

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CAMPUS SOROCABA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

RENAN PEREIRA DE GODOI

**ESTUDO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA POR JUNÇÃO POR
LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA ACUMULADA (JLAA) DO ALUMÍNIO AA1050**

Sorocaba
2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CAMPUS SOROCABA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

RENAN PEREIRA DE GODOI

**ESTUDO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA POR JUNÇÃO POR
LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA ACUMULADA (JLAA) DO ALUMÍNIO AA1050**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientação: Profa. Dra. Andrea Madeira
Kliauga

Co-orientação: Prof. Dr. José Benaque
Rubert

Sorocaba
2018

Godoi, Renan Pereira de

ESTUDO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA POR JUNÇÃO
POR LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA ACUMULADA (JLAA) DO
ALUMÍNIO AA1050 / Renan Pereira de Godoi. -- 2018.
123 f. : 30 cm.

Dissertação (mestrado)-Universidade Federal de São Carlos, campus
Sorocaba, Sorocaba

Orientador: Andrea Madeira Kliauga

Banca examinadora: Vitor Luiz Sordi, Izabel Fernanda Machado

Bibliografia

1. Deformação Plástica Severa. 2. Junção por Laminação Assimétrica
Acumulada. 3. Granulometria Ultrafina. I. Orientador. II. Universidade
Federal de São Carlos. III. Título.

Ficha catalográfica elaborada pelo Programa de Geração Automática da Secretaria Geral de Informática (SIn).

DADOS FORNECIDOS PELO(A) AUTOR(A)

Bibliotecário(a) Responsável: Maria Aparecida de Lourdes Mariano – CRB/8 6979

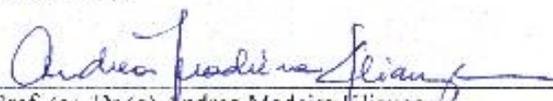
FOLHA DE APROVAÇÃO

RENAN PEREIRA DE GODOI

**“ESTUDO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA POR JUNÇÃO POR
LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA ACUMULADA (ILAA) DO ALUMÍNIO
AA1050”.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais - PPGCM, para obtenção do título de mestre em Ciência dos Materiais. Área de concentração Nanociência e Nanotecnologia de Materiais, da Universidade Federal de São Carlos, Sorocaba, 05 de Abril de 2018.

Orientador(a)



Prof. (a). Dr. (a) Andrea Madeira Kliuga
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos, campus São Carlos

Examinador(a)



Prof. Dr. Vítor Luiz Sordi
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos, campus São Carlos

Examinador(a)



Prof. Dr. Izabel Fernanda Machado
USP – Universidade de São Paulo



*“Não tenha medo da luta, tenha medo de parar de lutar”
(Autor desconhecido)*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por todas as graças e bênçãos que Ele tem derramado sobre a minha vida.

Agradeço aos meus pais, Bento e Elza, pelo apoio e pelo amor incondicional durante toda essa jornada, pelas poderosas orações que me fizeram atravessar barreiras intransponíveis, pela paciência que demonstraram nos momentos difíceis e por não permitirem que eu desistisse.

Agradeço à minha noiva Alessa, pelo amor, carinho, paciência, por estar sempre ao meu lado e por todas as vezes que me motivou com seu exemplo de garra e superação.

Agradeço a todas as pessoas da minha família, aos quais incluo os familiares da Alessa, que sempre me apoiaram e rezavam por mim.

Agradeço a minha orientadora, Prof^ª. Dr^ª. Andrea Madeira Kliauga, pela paciência, confiança e pelas oportunidades que me proporcionou durante esses 2 anos de aprendizado.

Agradeço a todos os meus amigos tanto os que estiveram perto quanto aos que estiveram fisicamente longe, meus sinceros agradecimentos pelo apoio.

Agradeço a todos os professores e funcionários da UFSCar *campus* Sorocaba e *campus* São Carlos. Agradeço também a todos da Fatec Sorocaba que nos auxiliaram bastante em algumas análises, aos funcionários e colaboradores do LNNano pela hospitalidade.

RESUMO

GODOI, Renan Pereira de. Estudo da deformação plástica severa por junção por laminação acumulada (JLAA). 2017. 118 f. Defesa de Mestrado (Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais – Universidade Federal de São Carlos, *campus* Sorocaba, Sorocaba, 2018).

As ligas de alumínio são amplamente utilizadas nas indústrias automobilística e aeroespacial, devido a sua baixa densidade e alta resistência à corrosão, mas sua baixa resistência mecânica limita a quantidade de aplicações. O tamanho de grão é considerado como um fator chave que afeta o comportamento mecânico dos materiais metálicos, e a conhecida relação de Hall Petch mostra um aumento da resistência dos metais, com a diminuição de sua granulometria média. Os processos de deformação plástica severa (DPS) se destacam justamente no refino do grão, possibilitando a obtenção de materiais com granulometria ultrafina, compreendida entre 100 a 1000nm. Dentre os processos DPS a junção por laminação acumulada (JLA) exibe certa vantagem sobre os demais nos quesitos de produtividade e quantidade de material produzido. Na literatura são encontrados trabalhos que utilizam a JLA para aumento da resistência mecânica das ligas de alumínio, porém alguns problemas recorrentes da laminação convencional persistem, como a obtenção de materiais com textura desfavorável para processos de conformação plástica. O processo de laminação assimétrica (LA) é capaz de resolver o problema da textura, porém não atinge graus de deformação que levem à uma estrutura de grãos finos homogênea. Tendo em vista a solução desses problemas, foi proposto o processo de junção por laminação assimétrica acumulada (JLAA), que visa combinar as boas propriedades atingidas no processo JLA, com componentes de textura favoráveis que são obtidos na LA. Nesse trabalho, amostras de alumínio AA1050 foram submetidas a 4, 6 e 10 ciclos JLAA a 350 e 400°C, ou seja, dentro da faixa de temperaturas de trabalho termomecânico a quente. As amostras foram caracterizadas mecanicamente através de ensaios de microdureza Vickers e ensaio de tração. A microestrutura das amostras foi caracterizada por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (EBSD e análise de falha), e difração de raio-X. Os resultados das caracterizações mostram uma boa qualidade de junção para todas amostras analisadas. Quanto às propriedades mecânicas, os maiores valores de resistência foram obtidos para a amostra submetida a 6 ciclos a uma temperatura de 350°C. A melhoria nas propriedades mecânicas foi atribuída ao refino de grão que ocorreu por recristalização dinâmica, alcançando valores dentro da faixa de 600 a 1000nm. Foi detectada também uma diminuição nas componentes de textura típicas para a laminação convencional e introdução de texturas de cisalhamento tanto na superfície quanto no centro das amostras, acompanhada de valores homogêneos de limite de resistência e alongamento nas direções de laminação e transversal à laminação, o que indica uma melhora nas propriedades de conformabilidade do material.

Palavras chave: Deformação plástica severa. Junção por laminação assimétrica acumulada. Granulometria ultrafina.

ABSTRACT

Aluminum alloys are widely used in the automotive and aerospace industries due to some characteristics such as low density and high corrosion resistance, but their low tensile strength restricts a number of applications. The grain size is considered as a key factor that affects the mechanical behavior of metallic materials and the well-known Hall-Petch equation shows an improvement of strength through reduction in the average grain size. The process of severe plastic deformation (SPD) stands out precisely in the grain refinement, making it possible to obtain ultrafine grains, with average diameter between 100 to 1000nm. Among the SPD processes, the accumulative roll bonding (ARB) has an advantage over the others in aspects like productivity and volume of produced material. The use of ARB to improve the mechanical properties of aluminum alloys has been extensively studied, but some usual problems from conventional rolling persist, like the highly oriented texture that is inappropriate to conformability. The asymmetric rolling (AR) is able to solve this inconvenient texture, but it does not achieve the degree of strain needed to obtain a homogeneous fine-grained structure. In order to solve these problems, the accumulative asymmetric roll bonding (AARB) was proposed. This process aims to combine the good grain refinement achieved in the ARB with the modification on texture yielded by AR. In this work, AA1050 aluminum samples were submitted to 4, 6 and 10 AARB cycles at 350 and 400°C, that is in the range of hot thermomechanical processing. The samples were mechanically characterized by Vickers microhardness and tensile tests. The microstructures of the samples were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy (EBSD and failure analysis), and x-ray diffraction. The results of the characterizations showed a good quality of junction for all samples analyzed. The highest tensile strength values were obtained for the sample submitted to 6 cycles at 350 ° C. The improvement in strength was attributed to the grain refinement driven by dynamic recrystallization, yielding ultrafine grains in the range of 600 to 1000nm. The texture intensity was reduced and changed to shear components, at the same time the same yield and elongation was achieved in the rolling and the transverse directions, which indicates an improvement in the formability properties of the material.

Keywords: Severe Plastic Deformation. Accumulative asymmetric roll bonding. Ultrafine grain.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO ECA.....	14
FIGURA 2 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO HPT. EM A) ROTAÇÃO APENAS NO ÊMBOLO SUPERIOR; B) ROTAÇÃO EM AMBOS OS ÊMBOLOS	14
FIGURA 3 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO JLA.....	15
FIGURA 4 - EVOLUÇÃO DAS CÉLULAS DE DISCORDÂNCIAS DURANTE O PROCESSO DPS.....	17
FIGURA 5 - MECANISMOS DE RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA ATIVADOS PELA DEFORMAÇÃO POR CISALHAMENTO NO PROCESSO ECA.....	17
FIGURA 6 - ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO EM FUNÇÃO DO TAMANHO LIMITE DE GRÃO PARA VÁRIOS METAIS E LIGAS	18
FIGURA 7 – EM (A) VALORES DE DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS; EM (B) VALORES DE TENSÃO DE SATURAÇÃO PARA O ALUMÍNIO	19
FIGURA 8 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO DE JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO A FRIO	21
FIGURA 9 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA TEORIA DE QUEBRA DO FILME DE ÓXIDO	21
FIGURA 10 - RELAÇÃO ENTRE A RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO E A QUANTIDADE DE DEFORMAÇÃO PARA DIVERSAS LIGAS	23
FIGURA 11 - EFEITO DOS DIFERENTES MÉTODOS DE PREPARAÇÃO DE SUPERFÍCIE NA RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO	24
FIGURA 12 - COMPARAÇÃO ENTRE A RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO E OS TRATAMENTOS TÉRMICOS APLICADOS.....	25
FIGURA 13 - MAPA MOSTRANDO A RELAÇÃO DE DIFERENTES MATERIAIS E SUA CAPACIDADE DE JUNÇÃO	26
FIGURA 14 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO JLA.....	27
FIGURA 15 - MICROGRAFIA ÓPTICA DA JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO ACUMULADA DO ALUMÍNIO AA1050 APÓS: A) UM; B) DOIS; C) QUATRO; D) OITO CICLOS	29
FIGURA 16 - HISTOGRAMAS DO TAMANHO DE GRÃO EM FUNÇÃO DO NÚMERO DE CICLOS ARB: A) 2 CICLOS; B) 4 CICLOS; C) 8 CICLOS	30
FIGURA 17 - MICROGRAFIA ÓPTICA DO AA1050: A) ANTEIOR AO JLA; B) UM; C) TRÊS; D) CINCO CICLOS JLA	31

FIGURA 18 - VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM FUNÇÃO DO NÚMERO DE CICLOS: A) ENSAIO DE TRAÇÃO; B) ENSAIO DE DUREZA	32
FIGURA 19 - EM A) COMPORTAMENTO DE SATURAÇÃO DA MICRODUREZA PARA O ALUMÍNIO AA1050 E AA6016; EM B) COMPORTAMENTO DE SATURAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO PARA O ALUMÍNIO AA1050	34
FIGURA 20 - INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE LAMINAÇÃO NA ADESÃO	35
FIGURA 21 - EM A) EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO; EM B) CRESCIMENTO DE GRÃO APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO	36
FIGURA 22 - MICROGRAFIA DA REGIÃO FRATURADA DAS AMOSTRAS: A) ANTES DA JLA; B) APÓS 1 CICLO; C) APÓS 2 CICLOS; D) APÓS 4 CICLOS; E) APÓS 6 CICLO; F) APÓS 8 CICLOS.....	39
FIGURA 23 - AMOSTRA ESTAMPADA DE ALUMÍNIO. EM A) AMOSTRA SEM "ORELHAMENTO"; B) AMSOTRA COM "ORELHAMENTO"	40
FIGURA 24 - TEXTURAS DE LAMINAÇÃO PARA A AMOSTRA JLA SUBMETIDA A 8 CICLOS. EM A) ANÁLISE DE TEXTURA NA SUPERFÍCIE DA AMOSTRA; B) NO CENTRO DA AMOSTRA.	40
FIGURA 25 - COMPONENTES DE TEXTURA TÍPICOS DA LAMINAÇÃO A FRIO	41
FIGURA 26 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA	43
FIGURA 27 - INCLINAÇÃO DAS MARCAS PARA OS PROCESSOS DE: A) LAMINAÇÃO CONVENCIONAL; B) LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA.....	44
FIGURA 28 - PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA EM FUNÇÃO DA RAZÃO ENTRE OS ROLOS. EM A) TENSÃO DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO; B) DUREZA VICKERS.	45
FIGURA 29 - FIGURA DE POLO (111) REFERENTES AO ALUMÍNIO 6111 PARA DIFERENTES VELOCIDADES DOS ROLOS: A) 1:1; B) 1:2; C) 1:3; D) 1:4.....	46
FIGURA 30 - FIGURAS DE POLO (111) DAS AMOSTRAS DE ALUMÍNIO AA6111 APÓS TRATAMENTO TÉRMICO, COM RAZÃO DE VELOCIDADES: A) 1:1; B) 1:2; C) 1:3; D) 1:4	48
FIGURA 31 ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO JLAA	50

FIGURA 32 - ANÁLISE DA REGIÃO FRATURADA. EM A) AMOSTRA LAMINADA CONVENCIONALMENTE; B) AMOSTRA LAMINADA ASSIMETRICAMENTE; C) AMPLIAÇÃO REFERENTE À FIGURA "A"; D) AMPLIAÇÃO REFERENTE À FIGURA "B"	53
FIGURA 33 - LAMINADOR UTILIZADO NO PROCESSO JLAA	55
FIGURA 34 - DESENHO DO LAMINADOR ASSIMÉTRICO, ESPECIFICANDO DIMENSÕES DAS RAZÕES ENTRE OS ROLOS.....	56
FIGURA 35 - FLUXOGRAMA DO PROCESSO JLAA	57
FIGURA 36 - REPRESENTAÇÃO DOS PLANOS DE SEÇÃO DAS AMOSTRAS JLAA	58
FIGURA 37 - DIMENSÕES DO CORPO DE PROVA UTILIZADO NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	61
FIGURA 38 - MICROGRAFIA ÓPTICA DA AMOSTRA LAMINADA A FRIO	62
FIGURA 39 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS: (A) RECOZIDA; (B) JLAA350-4; (C) JLAA3550-6; (D) JLAA350-10.....	63
FIGURA 40 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS: A) JLAA400-4; B) JLAA400-6; C) JLAA400-10	66
FIGURA 41 - PERFIL DE DUREZA DAS AMOSTRAS RECOZIDA, JLAA350 E JLAA400 APÓS 4, 6 E 10 PASSES.....	68
FIGURA 42 - PERFIS DE DUREZA DA AMOSTRA RECOZIDA E DA AMOSTRA JLAA PROCESSADA A 350°C, COM MEDIDAS REALIZADAS ANTES E DEPOIS DO PROCESSO	70
FIGURA 43 - FPI DAS AMOSTRAS: (A) JLAA350-4; (B) JLAA350-6.....	71
FIGURA 44 - DETALHES DA FPI DAS AMOSTRAS: EM (A) JLAA350-6; E EM (B) JLAA350-10 INDICADO PELAS SETAS POSSÍVEIS REGIÕES DE INTERFACE. AS REGIÕES EM DESTAQUE MOSTRAM REGIÕES DE NUCLEAÇÃO DE NOVOS GRÃOS.	72
FIGURA 45 - HISTOGRAMA DE TAMANHO DE GRÃO PARA A AMOSTRA (A) JLAA350-4, (B) JLAA350-6 E (C) JLAA350-10.....	74
FIGURA 46 - DESORIENTAÇÃO DOS CONTORNOS DE GRÃO DA AMOSTRA JLAA350-4.....	76
FIGURA 47 - IPF DA AMOSTRA JLAA400-10.....	77
FIGURA 48 - IPF OBTIDA PARA AS AMOSTRAS (A) JLAA400-4 E (B) JLAA400-10	78

FIGURA 49 - HISTOGRAMA DE TAMANHO DE GRÃO PARA AS AMOSTRAS: (A) JLAA400-4 E (B) JLAA400-10.....	79
FIGURA 50 - DIFRATOGRAMAS RELATIVOS ÀS AMOSTRAS ANALISADAS	82
FIGURA 51 - GRÁFICO RELACIONANDO OS PARÂMETROS ΔK E K^2C PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X	83
FIGURA 52 - GRÁFICO RELACIONANDO OS PARÂMETROS ΔK E K^2C PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X	84
FIGURA 53 - FIGURAS DE POLO (100), (110) E (111) DA AMOSTRA JLAA350-4; A) REGIÃO CENTRAL; B) REGIÃO SUPERFICIAL.....	85
FIGURA 54 - FIGURAS DE POLO (100), (110) E (111) DA AMOSTRA JLAA400- 10: A) REGIÃO CENTRAL; B) REGIÃO SUPERFICIAL.....	86
FIGURA 55 - COMPONENTES DE TEXTURA EM FUNÇÃO DA INTENSIDADE PARA AS AMOSTRAS JLAA350-4, JLAA400-10 NO CENTRO (INDICADO POR "C") E NA SUPERFÍCIE (INDICADO POR "S"), E PARA UMA AMOSTRA LAMINADA CONVENCIONALMENTE COM REDUÇÃO DE 50% (R50%)	87
FIGURA 56 - FIGURA DE POLO OBTIDA PARA A AMOSTRA JLAA350-4, COM X=DL REPRESENTANDO A DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO, Y= DN REPRESENTANDO A DIREÇÃO NORMAL. ESCALA DE INTENSIDADE RELATIVA A UMA AMOSTRA DE ORIENTAÇÃO ALEATÓRIA	88
FIGURA 57 - DISTRIBUIÇÃO DA TEXTURA CUBO E CUBO RODADO AO LONGO DA ÁREA ANALISADA DA AMOSTRA (A) JLAA350-4 E (B) JLAA350-6	89
FIGURA 58 - FIGURA DE POLO DA AMOSTRA JLAA400-10. ESCALA DE INTENSIDADE RELATIVA A UMA AMOSTRA DE ORIENTAÇÃO ALEATÓRIA	90
FIGURA 59 - FRAÇÃO DOS COMPONENTES CUBO E CUBO RODADO NA ÁREA ANALISADA DA AMOSTRA JLAA400-10.....	91
FIGURA 60 - GRÁFICO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA A AMOSTRAS ENSAIADAS NA DIREÇÃO LONGITUDINAL EM DIVERSAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO.....	92

FIGURA 61 - GRÁFICO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA A AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C E ENSAIADAS NA DIREÇÃO A) LONGITUDINAL E B) TRANSVERSAL.....	94
FIGURA 62 - GRÁFICO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA A AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C E ENSAIADAS NA DIREÇÃO A) LONGITUDINAL E B) TRANASVERSAL.....	95
FIGURA 63 - COMPARAÇÃO ENTRE OS VALORES DE TENSÃO OBTIDOS EM FUNÇÃO DA DIREÇÃO ANALISADA PARA DIVERSAS AMOSTRAS	97
FIGURA 64 - COMPARAÇÃO ENTRE OS VALORES DE ALONGAMENTO OBTIDOS PARA VARIADAS AMOSTRAS	98
FIGURA 65 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA350-4. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	99
FIGURA 66 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA350-6. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	99
FIGURA 67 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA350-10. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	100
FIGURA 68 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA400-4. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	101
FIGURA 69 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA400-6. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	101
FIGURA 70 - ANÁLISE DE FALHA DE REGIÕES DISTINTAS DA AMOSTRA JLAA400-10. EM A) EXTREMIDADE DA AMOSTRA; B) REGIÃO CENTRAL .	102
FIGURA 71 - ANÁLISE DE FALHA DE REGIÕES DISTINTAS DA AMOSTRA JLAA350-6+1. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	103
FIGURA 72 - ANÁLISE DE FALHA DE REGIÕES DISTINTAS DA AMOSTRA JLAA350-10+1. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA.....	103

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO, ALUMÍNIO E COBRE COMERCIAIS.....	10
TABELA 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO.....	11
TABELA 3 - VALORES PARA EQUAÇÃO CONSTITUTIVA DE TENSÃO DE SATURAÇÃO PARA O ALUMÍNIO	19
TABELA 4 - TAMANHO DE GRÃO OBTIDO POR VÁRIOS AUTORES EM FUNÇÃO DO MATERIAL E DO NÚMERO DE PASSES	29
TABELA 5 - PROPRIEDADES MECÂNICAS EM TRAÇÃO PARA DIFERENTES PARÂMETROS UTILIZADOS.....	51
TABELA 6 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA CHAPA UTILIZADA (% EM MASSA)	54
TABELA 7 - NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS PROCESSADAS.....	57
TABELA 8 - CONSTANTES UTILIZADAS PARA O MODELO DE W-H MODIFICADO.....	60
TABELA 9 - ESPESSURA TEÓRICA DAS CAMADAS LAMINADAS EM FUNÇÃO DO NÚMERO DE CICLOS	62
TABELA 10 - VALORES DE DUREZA PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA, JLAA350 E JLAA400 PROCESSADAS COM DIVERSOS PASSES.	68
TABELA 11 - VALORES DE DUREZA PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E JLAA350, COM VALORES ANTERIORES E POSTERIORES AO PROCESSAMENTO.....	69
TABELA 12 - RESUMO DOS RESULTADOS OBTIDOS PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C.....	76
TABELA 13 - RESUMO DOS RESULTADOS OBTIDOS PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C.....	80
TABELA 14 - EQUAÇÃO OBTIDA PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X ANALISADAS PELO MÉTODO WILLIAMSON-HALL	83
TABELA 15 - EQUAÇÃO OBTIDA PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X ANALISADAS PELO MÉTODO WILLIAMSON-HALL	84

TABELA 16 - VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS NO ENSAIO DE TRAÇÃO NA DIREÇÃO LONGITUDINAL.....	92
TABELA 17 - VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS NO ENSAIO DE TRAÇÃO REFERENTE DIREÇÃO TRANSVERSAL.....	93

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- AA – Aluminum Association;
- CAA -Contorno de alto ângulo;
- CBA - Contorno de baixo ângulo;
- CCMF - Conformação cíclica em matriz fechada;
- CFC – Estrutura Cúbica de Face Centrada
- CNPEM – Centro Nacional de Pesquisa em Materiais
- DL - Direção de Laminação
- DT - Direção Transversal
- DN - Direção Normal
- DPS – Deformação Plástica Severa
- EBSD - *Electron Backscattered Diffraction* - Difração de elétrons retroespalhados
- ECA - Extrusão em canal angular;
- HC – Estrutura Hexagonal Compacta;
- HPT -*High pressure torsion*;
- JLA - Junção por laminação acumulada;
- JLAA - Junção por laminação assimétrica acumulada;
- $K\alpha$ – Componente de difração de Raio – X
- K^2C – Parâmetro da Equação de Williamsom-Hall;
- LAM – Laminação assimétrica melhorada;
- LCE – Laboratório de Caracterização Estrutural;
- LNNano – Laboratório Nacional de Nanotecnologia;
- LBs -Subestruturas de banda lamelar;
- DBs -Bandas de deformação;
- SBs -Bandas de cisalhamento;
- FPI – Figura de polo inversa;
- ND – *Normal Direction*;
- RD – *Rolling Direction*;
- ΔR – Anisotropia Planar;
- R – Fator de Lankford;

ϵ_c – Deformação dependente do ancoramento das discordâncias;

γ - Deformação de cisalhamento;

ϵ - Deformação normal;

ϵ_{eq} - Deformação equivalente;

σ - Tensão de escoamento;

σ_{sat} – Tensão de saturação;

n – Índice de encruamento;

ΔK - Largura do pico de difração;

Θ - Ângulo de Bragg;

λ – Comprimento de onda da radiação;

B - Densidade de maclas;

W_g - Constante de Warren correlacionada com as falhas de empilhamento;

d - Tamanho de domínio cristalino;

ρ - Densidade de discordâncias;

b -Vetor de Burger;

M -Constante relacionada com a forma do arranjo de discordâncias;

C_{av} - Média do fator de contraste elástico das discordâncias;

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	8
2. OBJETIVO	10
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
3.1 ALGUMAS CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	10
3.2 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA.....	12
3.3 JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO A FRIO	20
3.4 JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO ACUMULADA	27
3.5 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA	42
3.6 JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA ACUMULADA.....	49
4. MATERIAIS E MÉTODOS	54
4.1MATERIAIS.....	54
4.2 METODOLOGIA	54
4.2.1 PROCESSO DE LAMINAÇÃO.....	54
4.2.2 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA.....	58
4.2.3 MICROSCOPIA ÓPTICA.....	58
4.2.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	59
4.2.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	59
4.2.6 MICRODUREZAVICKERS	60
4.2.7 ENSAIO DE TRAÇÃO	61
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
5.1 QUALIDADE DE JUNÇÃO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ÓPTICA	62
5.2 DISTRIBUIÇÃO DA DEFORMAÇÃO POR PERFIS DE DUREZA.....	67
5.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR EBSD	70
5.4 ORIENTAÇÃO CRISTALOGRÁFICA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X E EBSD	84
5.5 ENSAIO DE TRAÇÃO	91
5.6 ANÁLISE DE FALHA.....	98
6. CONCLUSÃO	104
REFERÊNCIAS	106

1. INTRODUÇÃO

Já está plenamente reconhecido que o crescente interesse em materiais processados por deformação plástica severa (DPS) explica-se pelo grande aumento de resistência mecânica resultante da redução do tamanho de grão, portanto via efeito Hall-Petch; existem diversas variantes de processamento DPS, a maioria ainda praticada em escala laboratorial, obtendo-se, portanto amostras com pequenas dimensões. Dessas variantes cinco podem ser destacadas:

- Torção sob alta pressão (HPT);
- Sequência cíclica compressão-extrusão;
- Junção por laminação acumulada (JLA);
- Conformação Cíclica em Matriz Fechada (CCMF);
- Extrusão em canal angular (ECA).

Os processos DPS mais estudados e mais promissores no sentido de futura aplicabilidade industrial são a ECA, seguido da JLA, ambas destacando-se pela eficiência e relativa facilidade operacional. Para o primeiro há estudos recentes no sentido de viabilizar seu emprego industrial tornando-o um processo contínuo (ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

O que diferencia um processo de DPS do outro é o fluxo viscoplástico imposto durante a deformação e a constância do caminho da deformação. Isto tem influência na textura e na fração de contornos de alto ângulo formados no processo. Em uma comparação entre ECA e laminação, obtida com dados de Vega (2014) e De Vincentis (2014), observou-se que a intensidade da textura é reduzida com o aumento da deformação ECA, cujo caminho de deformação muda a cada passe de ECA, enquanto que o inverso ocorre na laminação que tem caminho de deformação conservativo. O processo ECA produz orientação cristalográfica mais aleatória e com maior fração de contornos de alto ângulo do que o processo de laminação, que tende a alinhar os contornos de alto ângulo na direção de laminação formando uma estrutura de bandas com mesma orientação cristalográfica, subdivididas por contornos de baixo ângulo (VEGA 2014, DE VINCENTIS 2014).

A modificação da textura de deformação e de recozimento em ligas de Al é de grande interesse tecnológico, pois a textura cubo normalmente obtida após o recozimento de chapas laminadas e recozidas reduz a conformabilidade desse material. Estudo anterior mostrou que amostras de Al AA1050 recozidas após a deformação por ECA, alcançaram maiores índices de conformabilidade do que quando produzidas por laminação convencional (KLIAUGA, BOLMARO e FERRANTE 2015).

O processo ECA, no entanto, não é adequado para a produção de chapas finas e normalmente é empregado na produção de tarugos. Claro, é perfeitamente possível complementá-lo com uma etapa final de laminação, mas permanece o inconveniente da textura indesejável. Assim, o processo de DPS mais adequado seria o de JLA, mas este, além de conseguir o refinamento microestrutural desejado, também desenvolve texturas e conformabilidade típicas de laminação (BEAUSIR et al. 2010, SU et al. 2014).

Uma alternativa de deformação por cisalhamento que também gera uma rotação da orientação cristalográfica com relação à típica de laminação e tem forma de processamento mais apropriada para a produção de chapas é a laminação assimétrica. Esse processo necessita de um laminador especial dotado de rolos com diâmetro diferente, ou alternativamente, de rolos girando com velocidades diferentes. Contrariamente à laminação convencional, em que a posição do ponto neutro (ponto em que a superfície da chapa tem a mesma velocidade que a superfície do rolo laminador) é igual para o rolo superior e o inferior, na laminação assimétrica a diferença de velocidades faz com que o ponto neutro da região em contato com o rolo mais lento se desloque para a entrada da laminação e o ponto neutro da região em contato com o rolo mais veloz se desloque para a saída. Neste intervalo o atrito entre as superfícies de contato trabalha em sentidos opostos, gerando assim tensões de cisalhamento. Naturalmente, o comprimento da zona de cisalhamento aumenta com o aumento da diferença de velocidade dos rolos. De acordo com Nilsson (2009), a laminação assimétrica tem vantagem prática sobre as outras tecnologias DPS por ser um processo contínuo adequado que reduz as pressões e torques de laminação. A introdução de deformação cisalhante adicional à deformação compressiva do processo de laminação convencional contribui para o efeito de rotação e subdivisão dos grãos produzindo refinamento da estrutura e modificação da textura cristalográfica, o que pode melhorar diversas propriedades da chapa processada (NILSSON et al. 2009).

Experimentos preliminares de laminação assimétrica utilizando uma relação de diâmetros de rolo de 1,2, 1,5 e 2 mostraram que o processo é muito dependente do atrito entre placa e rolos. (VEGA 2014) Além disso, observou-se influência da taxa de redução por passe na intensidade da rotação imposta. Este trabalho avaliou a possibilidade de realizar junção de chapas por laminação acumulada, aumentando assim o grau de redução da chapa sem chegar a espessuras excessivamente reduzidas. Convém notar que esta última variação de processo DPS foi pouco estudada na literatura.

2. OBJETIVO

O principal objetivo deste trabalho foi verificar a possibilidade de associar o processo de laminação assimétrica com o de laminação acumulada, formando assim uma variante de tecnologia DPS: a Junção por Laminação Assimétrica Acumulada (JLAA).

O segundo objetivo é estabelecer rotas de processamento que levem ao desejado aumento de resistência mecânica e refino de grão com controle da orientação cristalográfica final na liga de alumínio AA1050 submetida a esse processamento.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 ALGUMAS CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio vem se mostrando um material bastante utilizado em aplicações estruturais. Esse material, conhecido por sua baixa densidade ($2,70\text{g/cm}^3$) aliada a uma elevada resistência à corrosão é comumente aplicado nas indústrias automobilística e aeroespacial. As principais limitações encontradas no alumínio são seu baixo ponto de fusão (670°C) e sua baixa resistência mecânica, quando comparado com o aço e cobre, conforme mostrado na Tabela 1 (METALS HANDBOOK 1991, CALLISTER 2012).

TABELA 1 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO, ALUMÍNIO E COBRE COMERCIAIS

Material	Densidade (g/cm^3)	Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
Aço 1020	7,85	250	380	25
Cobre C11000	8,89	120	220	28,5
Alumínio 1050	2,70	45	75	30

Fonte: HANDBOOK, 1991; CALLISTER, 2012

As possibilidades de aumento de resistência mecânica do alumínio puro são através do controle do tamanho de grão e por encruamento. A formação de ligas metálicas é outra opção. Elementos como o cobre, manganês, zinco, magnésio e lítio são adicionados principalmente para proporcionar endurecimento por precipitação (CALLISTER 2012).

A Tabela 2 mostra a composição nominal das liga de interesse neste trabalho. O alumínio 1050 possui até 0,5% de impurezas, majoritariamente Fe e Si, que formam dispersóides insolúveis, e classifica-se como liga não tratável termicamente.

TABELA 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA DE ALUMÍNIO AA1050

AA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	V	Ti	Zr	Al
1050	0,25	0,4	0,05	0,05	0,05	-	0,05	0,05	0,03	0,03	99.5

Fonte: METALS HANDBOOK, 1991; THE ALUMINUM ASSOCIATION, 2009

A série 1XXX tem composição característica de no mínimo 99% de alumínio, sendo o restante composto por impurezas recorrentes do processo, que não alteram as propriedades mecânicas ou microestruturais do material. As composições de alumínio da série 1XXX se destacam devido sua excelente resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica e excelente trabalhabilidade, enquanto que suas propriedades mecânicas são consideradas baixas se comparadas com outros materiais, como mostrado na Tabela 1. As indústrias alimentícia, química, automobilística, trocadores de calor e utensílios domésticos estão entre as principais aplicações dessa série (METALS HANDBOOK 1991, ABAL 2017).

Os métodos de aumento de resistência que são válidos para todas as ligas de alumínio são o encruamento e o aumento da resistência pela diminuição da granulometria. O encruamento, também conhecido como trabalho a frio, torna o metal mais resistente através da deformação plástica aplicada. Esse fenômeno é explicado com base na interação das discordâncias, pois com o aumento da deformação no material ocorre a multiplicação das discordâncias. Como consequência disso, o movimento livre das discordâncias é dificultado, já que a distância de separação entre essas entidades diminuiu, aumentando então a resistência do material. A diminuição da granulometria também é um mecanismo possível de aumento de resistência em todas as ligas de alumínio, uma vez que com a diminuição do tamanho dos grãos haverá uma maior densidade de contornos de grão, que atuam como uma barreira para a movimentação das discordâncias (CALLISTER 2012).

Levando em consideração os mecanismos de aumento da resistência disponíveis para o alumínio, podemos concluir que os processos de deformação plástica severa se apresentam como uma alternativa promissora para contornar o problema da baixa resistência mecânica desses materiais (SU et al. 2014).

3.2 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA

O tamanho de grão pode ser considerado como um fator microestrutural chave que afeta o comportamento mecânico e físico dos materiais metálicos, pois de acordo com a relação de Hall Petch, a resistência mecânica aumenta com a diminuição do tamanho de grão. Assim o controle desse parâmetro é de grande importância para alcançar as propriedades desejadas. Uma grande possibilidade para o refino microestrutural dos metais é através de processos que envolvem deformação plástica severa (ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

De acordo com Valiev e colaboradores (2006), esses processos DPS são atualmente definidos como “qualquer método de conformação plástica sob uma tensão elevada que pode ser usado para impor uma alta deformação no sólido sem a introdução de qualquer mudança significativa nas dimensões gerais da amostra e com a habilidade de produzir um refino de grão excepcional” (VALIEV, ESTRIN et al. 2006).

Um dos primeiros trabalhos que reporta o uso de processos DPS para a melhoria das propriedades dos materiais metálicos veio com o trabalho de Valiev e colaboradores (1991), no qual demonstraram a relação entre o aumento da resistência e o refino de grão extremo transmitido pelos processos DPS para uma grande quantidade de metais e ligas. O que chama a atenção nesses processos DPS é a possibilidade da sua utilização para aumento das características de resistência dos materiais metálicos convencionais de uma forma espetacular: de um fator de 8x para metais puros como o cobre e algo em torno de 30 a 50% para ligas (VALIEV, KRASILNIKOV e TSENEV 1991, VALIEV, ESTRIN et al. 2006).

O interesse na utilização das técnicas DPS vem aumentando devido a sua capacidade de produzir um refino de grão considerável ao longo de toda a espessura da amostra trabalhada, com possibilidades de aplicações estruturais e a obtenção de uma estrutura com granulometria ultrafina (UFG), com tamanho médio de grão compreendido entre 100-1000nm. Essa granulometria ultrafina é obtida devido ao cisalhamento adicional imposto nos processos de deformação plástica severa (SAITO et al. 1999, ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

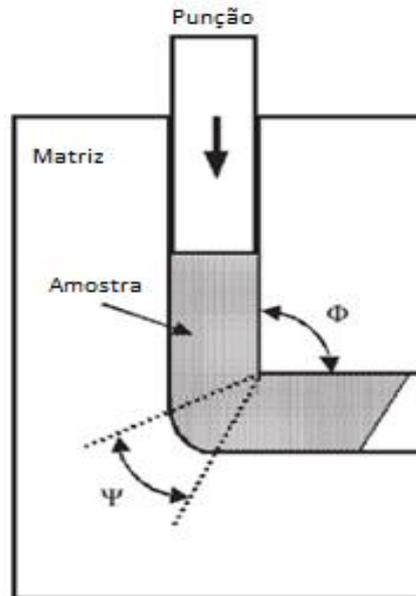
É interessante ressaltar que não apenas a um tamanho de grão pequeno é necessário para que se considere a obtenção da granulometria ultrafina. Alguns autores já atingiram condições de granulometria fina sem a utilização de processos DPS, porém, essas microestruturas não foram consideradas como granulometria ultrafina, pois muitos dos contornos de grão obtidos eram de baixo ângulo. Para que a microestrutura se encaixe nas condições de granulometria ultrafina devem prevalecer os contornos de alto ângulo. Esse fato constitui uma clara divisão

entre os materiais processados por DPS com estrutura submicrométrica e outros materiais convencionais, produzidos por laminação a frio, trefilação ou outras técnicas convencionais de conformação plástica (CHERUKURI, NEDKOVA e SRINIVASAN 2005, ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

Outra particularidade dos processos DPS é a imposição de alta quantidade de deformação sem que ocorram mudanças significativas nas dimensões gerais da peça trabalhada. Isso é atingido devido às geometrias especiais nas ferramentas que previnem o fluxo livre do material, e permitem operações multipasses, assim produzem uma significativa pressão, primordial para se alcançar as altas deformações requeridas para o refino de grão desejado. Muitos materiais cristalinos, incluindo aqueles que são frágeis em condições normais, ganham substancial ductilidade sob condições de alta tensão e podem ser trabalhados em altas deformações sem que ocorra falha (ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

Um dos processos mais utilizados, em termos de deformação plástica severa é a extrusão em canal angular (ECA), ilustrado na Figura 1. Uma deformação de cisalhamento é introduzida quando o *billet* passa através do plano onde dois canais se encontram. As dimensões da seção transversal permanecem inalteradas, permitindo uma tensão repetitiva com o decorrer dos ciclos, o que leva ao acúmulo de altas deformações. V. Segal (1999) define o ECA como uma técnica de deformação que transmite um cisalhamento intenso, uniforme e orientado. Uma grande desvantagem desse processo é a incapacidade de produzir peças de modo contínuo e a produção de peças apenas no formato de tarugos (SEGAL 1999, BÖHNER et al. 2011).

