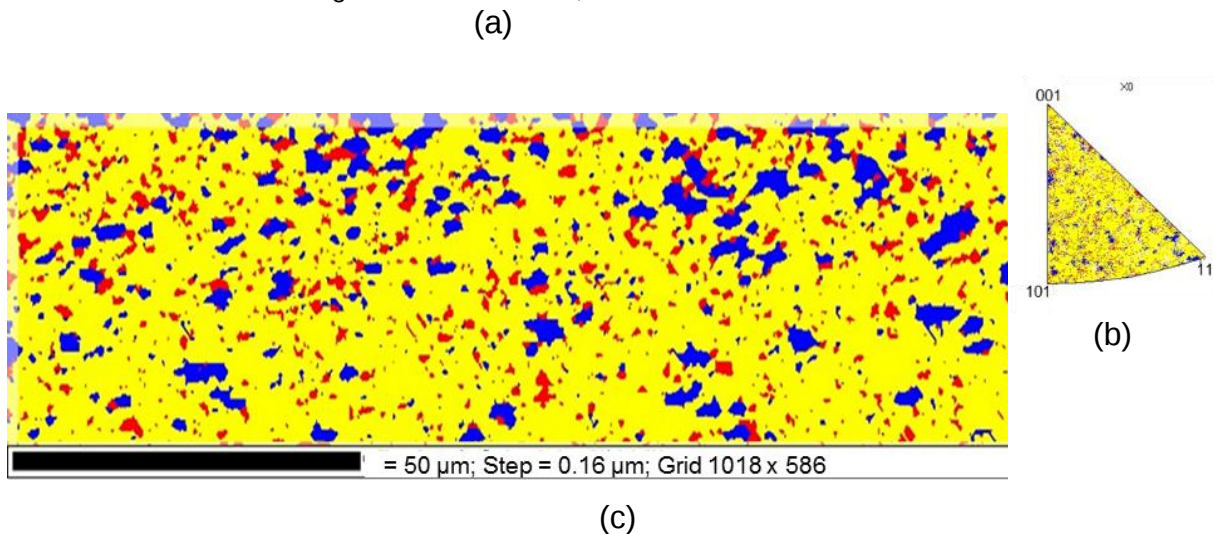


Fonte: A autora

A Figura 5.59 mostra a distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas em mapa (a), na Figura de Pólo Inversa (b) e em (c) histograma para o depósito realizado com carga 13 kN. O resultado foi 10,86 % de grãos recristalizados, 80,47 % de subestruturas e 8,66 % deformados. É interessante notar neste específico caso, que a maior porcentagem de subestrutura contribui para obter o menor tamanho de grão médio de 1,51 μm . Por outro lado, na Figura 5.60 estão os

