

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

GUALTER SILVA PEREIRA

**Manufatura e caracterização de compósito de matriz de alumínio reforçado com
partículas de carbeto de silício, obtido por laminação acumulativa**

São Carlos

2016

GUALTER SILVA PEREIRA

**Manufatura e caracterização de compósito de matriz de alumínio reforçado com
partículas de carbeto de silício, obtido por laminação acumulativa**

Versão corrigida
Original na unidade

Dissertação apresentada ao programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais da Universidade de São
Paulo, para obtenção do título de Mestre
em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento,
Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. José Ricardo
Tarpani

São Carlos
2016

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

P426m Pereira, Gualter Silva
Manufatura e caracterização de compósito de matriz de alumínio reforçada com partículas de carbeto de silício, obtido por laminação acumulativa / Gualter Silva Pereira; orientador José Ricardo Tarpani. São Carlos, 2016.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2016.

1. Caracterização mecânica. 2. caracterização microestrutural. 3. concentradores de tensão. 4. inspeção fratográfica. 5. laminação acumulativa (ARB)..
I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **GUALTER SILVA PEREIRA.**

Título da dissertação: "Manufatura e caracterização de compósito de matriz de alumínio reforçado com partículas de carbeto de silício, obtido por laminação acumulativa".

Data da defesa: 24/11/2016.

Comissão Julgadora:

Prof. Associado **José Ricardo Tarpani (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Prof. Dr. **Daniel Rodrigo Leiva**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Prof. Dr. **Rodrigo Bresciane Canto**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Resultado:

APROVADO

APROVADO

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:

Prof. Associado **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Luís Fernando Costa Alberto**

Ao meu pai José (in memoria),

*À minha mãe Nilza,
por todo amor, carinho e sacrifício,*

*Aos meus Irmãos,
por estarem sempre ao meu lado.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, que sempre esteve em minha vida;

À minha mãe Nilza Marques da Silva, que sempre me apoiou e acreditou em mim;

Ao Prof. Dr. José Ricardo Tarpani por sua valiosa orientação, confiança e paciência;

Aos meus irmãos, Edno, Elisvania, Marcos e especial ao Erenilton que me ajudou muito na execução deste trabalho;

A todos os professores do SMM e externos que, de alguma forma, contribuíram para minha formação;

Aos técnicos do laboratório SMM-EESC-USP, em especial ao Wagner, Pedro, Silvano, Douglas, Alberto e Joao pela ajuda na realização deste trabalho experimental;

Ao secretário de Pós-graduação Victor Luiz Barioto e as secretárias do Departamento de Engenharia de Materiais EESC-USP Priscila e Ana, pela amizade e por sempre me ajudarem em tudo que precisei;

Aos amigos do grupo de compósito pelo companheirismo, de todos os dias;

Aos meus amigos do Departamento de Engenharia de Materiais EESC-USP: José, Jeferson, Ana, Isabella, Raúl Revelo, Raphael, Bacha, Natalia, Roger, Ricardo Aureliano, Rafael Sayama, Luís Bonazzi, Braian Buitrago, Marcio, Deliane, Samuel, Tamiris, Gabriela, Leandro, César, Mirian, Leticia, Ricardo Kramer, Fabio, Galtier, Gustavo Takeya, Eré, Francisco, Toti, Emanoele, Thaysa, Gustavo e todos os demais colegas do Departamento, no qual tive o prazer de aprender e conviver todos os dias. Levarei essas amizades para a vida inteira.;

Ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da USP- São Carlos pela oportunidade de realização do curso de Mestrado, pela infraestrutura e formação acadêmica;

A CNPq pelo suporte financeiro, na forma de bolsa de estudos, para o desenvolvimento desse trabalho;

Aos técnicos da Universidade de Ciências Aplicadas Campus Wels, Áustria (FHOÖ Wels);

Enfim, a todos que de uma forma ou outra estiveram envolvidos na realização deste trabalho e na participação desta etapa da minha vida, os meus sinceros agradecimentos.

“Embora ninguém possa voltar atrás e fazer um novo começo, qualquer um pode começar agora e fazer um novo fim.”

(Chico Xavier)

RESUMO

PEREIRA, G. S. **Manufatura e caracterização de compósito de matriz de alumínio reforçado com partículas de carbeto de silício, obtido por laminação acumulativa**, 96p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

O presente trabalho teve como objetivo a caracterização mecânica, microestrutural e inspeção fratográfica do compósito de matriz de alumínio Al-1100 reforçado com partículas de carbeto de silício-SiC (40 μm) fabricados por meio de laminação acumulativa (ARB- do inglês Accumulative Roll Bonding), assim como, para efeito comparativo, foram estudados o Al-1100 processado por ARB sem adição de partículas e Al-1100 como recebido. Ensaio de desgaste microadesivo com esfera fixa e ensaio de tração unidirecional quase estático que foram realizados em amostras sem entalhes e em amostras contendo diferentes geometrias de entalhe. Microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura nos modos: elétrons secundários, elétrons retroespalhados, espectroscopia de energia dispersiva por raios-X e difração de elétrons retroespalhados, difração de raios-X e microtomografia computadorizada foram utilizados para caracterizar as amostras. Os resultados obtidos mostraram êxito da incorporação de partículas de SiC na matriz de Alumínio por meio do processo ARB. Houve ganhos relevantes na resistência máxima à tração, na rigidez e na deformação máxima no momento da ruptura, devido à incorporação de SiCp. Essas propriedades foram bastante influenciadas na presença de concentradores de tensão (entalhes). A resistência ao desgaste do compósito foi excepcionalmente incrementada comparativamente aos demais materiais. Todos os resultados foram corroborados pelas análises microestrutural e fratográficas.