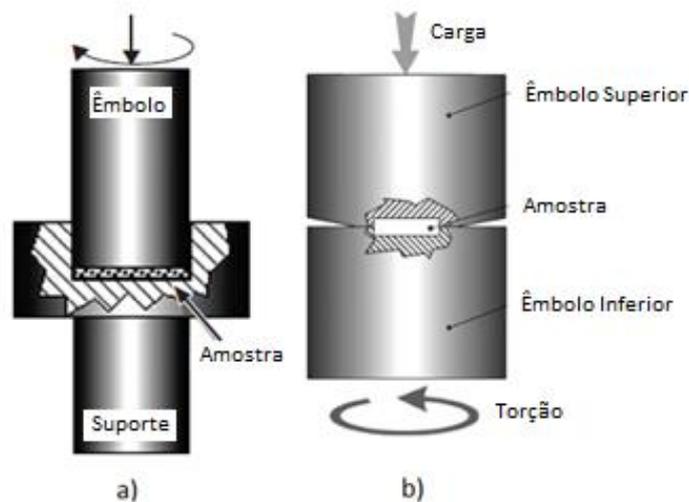
FIGURA 1 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO ECA



Fonte: Adaptado de Segal, 1999

Outro processo bastante encontrado é a torção sob alta pressão (HPT), ilustrado na Figura 2, que envolve uma combinação de uma alta tensão (em escala de GPa), com uma deformação de torção. Essa técnica, dentre os processos DPS, é a que permite um refino de grão mais eficiente. Sua grande desvantagem reside no formato utilizado até então das amostras, em forma de moeda, restringindo sua utilização em larga escala e para dimensões maiores (ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

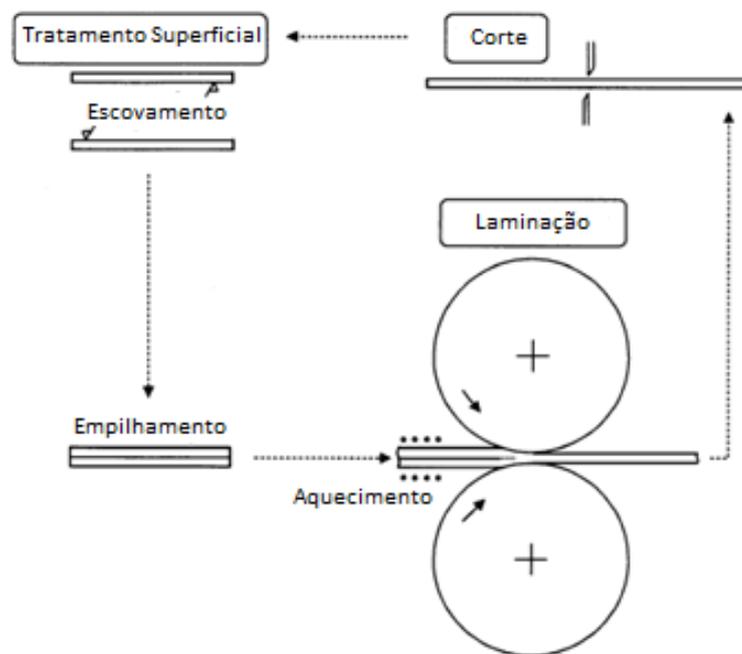
FIGURA 2 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO HPT. EM A) ROTAÇÃO APENAS NO ÊBOLO SUPERIOR; B) ROTAÇÃO EM AMBOS OS ÊBOLOS



Fonte: Adaptado de Valiev et al, 2006

A junção por laminação acumulada (JLA) foi introduzida por Saito e colaboradores (1998) como um processo para superar as maiores limitações do ECA e do HPT, que são a baixa produtividade, formas e tamanhos reduzidos de amostras. A grande vantagem tecnológica da JLA, ilustrado na Figura 3 é a utilização das facilidades da laminação convencional. Esse processo consiste no corte da chapa em duas metades, que são empilhadas e laminadas, podendo ser aplicado a uma alta gama de materiais, incluindo o alumínio comercialmente puro, ligas de alumínio-magnésio, aços, ligas de titânio, compósitos metálicos, dentre outros. (SAITO et al. 1998, ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

FIGURA 3 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO JLA



Fonte: Adaptado de Saito et al, 1999

Outros processos, derivados desses três principais aparecem na literatura, como a laminação assimétrica, laminação criogênica, ECA com matriz rotativa, extrusão angular com fricção contínua, extrusão hidrostática combinada com torção, dentre outras, evidenciando a grande quantidade de técnicas DPS disponíveis (ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

Cherukuri e colaboradores (2005) realizaram um trabalho comparativo entre JLA e ECA, e observou-se que para ambos processos, com o aumento no número de passes a dureza e a resistência mecânica das amostras de alumínio AA6061 aumentava. Böhner e colaboradores (2011) fizeram uma comparação similar, submetendo as amostras de alumínio

AA1050 a ambos os processos sob uma deformação equivalente de 6,4. Quanto à resistência à tração, a amostra processada por JLA apresentou um valor ligeiramente maior, porém com menor alongamento, o que se deve, segundo Böhner e colaboradores (2011) a algumas junções ineficientes presentes nas amostras processadas por JLA (CHERUKURI, NEDKOVA e SRINIVASAN 2005, BÖHNER et al. 2011).

Su e colaboradores (2014) também realizaram essa comparação entre os processos JLA e ECA. Avaliando os processos a uma mesma condição de deformação equivalente ($\epsilon_{eq} \sim 4$), foi mostrado que a amostra de alumínio AA1050 submetida à JLA apresentou tamanho de grão menor em comparação com o ECA, e ainda o primeiro mostrou grãos mais alongados, enquanto que o segundo exibiu grãos equiaxiais. Quanto às propriedades mecânicas, assim como no trabalho de Böhner e colaboradores (2010), as amostras processadas por JLA demonstraram maiores valores de limite de resistência à tração (SU et al. 2014).

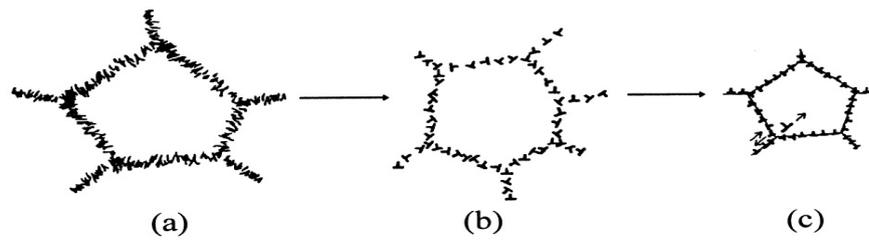
Nos processos de deformação plástica severa, a granulometria ultrafina é gerada pela formação e acúmulo das células de discordâncias. Com o aumento da quantidade de deformação, blocos de células de discordâncias são separados por contornos de discordâncias incidentais (baixa desorientação) e por contornos geometricamente necessários, através dos quais os grãos se formam (ZHU e LOWE 2000).

Resumindo esse processo de formação dos grãos, ocorre uma transformação gradual das paredes das células de contornos de baixo ângulo (CBA) para contornos de alto ângulo (CAA), que pode ser alcançado através de três mecanismos: alongamento dos grãos existentes durante a deformação plástica, causando um aumento na área de contorno; geração de contornos de alto ângulo, devido à subdivisão existente; subdivisão de grãos alongados por fenômenos como bandas de deformação e bandas de cisalhamento (ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

A criação de contornos de alto ângulo devido à subdivisão dos grãos é o mecanismo mais ativo, pois ocorre numa escala em que o cristal continua a se dividir com a multiplicação das discordâncias e dos contornos geometricamente necessários. A subdivisão se inicia em níveis de baixa e média deformação, com a formação das células e de blocos de células de discordâncias. Com o aumento da deformação, esta estrutura evolui para uma morfologia lamelar, e a maior parte dos contornos de grão se tornam contornos de médio a alto ângulo (KUHLMANN-WILDSORF e HANSEN 1991, BAY et al. 1992).

A Figura 4 mostra a evolução das células de discordância durante um processo DPS.

FIGURA 4 - EVOLUÇÃO DAS CÉLULAS DE DISCORDÂNCIAS DURANTE O PROCESSO DPS

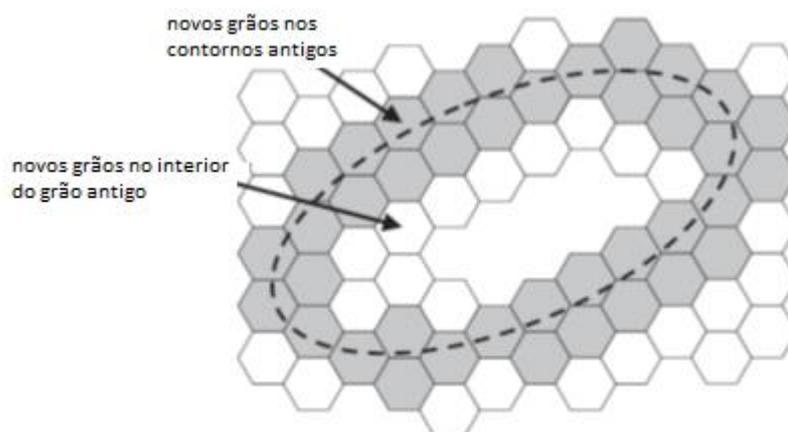


Fonte: Valiev 2002

A principal ideia da transformação das células de discordâncias é baseada em três estágios, conforme mostrado na Figura 4: em a) ocorre acúmulo das discordâncias devido a grande deformação imposta; em b) está mostrado a aniquilação das discordâncias de sinais opostos após a densidade de discordâncias alcançar um valor crítico; em c) temos o último estágio, no qual estão apenas discordâncias em excesso e de mesmo sinal (VALIEV, ALEXANDROV et al. 2002).

Um mecanismo adicional proposto Toth et al (2012) sugere que mecanismos de recristalização dinâmica são ativados com o aumento da deformação por cisalhamento imposta no processo, como acontece em ECA, conforme mostrado na Figura 5 (TÓTH, BEAUSIR et al. 2010).

FIGURA 5 - MECANISMOS DE RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA ATIVADOS PELA DEFORMAÇÃO POR CISALHAMENTO NO PROCESSO ECA

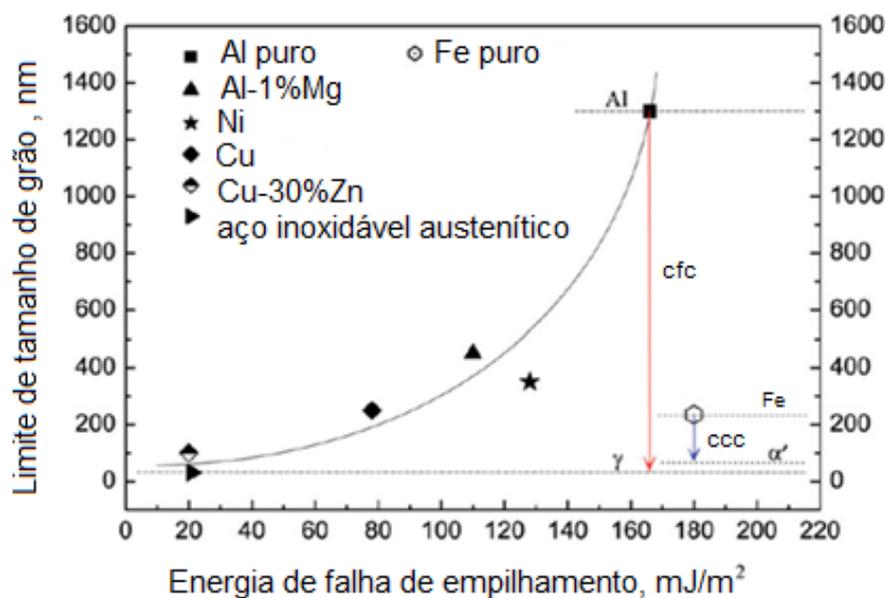


Fonte: Adaptado de Toth et al, 2012

Na Figura 5, a linha tracejada representa um grão antigo, em estado anterior a um processo de deformação plástica severa, como é o caso do ECA e do HPT. Devido à alta quantidade de deformação imposta e à temperatura utilizada, ocorre a formação de novos grãos, com menor tamanho médio e que se formam no interior dos grãos antigos, conforme indicado pelas setas na Figura 5 (TÓTH, BEAUSIR et al. 2010).

À medida em que a deformação é acumulada, a relação entre célula de discordância e tamanho de grão alcança um valor limite. Isso se mostra claro quando se compara a evolução da tensão de escoamento e da dureza para diferentes materiais processados por DPS, já que existe uma saturação nesses valores. Esse limite de saturação na densidade de discordâncias é característico para cada material, e está associado a sua energia de falha de empilhamento e a presença de elementos de liga em solução sólida. A relação entre o tamanho de grão limite e a energia de falha de empilhamento está indicada na Figura 6 (HUANG 2007).

FIGURA 6 - ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO EM FUNÇÃO DO TAMANHO LIMITE DE GRÃO PARA VÁRIOS METAIS E LIGAS



Fonte: Adaptado de Huang et al 2007

A tensão de escoamento e a dureza podem ser relacionadas com a densidade de discordâncias e com o tamanho de grão. Dessa forma, considerando a deformação equivalente de von Mises, é possível ajustar as propriedades mecânicas a um critério independente do modo de deformação. Com base nisso, Csanádi e colaboradores (2011) elaboraram uma

equação que correlaciona tensão de escoamento (σ) e deformação (ϵ), representada pela Equação 1 (CSÁNADI et al. 2011):

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \left[1 - \exp \left[\left(-\frac{\epsilon}{\epsilon_c} \right)^n \right] \right] \quad (1)$$

Onde σ_0 é a tensão de escoamento para um material recozido e σ_1 é a diferença entre a tensão de saturação (σ_{sat}) e σ_0 . O parâmetro ϵ_c depende do ancoramento das discordâncias termicamente ativadas e dos mecanismos de aniquilação, e n corresponde ao expoente de encruamento na relação de Hollomon. Para o alumínio estes valores estão mostrados na Tabela 3.

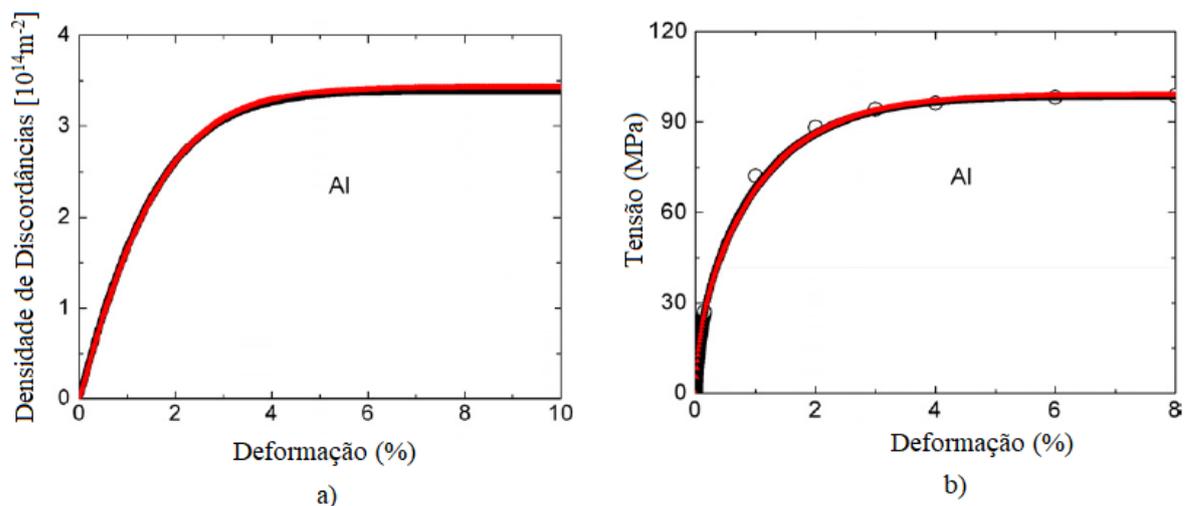
TABELA 3 - VALORES PARA EQUAÇÃO CONSTITUTIVA DE TENSÃO DE SATURAÇÃO PARA O ALUMÍNIO

Metal	σ_0	σ_1	ϵ_c	n
Al	21	101	0,79	0,69

Fonte: Csanádi et al, 2011

Com base nos valores mostrados na Tabela 3, Csanádi e colaboradores resolveram a Equação 1 e encontraram uma relação entre os valores das discordâncias e nos valores da tensão para o alumínio em função da deformação, como pode ser visto na Figura 7.

FIGURA 7 – EM (A) VALORES DE DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS; EM (B) VALORES DE TENSÃO DE SATURAÇÃO PARA O ALUMÍNIO



Fonte: Adaptado de Csanádi e colaboradores, 2011

Com auxílio da Figura 7 podemos observar que há um valor a partir do qual os valores de tensão tendem a um valor constante com o decorrer da deformação. A esse valor de tensão constante é denominado tensão de saturação, que se deve ao limite para o refino do grão no material, caracterizado pelo menor espaço para a movimentação das discordâncias na estrutura cristalina (CSÁNADI et al. 2011).

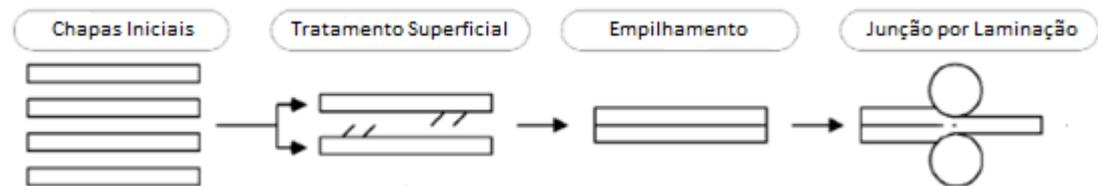
Esses processos de deformação plástica severa, através do refino microestrutural proporcionado, têm mostrado uma melhora acentuada em algumas propriedades dos materiais metálicos, como aumento da resistência mecânica, dureza, vida em fadiga, efeitos de superplasticidade, melhora na estabilidade térmica e aumento na resistência à corrosão, mudanças em propriedades magnéticas, mudanças nas temperaturas de transição em ligas com memória de forma e tolerância à radiação. Todas essas mudanças nas propriedades propiciam novas aplicações em materiais clássicos, que antes possuíam sérias restrições em determinados ambientes (ESTRIN e VINOGRADOV 2013).

3.3 JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO A FRIO

A produção de compósitos pelo processo de junção por laminação a frio tem mostrado rápido crescimento e desenvolvimento nos anos recentes, devido suas performances únicas em serviço. Os interesses nesse processamento mostram um enfoque nos mecanismos de refino de grão e no efeito da deformação na evolução microestrutural (LI, NAGAI e YIN 2008).

O processo de junção por laminação a frio é considerado uma soldagem na fase sólida, muito simples e pode ser facilmente automatizado. A junção é estabelecida pela quantidade de deformação plástica apropriada de duas ou mais chapas metálicas que são empilhadas e laminadas, conforme mostrado na Figura 8. A junção por laminação a frio não é considerada como um processo de deformação plástica severa, porém seu estudo é válido, pois abrange os mecanismos de junção entre as chapas. A junção entre as chapas ocorre quando a tensão atinge um valor grande o bastante para extrudar o material da região logo abaixo da camada de óxido através das trincas dessa camada, resultando no contato entre as superfícies opostas. Esse processo pode ser aplicado a um grande número de materiais, incluindo ligas de alumínio, aço, cobre, titânio e nióbio (JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011).

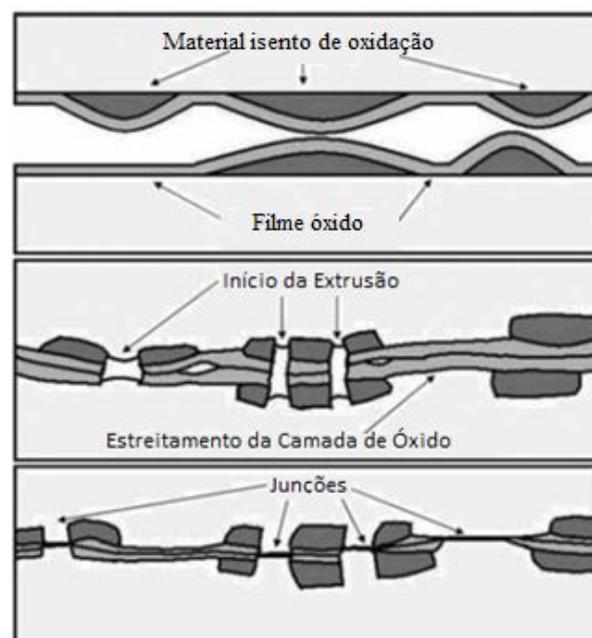
FIGURA 8 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO DE JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO A FRIO



Fonte: Adaptado de Lu, 2009

Os mecanismos de junção por laminação estão longe de serem totalmente entendidos. A teoria mais bem aceita para explicar esse mecanismo é a teoria do filme óxido. Essa teoria, de acordo com Mohamed e Washburn (1975), propõe que quando duas superfícies são colocadas em contato, uma junção poderá ser criada. Essa teoria atribui diferentes capacidades de junção para materiais com diferentes durezas, energias de falha de empilhamento e estruturas cristalinas. Jaamati e Toroghinejad (2011) complementam que, para que ocorra a junção, as camadas superficiais que contém óxidos frágeis devem se romper coerentemente, expondo superfícies metálicas subjacentes que são extrudadas através das trincas na camada de óxido. Essas superfícies metálicas, sob ação da tensão normal gerada na laminação se unem, formando as junções, conforme mostrado na Figura 9 (MOHAMED e WASHBURN 1975, LI, NAGAI e YIN 2008, JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011).

FIGURA 9 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA TEORIA DE QUEBRA DO FILME DE ÓXIDO



Fonte: Adaptado de Jaamati, 2011

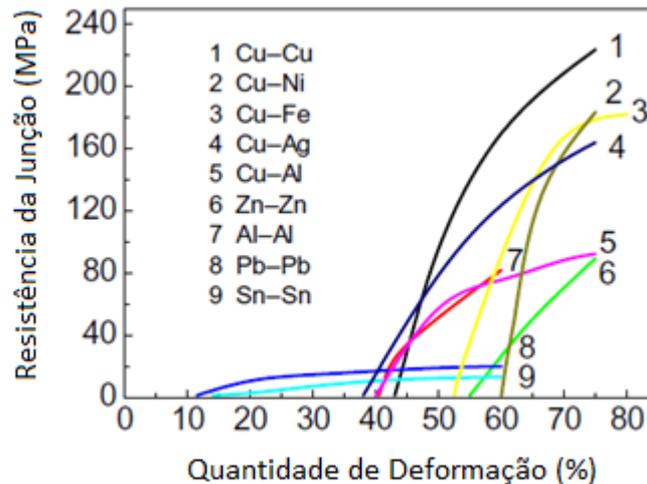
Quando as variáveis tempo e temperatura são analisadas nesse processo, a difusão se torna mais uma teoria possível para explicar os mecanismos de junção. Copper e Allwood (2014) reportaram mudanças ocorridas no processo que acarretaram em um aumento significativo na resistência da junção, quando realizado a uma temperatura de 200°C. Essa temperatura corresponde a 30% do ponto de fusão do alumínio, na qual processos difusionais prevalecem nesse material. Dessa forma, foi concluído pelos autores que, a difusão é um mecanismo importante quando se utiliza altas temperaturas no processo (COPPER e ALLWOOD 2014)

Li e colaboradores (2008) constataram que independente do mecanismo atuante, o processo de junção envolve três estágios: (1) desenvolvimento de um contato físico; (2) ativação das superfícies em contato; (3) interação entre os materiais a serem unidos. Acredita-se que a junção mecânica entre os metais primeiro se desenvolve durante a laminação e então uma junção metalúrgica se desenvolve na interface dos metais durante a junção por laminação ou por tratamentos térmicos subsequentes (LI, NAGAI e YIN 2008).

A junção por laminação a frio é afetada por vários parâmetros determinados experimentalmente, como a quantidade de deformação imposta, velocidade de laminação, condições de lubrificação, condições de preparação da superfície, geometria da zona deformada, temperatura do processo, tratamentos térmicos, adição de partículas e o tipo do metal ou liga utilizado (LI, NAGAI e YIN 2008).

O trabalho de Li Nagai e Yin (2008) e o trabalho de Jaamati e Toroghinejad (2011) são categóricos em afirmar que a redução na espessura, diretamente relacionada com a quantidade de deformação é o parâmetro mais importante. Um pré-requisito para ocorrer a junção é que a quantidade de deformação deve superar um valor limite característico para cada material como visto na Figura 10, pois para valores inferiores de deformação a quantidade de trincas na camada de óxido é pequena. Com o aumento da quantidade de deformação plástica, aumenta-se também o tamanho e o número de trincas formadas na camada de oxido, com isso mais superfícies metálicas são unidas. Para Jaamati e Toroghinejad (2011), a deformação limite para ligas de alumínio com baixo teor de elementos de liga é de aproximadamente 30%, enquanto que para Li e colaboradores (2008) esse valor é por volta de 40% (LI, NAGAI e YIN 2008, JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011)

FIGURA 10 - RELAÇÃO ENTRE A RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO E A QUANTIDADE DE DEFORMAÇÃO PARA DIVERSAS LIGAS



Fonte: Adaptado de Li et al, 2008

A velocidade de laminação foi estudada por Jaamati e Toroghinejad (2011) em tiras de alumínio AA1100, e constatou-se que com o aumento da velocidade, apesar de haver um pequeno acréscimo na temperatura (o que seria bom para a junção), houve uma diminuição na adesão. Isso pode ser relacionado com a insuficiente extrusão do metal não oxidado através das trincas devido ao curto período de tempo de contato entre as chapas (JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011).

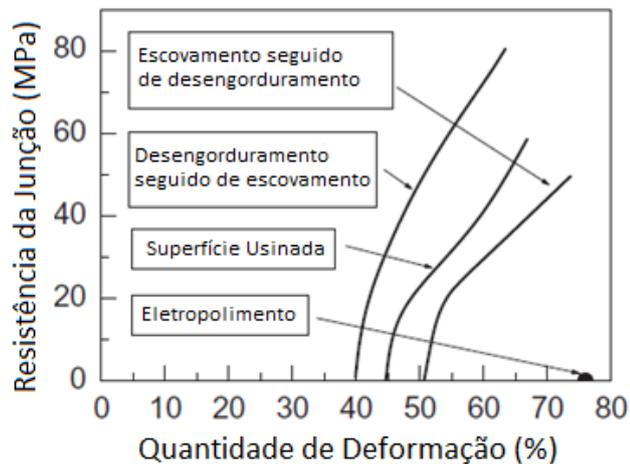
Os pesquisadores Hosseini e Kokabi, investigaram a resistência da junção sob três condições de lubrificação em ligas de alumínio AA5754: sem lubrificação, com lubrificação insuficiente, e com boa lubrificação. Foi observado que a adesão entre as chapas aumenta com um maior coeficiente de atrito, ou seja, quando as amostras são processadas sem lubrificação (HOSSEINI e KOKABI 2002)

Quanto às condições superficiais, sabe-se que as superfícies metálicas são geralmente rugosas e quando duas superfícies absolutamente limpas são pressionadas entre si, um contato é esperado. Na prática, as superfícies metálicas são cobertas por filmes de óxidos e outros contaminantes superficiais, como graxas e componentes químicos adsorvidos, que podem inibir a junção em temperaturas ambientes. Esses contaminantes não impediriam a junção, mas a retirada destes diminui em praticamente zero a deformação limite requerida para a junção em metais como alumínio, cobre e níquel por exemplo (LI, NAGAI e YIN 2008).

O método de preparação superficial mais utilizado e mais eficiente é o desgorduramento da superfície, seguido de um processo de escovação, conforme mostra a

Figura 11 que além de limpar a superfície introduz uma grande quantidade de pequenas rugosidades, gerando uma deformação cisalhante localizada que quebra a camada de óxido durante a laminação. Pode também ser utilizado um método de limpeza química, visando dissolver a camada de óxido nas superfícies a serem unidas (LI, NAGAI e YIN 2008).

FIGURA 11 - EFEITO DOS DIFERENTES MÉTODOS DE PREPARAÇÃO DE SUPERFÍCIE NA RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO



Fonte: Adaptado de Li et al, 2008

A geometria da zona de deformação, ou então fator de forma na laminação tem um grande efeito na formação da junção e na adesão. Uma investigação no efeito da variação da espessura inicial do alumínio mostrou uma diminuição na resistência da junção com o aumento da espessura (LI, NAGAI e YIN 2008).

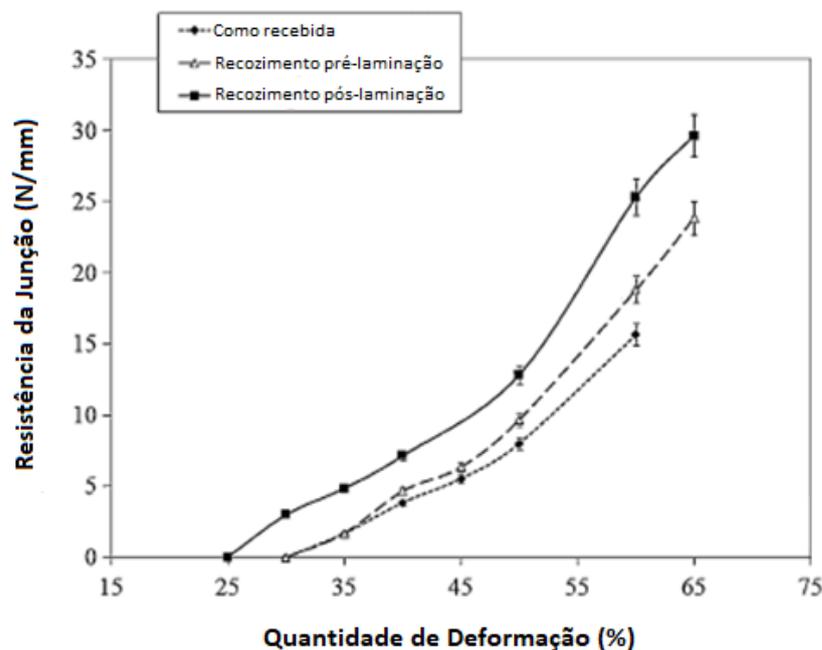
Outro fator importante à junção por laminação a frio é o tratamento térmico. Aquecimentos em intervalos pequenos, com temperaturas baixas, para que não ocorram altas taxas de recuperação e recristalização, pode produzir um aumento da adesão. Jaamati e Toroghinejad (2011) avaliaram a influência dos tratamentos térmicos em momentos anteriores e posteriores à laminação em tiras de alumínio AA1100. Quanto ao tratamento antes da laminação foi observado um aumento na adesão das chapas. Pode-se concluir que o tratamento pré-laminação facilita a quebra das camadas superficiais. Além disso, o tratamento pré-laminação reduziu a dureza das tiras, facilitando a conformação das mesmas e, ainda, aumenta a tenacidade da junção. Li e colaboradores (2008) observaram que é necessário superar uma quantidade de energia referente à quebra da camada de óxido e a extrusão do metal para que se inicie o processo de junção. Essa energia pode ser providenciada pelo tratamento térmico, pois dessa forma mais átomos obtêm a energia de ativação requerida para

a formação da ligação, e a quantidade de deformação requerida para a junção diminui. Em outras palavras, esse tratamento torna mais ligações possíveis em baixas reduções de espessura (JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011, LI, NAGAI e YIN 2008)

Jaamati e Toroghinejad (2011) avaliaram que o tratamento térmico pós-laminação em tiras de alumínio AA1100 também aumenta a resistência da junção, devido ao fenômeno da difusão, que auxilia a junção e a remoção de tensões residuais entre os materiais ligados. Assim, nas superfícies livres de óxido extrudadas que estiverem apenas parcialmente ligadas, o tratamento térmico pode completar a junção. Além do mais, quando a temperatura de recozimento pós-laminação é aumentada, em muitos metais e ligas pode haver a formação de compostos intermetálicos duros, auxiliando no aumento da resistência (JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011).

A Figura 12 mostra uma comparação entre as amostras no estado “como recebida”, com tratamento térmico anterior e em outra situação com tratamento térmico posterior à laminação. Jaamati e Toroghinejad (2011), ao comparar os tratamentos antes e depois da laminação, concluíram que os tratamentos anteriores à laminação são mais efetivos. Pode-se afirmar que o tratamento térmico desempenha um papel importante, porém a deformação continua a ser mais significativa, já que enquanto não se atinge o valor de deformação limite, não há junção (JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011).

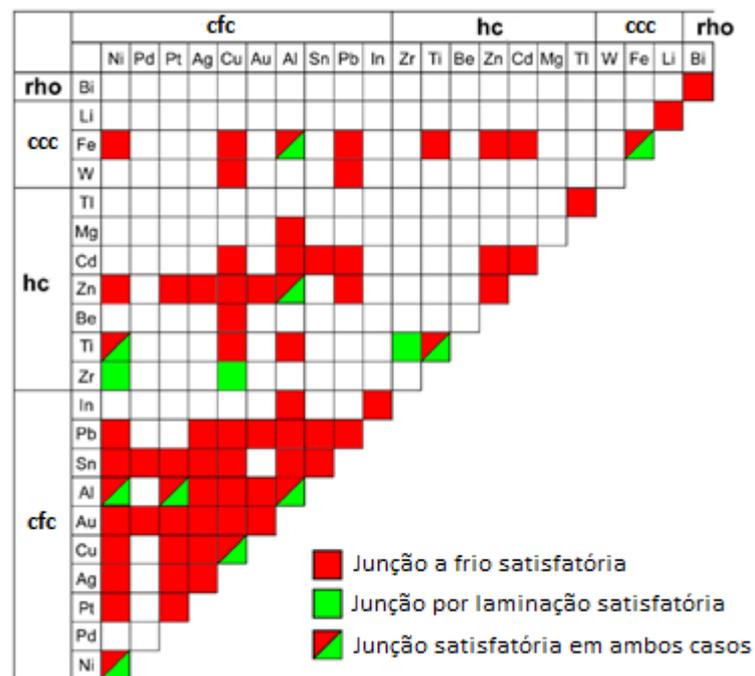
FIGURA 12 - COMPARAÇÃO ENTRE A RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO E OS TRATAMENTOS TÉRMICOS APLICADOS



Fonte: Adaptado de Jaamati, 2010

Pensando em modelos teóricos para a junção por laminação alguns mapas, que relacionam diferentes materiais em função da sua estrutura cristalina e dureza em temperaturas ambientes, podem ser encontrados na literatura, como o mostrado na Figura 13. Nesse mapa é possível observar que os materiais cúbicos de face centrada são os que apresentam desempenho mais satisfatório para junção. Metais com estrutura cúbica hexagonal possuem propriedades de junção inferiores, pois os filmes óxidos nesses materiais se quebram independentemente uns dos outros, diferentemente dos metais CFC que apresentam uma quebra coerente. Outro fator que justifica essa baixa capacidade de junção dos metais HC é o encruamento pronunciado na interface, que torna o material mais propício à fratura se comparado com os metais CFC (LI, NAGAI e YIN 2008, JAAMATI e TOROGHINEJAD 2011).

FIGURA 13 - MAPA MOSTRANDO A RELAÇÃO DE DIFERENTES MATERIAIS E SUA CAPACIDADE DE JUNÇÃO



Fonte: Adaptado de Li e colaboradores 2009

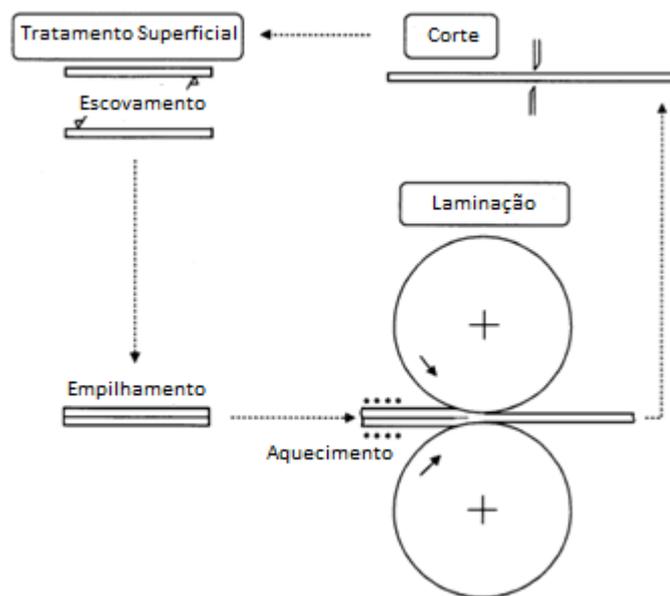
A junção por laminação a frio é aplicável à maioria dos metais e suas ligas, como pode ser observado na Figura 13. A produção de compósitos laminados pelo processo de junção por laminação a frio tem mostrado rápido crescimento e desenvolvimento nos anos recentes

devido às performances únicas em serviço. Os compósitos laminados têm mostrado muitas soluções em termos de funcionalidade e redução de custos. As aplicações encontradas até então se dividem em aplicações estruturais, térmicas, elétricas, magnéticas, resistência a corrosão e aplicações cosméticas. Acredita-se que a variedade de aplicações irá aumentar consideravelmente quando a deformação limite para a junção for reduzida consideravelmente e o processo for menos dependente da preparação superficial (LI, NAGAI e YIN 2008).

3.4 JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO ACUMULADA

A junção por laminação acumulada (JLA) foi primeiramente desenvolvida por Saito e colaboradores (1998), e é uma variação da junção por laminação a frio, considerada como um dos métodos mais promissores para a fabricação de chapas com granulometria ultra fina. A Figura 14 ilustra o processo (SU et al. 2014).

FIGURA 14 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO JLA



Fonte: Adaptado de Saito 1998

Primeiramente as superfícies que farão contato são tratadas, de modo a aumentar a resistência e a eficácia da junção. Então essas chapas são sobrepostas e submetidas à junção através de um processo convencional de laminação, assegurando uma redução de 50% em sua espessura, resultando em uma deformação equivalente de 0,8 a cada ciclo. Então, o comprimento do material laminado é seccionado em duas metades e o processo é repetido até

alcançar o nível de deformação desejado. A deformação nas chapas laminadas é altamente afetada pelas condições de fricção entre os rolos e as chapas, o que acarreta na introdução da deformação cisalhante nas regiões superficiais da chapa. Como em cada ciclo metade das regiões superficiais vão para o centro, a cada vez que o processo é repetido se introduz regiões com alta quantidade de cisalhamento ao longo da espessura da chapa processada (SAITO et al. 1998, LEE et al. 2002).

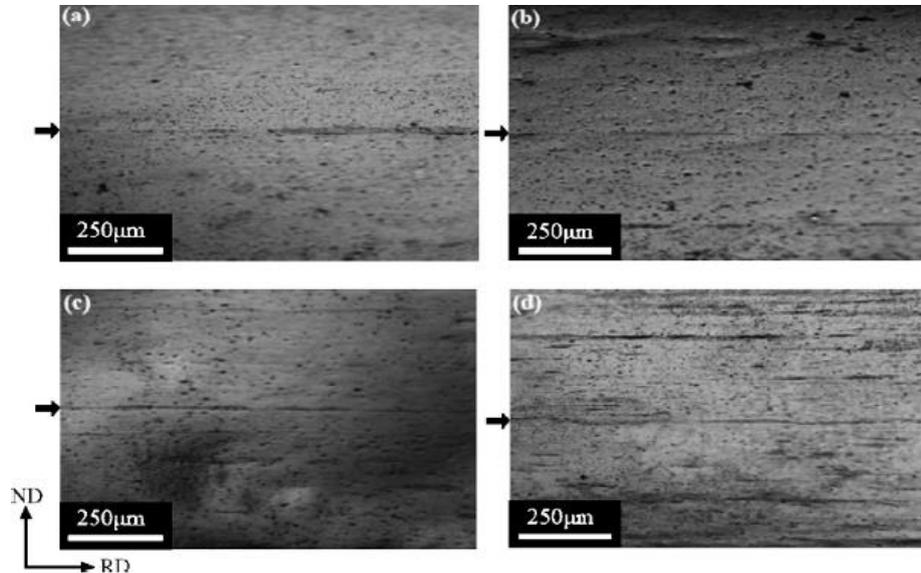
Muitos trabalhos vêm sendo realizados na área de junção por laminação acumulada desde que Saito (1998) iniciou suas pesquisas. São observados trabalhos na literatura de autores como Su e colaboradores (2013) que investigaram a junção das ligas de alumínio AA1050 e AA6061, proposta similar à de Scharnweber (2010), Xing e colaboradores (2004) que investigaram as propriedades da junção da liga de alumínio AA3003, Cherekuri e colaboradores (2005) que investigaram as propriedades da junção da liga AA6061, Quadir e colaboradores (2007) que avaliaram a microestrutura da liga Al-Sc submetida à JLA.

A JLA também tem sido vastamente utilizada para a produção de compósitos, como é o caso do trabalho de Göken e Höppel (2011) onde foi produzido um compósito entre as ligas de alumínio AA5754 e AA6014, ou o trabalho de Yu e colaboradores (2013) onde foram produzidas lâminas das ligas AA1050 e AA6061. Também são encontrados exemplos na literatura de compósitos metálicos com metais distintos, como é o caso do trabalho de Li e colaboradores (2013) onde uma lâmina contendo chapas de alumínio e cobre sobrepostas foi produzida, ou então no trabalho de Zhang e colaboradores (2004) onde uma folha bimetálica prata/cobre foi produzida (ZHANG et al. 2004, GÖKEN e HÖPPEL 2011, LI, ZU e WANG 2013, NG et al. 2013, YU et al. 2013).

A qualidade da junção é de grande importância quando é considerada a estabilidade mecânica do material, já que uma má junção pode representar pontos para início da falha no conjunto produzido, levando a uma diminuição na deformação do material. No trabalho de Saito e colaboradores (1999) na liga AA1100 foi constatado por microscopia óptica que a interface introduzida no último passe pode ser claramente vista, porém foi difícil de encontrar as interfaces oriundas de passes anteriores. Isso significa, de acordo com Saito, que as etapas subsequentes do processo aumentam a ligação das interfaces introduzidas no ciclo anterior, com a última interface apresentando uma junção de baixa qualidade. Uma constatação similar foi feita por Eizadjou e colaboradores (2009) na liga AA1100, conforme mostrado na Figura 15 na qual as interfaces relacionadas aos últimos passes estão praticamente invisíveis. Su e colaboradores (2013) também obtiveram uma boa junção entre as chapas de alumínio

AA1050 e AA6061, sem ocorrência de delaminação (SAITO et al. 1999, EIZADJOU, MANESH e JANGHORABAN 2009, SU et al. 2013).

FIGURA 15 - MICROGRAFIA ÓPTICA DA JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO ACUMULADA DO ALUMÍNIO AA1050 APÓS: A) UM; B) DOIS; C) QUATRO; D) OITO CICLOS



Fonte: Adaptado de Eizadjou, 2009

Uma das características de maior destaque do processo JLA é a capacidade de refino de grão. Muitos trabalhos encontrados na literatura mostram a relação entre o número de passes com a redução no tamanho do grão, como mostrado na Tabela 4.