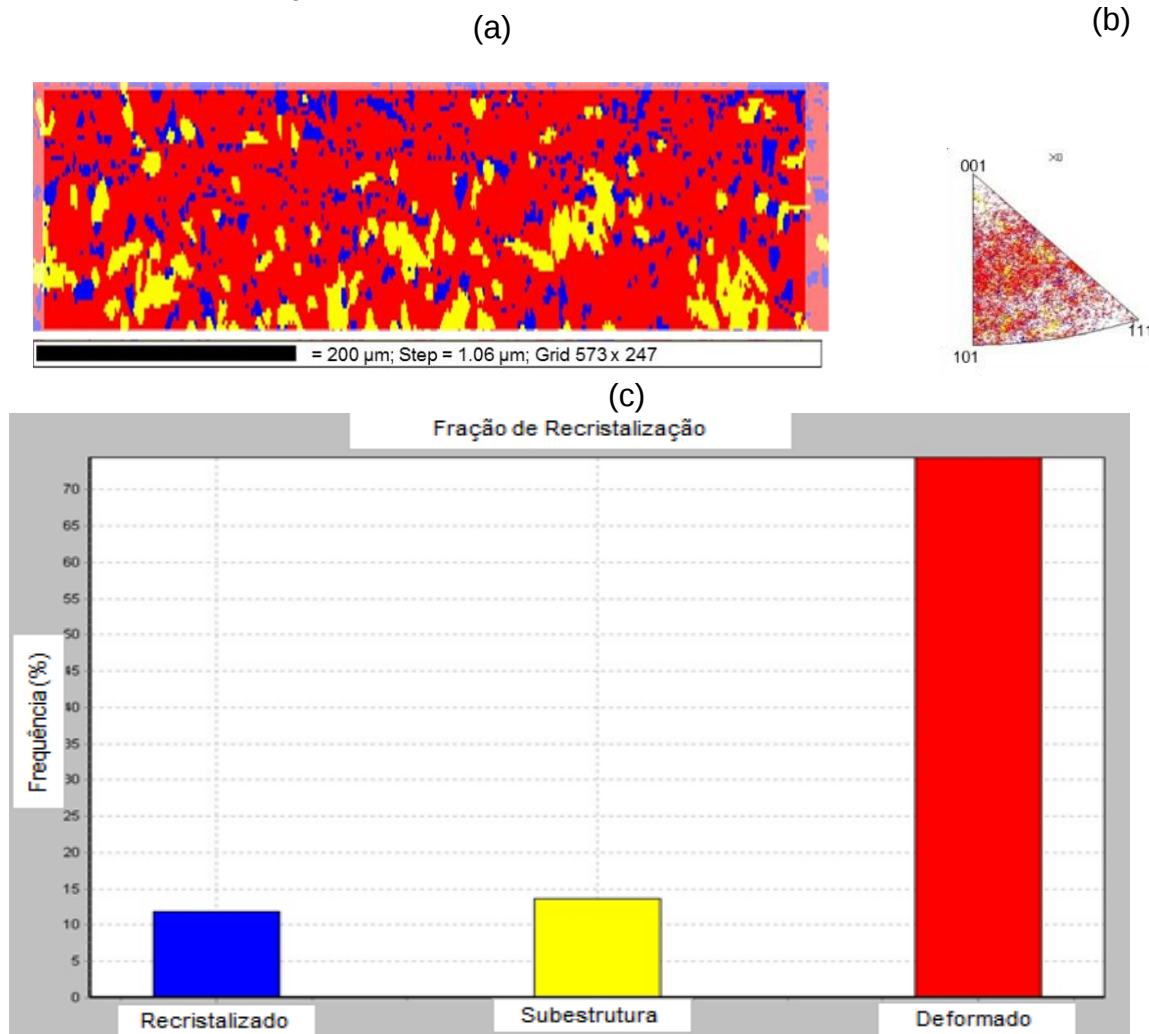
resultados para a amostra obtida de carga 12 kN de deposição. Ela se apresentou como 74, 4 % deformada, 13 % como subestrutura e 12 % como recristalizada. Neste caso, a predominância foi microestrutura deformada, consequentemente obteve - se maior tamanho médio de grão, 8,45 μm .

Figura 5. 59 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 13 kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.



Fonte: A autora

Figura 5. 60 - (a) Distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas na deposição com carga 13 kN; (b) Figura de Pólo Inversa para o depósito com carga 12 kN; (c) legenda da distribuição de grãos recristalizados, deformados e subestruturas.



Fonte: A autora

O que se constata nesses resultados é que a carga que proporcionou melhor processo termomecânico para a deposição foi a de 13,5 kN, pois foi a que apresentou maior número de grãos recristalizados. A carga 14 kN propiciou maior deformação ao material, não atingindo a temperatura adequada de recristalização. enquanto, a carga 13 kN revelou menor recristalização dinâmica, produzindo alto nível de subestruturas na amostra. Já a carga 12 kN não produz temperatura suficiente para recristalização dinâmica, gerando quase totalmente deformação (MARTIN et al., 1997).

6 CONCLUSÃO

O presente trabalho estudou a influência dos parâmetros de processo por *Friction Surfacing* para deposição de haste consumível da liga AA2024-T3 sobre o substrato da mesma liga. Na qual se estudou quatro valores de carga axial e mantendo-se constante a velocidade de deposição e a rotação. As principais conclusões são assim apresentadas:

O processo de deposição superficial por *Friction Surfacing* usando carga axial de 14 kN produziu camadas depositadas homogêneas e com ausência de porosidade e intermetálicos na interface substrato e depósito entre as regiões de avanço, recuo e central. Consequentemente, produziu depósitos com grãos refinados com um valor de dureza superior ao substrato. No entanto, os valores de dureza tanto do depósito e substrato foram menores que os materiais como recebidos.

A morfologia dos depósitos foi homogênea com a carga axial de 14kN, sendo que as demais cargas axiais a morfologia foi heterogênea. Este fato pode estar associado a fixação do substrato durante o processo de deposição.

O processo de *Friction Surfacing* produz uma diminuição do tamanho das partículas intermetálicas e das fases presentes no depósito.