Palavras-chave: Caracterização mecânica, caracterização microestrutural, concentradores de tensão, inspeção fratográfica, laminação acumulativa (ARB).

ABSTRACT

PEREIRA, G. S. **Manufacturing, characterization aluminum matrix composite reinforced with particles from silicon carbide obtained accumulative roll bonding**, 96p.

Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

The present study aims to characterize mechanical, microstructural and through fractographic inspection laminates Al-1100 aluminum matrix composite reinforced with silicon carbide particles, SiCp (40 μm), manufactured by accumulative roll bonding (ARB), as well as, for comparative effect, were studied Al-1100 processed by ARB without the addition of particles and Al-1100 received. Micro-adhesive wear test with fixed ball and test almost static unidirectional traction were performed on samples without scoring, and in samples containing different geometries notches. Optical microscopy, scanning electron microscopy modes: secondary electrons, backscattered electrons, energy dispersive X-ray and electron backscatter diffraction, X-ray diffraction and computed microtomography, these were used to characterize the samples. The results indicated successful incorporation of SiC particles in the aluminum matrix by ARB process. There have been significant gains in maximum tensile strength, stiffness and maximum deformation at the time of rupture, due to incorporation of SiCp. These properties were strongly influenced in the presence of stress concentrators (notches). The resistance of the composite wear was exceptionally increased compared to Al-1100 ARB. All results were corroborated by microstructural and fractographics analysis.

Keywords: Characterize mechanical, characterize microstructural, stress concentrators, photographic inspection, accumulative roll bonding (ARB).

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - (a) Substituição de aleta ventral (seta branca) da aeronave militar F-16 originalmente manufaturada em liga de alumínio por CMM da mesma liga (6092) com particulado SiC; (b) Aplicação do Al-SiCp na indústria automotiva.	36
Figura 2 - Diagrama do processo ARB.	37
Figura 3 - Escala de temperaturas homólogas para processamento termomecânico de metais puros	38
Figura 4 - Microestruturas dos compósitos produzidos pelo processo ARB em vários ciclos. (A) Primeiro ciclo, (b) segundo ciclo, (c) quinto ciclo, e (d) sétimo ciclo.....	40
Figura 5 - Esquema da estrutura de subgrãos ao redor de uma partícula dura em material altamente deformado, mostrando a deformação acentuada ao redor da mesma.	41
Figura 6 - Superfícies de fraturas criada por ensaio de tração após aplicação de 8 ciclos ARB: (a) e (b) Al-1100; (c) e (d) CMM Al-SiCp.....	43
Figura 7 - Perda em massa por desgaste abrasivo de Al-1050 e nano CMM Al-SiC ARB em diferentes ciclos de laminação.....	44
Figura 8 – Gráfico obtido por meio de ensaio de microdureza Vickers.....	44
Figura 9 - Partículas de SiC em imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no modo de elétrons secundários.....	47
Figura 10 - Diagrama do processo ARB aplicado à fabricação de CMM Al-SiCp.	49
Figura 11 - MEV da marca FEI □ modelo Inspect F-50 empregado em análises fratógráficas.	50
Figura 12 - Equipamento da marca Panalytical [®] modelo X-Pert PRO utilizado nas análises DRX.....	51
Figura 13 - Microtomógrafo de dupla fonte calculada RayScan [®] 250E.	52
Figura 14 - CDP de tração; Detalhe da geometria superficial dos CDP submetidos ao ensaio de tração: (b) CDP sem entalhes; (c) Entalhes retos; (d) Entalhes em V.	53
Figura 15 - Máquina de desgaste microadesivo empregado neste estudo.	54
Figura 16 - Fluxograma de caracterização microestrutural e mecânica dos materiais preparados no presente estudo.....	55
Figura 17 - Evolução bem sucedida quanto a confecção das amostras de CMM SiCp por ARB: : a) Al-SiCp10%p laminado a temperatura ambiente; b) Al-SiCp10%p laminado a 345°C, (c) Al-SiCp5%p laminado a temperatura ambiente; d) Al-SiCp5%p laminado a 345 °C.	57