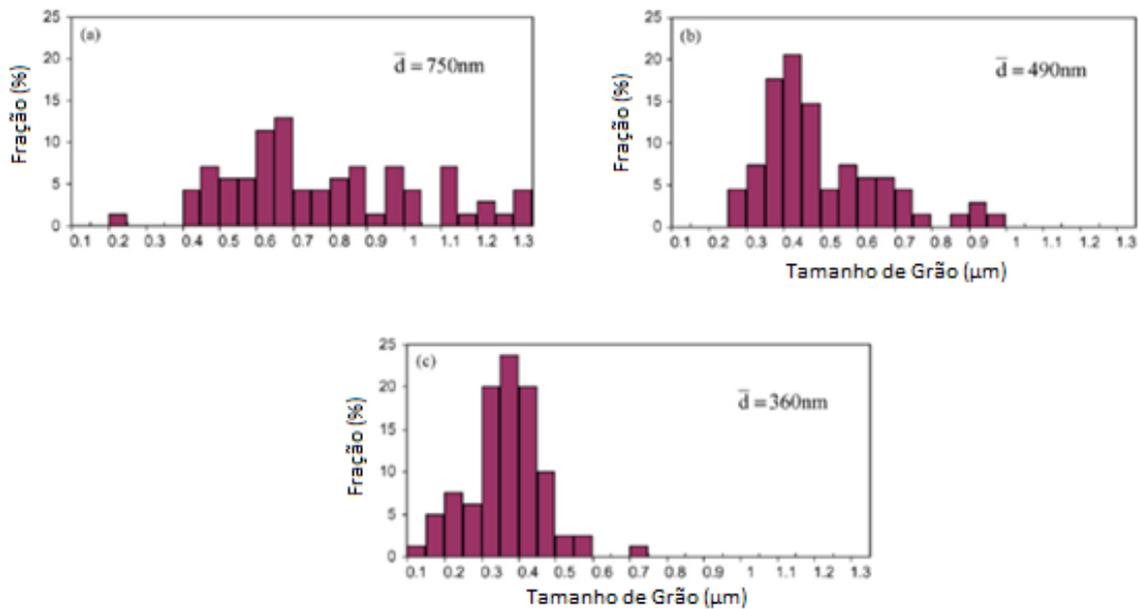
TABELA 4 - TAMANHO DE GRÃO OBTIDO POR VÁRIOS AUTORES EM FUNÇÃO DO MATERIAL E DO NÚMERO DE PASSES

Autor	Material	Nº Passes	Tamanho de grão inicial (μm)	Tamanho de grão final (μm)
Saito et al (1999)	AA1100	6	37	0,67
Xing et al (2004)	AA3003	8	-*	0,65
Cherekuri et al (2005)	AA6061	-*	-*	Menor que 1
Eizadjou (2009)	AA1100	8	33,8	0,36
Scharnweber et al (2010)	AA1050	8	-*	1,0~0,5
Su et al (2014)	AA1050	5	96	0,3

* Valor não disponível no artigo pesquisado.

Eizadjou e colaboradores (2009) mostraram a evolução do tamanho de grão em função dos ciclos como mostra a Figura 16. Foi observado que a distribuição do tamanho de grão após 2 ciclos é muito espalhada, devido a deformação plástica heterogênea e que com o aumento no número de passes, essa distribuição passou a se apresentar mais estreita (EIZADJOU, MANESH E JANGHORABAN 2009).

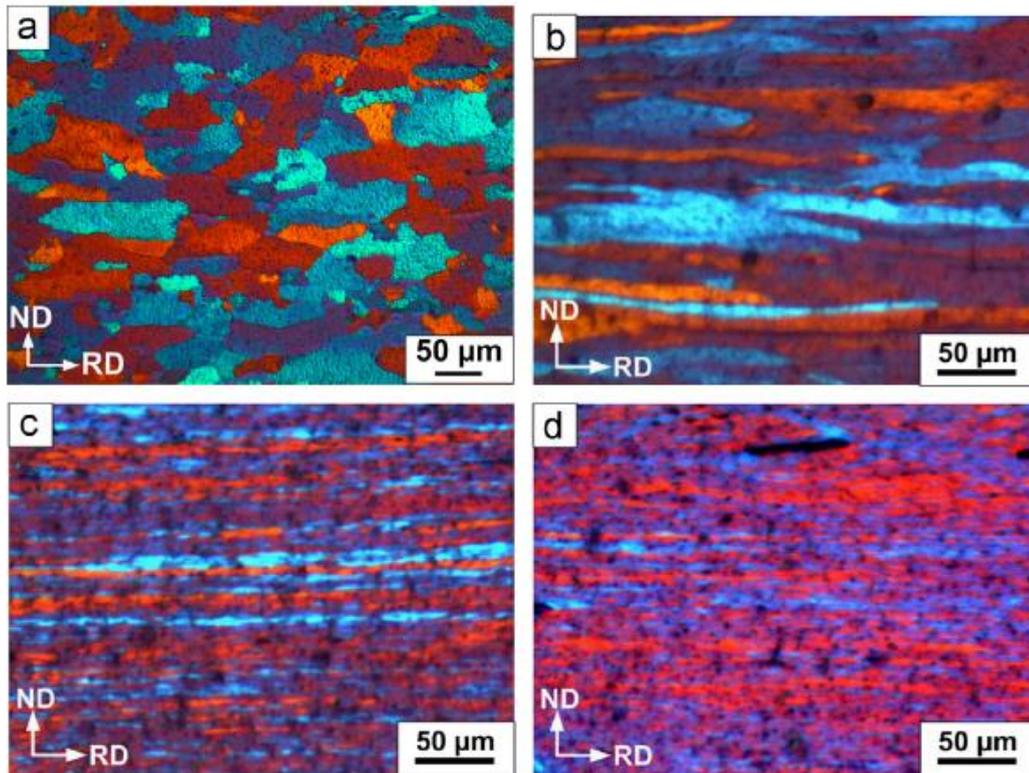
FIGURA 16 - HISTOGRAMAS DO TAMANHO DE GRÃO EM FUNÇÃO DO NÚMERO DE CICLOS ARB: A) 2 CICLOS; B) 4 CICLOS; C) 8 CICLOS



Fonte: Adaptado de Eizadjou 2009

Scharnweber e colaboradores (2010) avaliaram a microestrutura das ligas de alumínio AA1050 e AA6061, na direção normal e na direção de laminação. A estrutura obtida foi similar àquela obtida na laminação convencional, com grãos mais alongados no sentido da laminação, fato também observado por Su e colaboradores (2013) para as mesmas ligas. As maiores dimensões na direção de laminação se justificam pelo drástico alongamento que ocorre na mesma, ausente na direção normal. Su e colaboradores (2014) também obtiveram resultados similares para a liga AA1050, como mostra a Figura 17. (SCHARNWEBER et al. 2010, SU et al. 2013, SU, LU E LI et al. 2014)

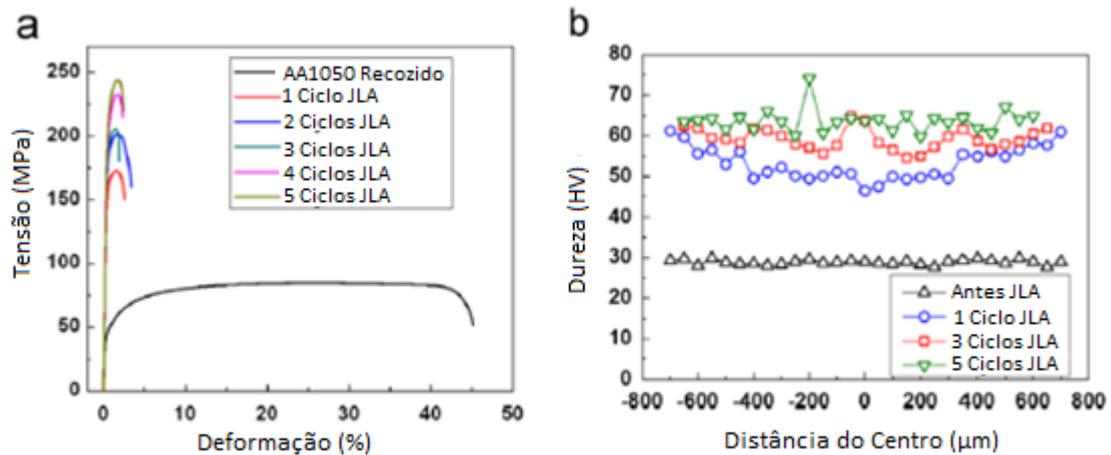
FIGURA 17 - MICROGRAFIA ÓPTICA DO AA1050: A) ANTEIOR AO JLA; B) UM; C) TRÊS; D) CINCO CICLOS JLA



Fonte: Su, 2014

É consenso entre os pesquisadores que a redução na granulometria do material afeta diretamente suas propriedades mecânicas. Quanto às propriedades em tração observa-se que o material após a JLA exibe um aumento na resistência mecânica e uma diminuição no alongamento. Isso foi mostrado por Saito e colaboradores (1998) para o alumínio AA1100 após 6 passes de JLA, onde foi observado um aumento na resistência mecânica de 3,7 vezes em relação ao material antes do processo e uma redução drástica no alongamento do material, de 50% para 8%; Eizadjou e colaboradores (2009) também notaram esse aumento na resistência para o mesmo material, alcançando um valor de limite de resistência à tração de 303,8MPa, e uma drástica redução no alongamento. Um comportamento similar foi observado por Su e colaboradores (2014) para o alumínio AA1050, alcançando um limite de resistência à tração de 243 MPa após 5 ciclos JLA, conforme mostrado na Figura 18a (SAITO et al. 1998, EIZADJOU, MANESH E JANGHORABAN 2009, SU et al. 2014).

FIGURA 18 - VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM FUNÇÃO DO NÚMERO DE CICLOS: A) ENSAIO DE TRAÇÃO; B) ENSAIO DE DUREZA



Fonte: Adaptado de Su, 2014

Outra propriedade do material diretamente afetada pelo refino da granulometria é a dureza. Nos trabalhos de Eizadjou e colaboradores (2009) e de Su e colaboradores (2014) realizados em diferentes liga de alumínio observa-se a mesma tendência: o aumento da dureza diretamente relacionado com o aumento no número de passes. Após 8 ciclos, Eizadjou e colaboradores (2009) obtiveram uma dureza de 82,1HV, aproximadamente 4 vezes maior se comparado com o material antes do processo para o alumínio AA1100. No trabalho de Su e colaboradores (2014) pode ser encontrado um estudo mais detalhado dessa propriedade para o alumínio AA1050. Segundo esse autor, após o 1º passe houve um aumento significativo no valor da dureza, por volta de 2 vezes do valor inicial e o perfil de dureza exibia valores menores no centro da chapa, que cresciam gradualmente ao aproximar-se da superfície. Esse efeito foi mostrado por Lee e colaboradores (2002), que pode ser devido à tensão de cisalhamento redundante que atua na superfície, gerada pelo atrito entre rolos e chapa. Após o 3º passe foi observado por Su e colaboradores (2014) um aumento nos valores de dureza, porém em magnitude menor quando comparado com o 1º passe. Também foi observada uma distribuição mais homogênea do perfil de dureza, apesar de ainda haver valores maiores para as extremidades da espessura, como mostrado na Figura 18b. O incremento nos valores de dureza ocorreu até o 5º ciclo e não foi observada saturação. Nesse estágio do processo, além do aumento na dureza média, também foi observado um perfil mais homogêneo, sem diferenças marcantes entre a superfície e o centro da chapa. Essa crescente homogeneidade, segundo Su e colaboradores (2014), se deve tanto ao refino microestrutural do processo quanto às partículas de óxido ao longo das interfaces. Quanto maior o número de ciclos JLA,

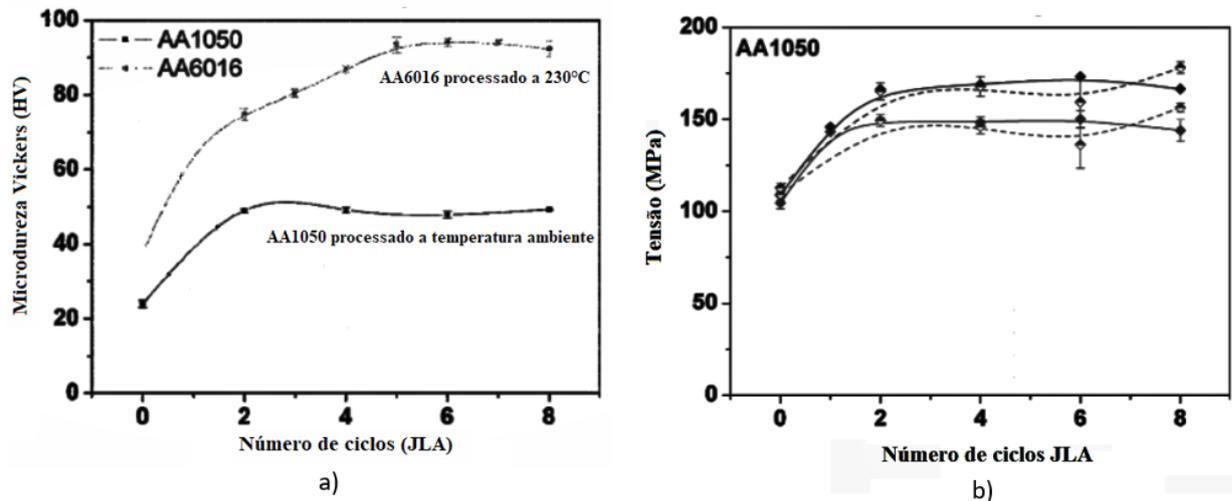
mais homogêneo será o perfil da espessura (TOPIC et al. 2008, EIZADJOU, MANESH e JANGHORABAN 2009, SU et al. 2014).

O aumento da resistência mecânica e dos valores de dureza pode ser atribuídos à deformação e principalmente pela redução no tamanho de grão. Saito e colaboradores (1998) e Lee e colaboradores (2002) colocam também como um possível fator o endurecimento devido a dispersão de óxidos na superfície das camadas. Um outro fator, discutido por Scharnweber e colaboradores (2010), pode ser atribuído à densidade de discordâncias armazenada em função da deformação à qual o material foi submetido. Para alguns materiais, como foi o caso da liga AA6061 estudada por esse autor podem haver outros mecanismos como o endurecimento por precipitação (SAITO et al. 1998, LEE et al. 2002, SCHARNWEBER et al. 2010).

Segundo Eizadjou e colaboradores (2009), para estágios até 3 ciclos de JLA o endurecimento por deformação devido às discordâncias desempenha um papel importante no aumento da resistência do alumínio AA1100. A partir de 4 ciclos o aumento da resistência deve-se mais à evolução microestrutural e a formação de grãos ultrafinos. Foi observado também que o número de grãos com contornos de alto ângulo aumentou com o aumento do número de ciclos, até o limiar de 8 ciclos (EIZADJOU, MANESH e JANGHORABAN 2009).

O comportamento do endurecimento mostra uma saturação em altas quantidades de deformação, como pode ser visto nas Figuras 19a e 19b para as propriedades de dureza e limite de resistência à tração respectivamente. Esse fenômeno ocorre, pois, os materiais que atingem um estado estável para as discordâncias. Esse estado é determinado por um balanço dinâmico entre a geração das discordâncias durante a deformação plástica e os processos de recuperação dinâmica. A temperatura necessária para a recuperação dinâmica é aumentada nos grãos ultrafinos, devido à criação de contornos de grão de alto ângulo instáveis e alta energia de equilíbrio (TOPIC et al. 2008, EIZADJOU, MANESH E JANGHORABAN 2009).

FIGURA 19 - EM A) COMPORTAMENTO DE SATURAÇÃO DA MICRODUREZA PARA O ALUMÍNIO AA1050 E AA6016; EM B) COMPORTAMENTO DE SATURAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRACÇÃO PARA O ALUMÍNIO AA1050



Fonte: Adaptado de Topic et al, 2008

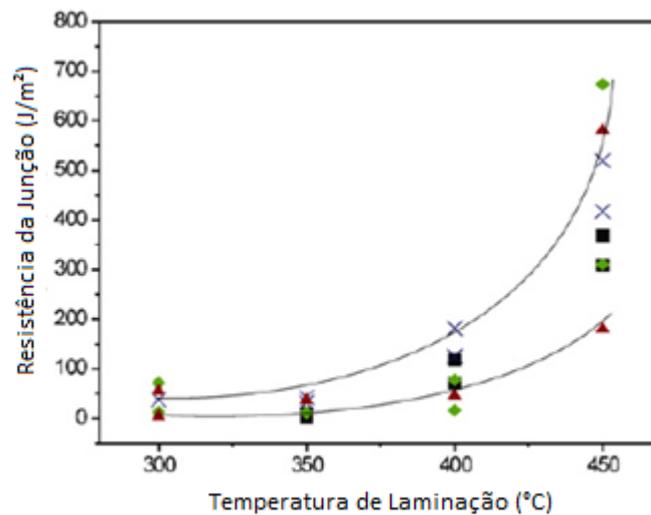
Saito e colaboradores (1999) constataram a presença de alta desorientação entre grãos individuais, que aumentou com o aumento do número de passes para o alumínio AA1100, confirmado por Eizadjou e colaboradores (2009). Resultados similares foram encontrados por Xing e colaboradores (2004), onde foi analisada a liga AA3003, a qual após 3 ciclos apresentava uma baixa desorientação, mas que aumentou após 8 ciclos. Su e colaboradores também encontraram um resultado similar, observando grãos fortemente alongados na direção de laminação, separados por contornos de alto ângulo (SAITO et al. 1999, XING, KANG e KIM 2004, SU et al. 2013).

Eizadjou e colaboradores (2009) resumem a evolução da microestrutura do alumínio AA1100 da seguinte forma: primeiramente ocorre a criação de finas estruturas de células de discordâncias, com contornos de baixo ângulo; em seguida ocorre o refino das células de discordâncias; em seguida ocorre um aumento na desorientação para os contornos de baixo ângulo; por último se tem uma estrutura de grãos bem definida, com contornos de grão bem definidos (EIZADJOU, MANESH E JANGHORABAN 2009).

A temperatura de processo é um parâmetro que deve ser cuidadosamente escolhido. Quadir e colaboradores (2008) avaliaram a influência da temperatura de laminação em função da resistência da junção em amostras de alumínio AA1050 e concluíram que temperaturas mais elevadas acarretam em junções mais resistentes, como pode ser visto na Figura 20. No entanto, deve ser feito um balanço para a escolha da temperatura a ser utilizada, uma vez que

baixas temperaturas podem resultar em ductilidade insuficiente, levando a uma junção de baixa qualidade, enquanto que temperaturas muito elevadas (acima da temperatura de recristalização do material) podem causar o cancelamento da deformação acumulada (SAITO et al. 1999, QUADIR, WOLZ et al. 2008).

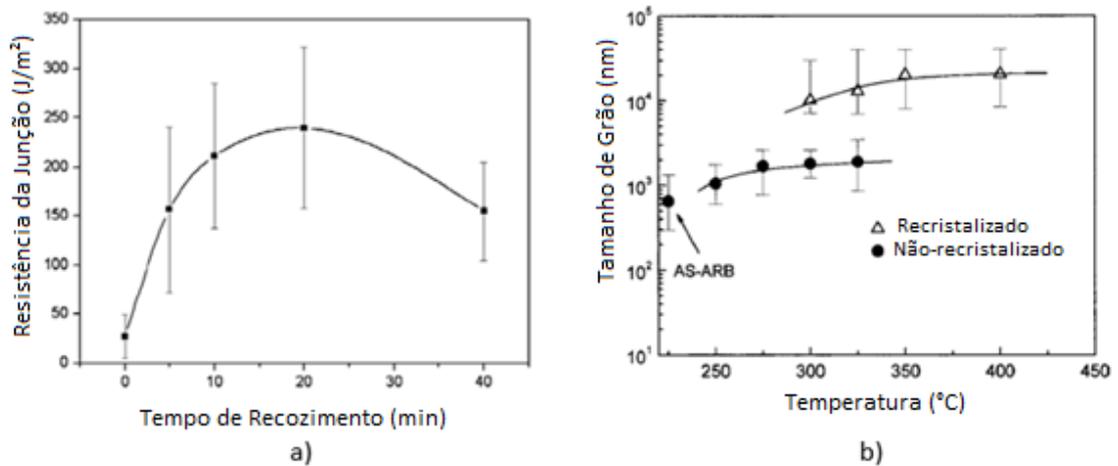
FIGURA 20 - INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE LAMINAÇÃO NA ADESÃO



Fonte: Adaptado de Quadir, 2008

Tratamentos térmicos são utilizados nos processos JLA com o objetivo principal de fortalecer a junção entre as chapas adjacentes e seus parâmetros devem ser cuidadosamente escolhidos. Quadir e colaboradores (2008) avaliaram o efeito do recozimento após a laminação no alumínio AA1050 e observaram que a resistência máxima para junção foi obtida após um recozimento a 350°C por 20 minutos, sem que houvessem prejuízos nas propriedades mecânicas, conforme mostrado na Figura 21a. Xing e colaboradores (2004) avaliaram o efeito do recozimento após a laminação para a liga AA3003. Esse tratamento proporcionou uma junção mais resistente, porém ao deixar o material exposto a uma temperatura de 350°C por 1 hora ocorreu o crescimento dos grãos de 0,65µm para 20 µm, retornando praticamente ao estado anterior à deformação por JLA. Esse aumento no tamanho de grão, conforme mostrado na Figura 21b fez também com que o limite de resistência à tração diminuísse e o alongamento aumentasse consideravelmente. A dureza também sofreu alteração após o tratamento térmico, de modo que após o recozimento a dureza diminuiu de 77,7HV para 38,5HV, o mesmo valor anterior ao processo (XING, KANG E KIM 2004, QUADIR, WOLZ et al. 2008).

FIGURA 21 - EM A) EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA RESISTÊNCIA DA JUNÇÃO; EM B) CRESCIMENTO DE GRÃO APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO



Fonte: a) Adaptado de Quadir, 2008; b) Adaptado de Xing, 2004

O aumento na temperatura, seja para tratamentos térmicos, seja para a realização do processo a quente promove a formação de óxidos na superfície da chapa trabalhada. Quadir e colaboradores (2007) avariaram imagens de microscopia que mostram detritos de óxidos descontínuos e irregulares formados durante o aquecimento antes da junção em amostras de alumínio AA1050 (QUADIR, AL-BUHAMAD et al. 2007).

As camadas de óxidos são prejudiciais para a formação de uma boa junção. Conforme discutido em seções anteriores, as superfícies devem estar limpas e com bom contato entre si, o que requer a remoção da maior quantidade possível das camadas de óxido superficiais para que ocorra uma boa junção (QUADIR, WOLZ et al. 2008).

Segundo Ferry e Burhan (2007) e Quadir e colaboradores (2008), após múltiplos ciclos JLA espera-se que o filme óxido fique fragmentado em finas partículas, e sua dispersão na matriz auxilie no aumento da resistência do material. Uma vez que o filme de óxido é efetivamente quebrado, a resistência da junção aumenta com o aumento da temperatura, devido ao aumento na taxa de difusão na interface metal-metal. Altas temperaturas também auxiliam no fluxo de material e promovem o preenchimento dos *voids* criados entre duas superfícies de contato, aumentando também a resistência da junção (FERRY e BURHAN 2007, QUADIR, WOLZ et al. 2008).

Sabe-se que a estrutura de granulometria ultrafina pode evoluir homogeneamente e gradualmente durante o processamento em materiais deformados severamente. Esse fenômeno é conhecido por recristalização dinâmica. Conforme Quadir e colaboradores (2007) a recristalização dinâmica ocorre dependendo da fração relativa entre os contornos de alto e

baixo ângulo. Segundo Humphreys (1997), as ligas de alumínio estão sujeitas à esse acontecimento devido a sua alta energia de falha de empilhamento (QUADIR, AL-BUHAMAD et al. 2007).

De acordo com Scharnweber e colaboradores (2010), a recristalização dinâmica também pode ser caracterizada pela subdivisão dos grãos ultrafinos, recuperação para formar contornos limpos e migração do contorno de grão em baixa escala. De acordo com o mecanismo da recristalização dinâmica, as discordâncias produzidas pelo encruamento se acumulam progressivamente em contornos de subgrãos, levando a um aumento na desorientação e na formação de contornos de alto ângulo, quando um valor crítico de desorientação é atingido. No entanto, não apenas a transformação de baixo para alto ângulo se faz presente, mas também a migração limitada dos contornos de alto ângulo, principalmente guiada pela diferença entre a densidade de discordâncias dos grãos localizadas nos dois lados do contorno. Por um lado, além da usual recuperação dinâmica, essa migração do contorno leva a absorção da discordância para o interior dos grãos, deixando o material menos duro. Por outro lado, esse fenômeno aumenta a subdivisão dos contornos de alto ângulo, podendo desenvolver mais contornos dessa natureza, aumentando a resistência do material. Foi reportado que contínuas mudanças na desorientação são convertidas em contornos de alto ângulo pelo rearranjo das discordâncias através de mecanismos de difusão de curto alcance. Essa difusão também é possível em temperatura ambiente devido ao aumento de temperatura durante a deformação plástica (EIZADJOU, MANESH e JANGHORABAN 2009, SCHARNWEBER et al. 2010).

Segundo Su e colaboradores (2014), a microestrutura interfacial possui uma influência muito grande na junção, sendo considerada capaz de aumentar a resistência da junção, já que os valores de dureza próximo às interfaces são maiores. No entanto, isso não conclui que todos os tipos de microestrutura refinada nas interfaces possuem efeitos positivos no aumento da resistência, já que a interface pode atuar como um centro de origem das trincas (SU et al. 2014).

Resultados de microscopia eletrônica de varredura obtidos por Su e colaboradores (2014) no alumínio AA1050 mostram que para a amostra submetida a 1 ciclo foram observados grãos levemente alongados e células com alta densidade de discordâncias. Após 5 ciclos, os grãos apresentaram um maior alongamento, e com contornos de grão claramente definidos. A maioria dos contornos está claramente definida após 5 ciclos, enquanto que muitos grãos possuem alta densidade de discordâncias em seu interior (SU et al. 2014).

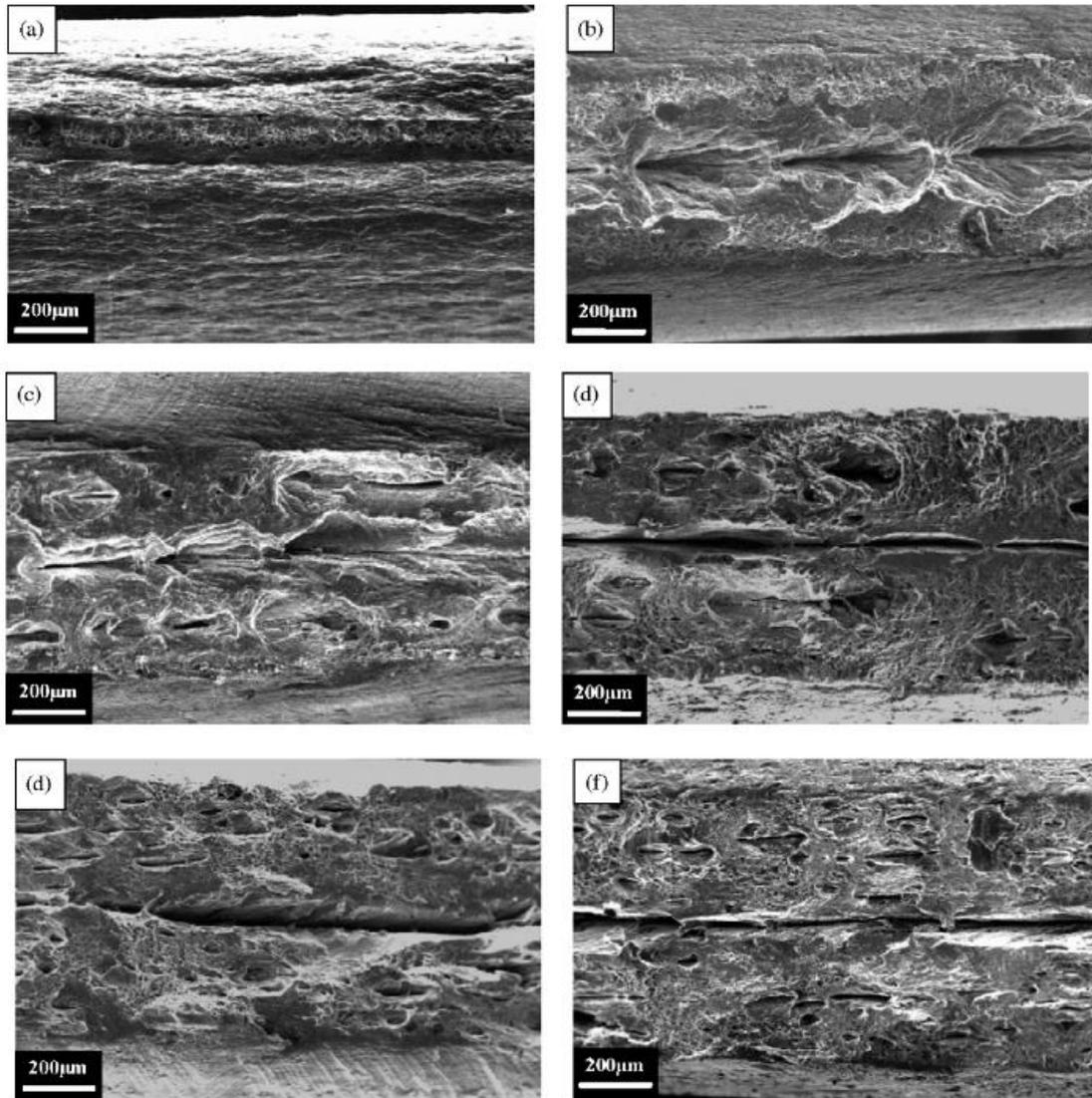
A camada de alumínio é composta por subestruturas alongadas na direção de laminação, que se assemelham às subestruturas de banda lamelar (LBs). No trabalho de Quadir e colaboradores (2007), em camadas de Al-Sc, foram detectadas bandas de deformação (DBs) e bandas de cisalhamento (SBs), que são típicas de metais que apresentam de média a baixa energia de falha de empilhamento. A formação das bandas de cisalhamento é comum em deformações altas, o que pode ser alcançado em processos DPS, e geralmente se formam nas camadas endurecidas (QUADIR, AL-BUHAMAD et al. 2007).

Uma similaridade microestrutural entre as camadas de alumínio e Al-Sc, detectada por Quadir e colaboradores (2007) são das bandas lamelares separadas por paredes densas de discordâncias. Esse tipo de estrutura é encontrada em muitos metais submetidos a deformações maiores que 3 (QUADIR, AL-BUHAMAD et al. 2007).

Nos processos de deformação plástica severa observa-se uma intensa ação do cisalhamento, devido ao estado de deformação alcançado, bem como a quantidade de deformação imposta ao material, que pode resultar em altas quantidades de discordâncias acumuladas. Lee e colaboradores (2002) analisaram o efeito do cisalhamento nas amostras de alumínio AA1100 processadas por JLA. Em seu estudo realizou-se marcas nas amostras para um efeito visual do cisalhamento na superfície do material. Os resultados mostram que os pontos foram severamente deformados em regiões próximas à superfície, devido a alta fricção entre rolos e amostra. Tendo esses resultados em mãos esses autores geraram um gráfico, mostrando o aumento do cisalhamento imposto em função do aumento no número de passes. Também foi concluído que as regiões de menor granulometria correspondem a um máximo cisalhamento, mostrando que o cisalhamento redundante desempenha um papel importante no refino do grão (LEE et al. 2002).

Amostras de alumínio AA1100 submetidas ao ensaio de tração foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura, de modo a observar a falha ocorrida após a fratura no ensaio. Eizadjou e colaboradores (2009), como mostra a Figura 22, identificaram zonas de cisalhamento entre as interfaces formadas nos passes anteriores. Quanto à delaminação é possível observar uma repetição, onde sempre a última dobra sofre uma delaminação mais severa, e as outras dobras, referentes a ciclos anteriores não são se observa delaminação evidente, conforme também observado por Saito (1999) e por Su (2014) (EIZADJOU, MANESH e JANGHORABAN 2009, SU et al. 2014, SAITO et al. 1999).

FIGURA 22 - MICROGRAFIA DA REGIÃO FRATURADA DAS AMOSTRAS: A) ANTES DA JLA; B) APÓS 1 CICLO; C) APÓS 2 CICLOS; D) APÓS 4 CICLOS; E) APÓS 6 CICLO; F) APÓS 8 CICLOS.



Fonte: Eizadjou 2009

Materiais recristalizados que possuem estrutura CFC, de acordo com Suwas e Gurao (2008) exibem uma textura com componentes cúbicos muito intensos, e isso pode gerar alguns problemas durante os processos de conformação mecânica, como na estampagem do alumínio, onde observa-se o problema do “orelhamento”, mostrado na Figura 23. Dessa forma, é necessário avaliar a influência do processo JLA na textura do alumínio após o processamento. Saito e colaboradores (1998) avaliaram a textura desenvolvida no alumínio AA1100 após o processo JLA. Figuras de polo $\{111\}$, próximas à superfície mostraram as conhecidas texturas de cisalhamento no alumínio laminado. Essa textura se forma devido ao cisalhamento redundante na superfície de laminação. Figuras de polo medidas no centro da

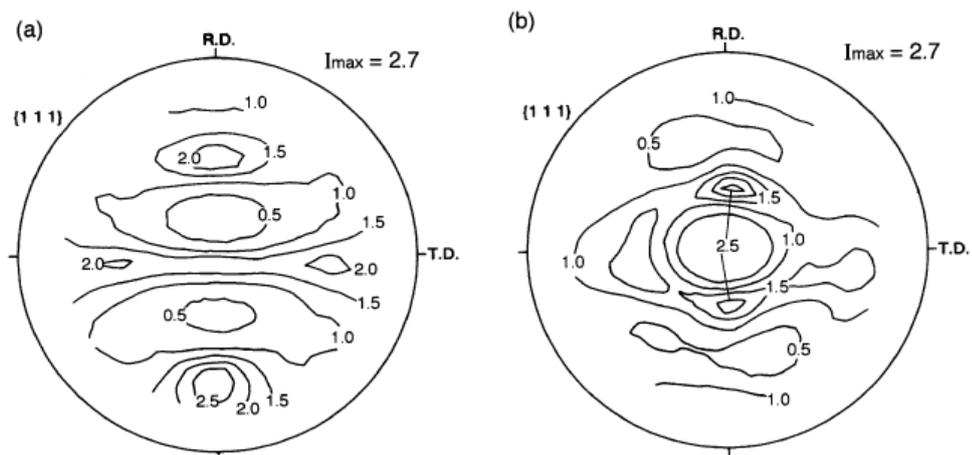
amostra exibem uma textura típica de cisalhamento, com menor simetria, se comparada com uma laminação típica, como mostra a Figura 24 (SAITO et al. 1998, SUWAS e GURAO 2008)

FIGURA 23 - AMOSTRA ESTAMPADA DE ALUMÍNIO. EM A) AMOSTRA SEM "ORELHAMENTO"; B) AMOSTRA COM "ORELHAMENTO"



Fonte: Adaptado de Suwas, 2008

FIGURA 24 - TEXTURAS DE LAMINAÇÃO PARA A AMOSTRA JLA SUBMETIDA A 8 CICLOS. EM A) ANÁLISE DE TEXTURA NA SUPERFÍCIE DA AMOSTRA; B) NO CENTRO DA AMOSTRA.

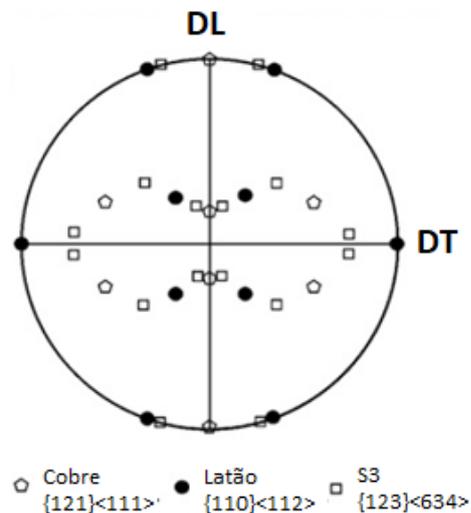


Fonte: Saito 1998

A textura obtida por Quadir e colaboradores (2007) em amostras de alumínio AA1050 foi caracterizada como uma textura típica desenvolvida no alumínio laminado a frio. Os resultados componentes de texturas distribuídos ao longo da fibra β de cobre a latão, passando por S3, conforme mostrado na Figura 25. O componente Goss não foi observado, pois esse

componente é comum apenas em deformações baixas a moderadas, o que não se encaixa nas altas deformações proporcionadas pelo JLA. Vale a pena ressaltar também que a recristalização contínua auxilia bastante na retenção das texturas típicas de laminação (CHOWDHURY et al. 2006, QUADIR, AL-BUHAMAD et al. 2007).

FIGURA 25 - COMPONENTES DE TEXTURA TÍPICOS DA LAMINAÇÃO A FRIO



Fonte: Quadir, 2007

Em seu trabalho, Scharnweber e colaboradores (2010) constataram que a textura cúbica desapareceu completamente após 8 ciclos JLA, exibindo componentes majoritariamente cobre, que se deve à alta energia de falha de empilhamento no alumínio puro (AA1050). Também foi relatado pelos pesquisadores o componente de cubo rodado, típico de uma deformação por cisalhamento simples, resultado da fricção entre os rolos e a chapa trabalhada (SCHARNWEBER et al. 2010).

Conforme discutido acima, a influência da textura cristalográfica na conformação de chapas é conhecida, com uma conformabilidade superior geralmente caracterizada por um alto parâmetro de Lankford e um valor de anisotropia planar ΔR próximo à unidade. A otimização de R nos metais cúbicos usualmente requer uma fibra γ forte ($\{111\}\parallel DN$). Sendo assim, as ligas de alumínio requerem uma troca de abordagem na textura, conhecida como balanço na textura, onde uma combinação de certas orientações é requerida de modo a anular o efeito adverso de outras orientações. Por exemplo, a estrutura cúbica sozinha não é desejável, mas na presença da fibra β pode ser benéfica, ou em outro exemplo, no qual o

componente de latão contribui na anisotropia planar, mas que pode ser anulada pela componente cúbica (QUADIR, AL-BUHAMAD et al. 2007).

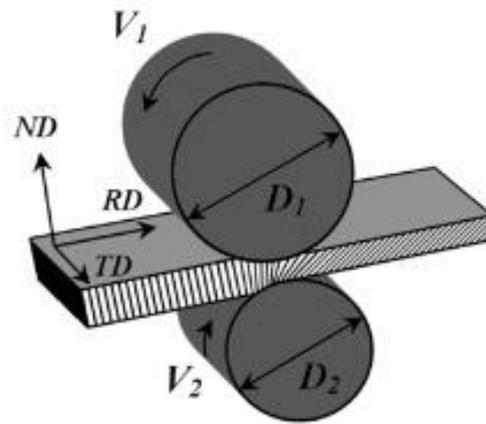
Uma das grandes vantagens do processo JLA é a introdução de uma grande quantidade de deformação plástica no material sem que ocorram mudanças acentuadas na geometria da amostra, o que acarreta na obtenção de materiais com alta resistência mecânica, sem a adição de elementos de liga ou tratamentos termomecânicos complexos. Eizadjou e colaboradores (2009) também enumeram como vantagens desse processo: não necessita de maquinário com alta capacidade de carga e matrizes custosas; produtividade contínua e elevada; a quantidade de material produzido não é limitada. As principais desvantagens desse processo são a possibilidade de ocorrência de defeitos devido a uma junção não efetiva e a manutenção da textura típica de laminação convencional, o que pode gerar defeitos futuros em etapas de conformação plástica (SAITO et al. 1999, EIZADJOU, MANESH e JANGHORABAN 2009, SCHARNWEBER et al. 2010).

3.5 LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA

Como visto na seção 3.1, a habilidade de conformação plástica depende da ductilidade e da textura desenvolvida no material durante o processo de manufatura. Na laminação convencional e no processo JLA são desenvolvidas texturas que não são favoráveis à estampagem das chapas de alumínio, fato que pode ser melhorado através da laminação assimétrica (SIDOR, PETROV e KESTENS 2011).

Segundo Sidor e colaboradores (2008), a laminação assimétrica é uma variação do processo convencional de laminação, no qual as velocidades angulares dos rolos superior e inferior são diferentes devido à mudança no diâmetro de um dos rolos ou então na velocidade de um destes, como mostrado na Figura 26. Nessas circunstâncias, o material é sujeito a um estado plano de deformação combinado com um cisalhamento adicional que atua na direção de laminação, caracterizando a laminação assimétrica como um processo de deformação plástica severa (ZUO et al. 2008, SIDOR et al. 2008, WRONSKI E BACROIX 2014).

FIGURA 26 - ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA



Fonte: Adaptado de Sidor, 2009

Esse cisalhamento adicional desempenha um papel crítico no refino de grão dos materiais metálicos, contribuindo para sua rotação e subdivisão. O cisalhamento também influencia na textura cristalográfica, o que possibilita uma melhora nas propriedades da chapa para processos de deformação plástica subsequente, além de reduzir a força e o torque aplicados, justificando a aplicação industrial desse processo, pois pode aumentar a vida útil dos rolos e dos maquinários necessários para a laminação (LI, NAGAI E YIN 2008, ZUO et al. 2008, YU, LU et al. 2012).