Os resultados de EDS revelaram uma concentração dos elementos de liga Cu e Mg que indica uma união por difusão na interface substrato e depósito.

Nas propriedades de tração, o processo de *Friction Surfacing* produziu reforço com 14,55 % do limite de resistência à tração, com 16,26 % do limite de escoamento e ductilidade de 31,8% menor do que o material base sem deposição.

Os resultados do Fator de Taylor revelam que o processo de *Friction Surfacing* produz uma deformação homogênea durante toda a etapa de deposição ao longo do substrato. Consequentemente, produzindo máximas deformações com valores de Fator de Schmid próximo de 0,5 ao longo de todo o processo de deposição.

Os resultados de recristalização do depósito revelaram que somente a carga axial de 13,5 kN produziu uma recristalização efetiva de 70%. Sendo que a carga de 12 kN, produziu o inverso obteve praticamente estrutura deformada como consequência da carga axial que produziu temperaturas insuficiente para produzir a recristalização dinâmica durante o processo de deposição.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

*Realizar deposições com as cargas 13, 13,5 e 14 kN, mas colocando uma borracha que funcione como antiderrapante entre a chapa e o grampo na máquina de deposição para evitar o movimento dela durante o processo. Juntamente a esse cuidado, também depositar apenas uma haste para cada chapa fixada;

*Medir a temperatura durante o processo de deposição;

*Realizar ensaio de dureza, tração, dobramento e propagação de trinca por fadiga para todas as deposições.

*Fazer imagens de microscopia de transmissão para identificar melhor os precipitados endurecedores e as subestruturas.

REFERÊNCIAS

ABREU, Caio Palumbo. **Estudo das propriedades de barreira de filmes depositados a plasma sobre a liga de alumínio 2024**. 2016. 181 f. Tese (Doutorado) – Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E1823-96: **Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing**¹. West Conshohocken: Astm International, 2003. 21 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E647-05: **Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates**. West Conshohocken: Astm International, 2005. 45 p.

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, fev. 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, jun. 2001.

BRESCIANI Filho, Ettore (coord.); ZAVAGLIA, Cecília Amélia Carvalho; BUTTON, Sérgio Tonini; GOMES, Edson; NERY Fernando Antonio da Costa. **Conformação plástica dos metais**. São Paulo: EPUSP, 2011(1 ed. dig.), 258 p.

BUDYNAS, Richard G.; NISBETT, J. Keith. **Shigley's Mechanical Engineering Design**. 9. ed. New York: Mcgraw-hill, 2008. 1082 p.

CARVALHO, Jaqueline Mara de. **Análise Estática de fadiga de uniões soldadas por friction stir welding**. 2012. 119 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 2012.

CASTRO, S. F. ; GALLEGOS, J. ; LANDGRAF, F. J. G. ; KESTENBACH, H. J. . **Estudo da laminação de encruamento em aços elétricos semi-processados: correlação com fator de Taylor**. In: 60. Congresso Anual da ABM, 2005, Belo Horizonte. Anais do 60. Congresso Anual da ABM. S.Paulo: ABM, 2005. p. 2301-2309.

CAVALCANTE, Felipe Fernandes. **Comportamento mecânico e tenacidade à fratura de ligas de alumínio 2024 e 7075 submetidas a diferentes tempos de envelhecimento**. 2016. 138 f. Dissertação (Mestrado) – Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2016.

CHANDRASEKARAN, Margam; BATCHELOR, Andrew William; JANA, Sukumar. **Friction surfacing of metal coatings on steel and aluminum substrate**. *Journal Of Materials Processing Technology*, v. 72, n. 3, p.446-452, dez. 1997.

CHANNEL 5.**Oxford Instrument**, 2013. 457p

DILIP, J.j.s.; RAM, G.d. Janaki. **Microstructure evolution in aluminum alloy AA 2014 during multi-layer friction deposition**. Materials Characterization, [s.l.], v. 86, p.146-151, dez. 2013.

DOURANDISH,S. et al. **Microstructure, mechanical properties and failure behaviour of protrusion friction stir spot welded 2024 aluminium alloy sheets**. The Institute Of Materials, Minerals And Mining: SCIENCE AND TECHNOLOGY OF WELDING AND JOINING, 2018. Sabzevar, p. 295-307. 21 ago. 2017.

DU, Yong et al. **Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation**. Materials Science And Engineering: A, v. 363, n. 1-2, p.140-151, dez. 2003.

ENNIS, Bernard. A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behaviour of multi-phase steels. **ArXiv.org**, ArXiv.org, Apr 21, 2016.