Figura 18- Espectro de energia dispersiva do Al-1100 ARB.....	59
Figura 19 - Espectro de energia dispersiva do CMM Al-SiCp.....	59
Figura 20 - Difratomogramas de raios-X obtidos a partir de amostras de Al-1100 ARB e Al-SiCp ARB.	60
Figura 21 - Imagens de MEV em modo de elétrons retroespalhados do Al-1100 após sete passes de laminação ARB: (a) Visão geral do plano LS; b) Visão ampliada. Direção L paralela à largura da página, e direção da espessura da chapa (S) paralela à altura da página.	61
Figura 22 - Imagens de MEV em modo de elétrons retroespalhados do CMM após 4 passes de laminação: (a) Visão geral do plano LS; (b) Defeito na forma de ausência de material; (c) Partículas de SiC exibindo ótima integração na matriz de Al-1100. Direção L paralela à largura da página, e direção da espessura da chapa (S) paralela à altura da página.	62
Figura 23- Imagens de MEV em modo de elétrons retroespalhados do CMM após 7 passes de laminação: (a) Visão geral do plano LS; (b) Poros fechados; (c) Partículas de SiC exibindo boa integração na matriz de Al-1100. Direção L paralela à largura da página, e direção da espessura da chapa (S) paralela à altura da página.	63
Figura 24 - Mapa de figura de polos inversa para o Al-1100 ARB.....	64
Figura 25 - Mapa de figura de polos inversa para o CMM Al-SiCp.	65
Figura 26 - Mapa de recristalização da matriz de Al no CMM, tal como revelado por EBSD.	66
Figura 27 – Percentuais de recristalização, formação de subgrãos e deformação da matriz do Al-SiCp.	67
Figura 28- Mapa com análise de fases e defeitos obtido por meio de MEV no modo EBSD.	67
Figura 29 - Figura de polo (projeções estereográficas) para as diferentes orientações cristalográficas do compósito Al-SiCp obtido por meio de EBSD.	68
Figura 30- Análise MTC do MMC Al-SiCp: (a) Vista frontal acumulada num comprimento de 3 mm; (b) Vista lateral acumulada num comprimento de 0,45 mm. A espessura (1 mm) do laminado CMM corresponde à direção paralela à altura da página.	69
Figura 31 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidas para o Al-1100 como-recebido a partir de CDP sem entalhes, com entalhes reto e em V.....	70
Figura 32- Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para o Al-1100 ARB a partir de CDP sem entalhes, com entalhes reto e em V.	72
Figura 33 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para o CMM Al-SiCp ARB a partir de CDP sem entalhes, com entalhes reto e em V.	73

Figura 34- Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiCp ARB a partir de CDP sem entalhes.	75
Figura 35 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiCp ARB a partir de CDP com entalhes retos.	77
Figura 36 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiCp ARB a partir de CDP com entalhes em V.	79
Figura 37 - Microfratografias obtidas por MEV em modo de elétrons secundários de CDP na forma de lâmina monolítica de Al-1100 no estado como recebida e espessura de 0,4 mm ensaiado em tração: (a) Sem entalhes (a); (b) Entalhes retos; (c) Entalhes em V. Direção transversal (T) de largura da chapa paralela à largura da página, e direção da espessura (S) da chapa paralela à altura da página.	80
Figura 38- Microfratografias obtidas por MEV em modo de elétrons secundários de CDP de laminado Al-1100 ARB ensaiados em tração: (a, b) Na ausência de entalhes; (c, d) Na presença de entalhes retos; (e, f) Na presença de entalhes em V. Direção transversal (T) de largura da chapa paralela à largura da página, e direção da espessura (S) da chapa paralela à altura da página.	82
Figura 39- Microfratografias obtidas por MEV em modo de elétrons secundários de CDP de laminado CMM Al-SiCp ARB ensaiados em tração: (a, b) Na ausência de entalhes; (c, d) Na presença de entalhes retos; (e, f) Na presença de entalhes em V. Direção transversal (T) de largura da chapa paralela à largura da página, e direção da espessura (S) da chapa paralela à altura da página.	84
Figura 40- Curvas de perda volumétrica de material em função da distância percorrida em contato microadesivo para o Al-1100 ARB e o CMM Al-SiCp ARB.	86
Figura 41 - Imagens obtidas por MO e MEV no modo de elétrons secundários para Al-1100 ARB: (a, b) Desgaste por 5 min; (c, d) Por 40 min.	87
Figura 42- Imagens obtidas por MO e MEV no modo de elétrons secundários para o CMM Al-SiCp ARB: (a, b) Desgaste por 5 min; (c, d) Por 40 min.	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades dos metais comumente utilizados como matrizes metálicas em compósitos CMM	33
Tabela 2 - Propriedades dos principais reforços particulados em CMM	34
Tabela 3- Tabela de autores e respectivas condições empregadas em seus trabalhos.....	45
Tabela 4- Composição química do Al-1100 (% massa) determinada por espectroscopia de emissão atômica.....	47
Tabela 5- Condições empregadas nos ensaios de desgaste microadesivo.....	54
Tabela 6- Rota de processamento Al-SiCp através de ARB.	58
Tabela 7- Valores de densidade obtidos pelo método de Arquimedes.....	58
Tabela 8- Composição química do Al-11000 ARB com base no espectro da Figura 18.	59
Tabela 9 - Composição química global do CMM Al-SiCp com base no espectro da Figura 19.	59
Tabela 10- Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para os CDP Al-1100.	70
Tabela 11- Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para os CDP Al-1100 ARB.....	71
Tabela 12 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para os CDP CMM Al-SiCp.	73
Tabela 13 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para todos os materiais avaliados na forma de CDP sem a presença de entalhes....	75
Tabela 14 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para todos os materiais avaliados na forma de CDP com entalhes retos.....	77
Tabela 15 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para todos os materiais avaliados na forma de CDP com entalhes em V.	78
Tabela 16 - Diâmetro de calotas de desgaste e distância percorrida em contato dinâmico para diferentes tempos de ensaio.....	85