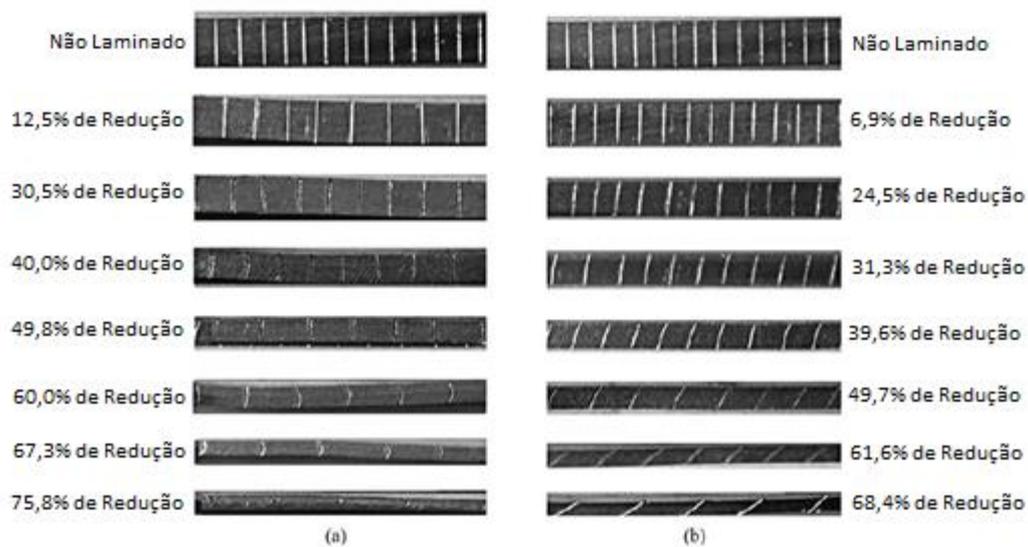
Na laminação assimétrica alguns parâmetros como o diâmetro dos rolos, as condições de fricção entre as chapas e a velocidade de rotação são considerados vitais para o processo. Dessa forma, Ji e Park (2009) avaliaram a influência desses e outros parâmetros através de uma análise de elementos finitos e constataram que o diâmetro e o atrito são os fatores determinantes. Também foi observado que um aumento na razão do diâmetro entre os rolos levou a uma queda na magnitude da força e do torque de laminação (JI e PARK 2009).

Zuo e colaboradores (2008) avaliaram amostras de alumínio AA1050 que foram submetidas a um processo de laminação assimétrica e a um outro processo de laminação assimétrica melhorado (LAM), que envolvia maiores magnitudes de redução na espessura. Foi constatado que o processo LAM promoveu maior deformação equivalente e um cisalhamento mais pronunciado se comparado com o processo de laminação assimétrica (ZUO et al. 2008).

No intuito de avaliar a efetividade do cisalhamento durante a laminação assimétrica, Zuo e colaboradores (2008) realizaram marcas lineares na superfície das chapas de alumínio AA1050 que, após a laminação assimétrica apresentaram uma inclinação se comparadas com as chapas submetidas à laminação simétrica. Essa inclinação foi relacionada com a redução na

espessura que era imposta à chapa, e observou-se que quanto maior a redução, maior a inclinação. Durante o processo de laminação assimétrica a inclinação aumentou em até 67° para uma redução de 79,3%, enquanto que na laminação convencional não foi possível notar diferenças na inclinação, conforme visto na Figura 27. Isso evidencia a presença do cisalhamento nesse processo, bem como sua influência para o refino do grão (ZUO et al. 2008).

FIGURA 27 - INCLINAÇÃO DAS MARCAS PARA OS PROCESSOS DE: A) LAMINAÇÃO CONVENCIONAL; B) LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA.



Fonte: Adaptado de Zuo, 2008

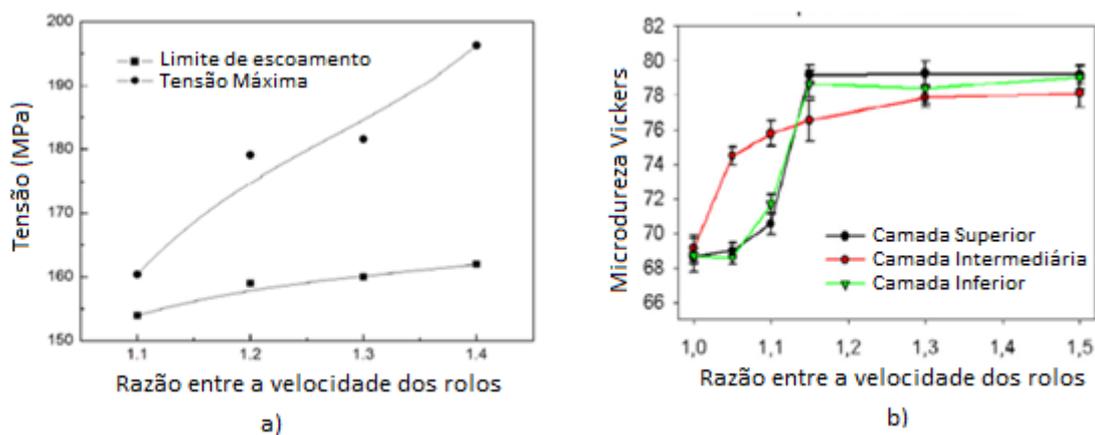
Outro fato interessante constatado por Zuo e colaboradores (2008) é que a deformação de cisalhamento foi retratada por uma inclinação não uniforme ao longo da espessura, já que a inclinação próxima à superfície da chapa é bem maior se comparada com porções mais ao centro da espessura. Isso mostra que o processo de refino de grão não é uniforme e que o tamanho de grão nas regiões próximas à superfície é menor, enquanto que nas porções centrais da espessura espera-se grãos maiores. Wronski e Bacroix (2014) constataram, para o alumínio 6061, que essa diferença no tamanho de grão é reduzida com o aumento na razão entre a velocidade dos rolos (ZUO et al. 2008, WRONSKI e BACROIX 2014).

De acordo com Zuo e colaboradores (2008), em amostras de alumínio AA1050 laminadas, sob altas taxas de deformação, foram encontrados grãos extremamente finos, com tamanho médio de 500nm nas regiões superficiais da chapa. Wronski e Bacroix (2014) também observaram uma diminuição no tamanho do grão nas amostras de alumínio AA6061,

com uma microestrutura composta por bandas alongadas e fragmentadas nos subgrãos, o que indica a atuação do cisalhamento (ZUO et al. 2008, YU, LU et al. 2012, WRONSKI e BACROIX 2014).

Yu e colaboradores (2012) avaliaram a influência da diferença no diâmetro dos rolos no tamanho de grão das amostras de alumínio AA1050, e concluíram que com o aumento dessa diferença houve um aumento na tensão de escoamento e no limite de resistência à tração do material, conforme mostrado na Figura 28a. Quanto às propriedades de dureza, Wronski e Bacroix (2014) observaram um aumento acentuado na microdureza em amostras de alumínio AA6061, em função do aumento na razão entre a velocidade dos rolos, como mostrado na Figura 28b. Essas amostras foram submetidas a um tratamento térmico de recristalização e ambos autores constataram que os valores de tensão de escoamento, limite de resistência à tração e dureza retornaram a patamares anteriores ao processo (YU, LU et al. 2012, WRONSKI e BACROIX 2014).

FIGURA 28 - PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA EM FUNÇÃO DA RAZÃO ENTRE OS ROLOS. EM A) TENSÃO DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO; B) DUREZA VICKERS.

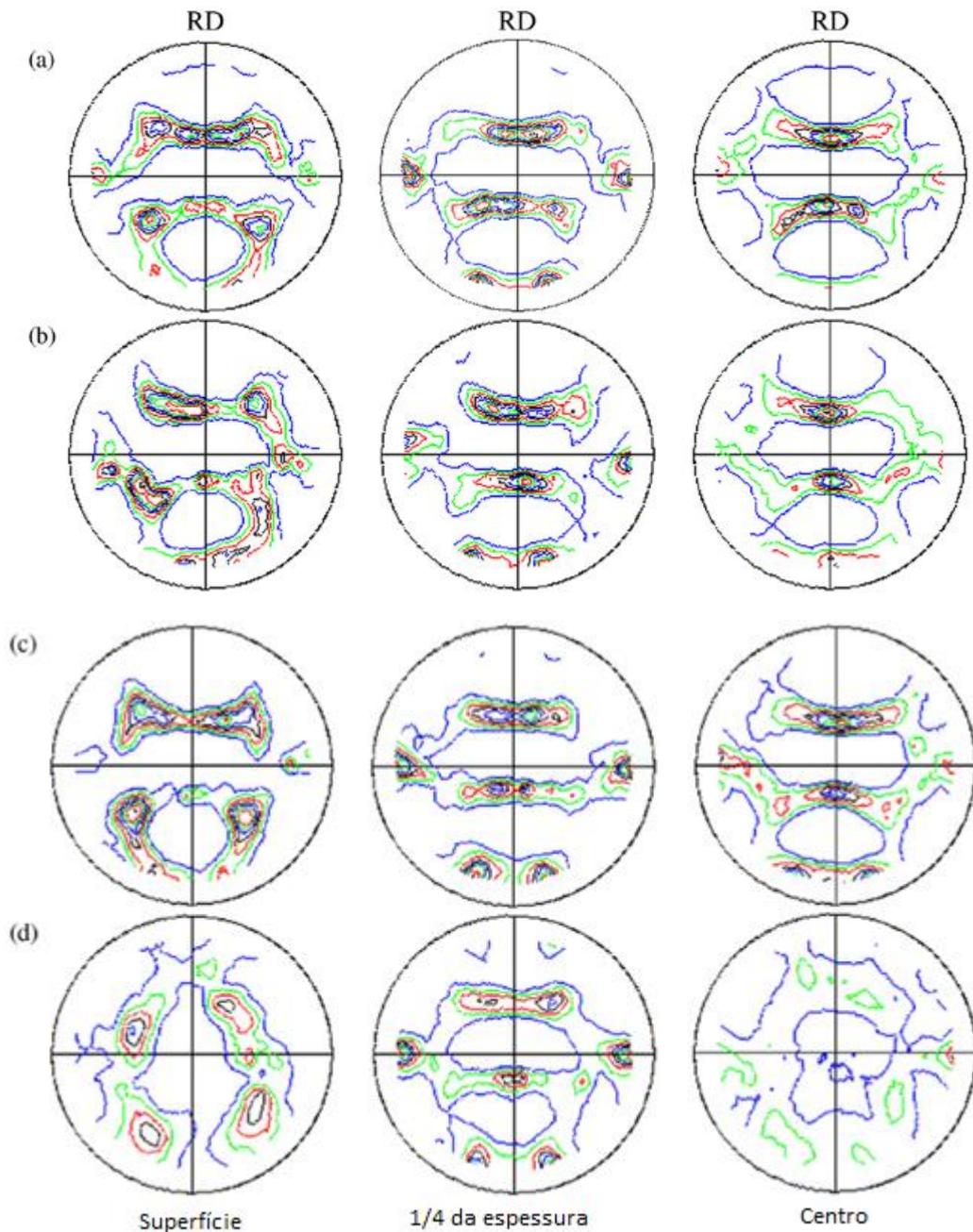


Fonte: a) Adaptado de Yu, 2012; b) Adaptado de Wronski, 2014

Um dos principais motivos para os problemas de conformabilidade apresentados nas ligas de alumínio (e.g. “orelhamento”) está na predominância da textura cúbica, ao contrário do aço, por exemplo, que exhibe uma textura de fibra γ ($\{111\}\langle uvw \rangle$), que exibem boas características para conformação plástica. Essa condição de textura γ pode ser atingida nas ligas de alumínio através de altas deformações de cisalhamento. Jin e Lloyd (2007) utilizaram a laminação assimétrica em amostras de alumínio AA6111, variando a razão entre a

velocidade dos rolos, visando obter essa condição de textura γ . Esses autores utilizaram as razões 1:1, 1:2, 1:3 e 1:4 de velocidade dos rolos e a textura obtida para cada caso está mostrada na Figura 29.

FIGURA 29 - FIGURA DE POLO (111) REFERENTES AO ALUMÍNIO 6111 PARA DIFERENTES VELOCIDADES DOS ROLOS: A) 1:1; B) 1:2; C) 1:3; D) 1:4



Fonte: Adaptado de Jin e Lloyd, 2007

Analisando a Figura 29 é possível observar uma grande variação na textura com o aumento da razão entre os rolos. Na figura “a” o componente cúbico é dominante na superfície da chapa. A maior mudança na textura ocorreu para a maior razão entre a velocidade dos rolos, mostrada na figura “d”, com a significativa diminuição nas intensidades de textura. Na superfície da chapa, a textura dominante encontrada foi um componente cubo rodado. A textura a $\frac{1}{4}$ da espessura não é muito diferente das outras chapas, a não ser sua menor intensidade. Já para o centro da chapa foi encontrada uma textura randômica, com um padrão próximo de uma mistura dos componentes da superfície e de $\frac{1}{4}$ de espessura (JIN e LLOYD 2007).

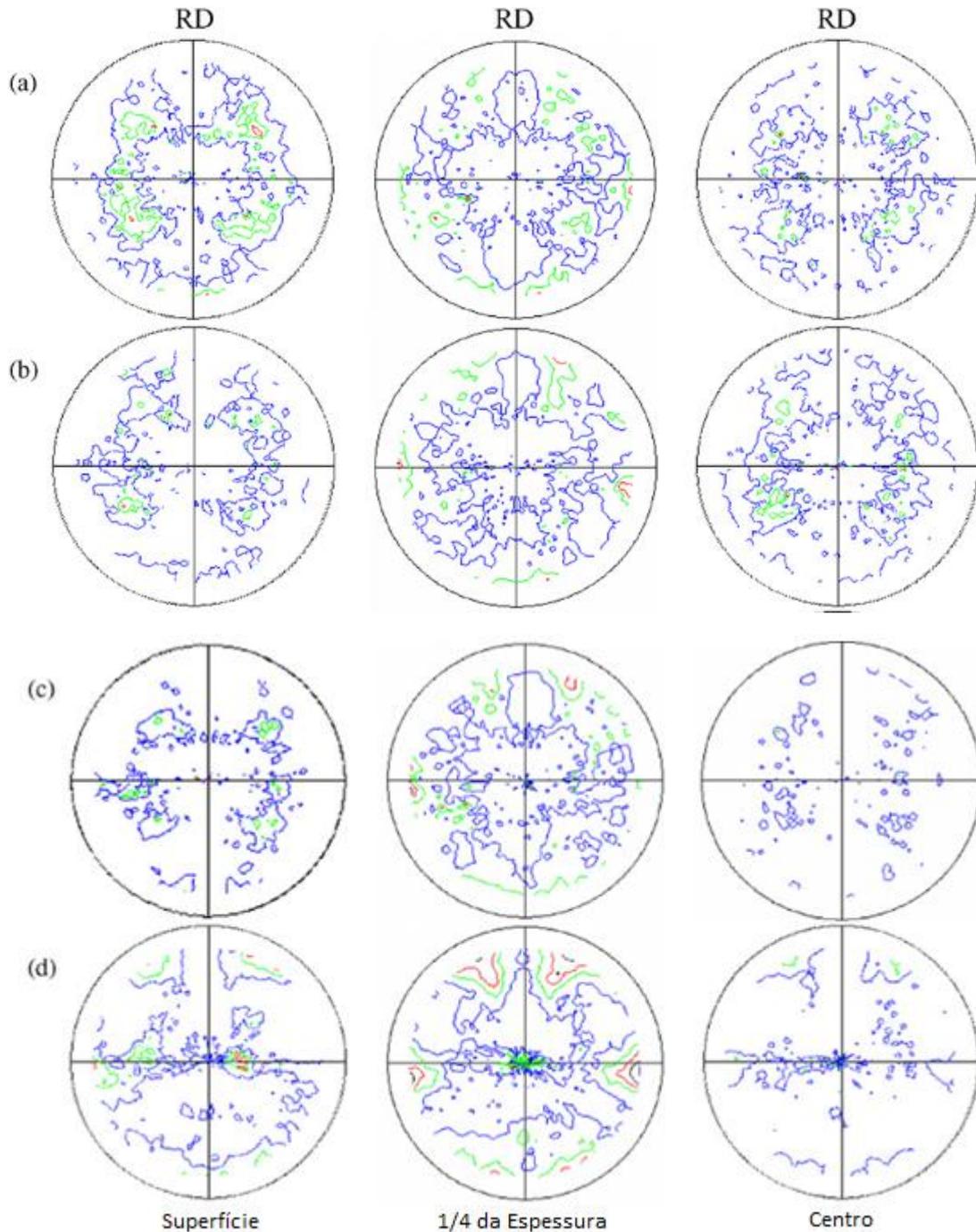
As amostras de alumínio AA6111 foram submetidas a um recozimento para avaliar a mudança da textura após esse tratamento térmico. As figuras de polo (111) referentes a essas amostras estão exibidas na Figura 30. Ao analisar a Figura 30 observa-se que a textura se tornou mais fraca à medida que a razão entre rolos aumenta. Quando a razão entre as velocidades é de 1:4, a textura se torna mais randômica e o componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ se torna dominante, aproximando da textura ideal para processos de conformação plástica (JIN e LLOYD 2007).

Kim e colaboradores (2013) também observaram a formação da textura $\langle 111 \rangle // ND$ com intensidade moderada após um processo de laminação assimétrica em ligas de alumínio da série 6000. Essa textura surgiu da transformação de cisalhamento da textura $\langle 110 \rangle // ND$, exibida na chapa de referência. Outro acontecimento importante na chapa laminada assimetricamente é o aparecimento em alta fração volumétrica da componente $\{115\}\langle 552 \rangle$ e da textura $\langle 115 \rangle // ND$ ao longo da espessura. A ação simultânea da deformação por compressão e o cisalhamento associado foram os responsáveis pela formação da componente $\{115\}\langle 552 \rangle$ ao invés do cubo rodado $\{001\}\langle 110 \rangle$. Essa chapa também foi submetida a um tratamento térmico e constatou-se que a componente $\{115\}\langle 552 \rangle$ não desapareceu mesmo após a recristalização. Portanto, essa chapa apresentou duas componentes dominantes, a $\{110\}\langle 110 \rangle$ e a $\{115\}\langle 552 \rangle$, que contabilizou a maior parte da fração volumétrica (KIM et al. 2013).

Sabendo que as componentes $\{115\}\langle 552 \rangle$ e a $\{110\}\langle 110 \rangle$ são as componentes dominantes na chapa laminada assimetricamente, as suas influências na conformabilidade foram analisadas. A componente $\{115\}\langle 552 \rangle$ exibiu maior anisotropia a 45° na direção de laminação, enquanto que a componente $\{110\}\langle 110 \rangle$ exibiu maior anisotropia ao longo da direção de laminação. Em particular, essas chapas apresentaram deformações relativamente

uniformes ao longo de todas as direções, exibindo então uma excelente conformabilidade, como nunca mostrado na literatura (KIM et al. 2013).

FIGURA 30 - FIGURAS DE POLO (111) DAS AMOSTRAS DE ALUMÍNIO AA6111 APÓS TRATAMENTO TÉRMICO, COM RAZÃO DE VELOCIDADES: A) 1:1; B) 1:2; C) 1:3; D) 1:4



Fonte: Adaptado de Jin e Lloyd 2007

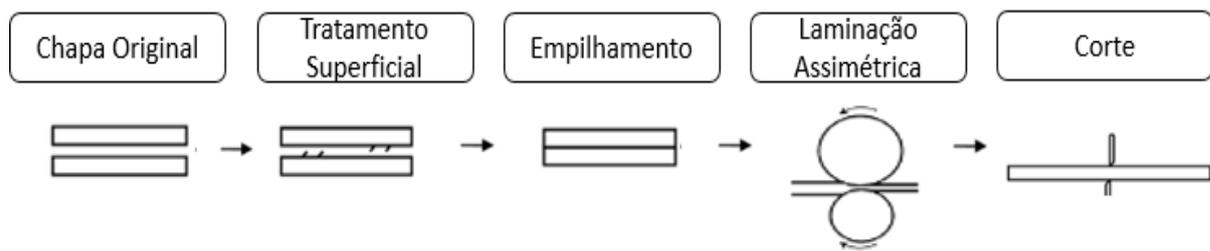
A anisotropia do material submetido à laminação assimétrica é outro ponto importante a ser analisado. Kim e colaboradores (2013) analisaram resultados de uma chapa de alumínio AA6111 laminada convencionalmente e outra laminada assimetricamente, com ambas submetidas a um tratamento térmico de recozimento. Nas chapas laminadas observou-se a presença de anisotropia planar, pois na direção de laminação o alongamento foi maior que em outras direções ensaiadas. Já para a chapa laminada assimetricamente o alongamento foi praticamente uniforme em todas as direções. Wronski e Bacroix (2014) também constataram um efeito parecido nas amostras de alumínio AA6061, pois com o aumento da assimetria observou-se um aumento na homogeneidade do alongamento em todas as direções analisadas. Também foi observada a perda desse efeito após a recristalização, já que o componente cúbico reapareceu durante o aquecimento, prejudicando a conformabilidade do material (KIM et al. 2013, WRONSKI e BACROIX 2014).

3.6 JUNÇÃO POR LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA ACUMULADA

Conforme visto em seções anteriores, a junção por laminação acumulada possibilita a fabricação de materiais com granulometria ultrafina, aprimorando principalmente as propriedades mecânicas dos metais processados. Porém essa técnica possui o inconveniente de gerar as mesmas texturas presentes na laminação convencional, o que é prejudicial para processos de conformação plástica subsequente. A laminação assimétrica foi apresentada na seção anterior, que tem como principal característica a produção de chapas laminadas com uma textura modificada pode ser favorável para diminuir a anisotropia plástica do alumínio. Esse balanço de vantagens entre os processos motivou o desenvolvimento do processo de junção por laminação assimétrica acumulada (JLAA).

O processo JLAA consiste basicamente no mesmo princípio do JLA, porém com a utilização de um laminador assimétrico, conforme mostrado na Figura 31. Essa assimetria no processo, segundo Li e colaboradores (2013) auxilia na melhora da interface de junção, pois o cisalhamento na interface irá auxiliar na quebra das camadas de óxido da superfície, gerando um grande número de trincas e aumentando a difusão e a quantidade de junções pontuais (LI, ZU e WANG 2013)

FIGURA 31 ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO JLAA



Fonte: Imagem do autor

A quantidade de referências nesse campo ainda é escassa, mas alguns trabalhos que relacionam a junção por laminação assimétrica podem ser encontrados, como é o caso do trabalho de Li e colaboradores (2013), no qual foi analisado um compósito alumínio-cobre produzido por laminação assimétrica e no caso de Ng e colaboradores (2013), onde foi analisado um compósito Al/Ti processado por JLAA.

Um fator crítico para o sucesso dos compósitos produzidos por JLAA é a integridade da junção obtida, principalmente após a amostra ser submetida a forças externas. Li e colaboradores (2013) analisaram a região de junção de um compósito alumínio-cobre, e foi observada uma junção ótima entre as camadas, devido à formação de compostos intermetálicos na interface, que se deve a difusão ocorrida, já que o processo foi realizado a quente e a amostra foi submetida a um tratamento térmico de recozimento. Após o ensaio de tração foi observado que os laminados primeiramente mostram uma deformação integral e depois um dano na interface devido à diferença no alongamento entre o cobre e o alumínio, o que atesta a efetividade da junção (LI, ZU e WANG 2013).

Ng e colaboradores submeteram o compósito Al/Ti a um tratamento térmico de recozimento no intuito de avaliar a influência das reações de difusão na interface do compósito. Foi observada uma camada de reação após o tratamento térmico. Nessa camada foi realizada uma caracterização mecânica, mostrando um aumento na dureza local do compósito em relação aos componentes alumínio e titânio. Essa camada de reação é dominada por grãos equiaxiais de um composto intermetálico Al_3Ti , o que justifica o aumento local da dureza (NG et al. 2013).

O limite de resistência a tração atingido para o compósito estudado no trabalho de Li e colaboradores (2013) se situa em um valor médio para os constituintes alumínio e cobre. Foi observado também que o compósito obtido por laminação assimétrica apresentou um ligeiro aumento na resistência mecânica em relação ao obtido pela laminação convencional. Já em

relação ao alongamento, as amostras apresentaram uma queda, mais acentuada para o compósito obtido por JLAA (LI, ZU e WANG 2013).

Ng e colaboradores (2013) fizeram uma análise da resistência mecânica do compósito Al/Ti em função do número de passes e da razão do diâmetro dos rolos (d_r). A resistência mecânica aumentou tanto para o número de passes, quanto para o aumento de d_r . Um fato curioso, notado nesse trabalho é que as magnitudes da tensão última e do alongamento aumentaram juntas, conforme destacado na Tabela 5. Como um aumento simultâneo na resistência e ductilidade é tratado como um paradoxo, principalmente se tratando de materiais sujeitos ao endurecimento por deformação, uma exceção pode ser aberta para materiais com granulometria ultrafina, conforme mostrado anteriormente por Valiev e colaboradores (2002) (VALIEV, ALEXANDROV et al. 2002, NG et al. 2013).

TABELA 5 - PROPRIEDADES MECÂNICAS EM TRAÇÃO PARA DIFERENTES PARÂMETROS UTILIZADOS

Condições	Propriedades Mecânicas		
	LRT (MPa)	σ_e (MPa)	Deformação (%)
Al/Ti— $d_r=1.0$, $N=2$	148	132	1.50
Al/Ti— $d_r=1.6$, $N=2$	161	136	2.29
Al/Ti— $d_r=2.0$, $N=2$	166	140	2.51
Al/Ti— $d_r=1.0$, $N=4$	185	157	4.38
Al/Ti— $d_r=1.6$, $N=4$	189	168	4.96
Al/Ti— $d_r=2.0$, $N=4$	194	176	5.25
Al/Ti— $d_r=1.0$, $N=4$	81	44	20.28
+ recozimento 600 °C/24 h			
Al/Ti— $d_r=2.0$, $N=4$	87	35	22.02
+ recozimento 600 °C/24 h			

Fonte: Adaptado de Ng e colaboradores 2013

A interface promove uma resistência pontual para as discordâncias, causando o acúmulo destas, o que retarda a deformação plástica. A difusão interfacial sem notáveis componentes possibilita a transição e acomodação das discordâncias, assim o acúmulo ocorre na intercamada. Além disso, a deformação plástica severa gerada na laminação assimétrica pode causar fragmentação dos grãos e refino interfacial, contribuindo para o aumento da resistência (LI, ZU e WANG 2013).

Ng e colaboradores (2013) observaram que os grãos de alumínio estão significativamente alongados na direção de laminação, e foi constatado também que uma

maior razão de d_r produz uma estrutura mais refinada, junto com uma alta densidade de grãos em regime sub-micrométrico. Ainda em relação ao tamanho de grão, foi constatado que esse fator varia através da espessura da chapa. A ocorrência de grãos mais refinados na superfície (tamanho médio de 750nm) está relacionada com os efeitos da fricção com os rolos durante a laminação, já que no centro da chapa o valor médio encontrado foi de 860nm (NG et al 2013).

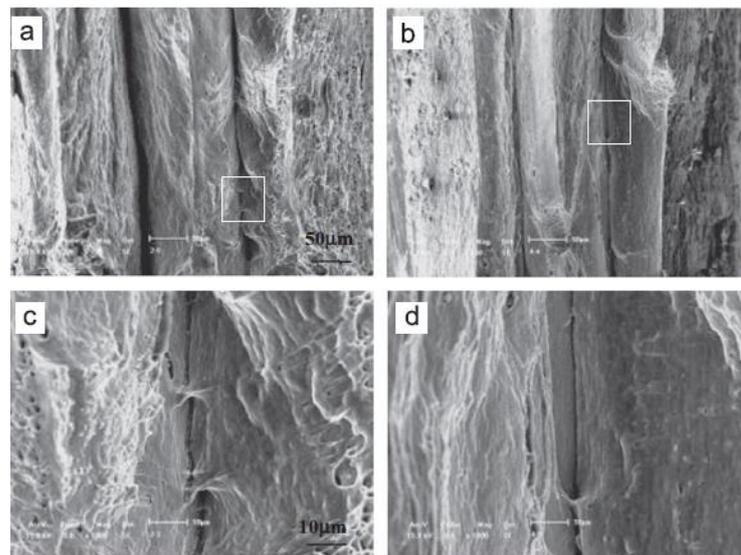
A influência de fragmentos de titânio na microestrutura do compósito, estudada por Ng e colaboradores (2013) influencia não só no tamanho do grão, mas também na microestrutura resultante. O padrão microestrutural encontrado se assemelha ao fluxo laminar em fluidos, e isso ocorre provavelmente devido a uma velocidade estável no fluxo que passou pelo fragmento de titânio durante a laminação. Uma variação na morfologia foi detectada ao longo das linhas de fluxo, pois em regiões próximas aos fragmentos de Ti os grãos estão mais refinados e equiaxiais, com diâmetro médio de 560nm, enquanto que em posições distantes dos fragmentos os grãos de alumínio estão mais alongados no sentido de laminação (NG, et al. 2013).

Geralmente, a resistência induzida pela deformação em metais CFC é evidente devido ao escorregamento e ao acúmulo de discordâncias. Por causa da transição intercamada, o compósito laminado assimetricamente possui uma maior resistência à movimentação das discordâncias em altas taxas de deformação. No entanto, a resistência dos compósitos laminados convencionalmente aumenta levemente devido ao aumento da resistência na interface em baixas taxas de deformação, e então cai, uma vez que a incompatibilidade de deformação nos componentes metálicos causa a falha na interface. Defeitos interfaciais são fixos em altas taxas de deformação, fazendo com que a propagação da trinca na região interfacial diminuía sua velocidade, restringindo a falha do compósito (LI, ZU e WANG 2013).

Tendo como base o exposto acima, se faz necessário avaliar a sensibilidade da taxa de deformação ao compósito. Esse fator foi calculado experimentalmente através de dados de resistência à tração e da taxa de deformação, e os resultados confirmam o aumento da resistência da interface com o aumento da taxa de deformação para o compósito laminado assimetricamente. Isso se explica por fatores da microestrutura e constituintes da interface, que atuam como pontos de ancoragem das discordâncias, prevenindo o escorregamento e a recuperação dinâmica. Por outro lado, a amostra laminada convencionalmente exibiu uma intercamada ruim para a ancoragem de discordâncias, o que resulta em um baixo endurecimento (LI, ZU e WANG 2013).

Li e colaboradores (2013) analisaram a região de falha do compósito Al/Cu de uma amostra laminada convencionalmente (Figura 32 a e c) e outra laminada assimetricamente (Figura 32b e d) e fica claro que a segunda possui uma melhor resistência à fratura. Foram observados diferentes modos de falha nessas regiões, como *voids* e *dimples* em torno do alumínio e do cobre. As trincas se iniciaram na interface e propagaram ao longo da direção de tração, o que causou uma clivagem na interface onde fraturou o compósito. Os *dimples* existentes em torno da interface dos componentes mostram características individuais de fratura para o cobre e para o alumínio, indicando uma leve difusão entre os componentes. Nas amostras laminadas assimetricamente, um fator de destaque foi à fratura interfacial sem delaminação notável. Devido a baixa ductilidade da intercamada, os *dimples* mal aparecem na fratura dos componentes, conseqüentemente exibindo um comportamento frágil (LI, ZU e WANG 2013).

FIGURA 32 - ANÁLISE DA REGIÃO FRATURADA. EM A) AMOSTRA LAMINADA CONVENCIONALMENTE; B) AMOSTRA LAMINADA ASSIMETRICAMENTE; C) AMPLIAÇÃO REFERENTE À FIGURA "A"; D) AMPLIAÇÃO REFERENTE À FIGURA "B"



Fonte: Li, 2013

Ng e colaboradores (2013) analisaram a textura desenvolvida no processo JLAA para o compósito Al/Ti. Foi encontrado um componente adicional de cisalhamento, deslocando a orientação da fibra β em favor da alta ductilidade, conforme mostrado nos resultados mostrados na seção de laminação assimétrica (NG, et al. 2013).

Com base no exposto acima, é possível concluir que alguns problemas críticos como a qualidade de junção e o desenvolvimento de uma textura típica de laminação podem ser resolvidos com o processo JLAA. Ng e colaboradores (2013) destacam também a possibilidade de produzir compósitos laminados com baixo preço e boas propriedades mecânicas, como é o caso do Al/Ti, utilizado amplamente em aplicações aeroespaciais. Além disso, a JLAA destaca-se pela possibilidade de produção de compósitos metálicos laminados em grande escala (LI, ZU E WANG 2013, NG et al. 2013)

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Esta e a próxima seção apresentam o trabalho experimental realizado e os resultados obtidos na JLAA do alumínio AA1050. Dados relativos às amostras de alumínio AA1050 recozida e à amostra processada por extrusão em canal angular (ECA) em 8 passes foram cedidos por outros membros do grupo de pesquisa.

4.1 MATERIAIS

O material utilizado foi a liga de alumínio AA1050, com composição química mostrada na Tabela 6. Esse material foi fornecido pela Companhia Brasileira de Alumínio, na forma de chapas, com espessura inicial de 7mm. A composição química exibida na Tabela 6 foi obtida por espectroscopia de emissão óptica, realizada na Fatec Sorocaba.

TABELA 6 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA CHAPA UTILIZADA (% EM MASSA)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
99,7	0,081	0,185	0,012	0,003	0,003	0,002	0,012

4.2 METODOLOGIA

4.2.1 Processo de Laminação

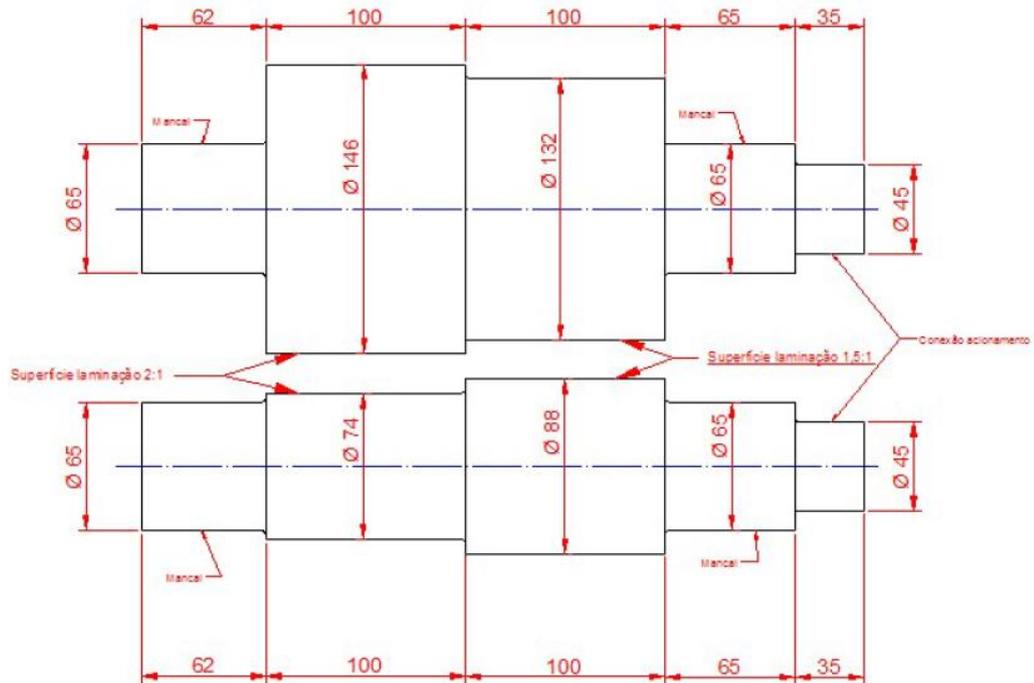
O processo de junção por laminação assimétrica acumulada foi realizado na UFSCAR Campus São Carlos, em um laminador de laboratório, da marca Coelho, modelo LE 200, mostrado na Figura 33. Esse laminador possui dois conjuntos de rolos com diâmetros distintos: o primeiro conjunto, utilizado neste trabalho, possui rolos com razão de 1,5:1,0; o

segundo conjunto, que não foi utilizado neste trabalho, possui razão entre os diâmetros de 2,0:1,0, conforme mostrado na Figura 34. Essa modificação foi proposta nos trabalhos de Nascimento e colaboradores (2016) e Nascimento e Magalhães (2016). A superfície dos rolos recebeu um recartilhado, para evitar que ocorra um escorregamento excessivo da chapa durante o processo (Nascimento , Zanchetta et al. 2016, Nascimento e Magalhães 2016).

FIGURA 33 - LAMINADOR UTILIZADO NO PROCESSO JLAA



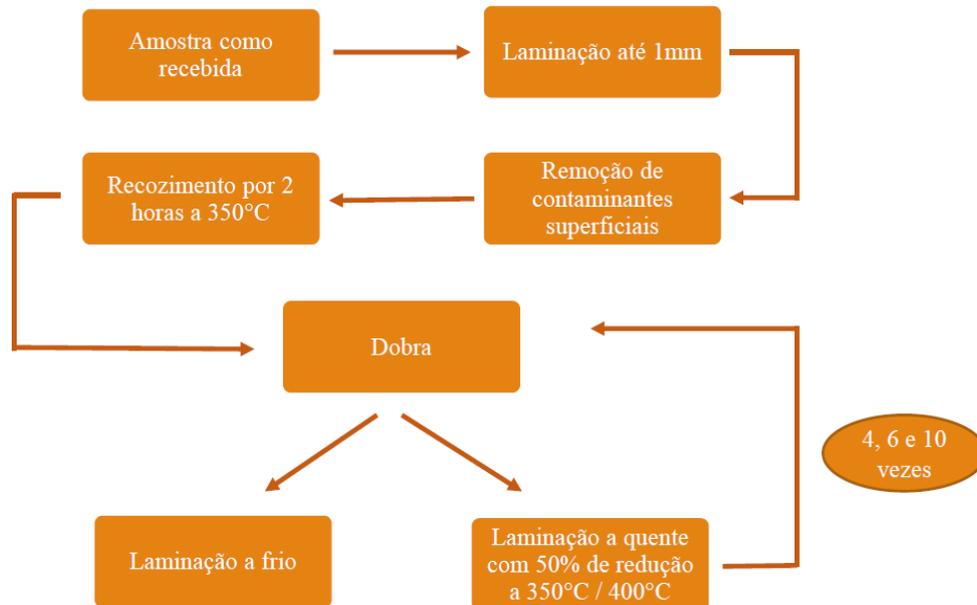
FIGURA 34 - DESENHO DO LAMINADOR ASSIMÉTRICO, ESPECIFICANDO DIMENSÕES DAS RAZÕES ENTRE OS ROLOS



O processo JLAA foi realizado de acordo com o fluxograma da FIGURA 35. A primeira etapa do processo consistiu em reduzir a espessura da chapa recebida, de 7mm para 1mm, realizada no laminador assimétrico, com pequenas reduções em cada passe (por volta de 0,25mm a cada passe). Em seguida a chapa com 1mm de espessura foi submetida a um recozimento durante 2 horas a 350°C para remover possíveis tensões oriundas do processo de laminação para redução da espessura. Após esse tratamento térmico a chapa foi submetida ao processo de escovamento para retirar possíveis impurezas da superfície e em seguida submetida a um banho em acetona por 5 minutos com agitação ultrassônica para remoção de outras contaminações superficiais, como gorduras e graxas. Finalizado o processo de limpeza da superfície, a amostra foi dobrada em metade do seu comprimento e submetida a dois processos distintos: um processo de laminação assimétrico a frio com 50% de redução na espessura, e outro que consistiu no aquecimento a 350°C ou 400°C por 5 minutos, para a realização da laminação assimétrica a quente, também com redução de 50% na espessura das amostras a cada passe. Para a realização do processo a quente a amostra foi retirada do forno e então laminada, sendo esse processo repetido por 4, 6 e 10 vezes. Em duas amostras específicas a laminação se iniciou com espessura de 2mm e após 6 e 10 passes com realização

de junção, as amostras foram submetidas a um passe adicional de laminação assimétrica sem que houvesse junção, com o intuito de aprimorar a qualidade da junção final.

FIGURA 35 - FLUXOGRAMA DO PROCESSO JLAA



Após o processo de laminação foram obtidas amostras com dimensões máximas de 40mm x 40mm (largura x comprimento). Essa dimensão máxima foi especificada de modo a preservar o laminador, já que dimensões maiores foram testadas e observou-se esforços excessivos no equipamento. Foram produzidas 3 amostras para cada condição de temperatura e quantidade de ciclos de laminação. A nomenclatura das amostras é apresentada na Tabela 7

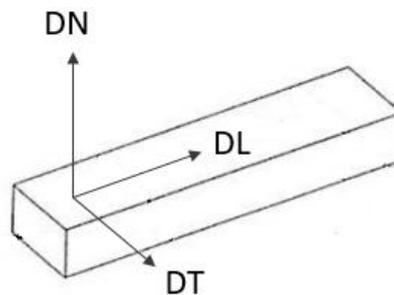
TABELA 7 - NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS PROCESSADAS

Amostra	Temperatura de processamento (oC)	Número de ciclos de JLAA	Passe de redução adicional de 50%
JLAA 350-4	350	4	Não
JLAA 350-6	350	6	Não
JLAA 350-10	350	10	Não
JLAA 350-6+1	350	6	Sim
JLAA 350-10+1	350	10	Sim
JLAA 400-4	400	4	Não
JLAA 400-6	400	6	Não
JLAA400 -10	400	10	Não

4.2.2 Preparação Metalográfica

As amostras foram seccionadas de forma possibilitar a análise do plano DLxDN, como indicado na Figura 36 com auxílio da cortadeira de serra diamantada Minitom, da marca Struers e embutidas em resina poliéster de cura a frio. Para a análise metalográfica, as amostras embutidas foram submetidas ao processo de lixamento em lixas d'água, respeitando a seguinte sequência de granulometria: 220, 400, 600 e 1200. Após o processo de lixamento, as amostras foram polidas inicialmente com a massa para polir marca pérola nº2 e em seguida foi utilizado diamante em suspensão de 3 μ m e 1 μ m. O polimento final foi realizado na politriz semi-automática Minimet 1000 da marca Buehler, em uma solução de sílica coloidal 0,05 μ m, composta por 30% de sílica e 70% de água destilada.