GALVIS, J.c. et al. **Influence of friction surfacing process parameters to deposit AA6351-T6 over AA5052-H32 using conventional milling machine**. Journal Of Materials Processing Technology, v. 245, p.91-105, jul. 2017.

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, maio 2013.

GANDRA, J. et al. **Friction surfacing—A review**. Journal Of Materials Processing Technology, v. 214, n. 5, p.1062-1093, maio 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, ago. 2012.

HASKEL, Hudison Loch et al. **Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in charpy impact tested specimens**. Materials Research, v. 17, n. 5, p.1238-1250, out. 2014.

HUDA, Zainul; TAIB, Nurliskandar; ZAHARINIE, Tuan. **Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy**. Materials Chemistry And Physics, v. 113, n. 2-3, p.515-517, fev. 2009.

KAUSHIK, Yashpal; JAWALKAR, C.s; KANT, Suman. **A Review on use of Aluminium Alloys in Aircraft Components**.I-manager'sJournalOn Material Science.Chandigarh, p. 33-38. dez. 2015.

LANDGRAF, F. J. G. ; TAKANOHASHI, R. ; CAMPOS, M. F. . **Tamanho de grão e textura dos aços eletricos de grão não orientado**. In: Workshop sobre Textura e Relações de Orientação, 2004, São Paulo. Anais, 2004. p. 1-29

LIN, Y.c. et al. **Precipitation hardening of 2024-t3 aluminum alloy during creep aging**. Materials science and engineering: A, v. 565, p.420-429, mar. 2013.

LIU, X.m. et al. **Transferring mechanism of the coating rod in friction surfacing.** *Surface And Coatings Technology*, v. 202, n. 9, p.1889-1894, fev. 2008.

MACEDO, Márcio Levi Kramer de et al. **Deposit by friction surfacing and its applications.** *Welding International*, v. 24, n. 6, p.422-431, jun. 2010.

MARTIN, J.W.; DOHERTY, R. D.; CANTOR, B. **Stability of microstructure in metallic systems**, Cambridge: Cambridge University Press, 2^o edição, 1997. 426p.

MARTINS, Juliana de Paula. **Evolução da Microestrutura e da Textura durante o Processamento de chapa da liga Al- Mn-Fe-Si (3003) produzida por lingotamento contínuo:um estudo comparativo com o processo semi contínuo.** 2005. 203 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

MASCAGANI, Daniela Branco Tavares. **Estudo das propriedades de barreira de filmes depositados a plasma sobre a liga de alumínio 2024.** 2009. 140 f. Dissertação (Mestrado) – Mestrado em Ciências e Tecnologia de Materiais, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Sorocaba, 2009.

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

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

OLIVEIRA, Pedro Henrique Fernandes. **Utilização da tecnologia de deposição superficial por atrito (frictionsurfacing) para produção de depósitos de liga aa6351-t6 preenchida com partículas de alumina sobre uma liga AA5052-H32.** 2016. 137 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2016.

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.** 2016. 125 f. Dissertação (Mestrado) - Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2016.

RAFI, H. Khalid et al. **Friction surfaced tool steel (H13) coatings on low carbon steel: A study on the effects of process parameters on coating characteristics and integrity.** *Surface And Coatings Technology*, v. 205, n. 1, p.232-242, set. 2010.

SAKIHAMA, H., TOKISUE, H., KATOH, K., 2003. Mechanical properties of friction surfaced 5052 aluminum alloy. **Materials Transactions**, 44, 2688–2694.

VITANOV, V.i.; JAVAID, N.. **Investigation of the thermal field in micro friction surfacing.** *Surface And Coatings Technology*, v. 204, n. 16-17, p.2624-2631, maio 2010.

VITANOV, V.i.; JAVAID, N.; STEPHENSON, D.j..**Application of response surface methodology for the optimisation of micro friction surfacing process.***Surface And Coatings Technology*, v. 204, n. 21-22, p.3501-3508, ago. 2010.

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, jan. 2005.

VOUTCHKOV, I et al. **An integrated approach to friction surfacing process optimisation.** *Surface And Coatings Technology*, [s.l.], v. 141, n. 1, p.26-33, jun. 2001. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972\(01\)01127-6](http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972(01)01127-6).

WANG, S.; STARINK,M. **Precipitates and intermetallic phases em precipitation hardening al – cu-mg (li) based alloys.** *International Materials Reviewa*, Maney Publishing, v. 50, n. 4, 2005.

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