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Al-1100	Alumínio comercialmente puro
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
Al-SiCp	Compósito de Matriz de Alumínio reforçado com partículas de carbeto de silício
Al₂O₃	Alumina
ASTM	American Society Testing Materials
ARB	Accumulative Roll Bonding
BSE	Elétrons retroespalhados
B₄C	Carbeto de boro
CAQI	Central de análises químicas instrumentais
CMAI	Compósito de matriz de alumínio
CMM	Compósito de matriz metálica
CMC	Compósito de matriz cerâmica
CMM	Compósito de matriz metálica
CMP	Compósito de matriz polimérica
CDP	Corpos de prova
DL	Direção de laminação
DN	Direção normal
DT	Direção transversal
DRX	Difração de Rios-X
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
EESC	Escola de Engenharia de São Carlos
FHOÖWels	Universidade de Ciências Aplicadas Campus Wels-Áustria
GEMaCo	Grupo de Engenharia de Materiais Compósitos
IPF	Figura de polo figura invertida
IQSC	Instituto de Química de São Carlos
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio ótico
Micro-TC	Microtomografia computadorizada
OPS	Sílica coloidal
SiC	Carbeto de silício
SiCp	partícula de carbeto de silício

NuPES	Núcleo de Pesquisa em Engenharia de Superfícies
TF	Trabalho a frio
Tf	Temperatura de fusão
TiC	Carbeto de titânio
TM	Trabalho a morno
TQ	Trabalho a quente
SMM	Departamento de Engenharia de Materiais
USP	Universidade de São Paulo

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
Be	Berílio
C	Carbono
Cu	Cobre
Fe	Ferro
GPa	GigaPascal
h	Horas
kg	KiloGramas
kV	KiloVolt
mA	Miliampère
Mg	Magnésio
min	Minutos
mm	milímetro
Mn	Manganês
MPa	MegaPascal
N	Newton
O	Oxigênio
RPM	Rotação por minutos
Si	Sílicio
W	Tugstênio
Ti	Titânio
µm	Mícrons
µA	Microampère
°C	Graus Celsius

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	27
2. OBJETIVO GERAL	29
2.1 Objetivos específicos	29
2.2 Motivação e justificativa	29
3. REVISÃO DA LITERATURA	31
3.1 Materiais compósitos	31
3.2 Compósitos de matriz metálica (CMM)	32
3.3 Compósitos Al-SiC _p	34
3.4 Processo ARB (<i>Accumulative Roll Bonding</i>)	36
3.5 Aplicação do processo ARB na manufatura de CMM Al-SiC _p	38
4. MATERIAIS E MÉTODOS	47
4.1 Materiais utilizados	47
4.2 Métodos	48
4.2.1 Manufatura do compósito Al-SiC _p	48
4.2.2 Microscopia óptica (MO)	49
4.2.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	50
4.2.4 Espectroscopia por energia dispersiva de raios-X (EDX).....	50
4.2.5 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	51
4.2.6 Difração de raios-X (DRX)	51
4.2.7 Microtomografia computadorizada (MTC).....	52
4.2.7 Ensaio de tração.....	52
4.2.8 Ensaio de desgaste microadesivo	53
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	57
5.1 Manufatura de Al-1100 e CMM Al-SiC _p por ARB.....	57
5.2 Microanálise química por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDX)	58
5.3 DRX.....	60
5.4 Análise microestrutural por MEV no modo de elétrons retroespalhados.....	61
5.5 EBSD	63
5.5 MTC	68
5.6 Ensaio de tração.....	69

5.6.1 Análise fratógráficá.....	79
5.7 Ensaio de desgaste microadesivo	84
5.7.1 Análise fratógráficá das calotas	86
6. CONCLUSÕES	89
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	91
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	93

1. INTRODUÇÃO

A acirrada concorrência dentro das, e entre as, indústrias da mobilidade (astronáutica, aeronáutica, automobilística, naval, ferroviária, ciclística, etc...) força a incessante concepção e o conseqüente desenvolvimento de materiais estruturais, exibindo amplo espectro de características mecânicas e físico-químicas cada vez mais atrativas. Uma dessas classes de materiais é a dos compósitos particulados, possuindo matriz de liga leve, tal como a de alumínio, os quais exibem propriedades altamente desejáveis para máximo desempenho de componentes e estruturas veiculares, por exemplo: elevadas rigidez e resistência mecânica específicas (ou seja, por unidade de massa), estabilidades térmica e dimensional, e resistência ao desgaste, para citar as principais (BAAZAMAT et al., 2015).

A produção de Materiais Compósitos particulados de matriz metálica (CMM), em que partículas de um material resistente e de alta dureza são permeadas e amalgamadas por uma matriz de elevada tenacidade à fratura, é justificada pelas suas propriedades superiores às do metal base (matriz), além de, potencialmente, poderem aliar propriedades tipicamente antagônicas nos materiais ditos monolíticos (metais, polímeros e cerâmicas), tais como resistência mecânica e tenacidade à fratura (BODUNRIN et al., 2015).

Porém, a elevada complexidade dos processos tradicionais de fabricação dos CMM, o que invariavelmente representa altos custos de produção, tem limitado a sua aplicação em maior escala, impedindo assim a ampliação do mercado consumidor e o estabelecimento de um círculo virtuoso de “maior uso-menor custo”.

Com o objetivo de contribuir na superação desta limitação ao emprego mais disseminado dos CMM particulados, foi recentemente proposta sua manufatura por meio de laminação acumulativa (de ora em diante ARB - Accumulative Roll Bonding), em especial os de matriz de alumínio (na sua forma pura/comercial, ou como liga) reforçados com partículas cerâmicas (tipicamente SiC e Al₂O₃) micrométricas (AMIRKHANLOU et al., 2011a, 2011b, 2016; BAAZAMAT et al., 2015; NASERI et al., 2015; AHMADI et al., 2014; DARMIANI et al., 2013a, 2013b; REIHANIAN et al., 2013; ALIZADEH et al., 2012; REZAYAT et al., 2012; JAMAATI et al., 2011; LEE et al., 2011; ALIZADEH & PAYDAR, 2009, 2010).