FIGURA 36 - REPRESENTAÇÃO DOS PLANOS DE SEÇÃO DAS AMOSTRAS JLAA



4.2.3 Microscopia óptica

Para possibilitar a análise dos grãos por microscopia óptica, as amostras foram submetidas a um ataque eletroquímico de anodização em solução de HBF_4 (concentração de 2,5%), com uma tensão contínua de 20V por aproximadamente 2 minutos. A análise de microscopia óptica foi realizada utilizando o microscópio de luz polarizada Olympus BX51M, e as imagens foram obtidas com auxílio de uma câmera fotográfica já acoplada ao microscópio e analisadas com auxílio do software *Stream Essentials*. Essa análise foi realizada nas dependências da UFSCar campus Sorocaba.

4.2.4 Microscopia Eletrônica de Varredura

Para uma melhor resolução da análise microestrutural, as amostras foram submetidas à microscopia eletrônica de varredura, analisadas por EBSD (*electron backscattering diffraction*) no Laboratório de Caracterização estrutural da UFSCar São Carlos, com o equipamento FEI Inspect e também no instituto de física de Rosário (Argentina), com o equipamento FEI Quanta 200. Foram obtidos resultados tanto de tamanho e morfologia dos grãos quanto de orientação e textura para as amostras, com auxílio dos softwares *TSL OIM Data Collection 5* para a coleta dos dados e *OIM TSL 5* para a análise desses dados.

Também foi analisado o comportamento de falha em tração dos materiais submetidos ao processo JLAA. Nessa análise foram utilizados os corpos fraturados nos ensaios de tração e as imagens da seção transversal dos corpos de prova foram obtidas no Laboratório de Caracterização Estrutural da UFSCar São Carlos, com o equipamento *Philips XL-30 TME* nas dependências da UFSCar Sorocaba com o equipamento Hitachi TM3000.

4.2.5 Difração de Raios-X

A textura desenvolvida nas amostras também foi analisada por difração de raio-x no Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano), pertencente ao Centro Nacional de Pesquisa em Materiais (CNPEM) em Campinas, SP. Foi utilizado o equipamento X'PertPRO MRD XL da marca Panalytical, equipado com tubo de cobalto, que fornece os comprimentos de onda de 0,178901nm (K-alpha 1) e 0,179290nm (K-alpha 2). Primeiramente foi realizada uma varredura contínua, com velocidade de 0,7°/min, com 2θ variando entre 40° e 80° para encontrar as posições dos picos 111, 200 e 220. Em seguida foram realizadas as medidas de textura para os picos mencionados, com ϕ variando de 0° a 360° com passo de 3° e χ variando de 0° a 87°, com passo de 3°. Essas análises foram realizadas na superfície e na metade da espessura final das amostras. A análise das figuras de polo e a subtração das curvas de defocalização foi realizada através do software livre JTex (J.Fundenberger, B. Beausir, Université de Lorraine - Metz, 2015, JTEX - Software for TextureAnalysis, <<http://jtex-software.eu/>>).

O tamanho de grão resultante das amostras também foi analisado por difração de Raio-X nas dependências do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UFSCar campus São Carlos. Para essa análise foi utilizado o equipamento *Bruker D8 advance eco* com a

varredura na faixa de 35° a 100°, com uma taxa de 2°/min. Utilizou-se radiação de Cobre, que fornece os comprimentos de onda de 0,154439nm (K- α 1) e 0,154056nm (K- α 2), Para filtrar a difração da componente K- α 2, foi utilizado o software Diffrac.Suite EVA, comercializado pela Bruker. A análise de largura de pico foi realizada por ajuste de cada pico de difração com uma função pseudo-Voigt. A correlação desses valores com o tamanho de grão foi realizada pelo método proposto por Williamson-Hall modificado por Ungar e colaboradores (1999), mostrado na Equação 2.

$$\frac{\Delta K \cos(\theta)}{\lambda} - \beta W_{hkl} = \frac{1}{d} + \left(\frac{\pi M^2 b^2}{2}\right) \rho^{1/2} C_{Av,hkl} (K)^2 \quad (\text{Eq. 2})$$

onde ΔK é a largura do pico de difração, θ é o ângulo de Bragg e λ o comprimento de onda da radiação, β a densidade de maclas, W_g constante de Warren correlacionada com as falhas de empilhamento, d o tamanho de domínio cristalino, ρ a densidade de discordâncias, e b o vetor de Burger. M é a constante relacionada com a forma do arranjo de discordâncias, C_{av} é a média do fator de contraste elástico das discordâncias e K é uma relação entre o ângulo de Bragg obtido e o comprimento de onda utilizado no experimento, igual a $2\sin(\theta)/\lambda$ (UNGÁR et al. 1999).

TABELA 8 - CONSTANTES UTILIZADAS PARA O MODELO DE W-H MODIFICADO

	C11	C12	C44	A	C12/C44	Cav screw	Cav edge	q	M
AA1050	108	61	29	1.23	2.10	0.17	0.18	1.0	1

4.2.6 Microdureza Vickers

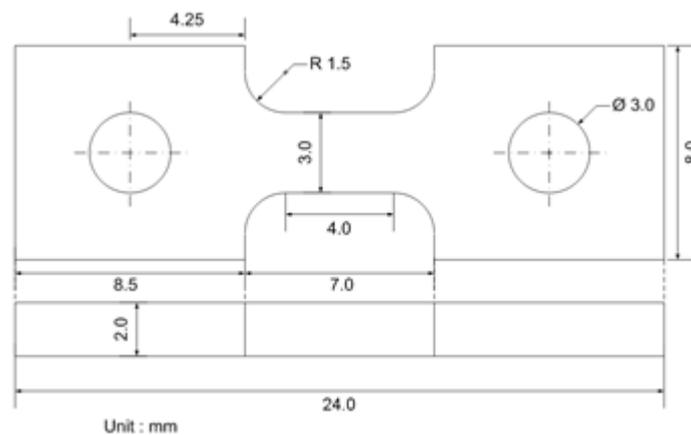
As medidas de microdureza Vickers foram realizadas no Laboratório de Ensaios Metalográficos da Faculdade de Tecnologia de Sorocaba (FATEC), através de um microdurômetro Mitutoyo HM100. O ensaio consistiu na aplicação de uma carga de 25gf durante 15 segundos, em 6 pontos, distantes 0,15mm entre si, ao longo da espessura da amostra. A partir desses valores foi plotado um gráfico de perfil de dureza ao longo da espessura para cada amostra analisada.

Para avaliar a influência do aquecimento anterior a laminação na deformação acumulada foram conduzidas medidas de microdureza com as amostras após o recozimento intermediário.

4.2.7 Ensaio de Tração

Os corpos de prova para o ensaio de tração, conforme mostra a Figura 37, foram confeccionadas por eletro erosão a fio, na direção de laminação e na direção transversal à laminação. O ensaio foi realizado na máquina INSTRON 5500R, instalada no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) na UFSCar campus São Carlos. O ensaio foi realizado a temperatura ambiente, com uma taxa de deformação de $10^{-3}/s$ e extensometria óptica.

FIGURA 37 - DIMENSÕES DO CORPO DE PROVA UTILIZADO NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO



5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 QUALIDADE DE JUNÇÃO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ÓPTICA

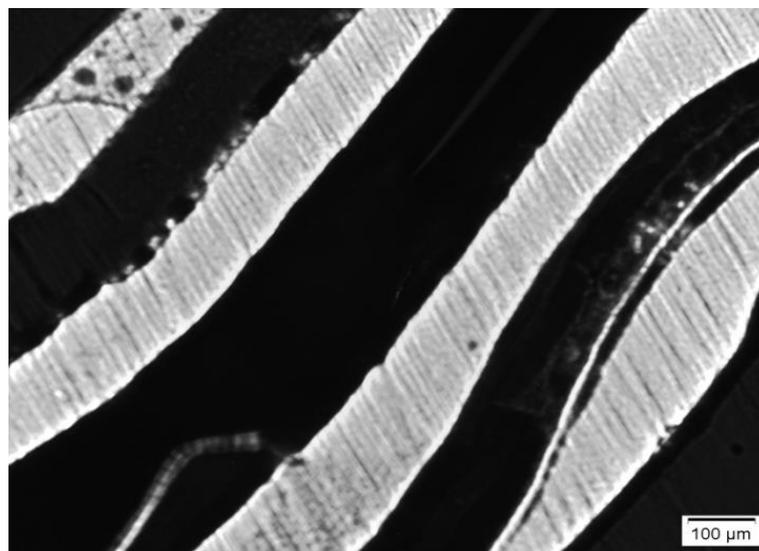
O processo de JLAA permite reduzir a espessura das camadas de alumínio a cada ciclo em uma progressão geométrica de razão dois, a Tabela 9, mostra as espessuras de camada teóricas para os ciclos realizados neste trabalho

TABELA 9 - ESPESSURA TEÓRICA DAS CAMADAS LAMINADAS EM FUNÇÃO DO NÚMERO DE CICLOS

Número de ciclos	Número de camadas	Espessura (μm)
4	16	62,50
6	64	15,62
10	1024	0,97
6+1	64	15,62
10+1	1024	0,97

As primeiras tentativas de junção foram realizadas em temperatura ambiente, porém não foi possível a obtenção de uma junção efetiva, como pode ser visto na Figura 38.

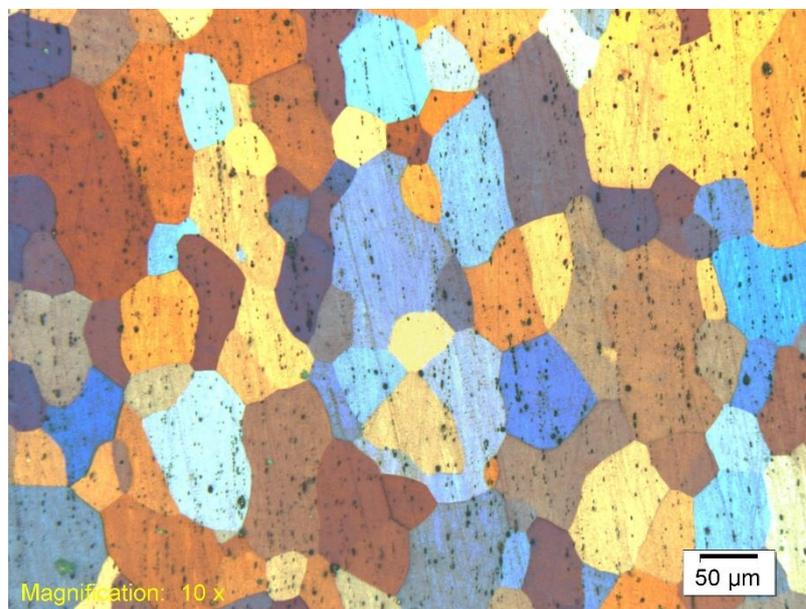
FIGURA 38 - MICROGRAFIA ÓPTICA DA AMOSTRA LAMINADA A FRIO



Na Figura 38 podemos notar um grande espaçamento (região escura) entre as lâminas de alumínio (região clara). Tomando por base esse resultado, adotou-se então o procedimento de junção por laminação a quente, ativado por difusão, em temperaturas de 350°C e 400°C.

As Figuras 39a, 39b, 39c e 39d mostram a microestrutura, analisada via microscopia óptica, da amostra recozida e das amostras JLAA350-4, JLAA350-6 e JLAA350-10 respectivamente. As Figuras 39b, 39c e 39d mostram uma estrutura bastante refinada quando comparadas com a amostra 39a, isenta de processamento. É possível observar uma evolução na qualidade da junção com o decorrer dos passes, através da redução de regiões com falta de aderência entre as camadas, indicadas por setas nas Figuras 39b, 39c e 39d. A região central, contendo a interface de adesão do último passe é a que apresenta maior falta de coesão, problema também reportado por Saito e colaboradores (1999), Eizadjou e colaboradores (2009), Li e colaboradores (2013) e Su e colaboradores (2014).

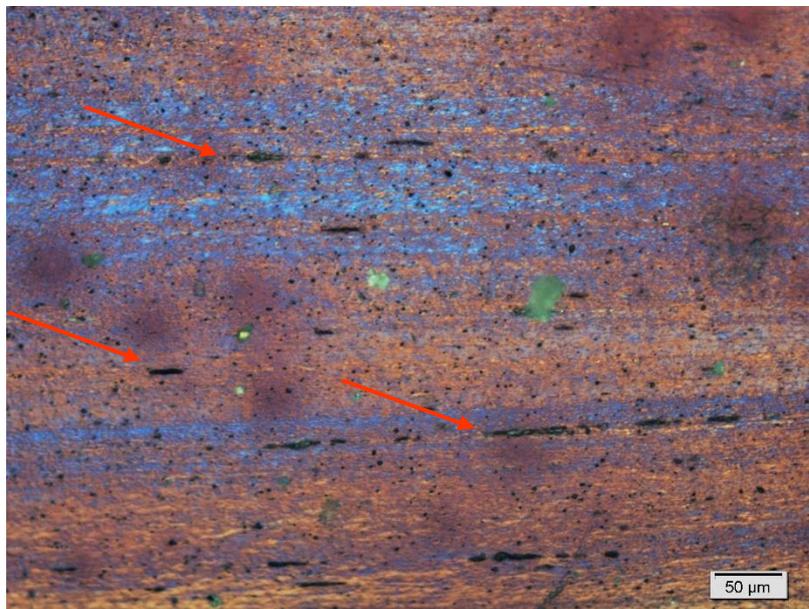
FIGURA 39 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS: (A) RECOZIDA; (B) JLAA350-4; (C) JLAA3550-6; (D) JLAA350-10



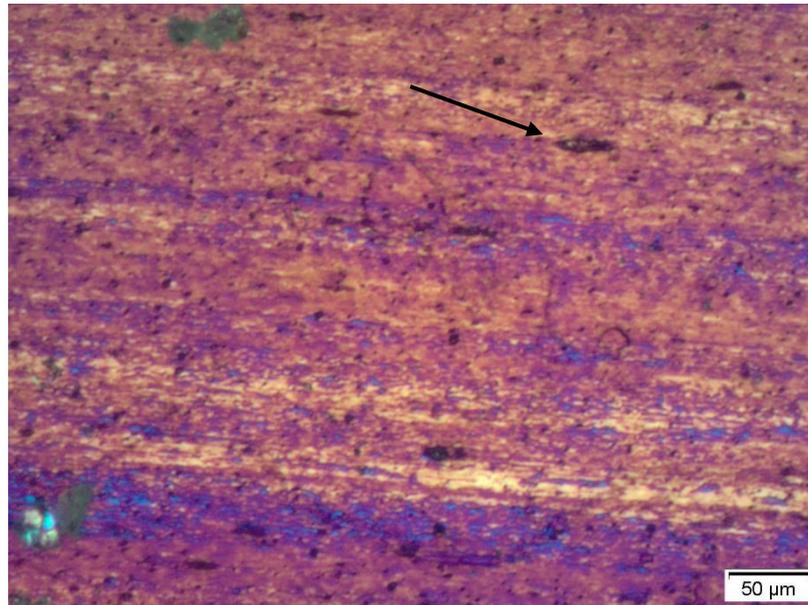
(a)



(b)



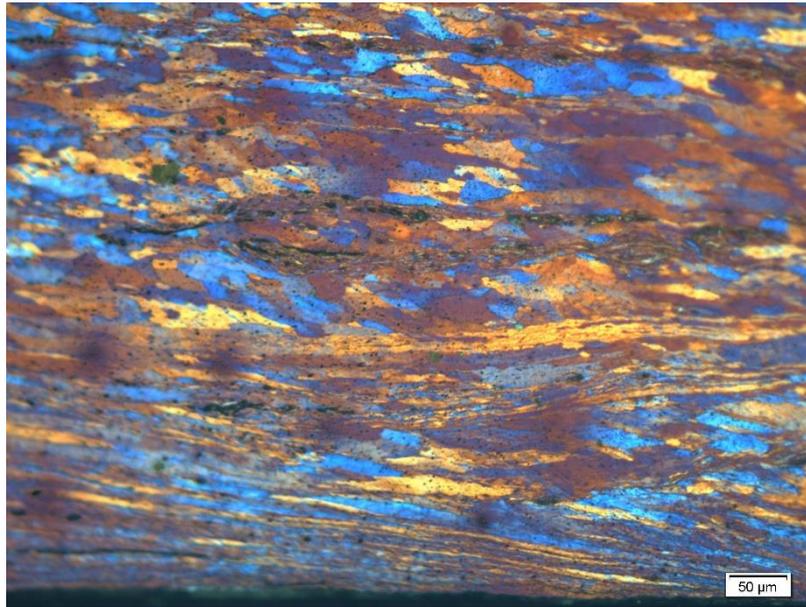
(c)



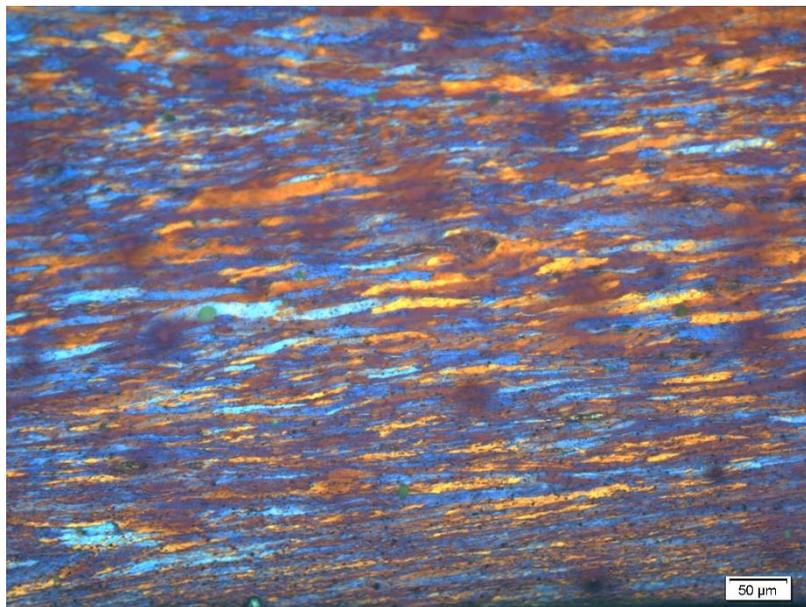
(d)

As Figuras 40a, 40b e 40c são relativas à microestrutura analisada das amostras JLAA400-4, JLAA400-6 e JLAA400-10. Pode ser observada uma estrutura refinada nas amostras processadas a 400°C, com tamanho de grão maior se comparado com as amostras processadas a 350°C. Outra característica interessante nas amostras processadas a 400°C é a qualidade da junção, com uma fração menor de regiões indicando falta de aderência entre as camadas, que é superior mesmo para 4 e 6 passes quando comparada com as amostras processadas a 350°C.

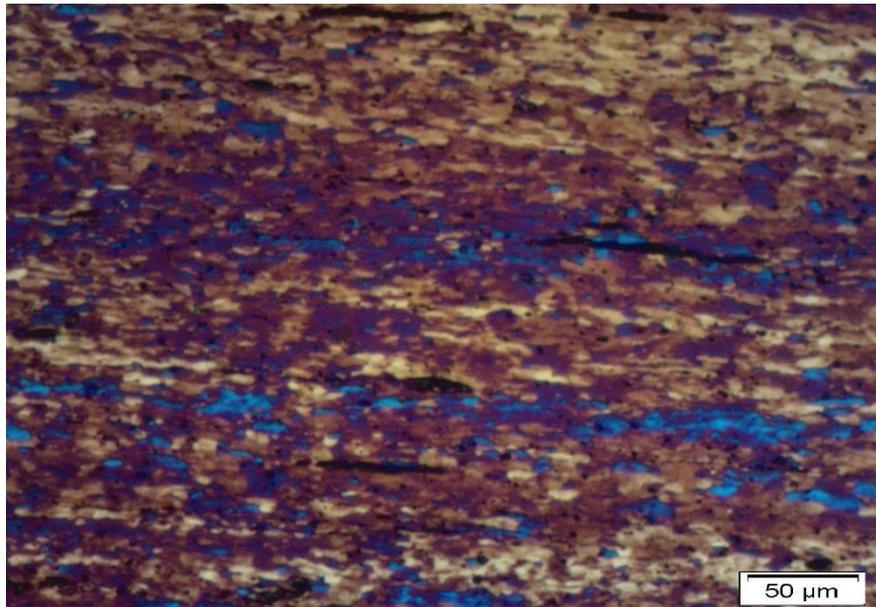
FIGURA 40 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS: A) JLAA400-4; B) JLAA400-6; C) JLAA400-10



(a)



(b)



(c)

Essas microestruturas também evidenciam a heterogeneidade de distribuição de tamanho de grão ao longo da espessura da amostra. Tomando como exemplo as figuras 40a e 40b, é possível observar uma estrutura mais refinada na superfície da amostra e grãos ligeiramente maiores no centro. Esse comportamento foi discutido por Lee e colaboradores (2002) e Su e colaboradores (2014), atribuído à diferença na intensidade do cisalhamento entre superfície e o centro.

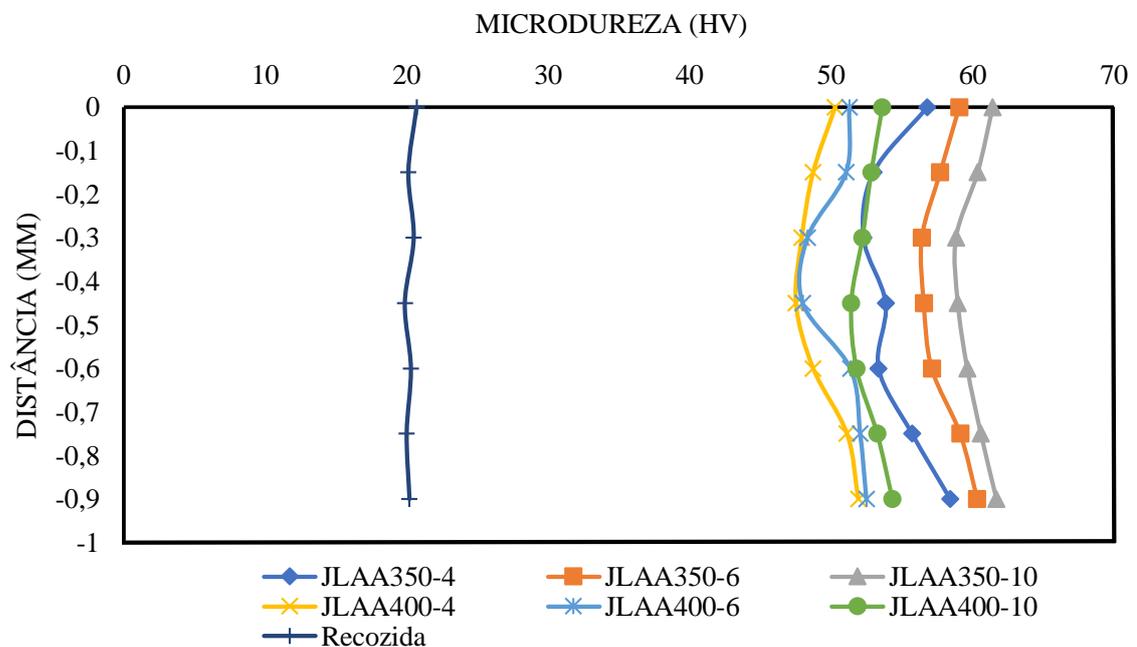
5.2 DISTRIBUIÇÃO DA DEFORMAÇÃO POR PERFIS DE DUREZA

Os resultados de dureza obtidos através do ensaio de microdureza Vickers, para as amostras processadas a 350°C, a 400°C e de uma amostra recozida podem ser visualizados na Tabela 10 e os perfis de dureza obtidos ao longo da espessura das amostras estão apresentados na Figura 41.

TABELA 10 - VALORES DE DUREZA PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA, JLAA350 E JLAA400 PROCESSADAS COM DIVERSOS PASSES.

Amostra	Microdureza (HV)	Desvio Padrão
Recozida	20	0
JLAA350-4	54	±2
JLAA350-6	58	±2
JLAA350-10	60	±1
JLAA400-4	49	±1
JLAA400-6	50	±2
JLAA400-10	52	±1

FIGURA 41 - PERFIL DE DUREZA DAS AMOSTRAS RECOZIDA, JLAA350 E JLAA400 APÓS 4, 6 E 10 PASSES



Com base na Tabela 10 e na Figura 41 podemos observar a eficiência do processo JLAA no aumento da dureza médias (54-60HV a 350°C e 49-52HV a 400°C) quando comparamos com a amostra recozida (dureza média de 20HV), que é devido à redução no tamanho de grão, como mostrado por Eizadjou e colaboradores (2009) e Su e colaboradores (2014). Pelo perfil de dureza obtido podemos observar os valores tendendo para um limite, semelhante ao acontecimento mostrado por Topic e colaboradores (2008).

Também podem ser observados maiores valores de dureza para as amostras processadas a 350°C quando comparados com os valores das amostras produzidas a 400°C,

evidenciando a influência da temperatura nessa propriedade no tamanho de grão final, como já observado na análise por microscopia óptica.

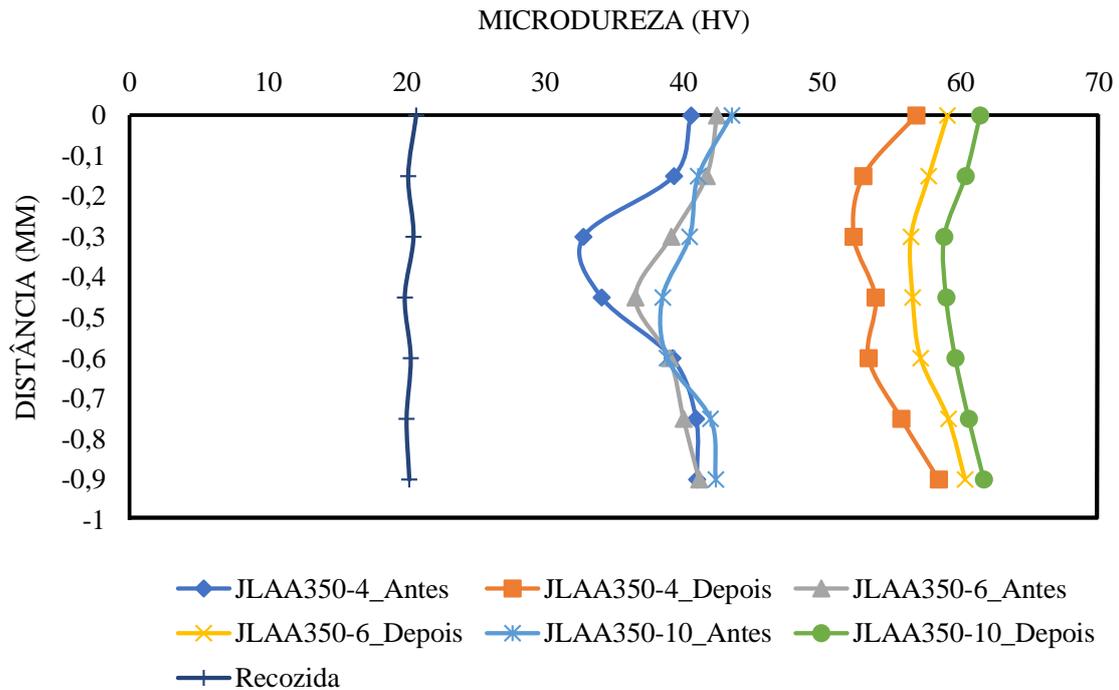
Outra característica importante a ser observada na Figura 41 é o perfil mostrando valores de dureza levemente elevados na superfície quando comparados com o centro da amostra. Esse relato foi mostrado nos trabalhos de Eizadjou e colaboradores (2009) e Su e colaboradores (2014), e segundo esses autores isso se deve ao cisalhamento imposto durante o processo de laminação no último passe. Além disso, o gradiente de dureza diminui com o aumento do número de ciclos, levando a crer que a distribuição da deformação ficou mais homogênea.

Com o objetivo de avaliar a influência do recozimento anterior a cada passe realizado no processo JLAA, foi realizado um ensaio de dureza comparativo entre a amostra antes de ser processada e após o processamento. O resultado dessa análise pode ser visto na Figura 61 e os valores obtidos estão resumidos na Tabela 11.

TABELA 11 - VALORES DE DUREZA PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E JLAA350, COM VALORES ANTERIORES E POSTERIORES AO PROCESSAMENTO.

Amostra	Microdureza (HV)	Desvio Padrão
Recozida	20	0
JLAA350-4_Antes	38	±3
JLAA350-4_Depois	54	±2
JLAA350-6_Antes	39	±2
JLAA350-6_Depois	58	±2
JLAA350-10_Antes	40	±2
JLAA350-10_Depois	60	±1

FIGURA 42 - PERFIS DE DUREZA DA AMOSTRA RECOZIDA E DA AMOSTRA JLAA PROCESSADA A 350°C, COM MEDIDAS REALIZADAS ANTES E DEPOIS DO PROCESSO



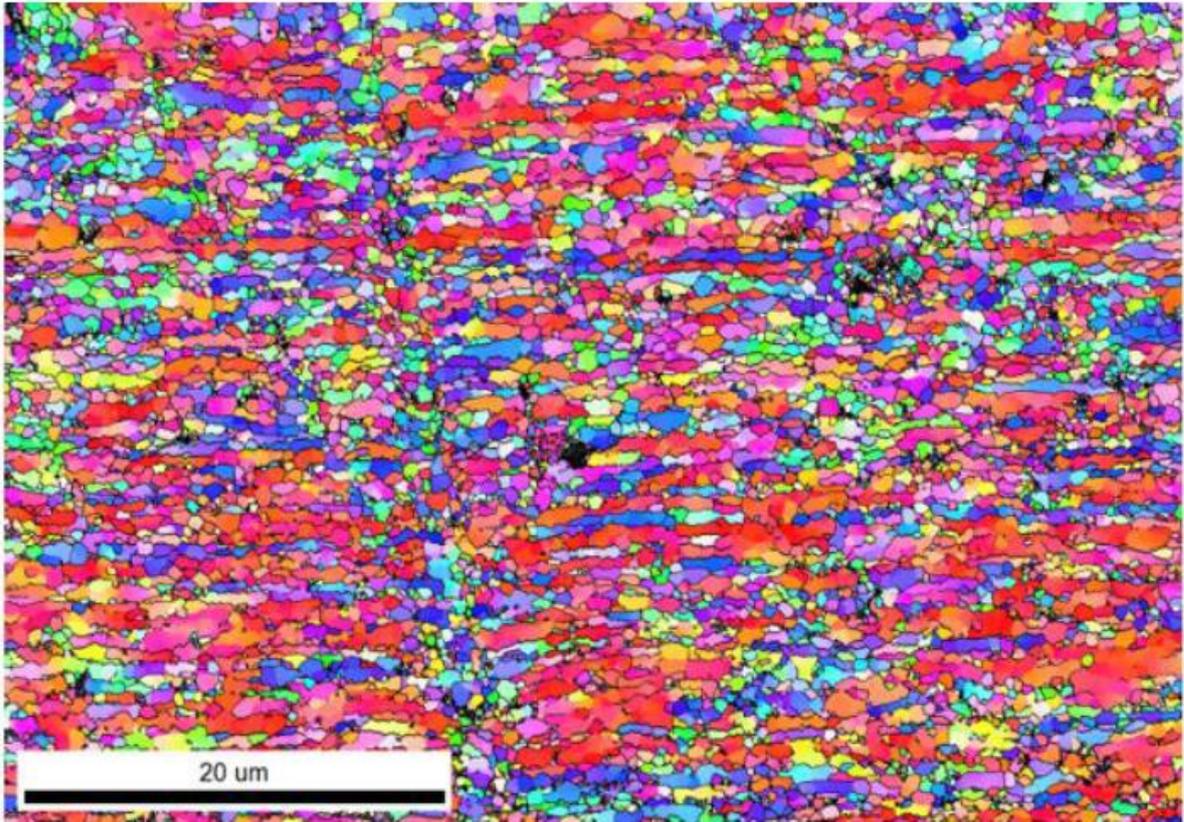
Pode ser observado através da Figura 42 e da Tabela 11 que há uma redução no valor da dureza após o recozimento a 350°C durante 5 minutos, porém é notável que parte da deformação acumulada ao longo do processo permanece na amostra, indicando que o tratamento intermediário propicia a recuperação parcial da deformação. O gradiente de dureza é mais acentuado na amostra de 4 ciclos do que nas amostras de 6 e 10 ciclos mostrando que a deformação fica mais homogênea com o aumento dos ciclos.

5.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR EBSD

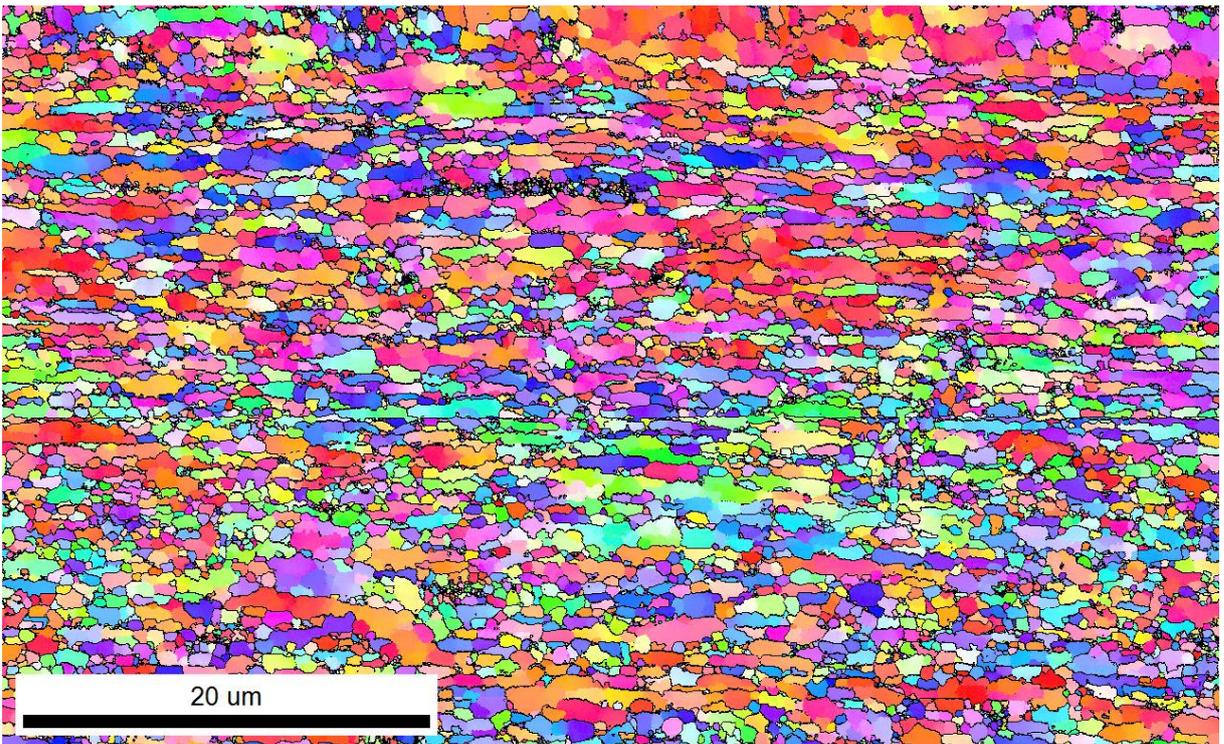
Através das análises EBSD foi possível retirar informações como orientação e distribuição espacial dos grãos, através das figuras de polo inversa (FPI), o tamanho de grão médio, as figuras de polo que indicam o conjunto das orientações dos grãos, e o ângulo de misorientação dos contornos de grão.

A Figura 43 mostra a FPI das amostras JLAA350- 4, JLAA350- 6.

FIGURA 43 - FPI DAS AMOSTRAS: (A) JLAA350-4; (B) JLAA350-6



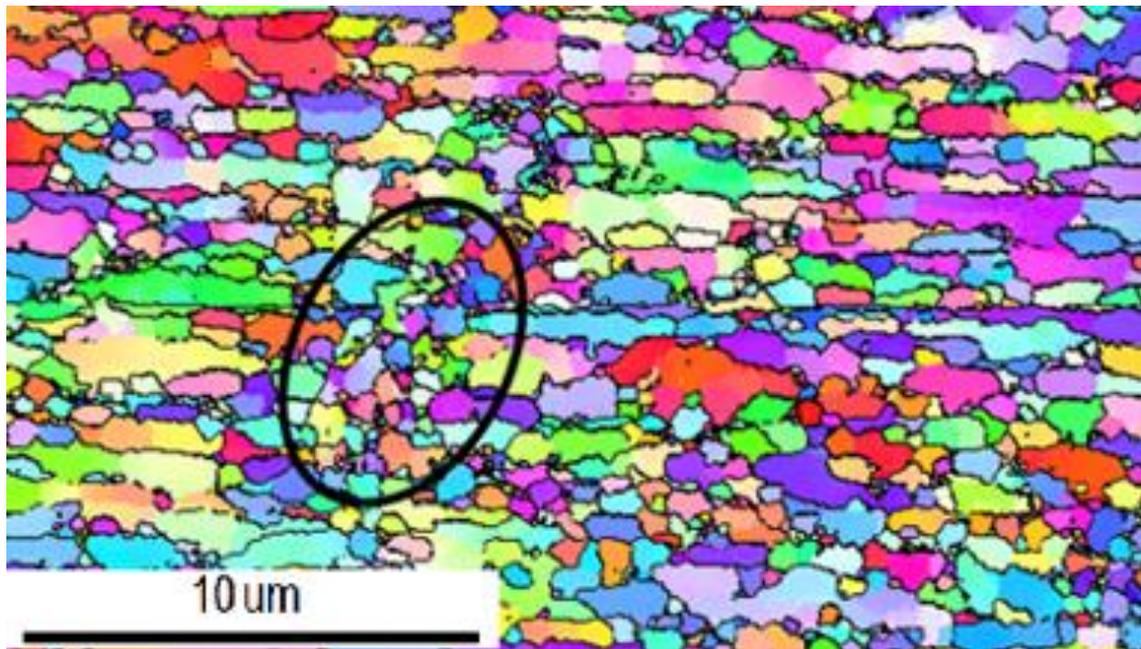
(a)



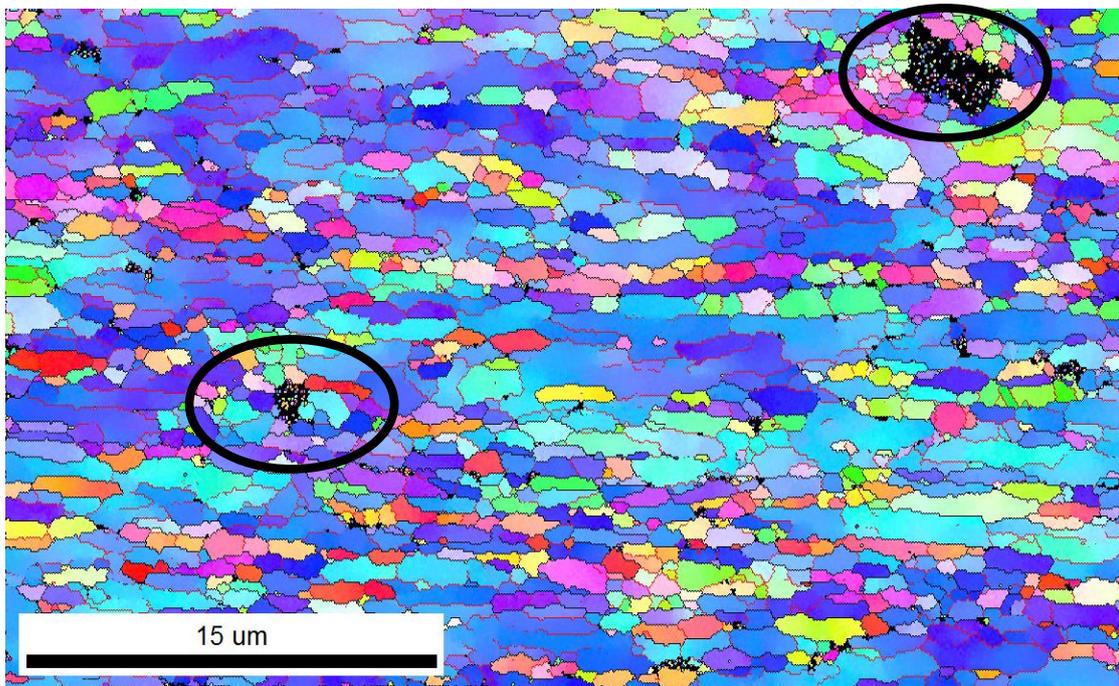
(b)

A partir da Figura 43 podemos analisar que não há uma interface evidente entre as camadas, evidenciando a efetividade da junção. A Figura 44 mostra detalhes apresentados nas amostras JLAA350-6 e JLAA350-10 e as setas na Figura 44a e 44b indicam interfaces formadas entre os passes, que não se estendem ao longo da amostra, pois são cortadas por bandas de cisalhamento, o que também indica a efetividade da junção.

FIGURA 44 - DETALHES DA FPI DAS AMOSTRAS: EM (A) JLAA350-6; E EM (B) JLAA350-10 INDICADO PELAS SETAS POSSÍVEIS REGIÕES DE INTERFACE. AS REGIÕES EM DESTAQUE MOSTRAM REGIÕES DE NUCLEAÇÃO DE NOVOS GRÃOS.



(a)

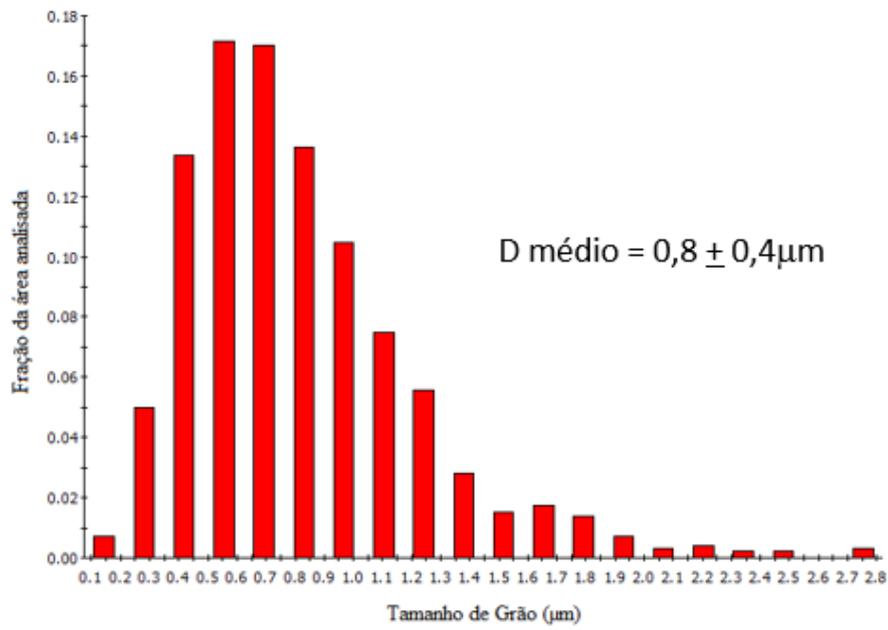


(b)

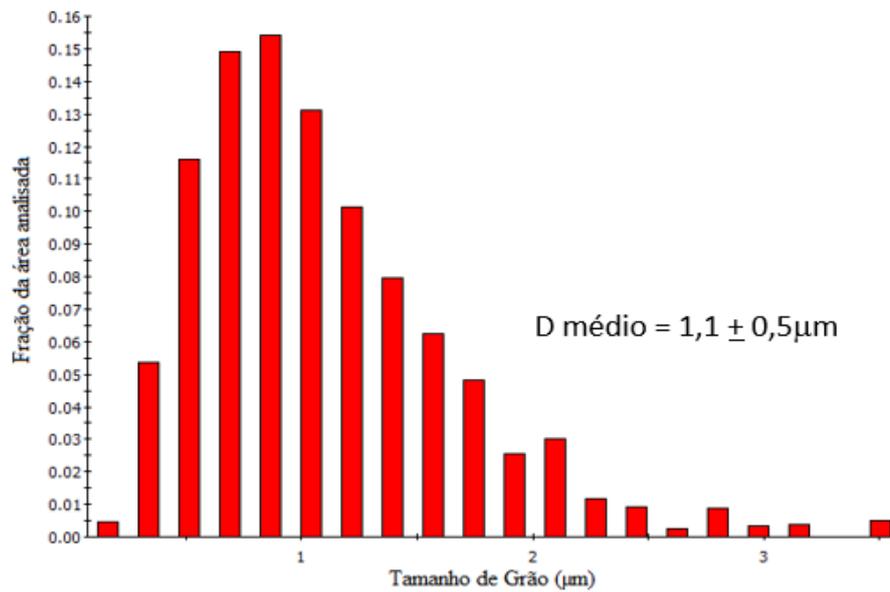
Duas possíveis interfaces oriundas dos passes de JLAA, estão indicadas pelas setas nas Figuras 44a e 44b. Na mesma figura é possível observar que as regiões da interface são sítios de nucleação de novos grãos, que crescem em direção à camada adjacente, mostrando o processo de junção ativado por difusão, nucleação e crescimento de grão. Uma estrutura de grãos refinados a 45° da direção de laminação (indicado pela elipse na Figura 44a indica que, durante o processo de deformação a quente, as regiões das bandas de cisalhamento também sofreram recristalização. Na amostra JLAA350-10 as adjacências de intermetálicos (em destaque na Figura 44b) são decoradas por novos grãos recristalizados. São evidências de que ocorre recristalização dinâmica nesta temperatura de processamento.

A Figura 45 mostra a distribuição do tamanho de grão medido em função da área de uma região específica analisada das amostras JLAA350-4, JLAA350-6 e JLAA350-10.

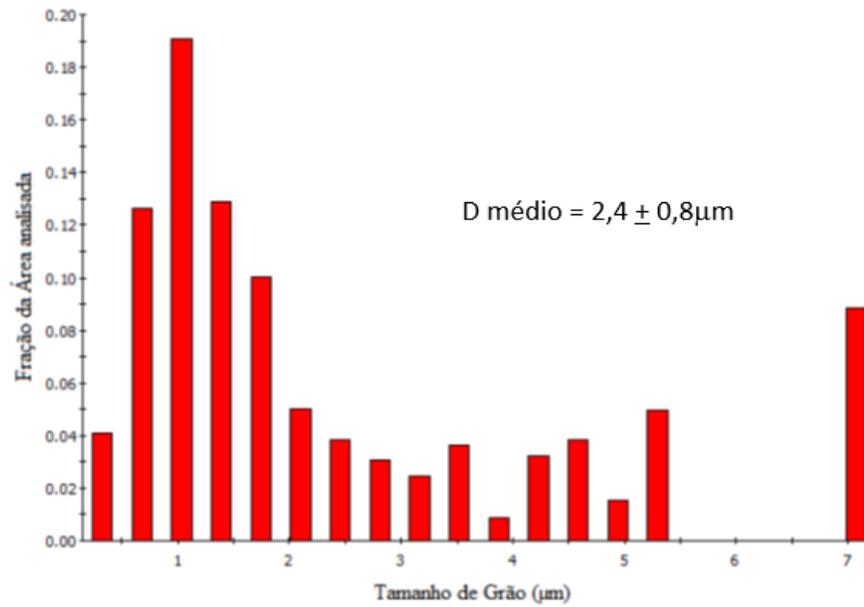
FIGURA 45 - HISTOGRAMA DE TAMANHO DE GRÃO PARA A AMOSTRA (A) JLAA350-4, (B) JLAA350-6 E (C) JLAA350-10



a)



b)

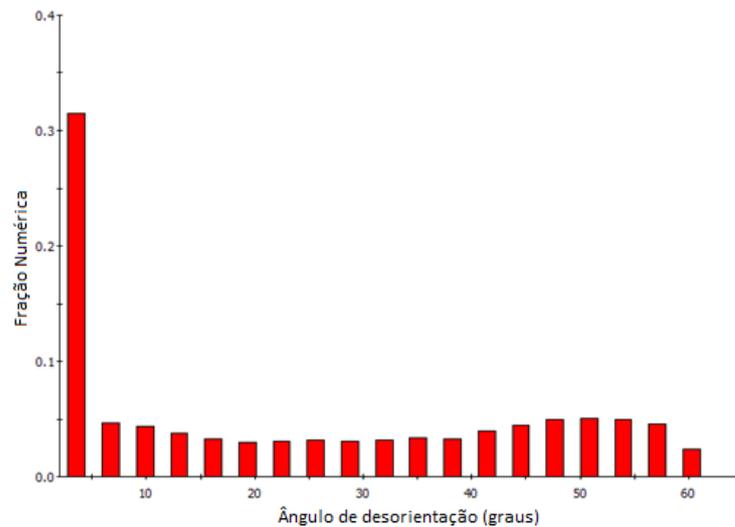


c)

Através da Figura 45, que mostra a distribuição do tamanho de grão em função da área analisada, pode-se observar a presença da granulometria ultrafina nos materiais processados a 350°C submetidos a 4 e 6 passes. O tamanho de grão tem uma tendência a crescer com o número de passes passando de 0,8 μm após 4 ciclos para 2,4 μm após 10 ciclos. Os valores obtidos para a granulometria expressos neste trabalho estão superiores aos mostrados na Tabela 4 da seção “3.4 – Junção por Laminação Acumulada”, e isso se deve a maior temperatura utilizada em comparação aos trabalhos citados na referida tabela.

A Figura 46 mostra a fração dos contornos de grão na área analisada por EBSD em função do ângulo de desorientação para a amostra JLA350- 4.

FIGURA 46 - DESORIENTAÇÃO DOS CONTORNOS DE GRÃO DA AMOSTRA JLAA350-4



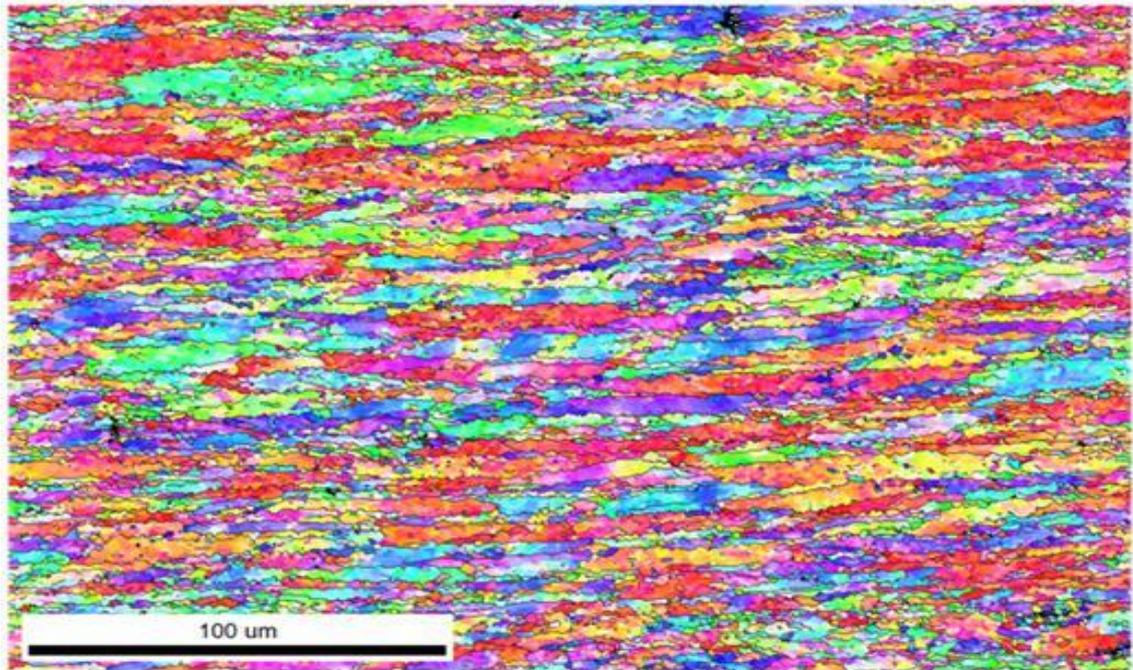
A Figura 46 nos indica uma alta desorientação, uma vez que os contornos de alto ângulo ($> 15^\circ$) prevalecem em relação aos contornos de baixo ângulo ($< 15^\circ$). A Tabela 12 mostra um resumo dos resultados de tamanho de grão e distribuição de contornos de baixo e alto ângulo medidos em todas processadas a 350°C . A fração de contornos de baixo ângulo aumenta com o número de ciclos, assim como o diâmetro médio, o que pode ser justificado pelos processos de recuperação e recristalização dinâmica ocorridos durante o processamento.

TABELA 12 - RESUMO DOS RESULTADOS OBTIDOS PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C

Amostra	Tamanho de grão médio	Fração de CBA	Fração de CAA
JLAA350-4	$0,8 \pm 0,4\mu\text{m}$	40	60
JLAA350-6	$1,1 \pm 0,5\mu\text{m}$	50	50
JLAA350-10	$2,4 \pm 0,8\mu\text{m}$	62	38

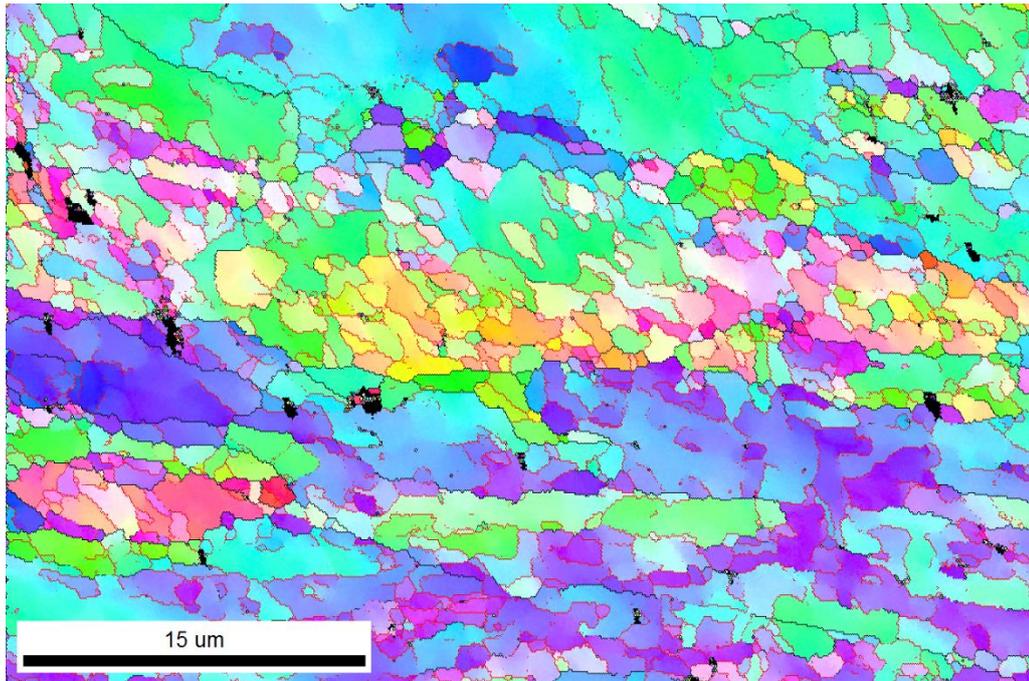
A Figura 47 mostra o mapeamento de orientações da amostra JLAA400-10. Não é possível identificar regiões de interface. Os grãos estão alinhados na direção de laminação e têm tamanho médio de $5\mu\text{m}$, o que é maior que a espessura teórica calculada para cada camada ($0,97\mu\text{m}$). Isso revela a efetividade da junção nesse processo, pois várias camadas de alumínio se juntam formando um material coeso, inseridas dentro do mesmo grão. Outra característica interessante a ser observada na Figura 47 são contornos dos grãos maiores parcialmente decorado por grãos menores, indicando o processo de recristalização nessas regiões mais energéticas.

FIGURA 47 - IPF DA AMOSTRA JLAA400-10

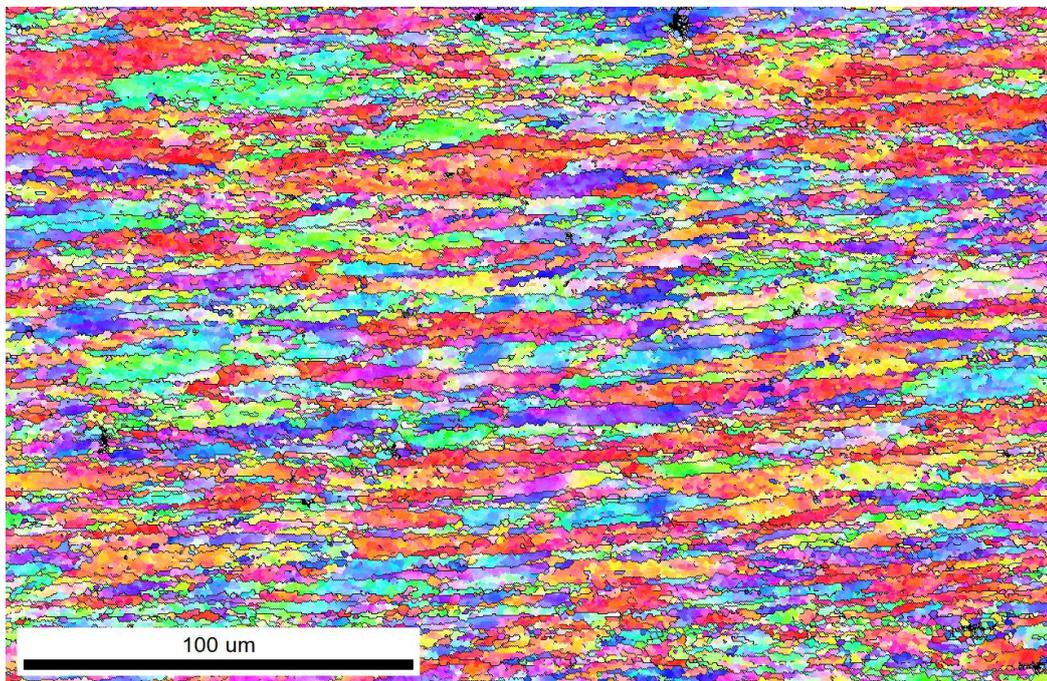


Detalhes da microestrutura das amostras JLAA400-4 e JLAA400-10 são apresentados nas Figuras 48a e 48b. Nessas figuras é possível detectar alguns grãos em formato de “S”, rodeado por alguns pequenos grãos, como mostrado em destaque na Figura 48b, o que indica o processo de recristalização dinâmica que é auxiliado pelo cisalhamento imposto no processo.

FIGURA 48 - IPF OBTIDA PARA AS AMOSTRAS (A) JLAA400-4 E (B) JLAA400-10



(a)



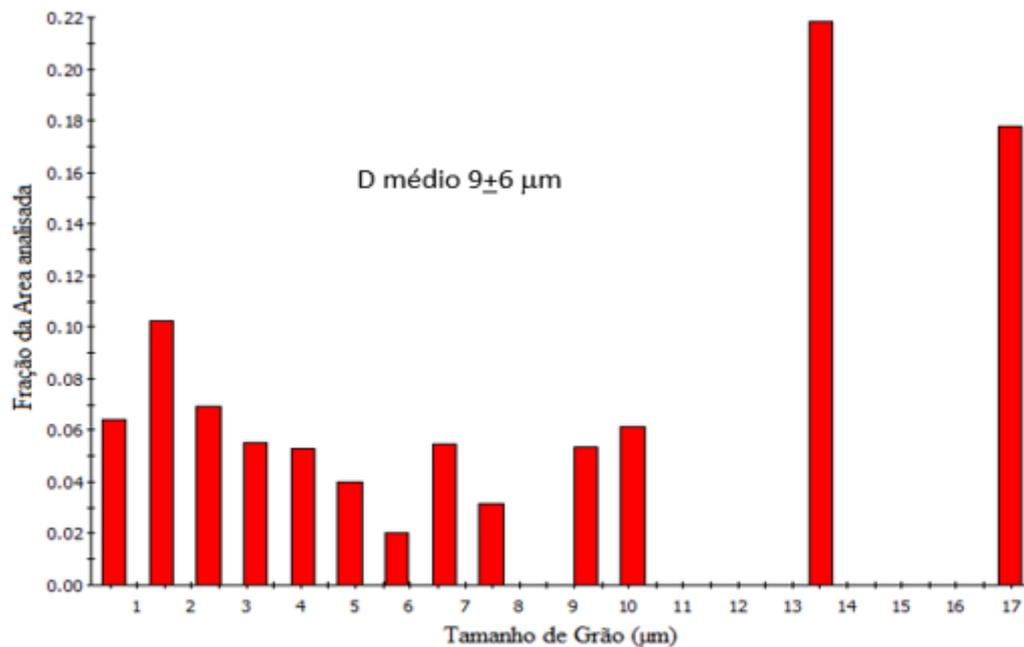
(b)

Quanto à junção realizada, pode ser observado nas Figuras 48a e 48b que além da boa qualidade de junção, houve um aumento no tamanho médio de grão quando comparado com as Figuras 44 e 43, referentes às amostras JLAA350. Uma das principais justificativas para

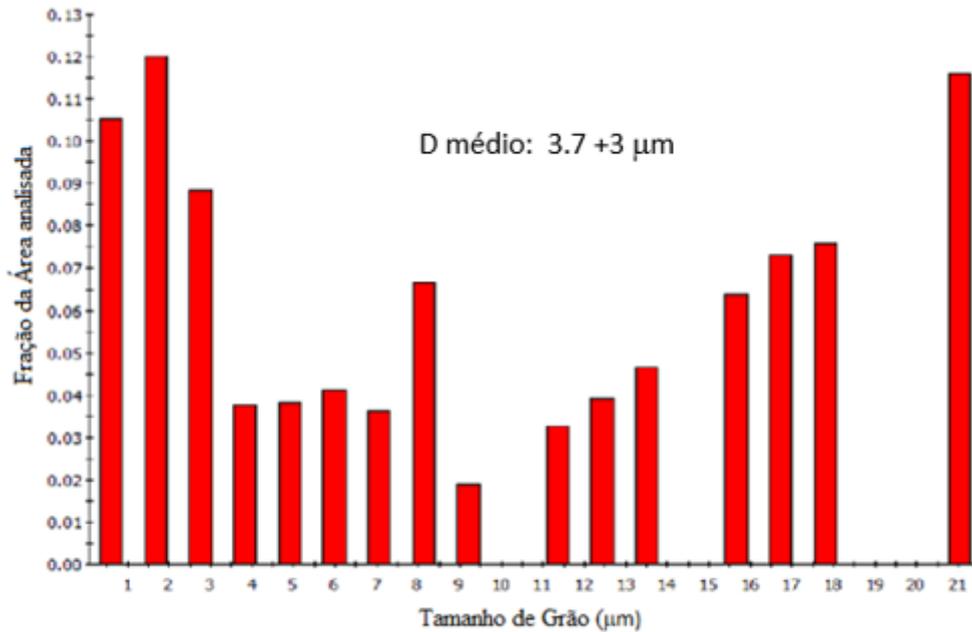
essa diferença na granulometria é o aumento na temperatura de processamento, de 350°C para 400°C e o aumento da ativação térmica para os processos de recuperação e crescimento de grão.

A Figura 49, mostra o tamanho de grão em função da fração de área ocupada em uma região específica das amostras JLAA400-4 e JLAA400-10. A distribuição é claramente bimodal, resultado da nucleação de novos grãos próximo aos CAA. A fração volumétrica de grãos finos nos contornos dos grãos grosseiros cresceu com o aumento do número de ciclos e ao mesmo tempo a tamanho de grão médio diminuiu, como indicado na Tabela 13.

FIGURA 49 - HISTOGRAMA DE TAMANHO DE GRÃO PARA AS AMOSTRAS: (A) JLAA400-4 E (B) JLAA400-10



a)



b)

TABELA 13 - RESUMO DOS RESULTADOS OBTIDOS PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C

Amostra	Tamanho de grão médio	Fração de CBA	Fração de CAA
JLAA400-4	$9 \pm 6\mu\text{m}$	62	38
JLAA400-10	$4 \pm 3\mu\text{m}$	70	30

A Figura 49 e a Tabela 13 comprovam o aumento de grão ocorrido nas amostras JLAA400 devido ao aumento de temperatura do processo. Esse aumento fica mais evidente quando comparado com as amostras JLAA350-4 da Tabela 12, que exibiu um tamanho médio de $0,8\mu\text{m}$, com a amostra JLAA400-4, com uma granulometria média de $9\mu\text{m}$.

A Tabela 13 também mostra a fração dos contornos de baixo ângulo e alto ângulo medidos para a amostra JLAA400. Pode ser observado que há um predomínio nos CBA (entre 3° e 14°) em relação aos contornos de alto ângulo, característico do processo de recuperação dinâmica. Isso justifica o aumento no diâmetro médio dos grãos, já que o processo de recristalização que ocorreu nas amostras JLAA350 não ocorreu com a mesma magnitude nas amostras processadas a 400°C .

A redução no tamanho de grão foi um dos objetivos a serem alcançados com a adoção do processo JLAA. Na Tabela 14 está mostrado um resumo dos tamanhos de grão obtidos para as amostras processadas por JLAA em diversas temperaturas e também valores das

amostras recozida e processada por ECA 8X. Os valores relativos a essas duas últimas amostras foram cedidos por Moraes (2017).

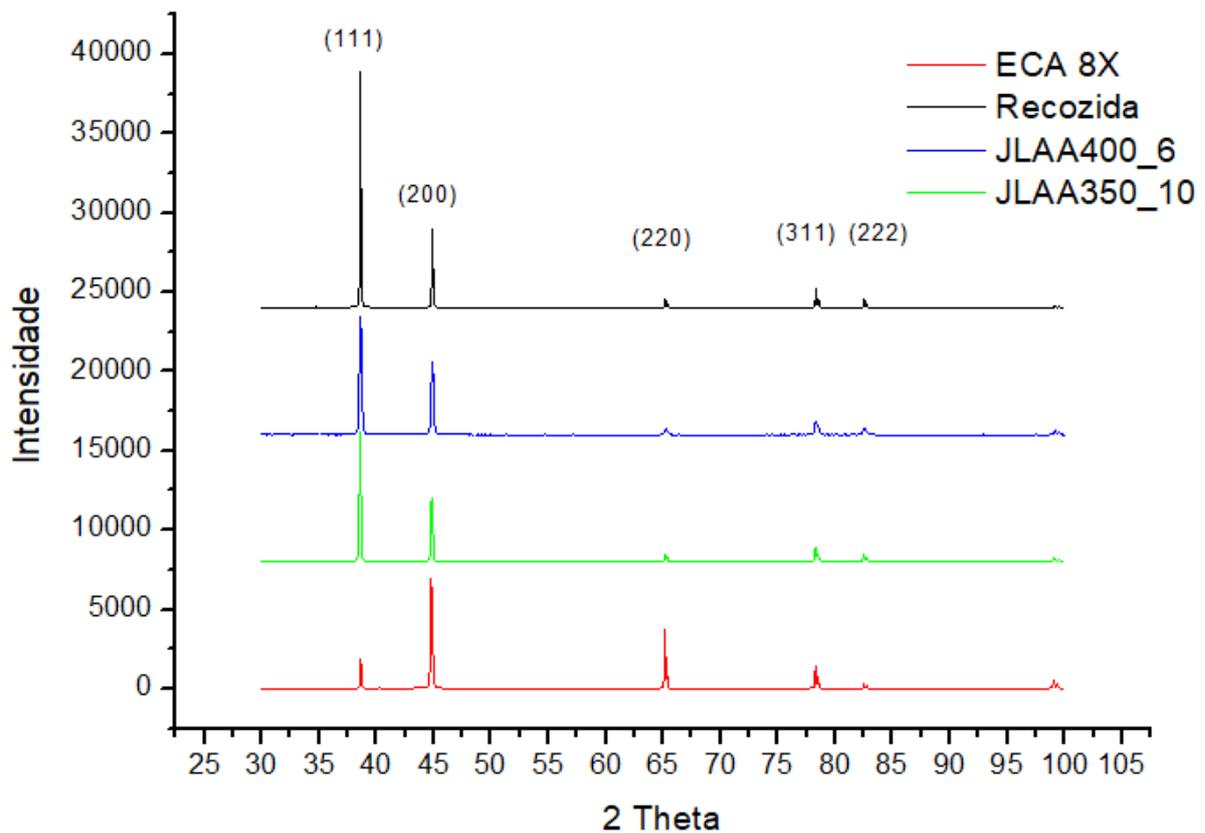
TABELA 14 - COMPARAÇÃO ENTRE OS TAMANHOS DE GRÃO POR DIVERSOS PROCESSAMENTOS

Amostra	Tamanho de Grão Médio (μm)
Recozida	$95 \pm 34\mu\text{m}$
ECA 8X	$1 \pm 0,6\mu\text{m}$
JLAA350-4	$0,8 \pm 0,4\mu\text{m}$
JLAA350-6	$1,1 \pm 0,5\mu\text{m}$
JLAA350-10	$2,4 \pm 0,8\mu\text{m}$
JLAA400-4	$9 \pm 6\mu\text{m}$
JLAA400-10	$4 \pm 3\mu\text{m}$

Através da Tabela 14 é possível observar a grande redução que o processo JLAA proporcionou nas amostras de alumínio AA1050 em relação à amostra recozida. Outro fato interessante é a similaridade de valores com as amostras processadas por ECA, o que credencia o processo JLAA como um método para obtenção da granulometria ultrafina.

Uma análise qualitativa do tamanho de grão foi realizada através da análise de difração de raios-x, utilizando o método de Williamson-Hall. Por se tratar de uma análise qualitativa foram utilizadas amostras com granulometria conhecida (recozida e ECA8X). A Figura 50 mostra os difratogramas obtidos para as amostras JLAA350-10, JLAA400-6, ECA 8X e Recozida.

FIGURA 50 - DIFRATOGRAMAS RELATIVOS ÀS AMOSTRAS ANALISADAS



De acordo com Cullity (1967), a deformação no material causa algumas mudanças em seu difratograma, como o alargamento dos picos, que evidencia a diminuição no tamanho de grão, e o deslocamento dos picos, que mostra a presença de deformação não uniforme ao longo da peça. Na Figura 50 é possível observar uma ligeira diferença com relação ao alargamento dos picos e com relação ao seu deslocamento (Cullity 1967).

Com base no difratograma apresentado na Figura 50 foram realizados alguns ajustes matemáticos nos picos, retirando alguns parâmetros como largura a meia altura dos picos e o centro dos picos. Esses resultados foram tratados de acordo com o procedimento descrito na seção 4.2.5, gerando os parâmetros ΔK e K^2C . A Figura 51 mostra o gráfico de ΔK e K^2C para as amostras processadas a 350°C, para a amostra recozida e para a amostra processada por ECA. A Tabela 15 resume as equações obtidas para o ajuste matemático do gráfico mostrado na Figura 51.

FIGURA 51 - GRÁFICO RELACIONANDO OS PARÂMETROS ΔK E K^2C PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X

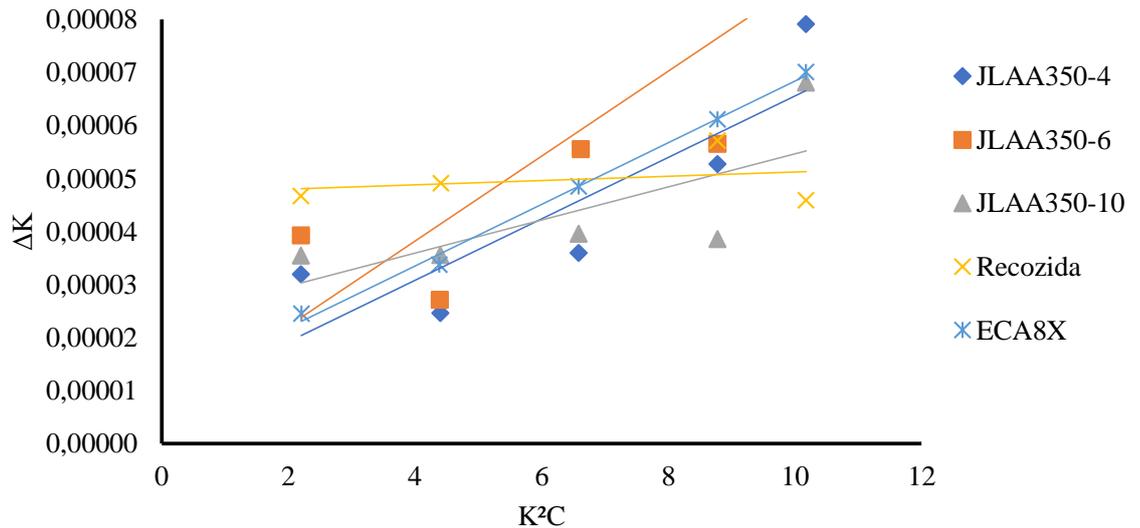


TABELA 15 - EQUAÇÃO OBTIDA PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X ANALISADAS PELO MÉTODO WILLIAMSON-HALL

Amostra	Equação
JLAA350_4	$y = 5,80E-06x + 7,64E-06$
JLAA350_6	$y = 8,01E-06x + 6,16E-06$
JLAA350_10	$y = 3,12E-06x + 2,34E-05$
Recozida	$y = 4,11E-07x + 4,71E-05$
ECA 8X	$y = 5,81E-06x + 1,03E-05$

Com auxílio da Figura 51 podemos observar que a curva relativa à amostra recozida apresenta uma pequena inclinação. Isso está diretamente relacionado com a densidade de discordâncias presente no material, já que na amostra recozida espera-se uma pequena densidade. Outro ponto interessante a ser discutido é o tamanho de grão alcançado, que está relacionado com o termo independente da equação que está mostrada na Tabela 15, sendo menor para as amostras processadas por ECA e JLAA e maior para a amostra recozida.

A Figura 52 mostra a relação entre os parâmetros ΔK E K^2C para as amostras processadas a 400°C, para a amostra recozida e para a amostra processada por ECA. A Tabela 16 resume as equações obtidas para o ajuste matemático do gráfico mostrado na Figura 52.

FIGURA 52 - GRÁFICO RELACIONANDO OS PARÂMETROS ΔK E K^2C PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X

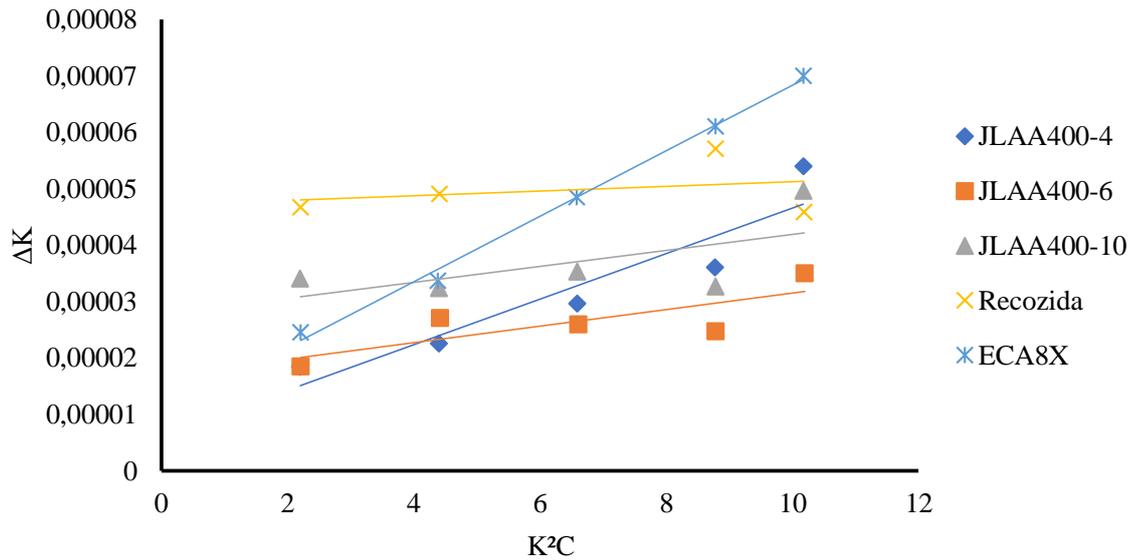


TABELA 16 - EQUAÇÃO OBTIDA PARA AS AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C E PARA AS AMOSTRAS RECOZIDA E ECA8X ANALISADAS PELO MÉTODO WILLIAMSON-HALL

Amostra	Equação
JLAA400_4	$y = 4,04E-06x + 6,23E-06$
JLAA400_6	$y = 1,45E-06x + 1,70E-05$
JLAA400_10	$y = 1,41E-06x + 2,78E-05$
Recozida	$y = 4,11E-07x + 4,71E-05$
ECA 8X	$y = 5,81E-06x + 1,03E-05$

A Figura 52 e os valores mostrados na Tabela 16, relativos às amostras processadas a 400°C mostram uma tendência similar à ocorrida nas amostras processadas a 350°C, com maiores inclinações à medida que se insere deformação no material, resultado de um acúmulo de discordâncias. Comparando a Figura 51 com a Figura 52 podemos observar retas mais inclinadas para a Figura 51, mostrando a presença de uma maior densidade de discordâncias para o processamento realizado a 350°C.

5.4 ORIENTAÇÃO CRISTALOGRÁFICA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X E EBSD

As medidas de EBSD com varreduras de área de aproximadamente 400x400 μ m possibilitam ter uma ideia da distribuição de orientações cristalográficas. Para as amostras

JLAA350-4 e JLAA400-10 a informação obtida por EBSD foi complementada por medidas de raio-x, realizadas na região central e na região sub-superficial das chapas.

As figuras de polo da amostra JLAA350-4 estão exibidas na Figura 53 e as da amostra JLAA400-10 estão exibidas na Figura 54.