Desenvolvido por SAITO et al. em 1998, o processo ARB é um método de deformação plástica severa que envolve múltiplos ciclos de laminação, corte e empilhamento, seguidos de nova laminação, e assim por diante até atingida a condição desejada.

A presente Dissertação de Mestrado trata exatamente da manufatura de um CMM de matriz de alumínio reforçada com partículas de carbeto de silício via processo ARB, seguida da caracterização mecânica, microestrutural e fractográfica do produto final, estando em linha com os procedimentos e achados mais avançados nesta recente área de pesquisa.

2. OBJETIVO GERAL

Estudar os efeitos da incorporação de 5% em massa de partículas de carbeto de silício (de ora em diante SiCp) via processo ARB numa matriz de alumínio comercialmente puro (doravante apenas Al ou Al-1100) relativamente à microestrutura do produto final, às propriedades mecânicas de tração monotônica uniaxial quase-estática e de desgaste microadesivo em temperatura ambiente, e aos respectivos mecanismos de falha.

2.1 Atividades principais para atender aos objetivos

- ✓ Manufatura do CMM Al-SiCp com 5%p de reforço via processo ARB.
- ✓ Caracterização da respectiva microestrutura empregando microscopia eletrônica de varredura, difração de raios-X, difração de elétrons retroespalhados e microtomografia computadorizada.
- ✓ Caracterização mecânica do CMM por meio de ensaios de tração a presença e ausência de concentradores de tensão, e de desgaste microadesivo.
- ✓ Inspeção fratográfica das correspondentes superfícies de fratura por tração e da trilha de desgaste utilizando microscopias óptica e eletrônica de varredura.

2.2 Motivação e justificativa

Um dos maiores desafios na área de Engenharia de Materiais consiste na concepção e na manufatura de materiais que apresentem propriedades que não podem ser alcançadas pelos chamados materiais monolíticos (metais, polímeros e cerâmicas), pelo que se deu o franco desenvolvimento dos chamados Materiais Compósitos de Alto Desempenho a partir da década de 1970. Desde o princípio foi verificada e explorada a possibilidade de conciliar propriedades e características tidas como incompatíveis (com base no estudo do comportamento dos metais, polímeros e cerâmicas), tais como, por um lado, rigidez, dureza, resistência mecânica (à tração) e ao desgaste, e por outro, ductilidade, tenacidade ao impacto, tenacidade à fratura e baixa densidade. Atualmente, com a conscientização coletiva quanto à questão da sustentabilidade em seus diversos vieses (econômica, ambiental, ecológica, social,

dentre outras), materiais e processos de fabricação que garantam elevada eficiência estrutural (propriedades por unidade de massa), baixo custo de produção, reduzido capacidade de contaminação ambiental e alto potencial de reciclagem têm sido altamente valorizados. Neste sentido, destacam-se os CMM, sendo um dos bons exemplos os de ligas leves reforçadas com SiCp devido ao seu amplo potencial de aplicação na indústria da mobilidade (SHOROWORDI et al., 2003).

Apesar das muitas vantagens econômicas proporcionadas pelo emprego dos CMM, estes materiais são processados através de técnicas que empregam fundição, aspersão ou metalurgia do pó, os quais possuem as desvantagens de ou serem complexos e/ou caros e/ou de eficiência questionável quanto à distribuição homogênea da fase de reforço cerâmica na matriz metálica e/ou de emprego inviável na manufatura de peças contínuas, particularmente de perfis esbeltos como chapas, tendo-se para isso que recorrer a processos ditos secundários (laminação, extrusão, etc...), dentre outras limitações. Neste sentido, o processo ARB aplicado no presente trabalho elimina estas limitações operacionais que impactam negativamente no custo final do produto, além de satisfazer os critérios de sustentabilidade anteriormente mencionados (ALIZADEH & PAYDAR, 2009; JAMAATI & TOROGHINEJAD, 2010).

Atualmente, os estudos acerca de ARB aplicado a CMM se concentram no Japão e no Irã e, pelo menos ao que é de conhecimento do autor deste trabalho, o Grupo de Engenharia de Materiais Compósitos do SMM-EESC-USP ao qual ele pertence foi pioneiro nas pesquisas relativas a este tema ao mesmo tempo relevante, instigante e desafiador.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Materiais compósitos

Rigorosamente falando, Materiais Compósitos engenheirados decorrem da combinação racional volumétrica de duas ou mais fases, sendo a matriz contínua e o(s) reforço(s) disperso(s), as quais exibem diferentes propriedades físico-químicas entre si, apresentam interfaces bem definidas entre si, não sendo as fases solúveis entre si, gerando propriedades e características atraentes que não são obtidas pelos chamados materiais monolíticos, quais sejam, os metais e suas ligas, os polímeros e suas blendas, e o cerâmicos, e, portanto, despertando o forte interesse em diversos campos de aplicação tecnológica bem como sendo os protagonistas em inúmeros projetos de inovação (CAMPBELL, 2010).