FIGURA 53 - FIGURAS DE POLO (100), (110) E (111) DA AMOSTRA JLAA350-4; A) REGIÃO CENTRAL; B) REGIÃO SUPERFICIAL

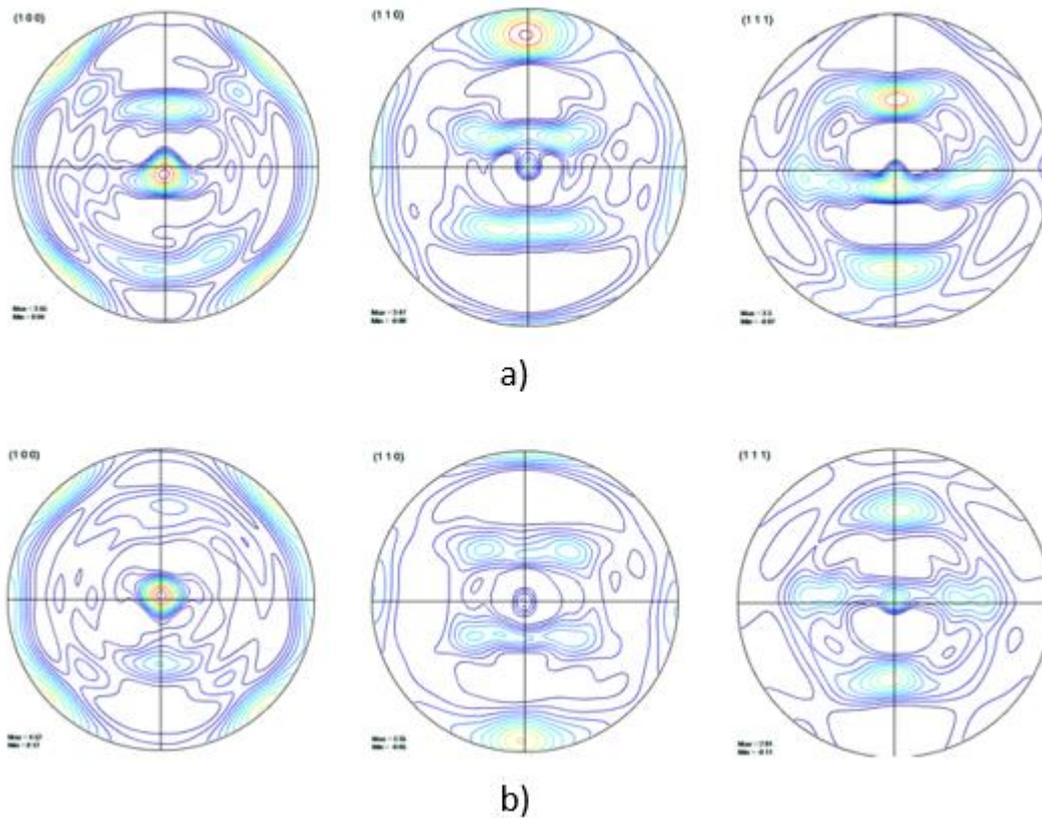
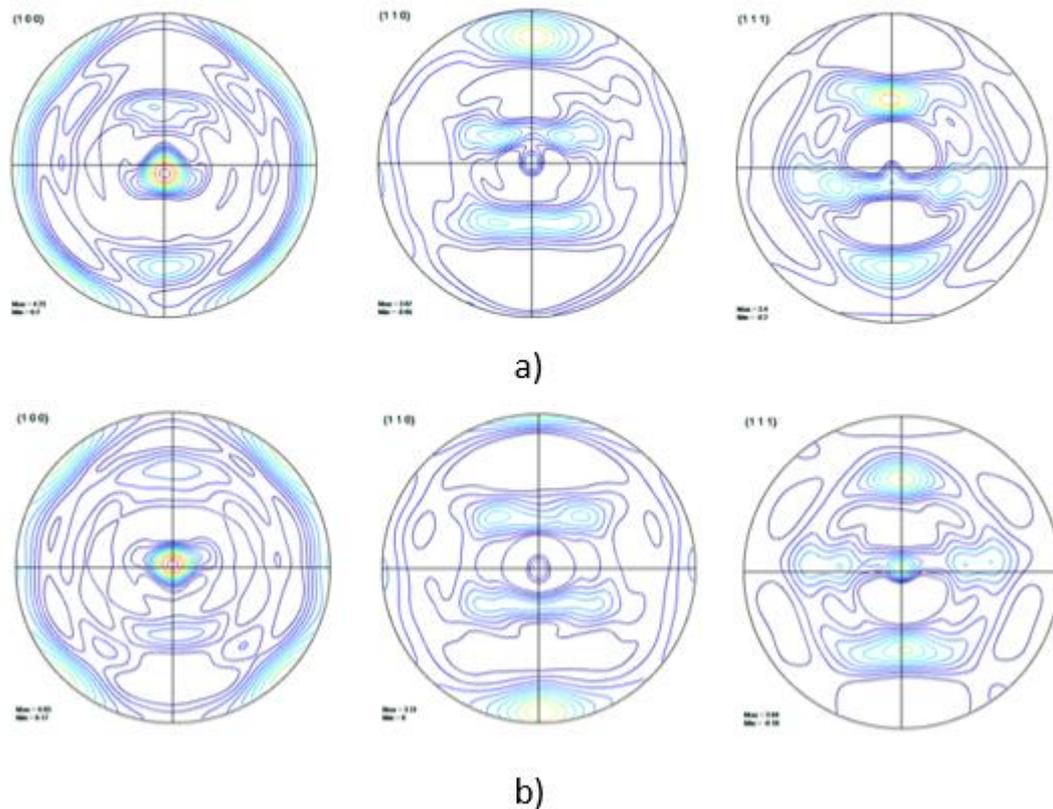


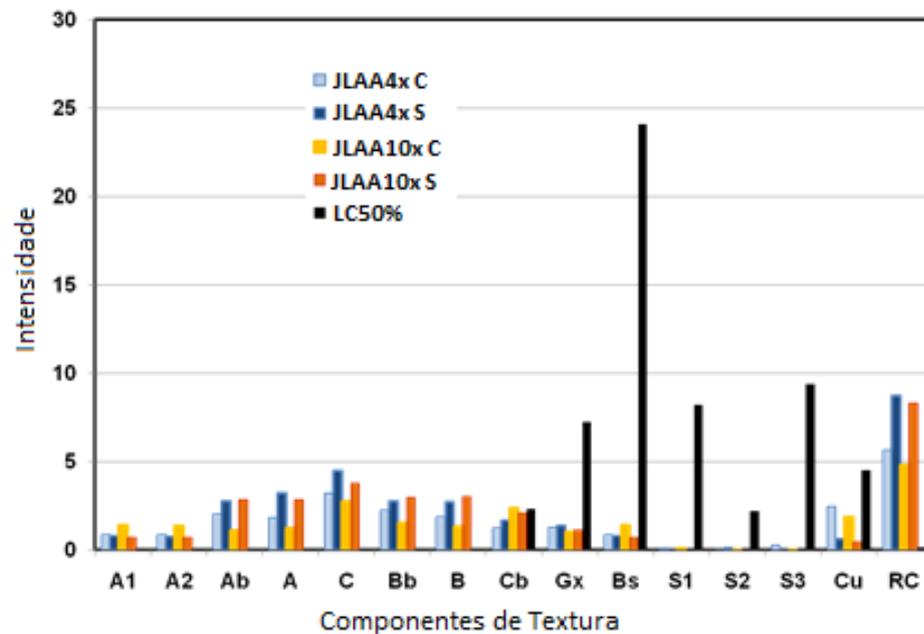
FIGURA 54 - FIGURAS DE POLO (100), (110) E (111) DA AMOSTRA JLAA400-10: A) REGIÃO CENTRAL; B) REGIÃO SUPERFICIAL



Nos casos mostrados nas Figuras 53 e 54 a distribuição de orientação cristalográfica é muito semelhante, com indicação de posicionamento dos planos $\{111\}$ na superfície da chapa e a formação de orientações cubo rodado $\{100\}\langle 011\rangle$. Não foi observada uma variação significativa na intensidade dos componentes entre o centro e a superfície. Comparando estes resultados podemos observar uma maior assimetria nas figuras de polo referente às regiões superficiais, o que está relacionado com a laminação assimétrica. Outro ponto que deve ser observado é a perda de intensidade dos componentes de textura, de modo similar como foi mostrado por Jin e Lloyd (2007).

A Figura 55 mostra a intensidade dos componentes de textura para as amostras JLAA350-4, JLAA400-10, analisadas no centro e na superfície, e para uma amostra laminada convencionalmente com uma redução de 50%.

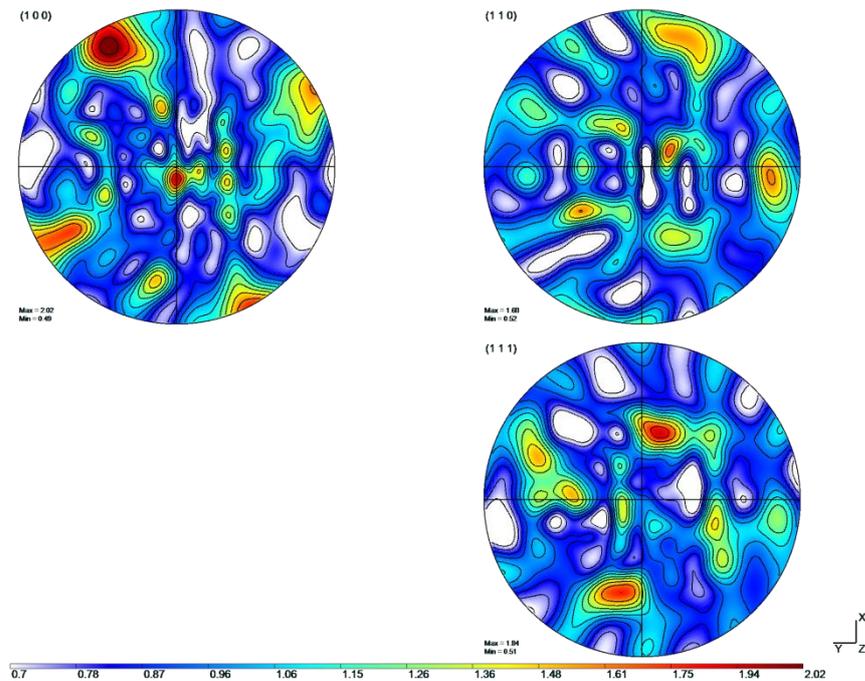
FIGURA 55 - COMPONENTES DE TEXTURA EM FUNÇÃO DA INTENSIDADE PARA AS AMOSTRAS JLAA350-4, JLAA400-10 NO CENTRO (INDICADO POR "C") E NA SUPERFÍCIE (INDICADO POR "S"), E PARA UMA AMOSTRA LAMINADA CONVENCIONALMENTE COM REDUÇÃO DE 50% (R50%)



Analisando a Figura 55 observa-se que após o processo JLAA os componentes de cisalhamento (A1, A2, Ab, A, Bb e B) estão presentes tanto na superfície, como no centro das amostras analisadas, e isso se deve ao cisalhamento induzido na região de junção devido ao cisalhamento imposto pelo processo. Também se observa uma diminuição nos componentes de textura relativos à laminação convencional (S1, S2, S3, Cu, Bs, Gx), a presença de orientações da fibra γ (Bb e B) e um aumento nos componentes de textura cubo rodado (RC). Pode-se notar que a intensidade das componentes também é muito semelhante.

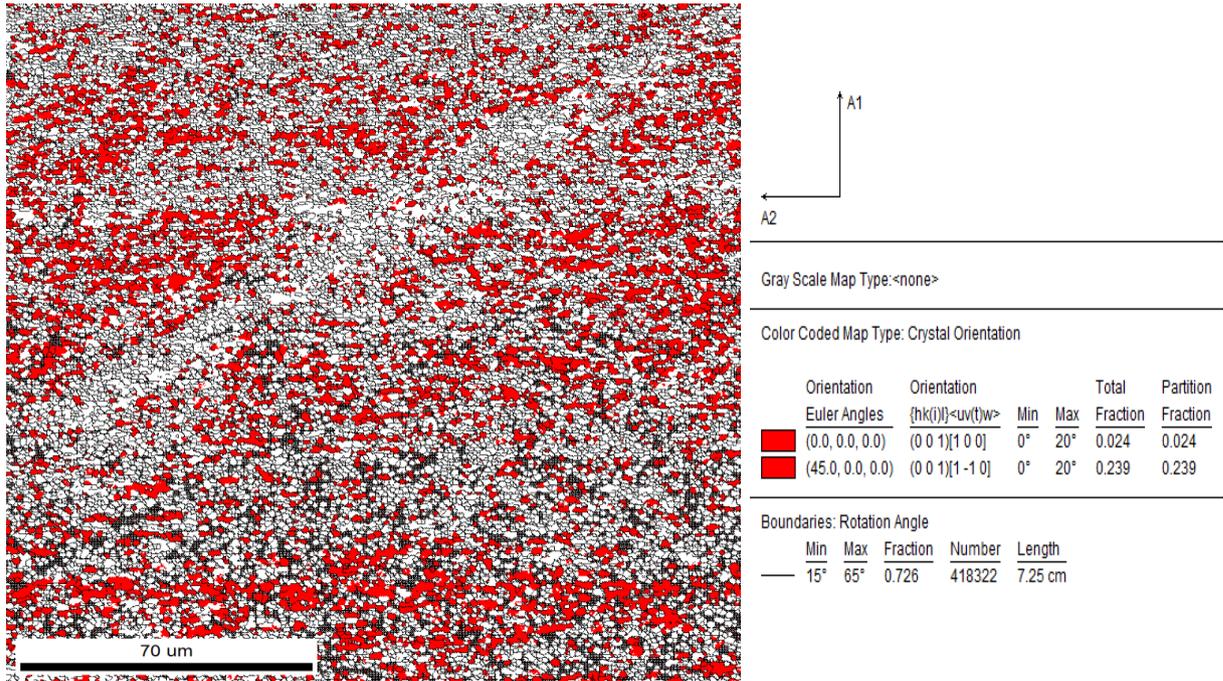
A Figura 56 mostra a figura de polo obtida para a amostra JLAA350- 4 obtida por EBSD. O mapeamento por EBSD tem estatística mais limitada do que a difração de raio-X, mas se observam as mesmas características observadas nas Figuras 53 e 54. A partir desta figura podemos observar uma pequena rotação na simetria da textura em relação aos eixos de orientação, ocorrência típica de qualquer processo de laminação assimétrica.

FIGURA 56 - FIGURA DE POLO OBTIDA PARA A AMOSTRA JLAA350-4, COM X=DL REPRESENTANDO A DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO, Y= DN REPRESENTANDO A DIREÇÃO NORMAL. ESCALA DE INTENSIDADE RELATIVA A UMA AMOSTRA DE ORIENTAÇÃO ALEATÓRIA

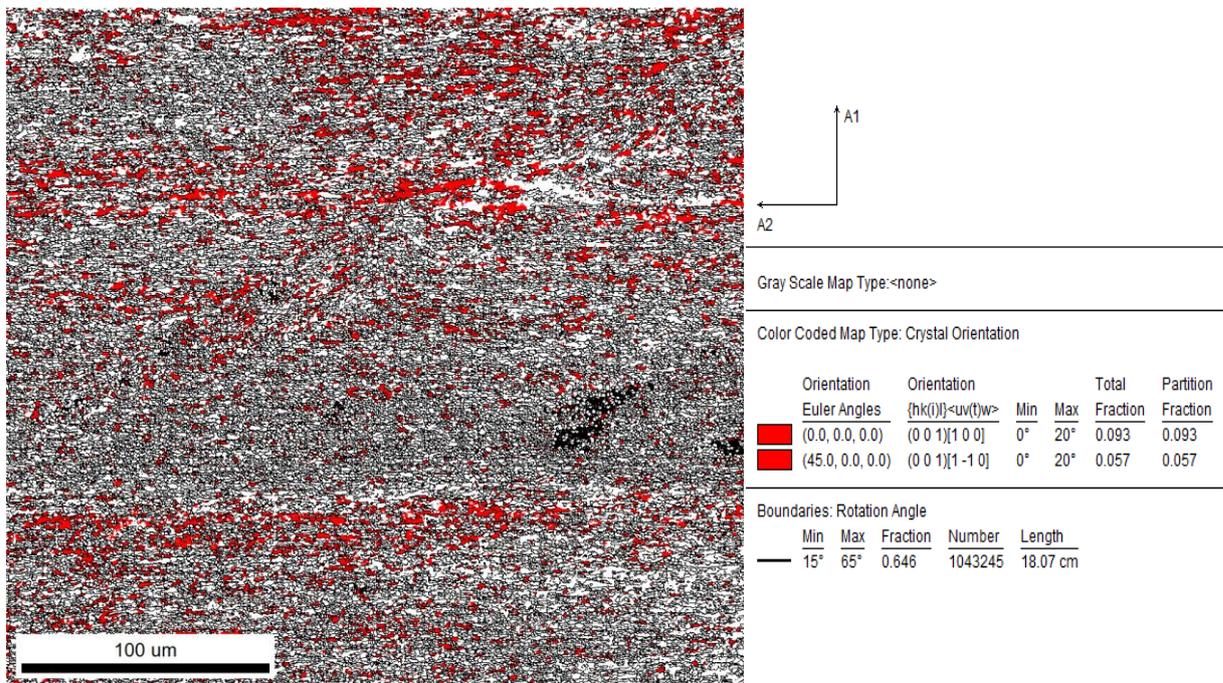


Nos mapeamentos de orientação é possível localizar os grãos de determinada orientação. A Figura 57 mostra a distribuição da textura cúbica e cubo rodado, representados pela cor vermelha na área analisada por EBSD para as amostras JLAA350-4 e JLAA350-6. Podemos observar que a textura cúbica e a textura cubo rodado ocupam aproximadamente 25% e 14% respectivamente da área analisada.

FIGURA 57 - DISTRIBUIÇÃO DA TEXTURA CUBO E CUBO RODADO AO LONGO DA ÁREA ANALISADA DA AMOSTRA (A) JLAA350-4 E (B) JLAA350-6



(a)



(b)

A Figura 58 mostra a figura de polo obtida para a amostra JLAA400-10. Com o aumento da temperatura de processo, podemos observar pela Figura 59 que a componente cubo voltou

a exercer influência na textura da amostra, com as figuras de polo exibindo menor assimetria nos eixos, quando comparadas com a Figura 56, referente à amostra JLAA350-4. Para quantificar a fração do componente cubo e cubo rodado ao longo da amostra, foi realizada uma análise EBSD para identificar esse componente, conforme mostrado na Figura 59.

FIGURA 58 - FIGURA DE POLO DA AMOSTRA JLAA400-10. ESCALA DE INTENSIDADE RELATIVA A UMA AMOSTRA DE ORIENTAÇÃO ALEATÓRIA

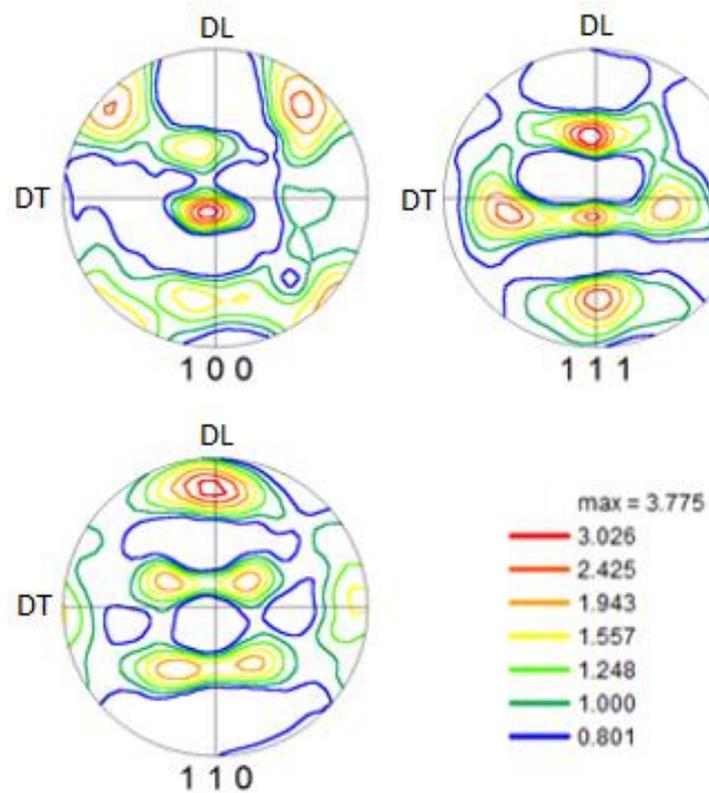
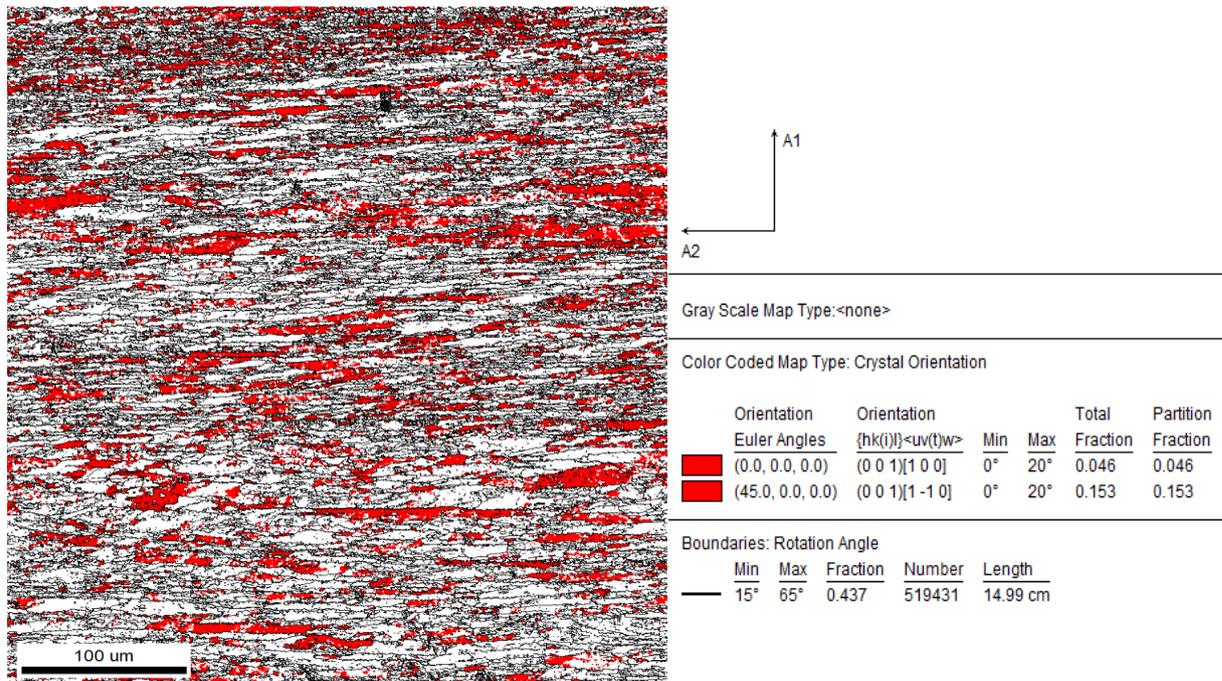


FIGURA 59 - FRAÇÃO DOS COMPONENTES CUBO E CUBO RODADO NA ÁREA ANALISADA DA AMOSTRA JLAA400-10



A fração dos componentes cubo e cubo rodado na amostra JLAA400-10 aumentaram (19,9%) em relação à amostra JLAA350-6 (15,6%), o que pode ser relacionado com o aumento de temperatura, porém diminuíram em relação à amostra JLAA350-4 (25%), o que mostra a influência da laminação assimétrica na diminuição do componente cubo na textura do alumínio.

5.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Figura 60 mostra o comportamento tensão-deformação para as amostras ensaiadas na direção longitudinal em diversas condições de processamento. A Tabela 17 resume os valores de limite de resistência à tração, limite de escoamento e deformação máxima para essas amostras. Na tabela 18 são apresentados os valores para os ensaios realizados na direção transversal.

FIGURA 60 - GRÁFICO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA A AMOSTRAS ENSAIADAS NA DIREÇÃO LONGITUDINAL EM DIVERSAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO

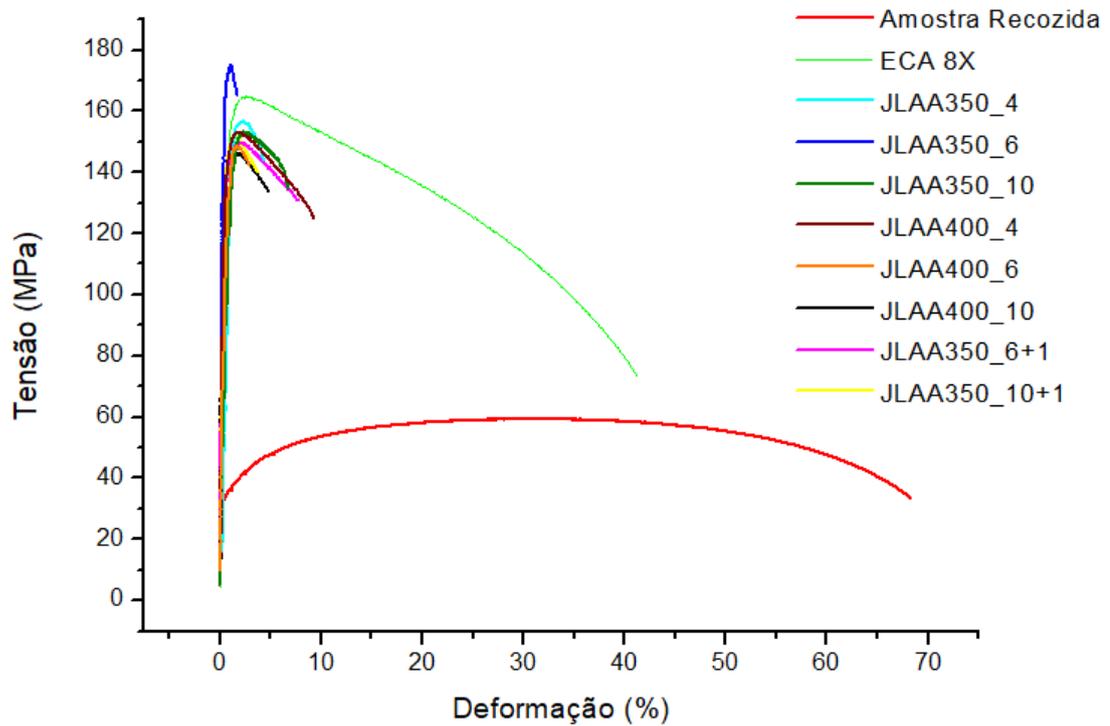


TABELA 17 - VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS NO ENSAIO DE TRAÇÃO NA DIREÇÃO LONGITUDINAL

Amostra	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação máxima (%)
Recozida	60	36	68,2
ECA 8X	165	142	41,4
JLAA350-4	148	137	2,1
JLAA350-6	164	156	1,2
JLAA350-10	157	135	4,4
JLAA350-6+1	141	119	11,2
JLAA350-10+1	132	121	5,4
JLAA400-4	150	135	7,3
JLAA400-6	149	138	2,0
JLAA400-10	130	111	9,8

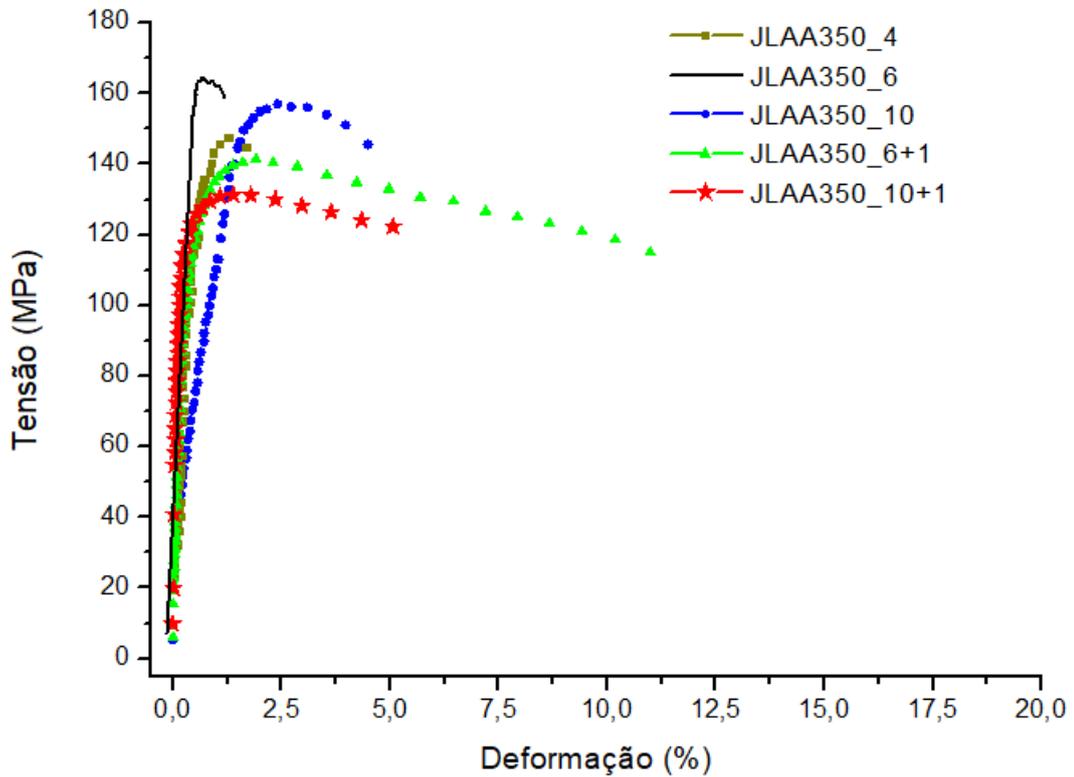
TABELA 18 - VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS NO ENSAIO DE TRAÇÃO REFERENTE DIREÇÃO TRANSVERSAL

Amostra	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação máxima (%)
JLAA350-4	157	143	4,2
JLAA350-6	175	158	1,5
JLAA350-10	153	131	6,5
JLAA350-6+1	148	136	7,7
JLAA350-10+1	151	143	3,6
JLAA400-4	153	140	9,1
JLAA400-6	149	135	2,8
JLAA400-10	145	122	4,7

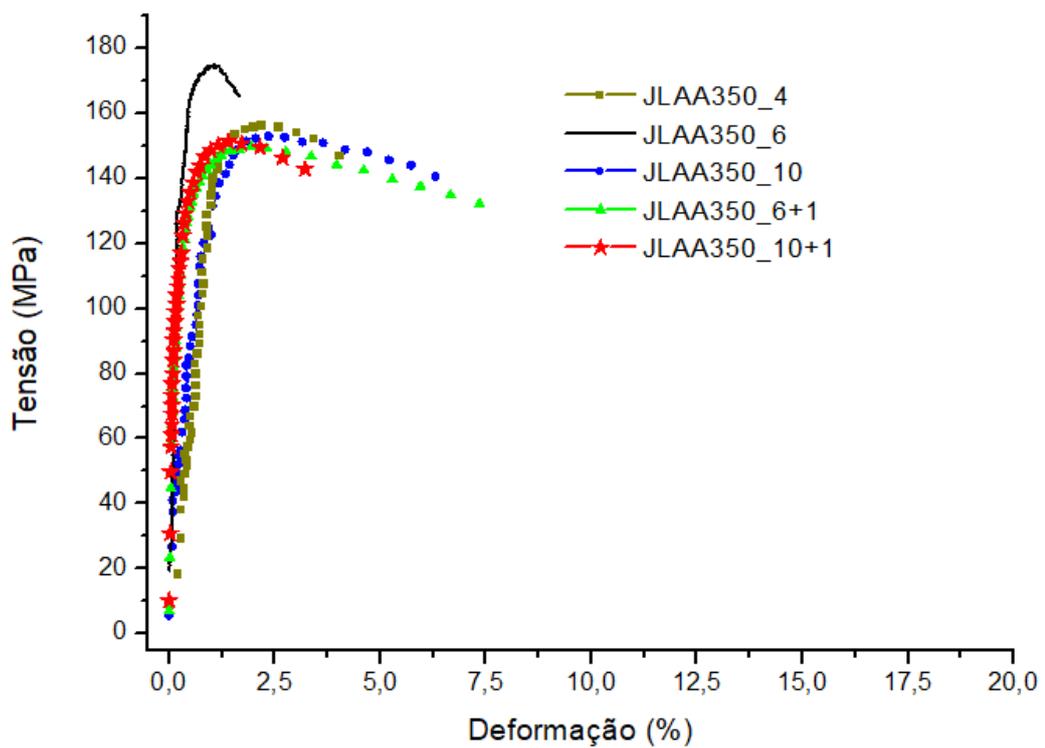
Com base na Figura 60 e na Tabela 17 é possível observar o aumento da resistência mecânica e a diminuição nos valores de deformação quando a comparação é realizada entre as amostras processadas por JLAA e a amostra recozida. Esse aumento na resistência mecânica está relacionado com a diminuição no tamanho de grão médio das amostras analisadas, que acarreta no acúmulo de discordâncias nos contornos, levando a um aumento na resistência, conforme discutido por Scharnweber e colaboradores (2010). O aumento da resistência mecânica com a evolução da junção por laminação também foi mostrado por outros autores, como Eizadjou e colaboradores (2009) que alcançaram 303MPa de tensão máxima após 6 passes e Su e colaboradores (2014), obtendo 243MPa de tensão máxima após 5 passes. A diferença na magnitude de tensão mostrada neste trabalho, em comparação com os autores acima citados pode ser relacionada com a temperatura de processamento, uma vez que Eizadjou e colaboradores (2009) e Su e colaboradores (2014) realizaram a laminação a 200°C, enquanto que as amostras JLAA foram processadas a 350°C e 400°C, pois em temperaturas inferiores não foi possível realizar a junção. Já em relação a amostra processada por ECA, as amostras JLAA exibem em geral uma leve queda na resistência mecânica e uma grande redução no alongamento.

Para uma análise mais particular das curvas tensão-deformação, estas foram divididas de acordo com a temperatura de processamento e a direção de ensaio (longitudinal e transversal). A Figura 61 mostra o comportamento tensão-deformação das amostras processadas a 350°C na direção longitudinal e na direção transversal,

FIGURA 61 - GRÁFICO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA A AMOSTRAS PROCESSADAS A 350°C E ENSAIADAS NA DIREÇÃO A) LONGITUDINAL E B) TRANSVERSAL



(a)



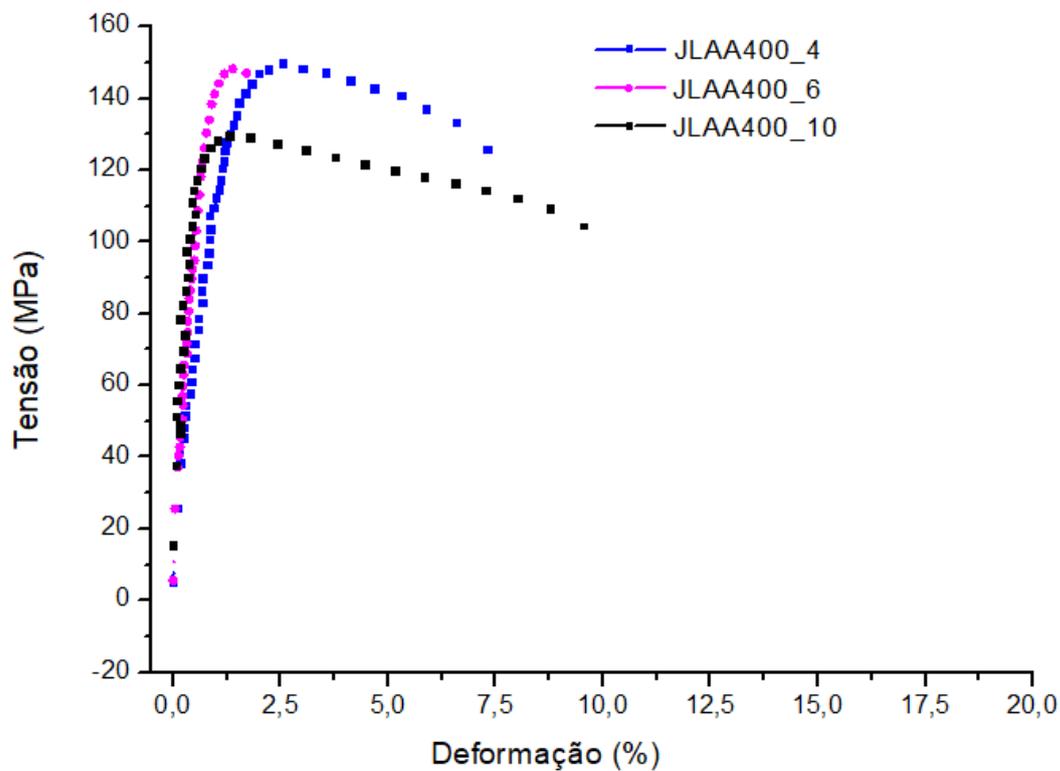
(b)

Com base na Figura 61 e nas Tabelas 17 e 18 é possível observar a influência do processo JLAA no aumento da resistência mecânica, com uma conseqüente queda nos valores de deformação máxima. As amostras JLAA submetidas a 6 e 10 passes mostraram melhores resultados quanto a limite de resistência à tração. Já as amostras JLAA submetidas ao passe adicional de laminação assimétrica (JLAA350-6+1 e JLAA350-10+1) exibem os melhores resultados de deformação máxima alcançados.

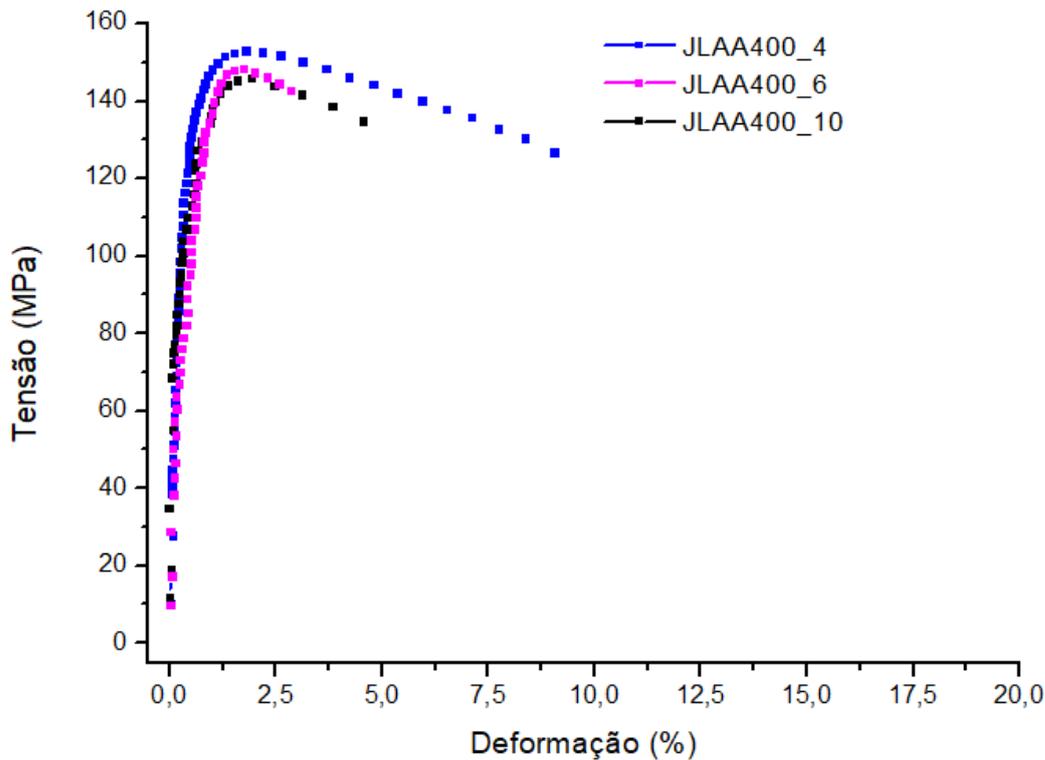
Comparando os resultados das direções longitudinais e transversais pode ser observado um ligeiro aumento no limite de resistência à tração e no limite de escoamento para as amostras ensaiadas na direção transversal.

O comportamento tensão-deformação e os valores das propriedades mecânicas alcançados pelas amostras submetidas ao processo JLAA a 400°C na direção longitudinal e transversal estão mostrados pela Figura 62 e pelas Tabelas 17 e 18.

FIGURA 62 - GRÁFICO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA A AMOSTRAS PROCESSADAS A 400°C E ENSAIADAS NA DIREÇÃO A) LONGITUDINAL E B) TRANASVERSAL



(a)

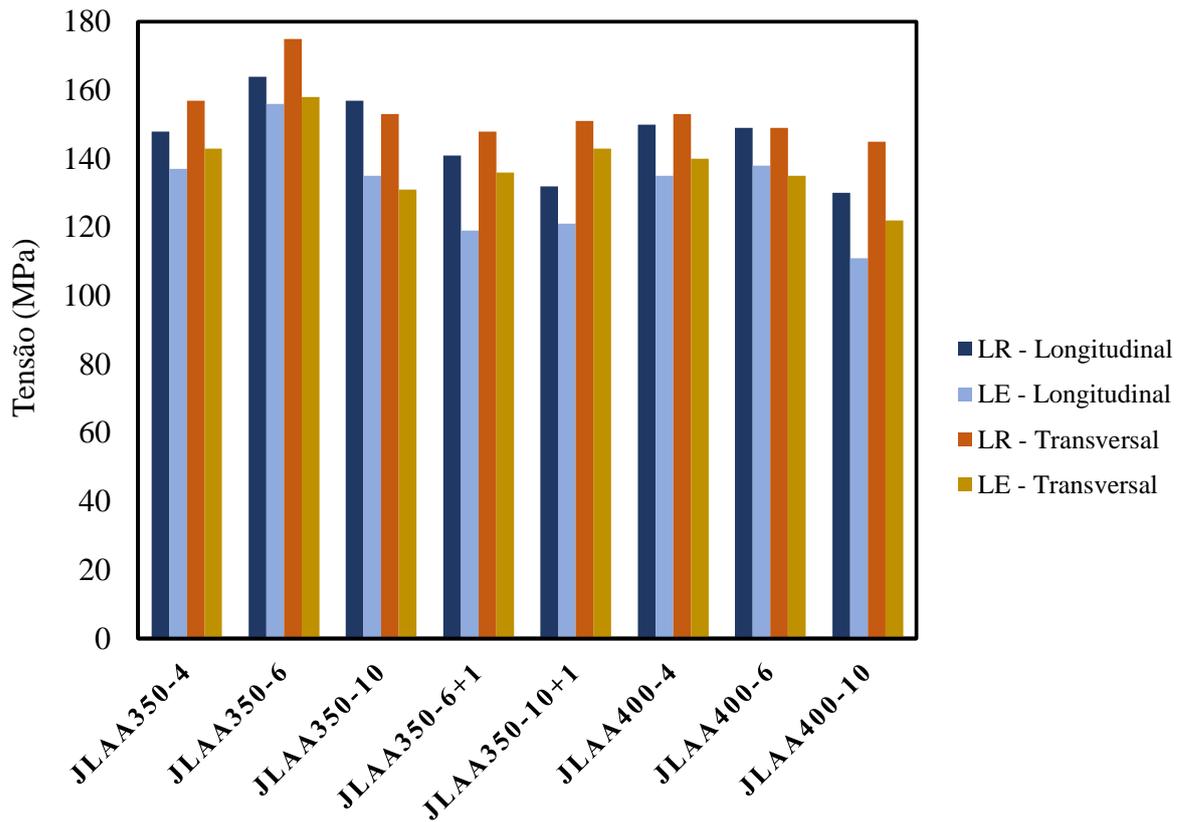


(b)

A Figura 62 e a Tabela 17 mostram uma leve redução no limite de resistência à tração e no limite de escoamento para as amostras processadas a 400°C, se comparadas com as amostras processadas a 350°C. Essa leve redução foi mostrada na seção “5.4 – Ensaio de Dureza”, com a redução nos valores de microdureza para as amostras processadas a 400°C. O aumento na temperatura é um fator que leva a esse fenômeno, conforme discutido por Quadir e colaboradores (2008), pois promove um menor acúmulo e a recuperação das discordâncias, levando a uma estrutura de grãos mais grosseiros.

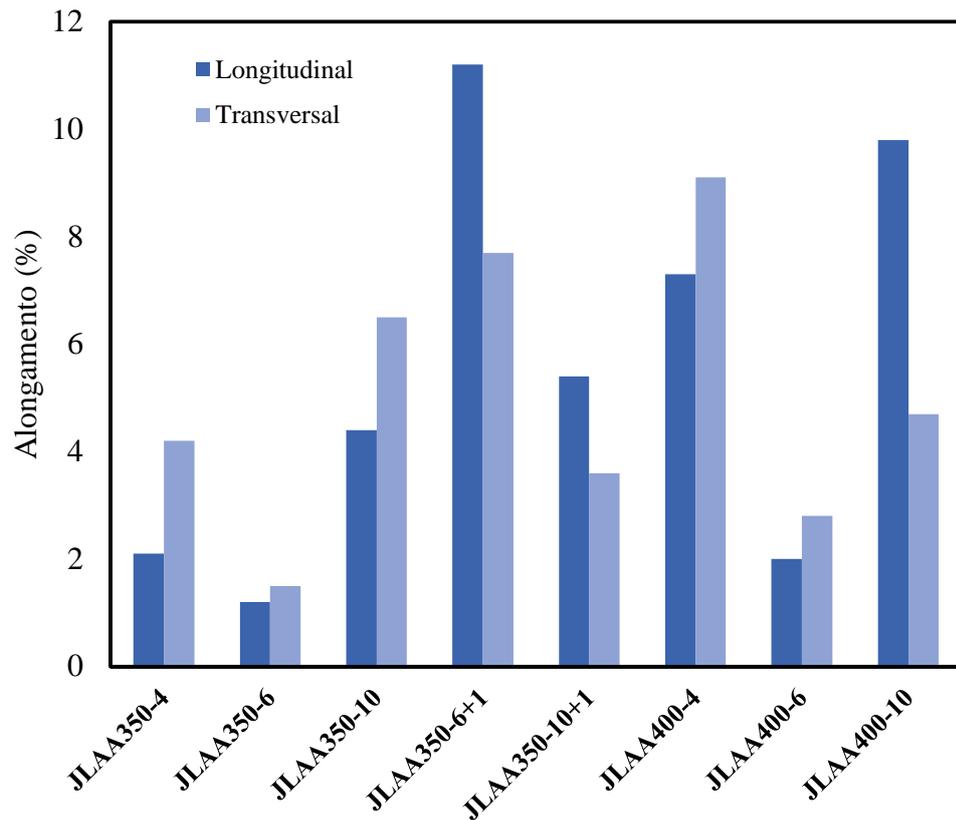
Assim como no resultado apresentado para as amostras processadas a 350°C, as amostras submetidas ao processo JLAA a 400°C apresentaram valores superiores para a direção transversal, mas esta diferença é mais acentuada do que nas amostras processadas a 350°C, como mostra a Figura 63. Nas microestruturas obtidas na temperatura mais alta com grãos maiores, houve uma heterogeneidade maior do tamanho dos grãos do que nas amostras processadas a 350°C.

FIGURA 63 - COMPARAÇÃO ENTRE OS VALORES DE TENSÃO OBTIDOS EM FUNÇÃO DA DIREÇÃO ANALISADA PARA DIVERSAS AMOSTRAS



Para melhor exibir o comportamento do alongamento em função do número de passes foi elaborado o gráfico mostrado na Figura 64. Ao analisarmos paralelamente a Figura 64 e a Figura 63 podemos observar um fato interessante: a magnitude do limite de resistência à tração e do limite de escoamento tendem a aumentar de 4 para 6 passes e diminuir para 10 passes. O oposto ocorre com os valores de alongamento total, o que pode ser devido a processos de recuperação e recristalização dinâmica e ao aumento de grão medido experimentalmente.

FIGURA 64 - COMPARAÇÃO ENTRE OS VALORES DE ALONGAMENTO OBTIDOS PARA VARIADAS AMOSTRAS

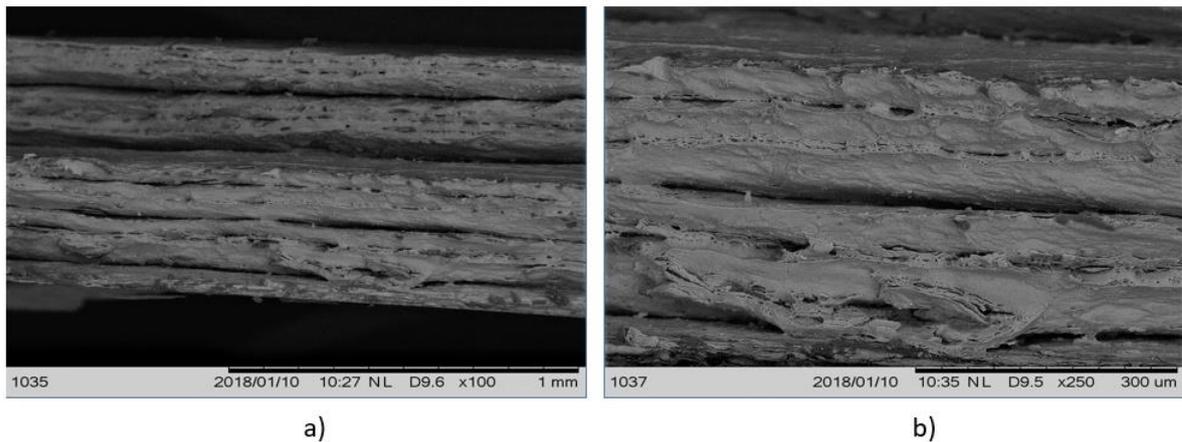


A diferença entre os valores de propriedades mecânicas nas duas direções é maior para as amostras deformadas a 400°C do que a 350°C. Como não há diferença entre intensidades de orientação cristalográfica e de direções de orientação entre as amostras nestas temperaturas, este efeito deve estar associado ao formato dos grãos, mais alongados e achatados a 400°C e mais arredondados a 350 °C.

5.6 ANÁLISE DE FALHA

Os corpos de prova fraturados após o ensaio de tração foram analisados por microscopia eletrônica de varredura de modo a avaliar a integridade microestrutural da amostra. A Figura 65 mostra a região central da amostra JLAA350-4.

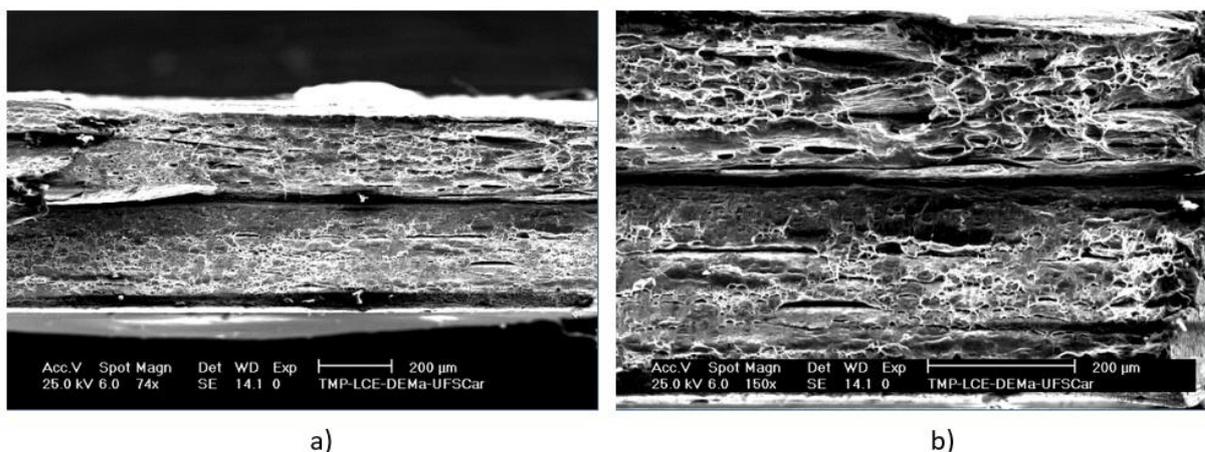
FIGURA 65 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA350-4. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA



Através da Figura 65 podemos observar a delaminação das camadas, relativas a passes anteriores de JLAA. Uma delaminação mais severa é encontrada na porção central da Figura 65a, referente ao último passe. O problema da junção no último passe sempre é mais evidente, sendo reportado pelos autores Eizadjou e colaboradores (2009) e Su e colaboradores (2014). A partir da Figura 65b podemos observar que a delaminação não é contínua ao longo da amostra, revelando pontos de junção mais efetiva, o que evidencia a necessidade de melhorar o processo interfacial.

A Figura 66 mostra a região central analisada da amostra JLAA350-6.

FIGURA 66 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA350-6. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

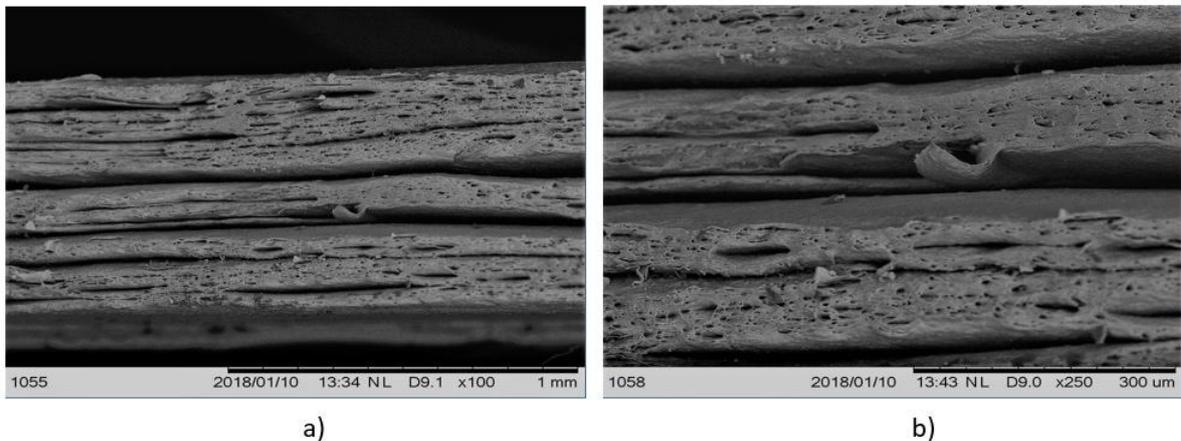


Através da Figura 66a pode ser verificado o mesmo problema de junção no último passe. Comparando a Figura 66a com a Figura 65a é notório que houve uma melhora nas características de junção, pois não há uma delaminação contínua referente aos passes

anteriores, como há nas imagens relativas à amostra JLAA350-4. Um fato similar a esse foi mostrado por Eizadjou e colaboradores (2009) e Su e colaboradores (2014), onde foi observado uma melhora nas características da junção com o aumento no número de passes.

A região analisada na amostra JLAA350-10 é mostrada na Figura 67.

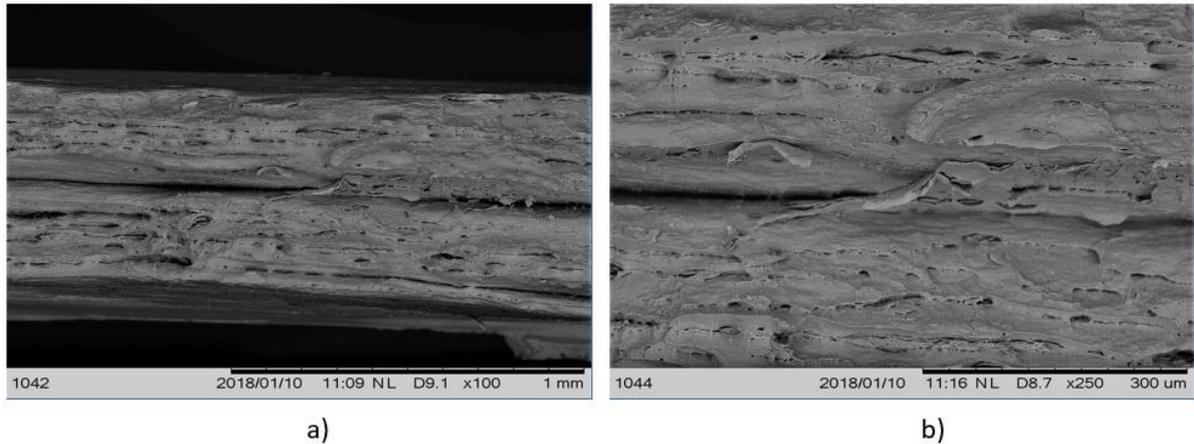
FIGURA 67 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA350-10. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA



Na Figura 67a observa-se a presença da delaminação em várias camadas da amostra, relativas aos passes anteriores. Apesar de exibir essa severa delaminação, a Figura 67b mostra que esse fenômeno não ocorre ao longo da amostra, pois existem pontos de junção que não permitem que a delaminação se propague por toda a amostra. Outro fator que pode explicar essa severa delaminação é o limite de deformação acumulada pelo alumínio, pois verificou-se que 10 passes é o limite de JLAA para o alumínio 1050, já que passes adicionais colapsavam a amostra, já que a espessura teórica de camada atinge a mesma ordem de grandeza do tamanho de grão obtido, que é de cerca de $2\mu\text{m}$.

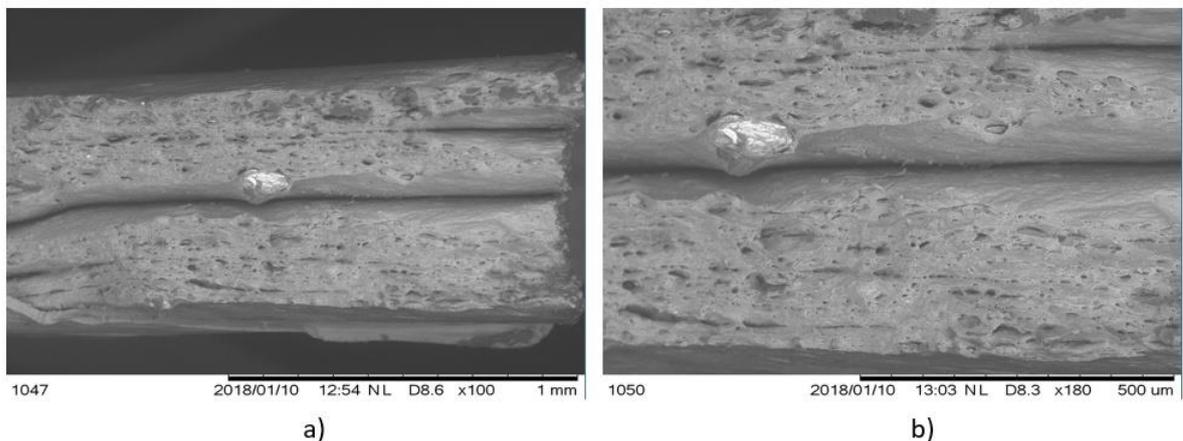
A Figura 68 mostra a imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da amostra JLAA400-4.

FIGURA 68 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA400-4. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA



Uma grande diferença que pode ser observada entre a amostra JLAA400-4 em relação as amostras processadas a 350°C é a redução da quantidade de delaminação ao longo da área analisada. Esse resultado comprova a eficiência do aumento na temperatura para a melhoria da junção, pois com o aumento da temperatura os mecanismos de difusão também são ativados, reduzindo as falhas. Contudo, ainda pode ser observado o problema da junção no último passe, com uma delaminação bastante evidente ao longo da amostra. A Figura 69 exibe o resultado obtido para a amostra JLAA400-6.

FIGURA 69 - ANÁLISE DE FALHA DA REGIÃO CENTRAL DA AMOSTRA JLAA400-6. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

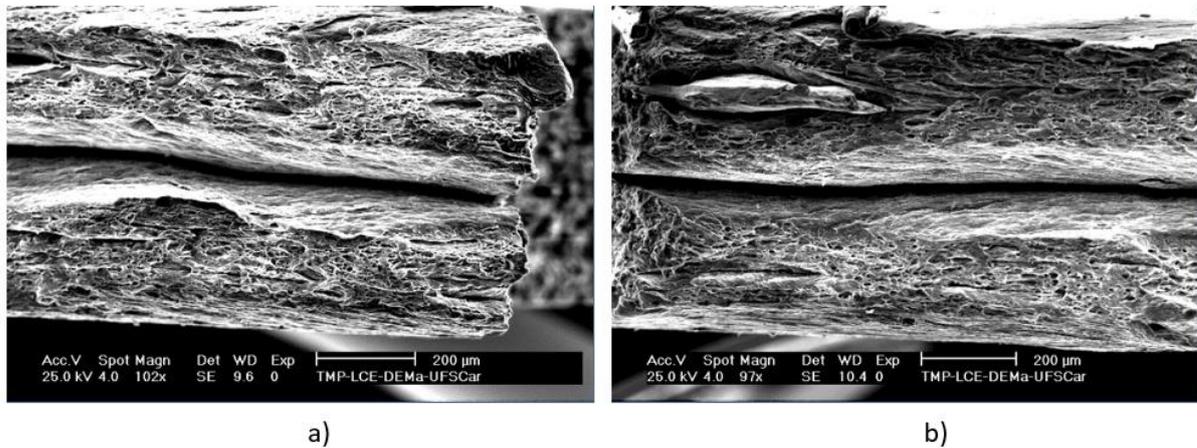


Assim como observado na Figura 68, a Figura 69 mostra uma menor quantidade de falhas ao longo da área analisada, resultado do aumento da temperatura, e também uma

melhora na junção relativa a passes anteriores, mostrando uma maior homogeneidade microestrutural, se comparado com a amostra JLAA400-4.

A Figura 70 mostra a região fraturada da amostra JLAA400-10 analisada por microscopia eletrônica.

FIGURA 70 - ANÁLISE DE FALHA DE REGIÕES DISTINTAS DA AMOSTRA JLAA400-10. EM A) EXTREMIDADE DA AMOSTRA; B) REGIÃO CENTRAL



Através da Figura 70 podemos observar uma melhora nas características de junção, principalmente em relação aos passes anteriores, promovendo uma homogeneidade microestrutural ao longo da espessura da amostra. Ainda está bem evidente o defeito relativo ao último passe de laminação. Tendo em vista a melhora na adesão relativa a esse último passe foi realizado um passe adicional de laminação assimétrica, sem a ocorrência de junção para as amostras processadas a 350°C. O resultado obtido pode ser visto nas Figuras 71 e 72, referentes às amostras JLAA350-6+1 e JLAA350-10+1 respectivamente.

FIGURA 71 - ANÁLISE DE FALHA DE REGIÕES DISTINTAS DA AMOSTRA JLAA350-6+1. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA

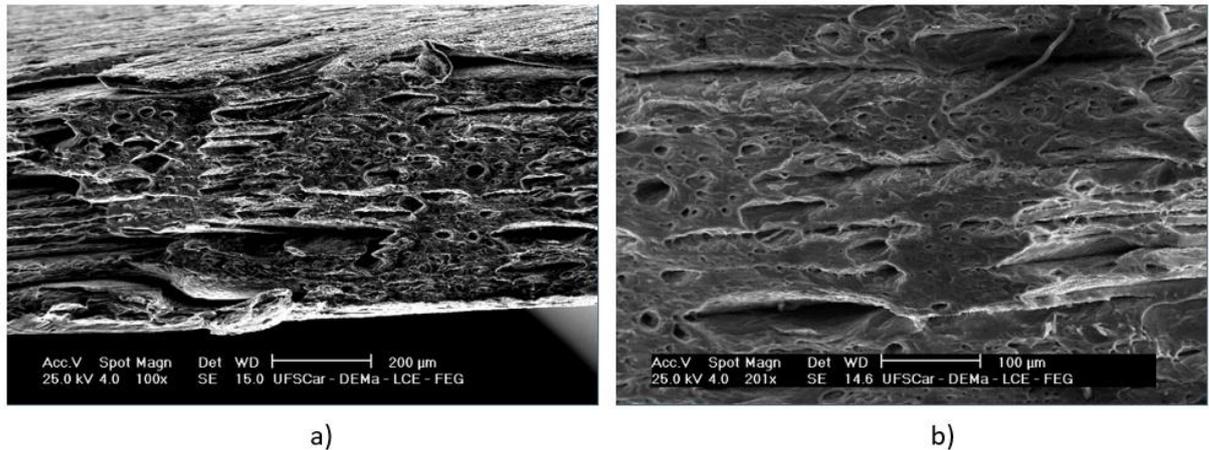
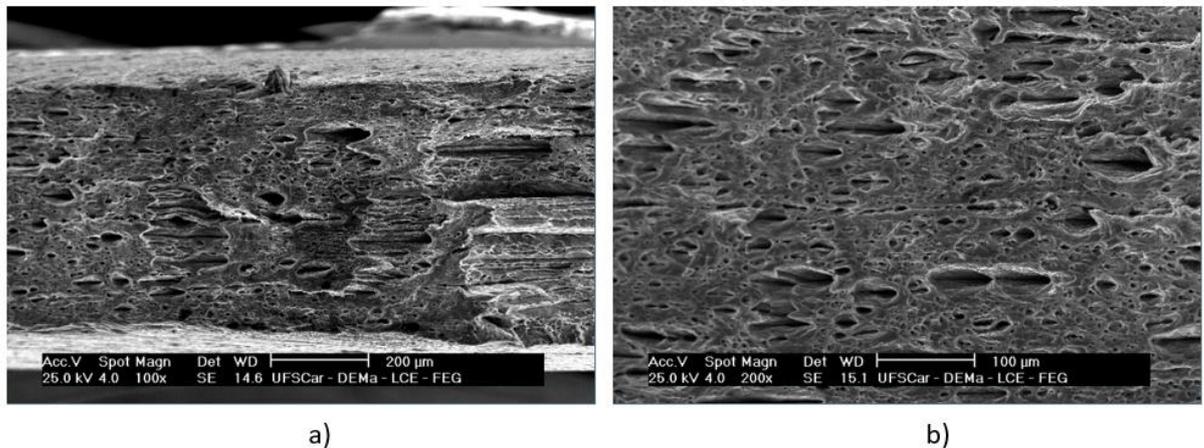


FIGURA 72 - ANÁLISE DE FALHA DE REGIÕES DISTINTAS DA AMOSTRA JLAA350-10+1. EM A) REGIÃO ANALISADA; B) AMPLIAÇÃO DA REGIÃO ANALISADA



As Figuras 71 e 72 exibem a eficiência do passe adicional de laminação assimétrica na melhora da adesão entre as finas chapas de alumínio. Em ambos os casos não é possível observar a falha recorrente devido ao último passe de laminação, além de promover uma maior homogeneidade ao longo da espessura da amostra pelo desaparecimento das falhas relativas a passes anteriores. Esperava-se que essa melhora na junção acarretasse num aumento nas propriedades mecânicas como limite de resistência a tração e limite de escoamento, porém isso não foi observado (vide seção 5.5 – Ensaio de tração). Em relação as propriedades mecânicas, a única melhora observada foi no alongamento das amostras, levemente superior às amostras que não foram submetidas a esse passe adicional de laminação assimétrica.

6. CONCLUSÃO

O processo de junção por laminação assimétrica acumulada foi utilizado como uma rota de processamento para obter características mecânicas e microestruturais favoráveis para a liga de alumínio AA1050, com uma estrutura de grãos ultrafinos. O primeiro parâmetro estudado nesse processo foi a qualidade da junção, afetada por parâmetros como temperatura de laminação, quantidade de deformação e tempo de recozimento, que propiciaram a uma junção satisfatória desde 16 até 1028 camadas de alumínio.

Não foi possível obter junção no material a temperatura ambiente com as condições experimentais estudadas.

Junções de alta qualidade foram obtidas tanto a 350°C quanto a 400°C, quando o processo de junção é ativado por difusão. Alguns fatores que melhoraram a qualidade da junção foram o aumento do número de ciclos, que aumenta o caldeamento das interfaces de ciclos anteriores, assim como a adoção do passe adicional de laminação assimétrica, que mostrou uma melhora significativa na junção.

A microestrutura resultante do processo de junção é bastante refinada. A 350°C foi obtida uma distribuição homogênea de grãos ultrafinos na faixa de 600 a 1000nm e uma alta fração volumétrica de CAA da ordem de 70%, que caracterizam a microestrutura típica dos processos de deformação plástica severa. Nucleação de grãos nas interfaces entre camadas ao redor de intermetálicos e nas regiões de bandas de cisalhamento indicam que o processo de formação de grãos se deu por recristalização dinâmica.

Já a 400°C foi obtida uma distribuição de tamanho de grãos bimodal, com alta fração de contornos de baixo ângulo, mostrando que a recristalização dinâmica foi incipiente e o processo é controlado pela recuperação dinâmica

Nas duas temperaturas obteve-se uma textura de cisalhamento homogênea ao longo da espessura da amostra, tendo como componentes mais importantes a fibra γ {111}// ND e o cubo rodado. A distribuição dessas orientações é homogênea na microestrutura, e a distribuição de orientações mais aleatória do que em um processo de laminação convencional.

Tendo em vista as propriedades mecânicas obtidas, tanto as amostras JLAA processadas a 350°C quanto a 400°C obtiveram aumentos nos valores de limite de resistência à tração e nos valores de dureza de 3 e 2,5 vezes, respectivamente, quando comparados com as amostras recozidas. O aumento nas propriedades mecânicas pode ser justificado pela redução no tamanho médio dos grãos.

As diversas amostras processadas foram importantes para se definir que não é preciso realizar uma alta quantidade de passes, pois propriedades mecânicas satisfatórias foram atingidas entre 4 a 6 passes de JLAA equivalentes àquela obtida por oito passes ECA.

Outro fato interessante foi a homogeneidade de propriedades (limite de resistência e alongamento) em função da direção do eixo de tração (DL ou DT) nas amostras processadas a 350°C, enquanto que a 400°C houve maior variação em função da direção. Esta diferença foi atribuída à forma dos grãos, já que nas duas temperaturas não houve diferença de textura cristalográfica.

Com isso conclui-se que a junção por laminação assimétrica acumulada pode ser aplicada como um processo para atingir a granulometria ultrafina com orientação cristalográfica mais aleatória e típica de cisalhamento.

REFERÊNCIAS

- Alizadeh, M., e M.H. Paydar. “Study on the effect of presence of TiH₂ particles on the roll bonding behavior of aluminum alloy strips.” *Materials and Design* (Elsevier Ltd) 30, nº 1 (2009): 82-86.
- Associação Brasileira do Alumínio. *Alumínio: Características Químicas e Físicas*. 2017. <http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/temperas/> (acesso em 12 de Agosto de 2017).
- Bay, B., N. Hansen, D.A. Hughes , e D. Kuhlmann-Wilsdorf. “Overview no. 96 evolution of f.c.c deformation structures in polyslip.” *Acta Metallurgica et Materialia* 40, nº 2 (1992): 205-219.
- BEAUSIR, B., J. SCHARNWEBER , J. JASCHINSKI, H.-G BROKMEIER, C.-G. OERTEL , e W. SKROTZKI. “Plastic anisotropy of ultrafine grained aluminum alloys produced by accumulative roll bonding.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V) 527 (2010): 3271-3278.
- Böhner, A., V. Maier, K. Durst, H.W. Höppel, e M. Göken. “Macro and Nanomechanical Properties and Strain Rate Sensitivity of Accumulative Roll Bonded and Equal Channel Angular Pressed Ultrafine-Grained Materials.” *Advanced Engineering Materials* (Wiley) 13, nº 4 (2011): 251-255.
- CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução* . Rio de Janeiro : LTC, 2012.
- Cherukuri, B., T.S. Nedkova, e R. Srinivasan. “A comparison on the properties of SPD-processed AA-6061 by equal-channel angular pressing, multi-axial compressions/forgings and accumulative roll bonding.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 410-411 (2005): 394-397.
- Chowdhury, S.G., A. Dutta, B. Ravikumar, e A. Kumar. “Textural evolution during accumulative roll bonding of an Al-Li alloy.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 428 (2006): 351-357.
- Cooper, D.R., e J.M. Allwood. “The influence of deformation conditions in solid-state aluminum welding processes on the resulting weld strength.” *Journal of Materials Processing Technology* (Elsevier B.V.) 214 (2014): 2576-2592.
- Copper, D.R., e J.M. Allwood . “Influence of diffusion mechanisms in aluminum solid-state welding process.” *Procedia Engineering* (Elsevier Ltd.) 81 (2014): 2147-2152.
- Csánadi, T., N.Q. Chinh, J. Gubicza, e T. Langdon. “Plastic behavior of fcc metals over a wide range of strain: Macroscopic and microscopic descriptions and their relationship.” *Acta Materialia*, 20 de Janeiro de 2011: 2385-2391.
- Cullity, B.D. *Elements of X-ray Diffraction*. Addison-Wesley, 1967.
- DE VINCENTIS , N.S. “Investigaciones microestructurales de materiales mediante la combinación de técnicas de difracción de electrones dispersados (EBSD) y difracción

de rayos X.” *Tese de Doutorado*. Rosario : Instituto de Física de Rosário, Universidad Nacional de Rosario , 2014.

- Eizadjou, M., H.D. Manesh, e K. Janghoraban. “Microstructure and mechanical properties of ultra-fine grains (UFGs) aluminum strips produced by ARB process.” *Journal of Alloys and Compounds* (Elsevier) 474 (2009): 406-415.
- Estrin, Y., e A. Vinogradov. “Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science.” *Acta Materialia* (Elsevier Ltd.) 61 (2013): 782-817.
- Ferry, M, e N Burhan. “Structural and kinect aspects of continuous grain coarsening in a fine-grained Al-0.3Sc alloy.” *Acta Materialia* (Elsevier Ltd.) 55 (2007): 3479-3491.
- Göken, M., e H.W. Höppel. “Tailoring Nanostructured, Graded, and Particle-Reinforced Al Laminates by Accumulative Roll Bonding.” *Advanced Materials* (Willey) 23 (2011): 2663-2668.
- Hosseini, H.R.M, e A.H. Kokabi. “Cold roll bonding of 5754-aluminum strips.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier Science B.V.) 335 (2002): 186-190.
- Huang, C.X. et al. “Formation mechanism of nanostructures in austenitic stainless steel during equal channel angular pressing .” *Philosophical Magazine* 87, nº 31 (2007): 4949-4971.
- Humphreys, F.J. “A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of celular microstructures.” *Acta Materialia* (Elsevier Science Ltd.) 45, nº 12 (1997): 5031-5039.
- Infomet. *Metais & Ligas: Alumínio - Informações Técnicas*. 2017.
<http://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=57>
 (acesso em 12 de Agosto de 2017).
- Jaamati, R., e M. Toroghinejad. “Investigation of the parameters of the cold roll bonding (CRB) process.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 527 (2010): 2320-2326.
- Jaamati, R., e M.R. Toroghinejad . “ Cold roll bonding bond strenghts: review.” *Materials Science and Technology* (Institute of Materials, Minerals and Mining) 27, nº 7 (2011): 1101-1108.
- Ji, Y.H., e J.J. Park. “Developmento of severe plastic deformation by various asymmetric rolling processes.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 499 (2009): 14-17.
- Jin, H., e D.J. Lloyd . “The reduction of planar anisotropy by texture modification through asymmetric rolling and anealing in AA5754.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 399 (2005): 358-367.
- Jin, H., e D.J. Lloyd. “Evolutionof texture in AA6111 aluminum alloy after asymmetric rolling with various velocity ratios between top and bottom rolls .” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 465 (2007): 267-273.

- Kim, H-K., H-W. Kim , J-H. Cho, e J-C. Lee. “High-formability Al alloy sheet produced by asymmetric rolling of strip-cast sheet.” *Materials Science & Engineering A* (Elsevier) 574 (2013): 31-36.
- Kliauga, A.M., R.E. Bolmaro, e M. Ferrante. “The evolution of texture in an equal channel pressed aluminum AA1050.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 623 (2015): 22-31.
- Kuhlmann-Wildsorf, D., e N. Hansen . “Geometrically necessary, incidental and subgrain boundaries .” *Scripta Metallurgica et Materialia* (Elmsford) 25, nº 18 (1991): 1557-1562.
- Lee, S.H., Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, e T. Sakai. “Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process.” *Scripta Materialia* (Elsevier Science Ltd) 46 (2002): 281-285.
- Li, L., K. Nagai, e F. Yin. “Progress in cold roll bonding of metals.” *Science and Technology of Advanced Materials* (IOP Publishing) 9 (2008): 23001-23012.
- Li, X., G. Zu, e P. Wang. “Interface strengthening of laminated composite produced by asymmetrical roll bonding.” *Materials Science & Engineering A* (Elsevier Ltd) 562 (2013): 96-100.
- Lima, L.O.R, S.C. Jacumasso, e A.L.M Carvalho. “Influence of secondary ageing on mechanical properties of an AA7050 aluminum alloy.” *22º Congresso Internacional de Engenharia Mecânica (COBEM)*, 2013: 7263-7270.
- Lu, C., K. Tieu, e D. Wexler. “Significant enhancement of bond strength in the accumulative roll bonding process using nano-sized SiO₂ particles.” *Journal of Materials Processing Technology* (Elsevier B.V.) 209, nº 10 (2009): 4830-4834.
- Mackenzie, D.S. “Quench rate and aging effects in Al-Zn-Mg-Cu Aluminum alloys.” *Tese de Doutorado* . Missouri, 2000. 144.
- Properties and Selection: Non-Ferrous Alloys and Special - Porpouse Materials*. Vol. 10, cáp. 2 em *ASM HANDBOOK*, por *ASM METALS HANDBOOK*, 3470. 1991.
- Mohamed, H.A., e J. Washburn. “Mechanism of Solid State Pressure Welding.” *Welding Research Supplement*, Setembro 1975: 302-309.
- MORAES, E.C. “Análise da Micro-conformação do alumínio de grãos ultra-finos.” Qualificação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Ciência dos Materiais, Universidade Federal de São Carlos, Sorocaba , 2017, 100.
- Nascimento , F.S., B.D. Zanchetta, J.R. Benaque, V. Sordi, R.E. Bolmaro , e A.M. Kliauga. “Análise numérica e experimental da deformação durante a laminação assimétrica para diferentes relações de velocidade tangencial na liga AA1050.” *Anais do 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 06 a 10 de Novembro de 2016: 6212-6223.
- Nascimento, F.S., e D.C.C Magalhães . “Desenvolvimento de equipamento para laminação assimétrica em laboratório: Efeito de variáveis operacionais na natureza e intensidade

de deformação.” *Anais da XXIV Jornadas de Jovens Investigadores - AUGM*, 24-26 de Outubro de 2016.

- NG, H.P., et al. “Asymmetric accumulative roll bonding of aluminum-titanium composite sheets.” *Materials Science & Engineering A* (Elsevier B. V.) 576 (2013): 306-315.
- NILSSON , A., I. SALVATOR , P.-D PUTZ , G. GOLDHAHN, e J. MALBRANCKE .
Using asymmetrical rolling for increased production and improved material properties. Research Fund for Coal and Steel Unit , European Commision , Bruxelles : RFCS Publications , 2009, 178.
- Quadir, M.Z., A. Wolz, M. Hoffman, e M. Ferry. “Influence of processing parameters on the bond toughness of roll-bonded aluminum strip.” *Scripta Materialia* (Elsevier Ltd) 58 (2008): 959-962.
- Quadir, M.Z., O. Al-Buhamad, L. Bassman, e M. Ferry. “Development of a recovered/recrystallized multilayered microstructure in Al alloys by accumulative roll bonding.” *Acta Materialia* (Elsevier Ltd.) 55 (2007): 5438-5448.
- Saito, Y, H Utsunomiya, N Tsuji, e T Sakai. “Novel ultra-high process for bulk materials - development of the accumulative roll-bonding (ARB) process.” *Acta Materialia* (Elsevier Science Ltd) 47, n° 2 (Outubro 1999): 579-583.
- Saito, Y., N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, e R.G. Hong. “Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process.” *Scripta Materialia* (Elsevier Science Ltd) 39, n° 9 (Julho 1998): 1221-1227.
- Sato, Y.S., Y. Kurihara, S.H.C Park, H. Kokawa, e H. Tsuji. “Friction stir welding of ultrafine grained Al alloy 1100 produced by accumulative roll bonding.” *Scripta Materialia* (Elsevier Ltd.) 50 (2004): 57-60.
- Scharnweber, J., et al. “Texture, Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained Aluminum Produced by Accumulative Roll Bonding.” *Advanced Engineering Materials* (Wiley) 12, n° 10 (2010): 989-994.
- Segal, V. “Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier) 271 (1999): 322-333.
- Shaarbaf, M., e M. Toroghinejad . “Nano-grained copper strip produced by accumulative roll bonding process.” *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V) 473 (2008): 28-33.
- Sidor, J., A. Miroux, R. Petrov, e L. Kestens. “Microstructural and crystallographic aspects of conventional and asymmetric rolling process.” *Acta Materialia* (Elsevier Ltd.) 56 (2008): 2495-2507.
- Sidor, J.J., R.H. Petrov, e A.I. Kestens. “Texture-Induced Anisotropy in Asymmetrically Rolled Aluminum Alloys.” *Advanced Engineering Materials* (Wiley) 13, n° 10 (2011): 949-954.

- Su, L., C. Lu, G. Deng, K. Tieu, e X. Sun. "Microstructure and mechanical properties of 1050/6061 laminated composites processed by accumulative roll bonding." *Advanced Materials Science* (Advanced Study Center Co. Ltd.) 33 (2013): 33-37.
- Su, L., C. Lu, H. Li, G. Deng, e K. Tieu. "Investigation of ultrafine grained AA1050 fabricated by accumulative roll bonding." *Materials Science & Engineering A* (Elsevier Science Ltd) 614 (2014): 148-155.
- Suwas, S., e N.P. Gurao. "Crystallographic texture in Materials." *Journal of the Indian Institute of Science* 88, nº 2 (2008): 151-177.
- THE ALUMINUM ASSOCIATION. "International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys." Norma de composição química, 2009.
- Topic, I., H.W. Höppel, D. Staud, M. Merklein, M. Geiger, e M. Göken. "Formability of Accumulative Roll Bonded Aluminum AA1050 and AA6061 Investigated Using Bulge Tests." *Advanced Engineering Materials* (Willey) 10, nº 12 (2008): 1101-1109.
- Tóth, L.S., B. Beausir, C.F. Gu, Y. Estrin, N. Scheerbaum, e C.H.J Davies. "Effect of grain refinement by severe plastic deformation on the next-neighbor misorientation distribution." *Acta Materialia*, 21 de Setembro de 2010: 6706-6716.
- Tóth, L.S., B. Beausir, C.F. Gu, Y. Estrin, N. Scheerbaum, e C.H.J Davies. "Effect of grain refinement by severe plastic deformation on the next-neighbor misorientation distribution." *Acta Materialia*, 21 de Setembro de 2010: 6706-6716.
- Ungár, T., I Dragomir, Á. Révész, e A. Borbély. "The contrast factors of dislocations in the cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice." *Journal of Applied Crystallography*, 5 de Julho de 1999: 992-1002.
- Valiev, R.Z., I.V. Alexandrov, Y.T. Zhu, e T.C. Lowe. "Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation." *Journal of Materials Research* (Cambridge Core) 17, nº 1 (2002): 5-8.
- Valiev, R.Z., N.A. Krasilnikov, e N.K. Tsenev. "Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure." *Materials Science and Engineering A* (Elsevier) 137 (1991): 35-40.
- Valiev, R.Z., Y. Estrin, Z Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, e Y.T. Zhu. "Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation." *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society* 58 (2006): 33-39.
- VEGA, M.C.V. "Estudo da Deformação por Cisalhamento-Extrusão em canal angular e laminação assimétrica nas propriedades mecânicas do alumínio AA1050." *Dissertação de Mestrado*. Sorocaba, São Paulo: PPGCM, Universidade Federal de São Carlos, 2014. 132.
- Wronski, S., e B. Bacroix. "Microstructure evolution and grain refinement in asymmetrically rolled aluminum." *Acta Materialia* (Elsevier Ltd.) 76 (2014): 404-412.

- Xing, Z.P., S.B. Kang, e H.W. Kim. "Structure stability of AA3003 alloy with ultra-fine grain size." *Journal of Materials Science* (Kluwer Academic Publishers) 39 (2004): 1259-1265.
- Yu, H., et al. "Asymmetric cryorolling for fabrication of nanostructural aluminum sheets." *Scientific Reports* 772, nº 2 (2012).
- Yu, H., et al. "Fabrication of ultra-thin nanostructured bimetallic foils by Accumulative Roll Bonding and Asymmetric Rolling." *Scientific Reports* 3 (2013): 2373-2381.
- Zahid, G.H., Y. Huang, e P.B. Prangnell. "Microstructure and texture evolution during annealing a cryogenic-SPD processed Al-alloy with a nanoscale lamellar HAGB grain structure." *Acta Materialia* (Elsevier) 57 (2009): 3509-3521.
- Zanchetta, B.D. "Influência da laminação assimétrica nas propriedades mecânicas do alumínio AA1050." Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São Carlos, Campus Sorocaba, Sorocaba, 2017, 125.
- Zhang, L., L. Meng, S.P. Zhou, e F.T. Yang. "Behaviours of the interface and matrix of the Ag/Cu bimetallic laminates prepared by roll bonding and diffusion annealing." *Materials Science and Engineering A* (Elsevier B.V.) 371 (2004): 65-71.
- Zhu, Y.T., e T.C. LOWE. "Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process." *Materials Science and Engineering A* 291 (2000): 46-53.
- Zuo, F., J. Jiang, A. Shan, J. Fang, e X. Zhang. "Shear deformation and grain refinement in pure Al by asymmetric rolling." *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 18 (Abril 2008): 774-777.