A fase matriz tem as funções principais de transferir para e distribuir entre as unidades da fase de reforço a maior parcela da carga mecânica aplicada em teste ou serviço, haja vista que a rigidez da fase matriz é apenas uma fração da fase de reforço, sendo que, nestes termos, esta última deve estar presente em uma proporção volumétrica (ou mássica) que seja minimamente vantajosa para o emprego do produto final. A matriz exerce também as importantes funções de manter firmemente posicionadas (e, quando aplicável, orientadas) as unidades de reforço, e protegê-las dos efeitos mecânicos e ambientais externos. Na presença de fases fibrosas de reforço, a matriz também exerce papel fundamental na sustentação das fibras solicitadas em esforço local ou global de compressão, tendo assim papel fundamental na resistência à flambagem do membro estrutural. Assim, como o reforço, a matriz pode ser de natureza metálica (CMM), cerâmica (CMC) ou polimérica (CMP).

A fase de reforço tem a função substancial de suportar a maior fração do carregamento mecânico imposto ao Material Compósito, sendo, portanto, a responsável pelas propriedades (comportamento) globais de dureza, rigidez, resistência mecânica e tenacidade. Essa fase pode ser constituída de fibras curtas, longas ou contínuas, ou então de partículas essencialmente equiaxiais. No caso das fibras de reforço, os possíveis arranjos das mesmas na massa compósita podem ser de alinhamento parcial ou completo, ou então distribuídas de modo totalmente aleatório, o que dependerá, caso a caso, da aplicação desejada, do tamanho (comprimento) das fibras, e do processo de manufatura empregado.

É importante destacar que o grau de interação entre as fases matriz e de reforço (interfaces e, eventualmente, interfases) determina em elevado grau o desempenho do produto final. A seleção e a consequente imposição de determinado grau de interação dependerá da

natureza do Material Compósito e da aplicação a que ele se destina (DILER et al., 2012; LEVY & PARDINI, 2006).

3.2 Compósitos de matriz metálica (CMM)

Com objetivo de incrementar seu desempenho, os metais podem ser combinados com outros materiais em nível volumétrico dando origem aos CMM, os quais podem ser distinguidos em diversas subclasses de acordo com a natureza, geometria, orientação espacial, tamanho médio e distribuição de tamanhos, acabamento superficial e fração volumétrica da fase de reforço, a natureza da matriz, e o processo de fabricação (MORTENSEN & LLORCA, 2010).

Os primeiros estudos para desenvolvimento e aplicação dos CMM se deram no início da década de 1960 e foram intensificados no final da década de 1970, como decorrência direta das necessidades das indústrias astronáutica e aeronáutica (em geral descritas conjuntamente pelo termo “aeroespacial”) quanto ao desenvolvimento de materiais não usuais exibindo elevados desempenho (medido em termos absolutos) e eficiência (em termos relativos ou comparativos entre dois ou mais materiais concorrentes) estrutural. Apesar da enorme evolução ocorrida nos últimos 50 anos, os CMM ainda se apresentam como um desafio e ao mesmo tempo uma oportunidade para os pesquisadores da Ciência e da Engenharia de Materiais (MIRACLE, 2005; RAWAL, 2001). Grosso modo, poderia ser dito que os CMM estão em estágio intermediário de desenvolvimento entre os CMP e o CMC, sendo estes últimos sem qualquer sombra de dúvidas os que ainda têm mais a florescer em termos de projeto, manufatura, estrutura, propriedades e aplicações.

Alguns metais e suas ligas são considerados particularmente atrativos para o uso como matriz na manufatura CMM devido à sua ótima ductilidade e conformabilidade, além de boa rigidez e resistência mecânica numa base de massa unitária (i.e., possuem baixa densidade), à corrosão, boa condutividade térmica e baixa massa específica, não obstante nem todos sejam materiais de fácil acesso devido ao alto preço, restrita disponibilidade no mercado, bem como em função de questões de segurança pessoal e/ou internacional. A Tabela 1 apresenta os principais metais que podem ser empregados como matriz de CMM e algumas das suas propriedades mecânicas e físicas mais importantes (MORTENSEN & LLORCA, 2010; LEVY & PARDINI, 2006).

Tabela 1 - Propriedades dos metais comumente utilizados como matrizes metálicas em compósitos CMM
(LEVY & PARDINI, 2006)

Matriz	Massa Específica (g/cm ³)	Ponto de Fusão (°C)	Resistência à tração (MPa)	Módulo Elástico (GPa)	Condutividade Térmica (W/m.K)
Alumínio (Al)	2,8	580	310	70	170
Cobre (Cu)	8,9	1080	340	115	390
Berílio (Be)	1,9	1280	620	120	150
Magnésio (Mg)	1,7	570	280	40	75
Aço	7,8	1460	2070	210	29
Titânio (Ti)	4,4	1650	1170	110	7

A fase de reforço dos CMM tem a função básica de melhorar as propriedades mecânicas da matriz, sendo a geometria do reforço na forma de fibras (curtas, longas ou contínuas) ou na forma de partículas. As partículas cerâmicas são as mais empregadas devido às melhores combinações de propriedades que podem ser conseguidas pela sua incorporação às matrizes metálicas, mesmo que isso demande eventuais revestimentos/tratamentos térmicos para melhor compatibilização interfacial. Além disso, processos de fabricação metalúrgicos convencionais e, portanto, mais simples e mais baratos, podem ser utilizados, possibilitando operações secundárias (pós-processamento) severas sem comprometimento da fase de reforço (JAMAATI et al., 2014). Exemplo típico seria a manufatura de chapas ou placas de compósito CMM particulado a partir da laminação de tarugo obtido por fundição (compcasting) (MALUF et al. 2007).

A fase particulada deve ser bem controlada quanto à sua dimensão média e distribuição de tamanhos, ao seu conteúdo percentual na matriz, bem como ao grau de seu espalhamento ou disseminação pela matriz, o qual nem sempre deve ser homogêneo em termos globais em determinado componente estrutural, como, por exemplo, em discos de freio quando concentrações mais elevadas são desejáveis em regiões mais suscetíveis a fenômenos de desgaste (superfície). Cabe ressaltar que mesmo as partículas micrométricas de reforço tendem a restringir o movimento das discordâncias da fase matriz na região de contorno de cada partícula. Obviamente que o efeito é maior quanto menor se apresentam as partículas.

Os principais reforços particulados utilizados em CMM são: carbetos de silício (SiC), carbetos de boro (B₄C), carbetos de titânio (TiC) e alumina (Al₂O₃), os quais exibem propriedades bastante desejáveis tais como elevadas dureza (e intrinsecamente associada

resistência ao desgaste) e módulo de elasticidade, além de estabilidades química e térmica e baixa densidade frente às matrizes metálicas, contribuindo assim para a leveza do produto final. A Tabela 2 apresenta algumas propriedades mecânicas e físicas de maior interesse dos principais reforços particulados empregados em CMM (REZAYAT et al., 2012).

Tabela 2 - Propriedades dos principais reforços particulados em CMM (Adaptado de AUERKARI, 1996 e PIERSON, 1996).

Reforço Particulados	Massa Específica (g/cm ³)	Ponto de Fusão (°C)	Dureza (HV)	Módulo Elástico (GPa)	Condutividade Térmica (W/m.K)
SiC	3,2	2575	26,4	475	94
B ₄ C	2,5	2450	48,0	370	28
TiC	4,9	3067	31,5	460	21
Al ₂ O ₃	3,9	1750	17,0	340	25

Apesar das muitas vantagens econômicas proporcionadas pelo emprego dos CMM, estes materiais são processados através de técnicas que empregam fundição, aspersão ou metalurgia do pó, os quais possuem as desvantagens de ou serem complexos e/ou caros e/ou de eficiência questionável quanto à distribuição homogênea da fase de reforço cerâmica na matriz metálica e/ou de emprego inviável na manufatura de peças contínuas, particularmente de perfis esbeltos como chapas, tendo-se para isso que recorrer a processos ditos secundários (laminação, extrusão, etc...), dentre outras limitações (JAMAATI & TOROGHINEJAD, 2010; ALIZADEH & PAYDAR, 2009).

3.3 Compósitos Al-SiC_p

O alumínio e suas ligas são amplamente utilizados como matriz de CMM, devido à boa combinação proporcionada com diversos tipos de reforços, além de ser um material já muito bem conhecido e utilizado no meio industrial, apresentando baixo ponto de fusão, elevada ductilidade, altas rigidez e resistência mecânica específica (particularmente as suas ligas), baixa densidade e alta disponibilidade na natureza quando comparado com outros materiais metálicos concorrentes (Tabela 1).

O presente trabalho utiliza alumínio comercialmente puro (classe Al-1100, com pureza igual ou superior a 99%) como matriz na confecção de CMM. A escolha foi feita devido à sua boa conformabilidade mecânica (elevada ductilidade), excelente resistência à corrosão, baixo custo e grande disponibilidade. Limitações existem, e estão associadas à restrição do seu emprego em aplicações que requerem alta resistência mecânica da matriz metálica, já que a mesma não pode ser endurecida/fortalecida por tratamentos térmicos que busquem precipitação de segundas fases reforçadoras (Disponível em ABAL, 2016 e em KARHAUSEN, 2003).

Como fase de reforço, neste trabalho foram utilizadas partículas de carbetto de silício (SiCp) por suas boas combinações de propriedades, tais como altas dureza e resistência ao desgaste e à corrosão, alta condutividade térmica e boa resistência ao choque térmico, baixo custo, reduzida densidade e farta disponibilidade (BONDIOLI et al., 2008). Esse reforço é o mais citado pelos autores que trabalharam com CMM possuindo matrizes de alumínio e manufaturados pelo método ARB também empregado na presente Dissertação.

Embora o SiCp possua intrinsecamente uma boa compatibilidade com a matriz de Al-1100, a capacidade de interação entre essas fases é afetada negativamente pela presença de contaminantes na superfície do particulado. Como medida preventiva, costuma-se realizar um tratamento térmico das partículas a elevadas temperaturas, de modo a eliminar possíveis agentes contaminantes. Esta operação pode levar, segundo alguns autores, à geração de uma camada de revestimento de SiO_2 , o que favoreceria ainda mais a compatibilidade e interação química entre matriz e particulado (AMIRKHANLOU et al., 2011; ALIZADEH & PAYDAR, 2009; HASHIM et al., 2001).

O emprego de CMM Al-SiCp (particularmente com o Al na forma de liga) vem sendo estudado e expandido principalmente em aplicações da indústria da mobilidade (em especial a automobilística e a aeroespacial) na substituição das ligas ferrosas (SHOROWORDI et al., 2003), ou então em lugar de ligas não ferrosas (HUNT & HERLING, 2004), sempre na busca de maiores níveis de eficiência estrutural (i.e., maiores propriedade por massa unitária), seja pela redução brutal da densidade, como no caso de substituição às ligas ferrosas, seja por aumento da rigidez e resistência mecânica per se (i.e., em termos absolutos, por unidade de volume). A Figura 1a exemplifica por meio de seta (cor branca) à aplicação de CMM Al-SiCp na indústria aeroespacial, já à Figura 1b apresenta alguns outros exemplos de aplicação do CMM Al-SiCp, porém na indústria automobilística.



Figura 1 - (a) Substituição de aleta ventral (seta branca) da aeronave militar F-16 originalmente manufaturada em liga de alumínio por CMM da mesma liga (6092) com particulado SiC (HUNT & HERLING, 2004); (b) Aplicação do Al-SiCp na indústria automotiva (STOJANOVIĆ, 2015).

Apesar do CMM Al-SiCp apresentar propriedades muito atraentes, seu uso é atualmente ainda bem limitado em vista de restrições impostas pelos processos tradicionais de fabricação empregados, entre os quais se destacam a metalurgia do pó, fundição, deposição por aspersão térmica, infiltração sob pressão, infiltração por vácuo. (DARMIANI et al., 2013; MALUF et al., 2007; LEE et al., 2001). Tais rotas de processamento são complexas e/ou caras e/ou de eficiência questionável quanto à distribuição homogênea da fase de reforço cerâmica na matriz metálica e/ou de emprego inviável na manufatura de peças contínuas, particularmente de perfis esbeltos como chapas, tendo-se para isso que recorrer a processos ditos secundários (laminação, extrusão, etc...) (AHMADI et al., 2014; AMIRKHANLOU et al., 2011; SHOROWORDI et al., 2003).

Nesse trabalho, será dado enfoque apenas ao processo ARB - Accumulative Roll Bonding, visto ser ele, dentro do leque de possibilidades, o que permite a relativamente fácil e rápida manufatura do CMM Al-SiCp na forma de chapas finas, a um custo conseqüentemente bastante reduzido.

3.4 Processo ARB (*Accumulative Roll Bonding*)

Desenvolvido por SAITO et al. (1998), o processo ARB é um método de deformação plástica severa. O método envolve múltiplos ciclos de laminação, seccionada em duas metades, as quais são empilhadas, seguida de uma nova laminação, e assim por diante com uma taxa de deformação igual ou superior a 50% em cada passe de laminação.

A Figura 2 apresenta um esquemático do processo ARB.

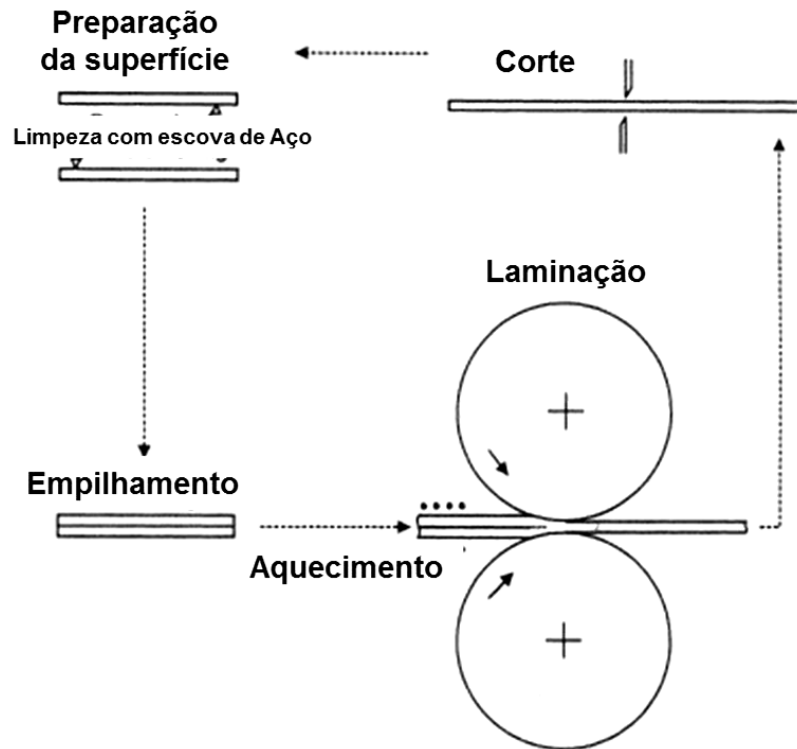


Figura 2 - Diagrama do processo ARB (Adaptado de SAITO et al., 1998).

Em seu trabalho original, SAITO et al. (1998) utilizou chapas de alumínio comercialmente puro (Al-1100) com dimensões de 300 mm de comprimento x 20 mm largura x 1 mm espessura, laminadas a 200 °C e com 50% de redução por passe. Após o 3º passe de laminação foi possível constatar um refinamento do tamanho médio dos grãos do Al-1100 de 37 μm para menos de 1 μm . A resistência máxima a tração foi incrementada por 270% relativamente ao material original, atingindo 300 MPa após o sexto ciclo de laminação. Já a deformação na fratura caiu de 50% para 8% logo no primeiro passo, permanecendo neste patamar de 8% até o ciclo final de laminação.

Conforme mostra a Figura 2, para uma melhor interação entre as lâminas o processo ARB demanda o preparo da superfície, o que é feito por lixamento e limpeza. A melhora no desempenho mecânico do material repetidamente laminado se verifica por ambos os efeitos de encruamento e de refino de grão desenvolvidos ao longo do processo (DARMIANI et al., 2013; JAMAATI et al., 2012).

A temperatura e a taxa de deformação impostas são variáveis importantes no processo ARB.

À temperatura ambiente, ocorre a deformação permanente dos grãos e de seus contornos (encruamento), havendo então um natural ganho de resistência mecânica e

consequente perda na ductilidade do material. Em temperaturas mais elevadas, há uma tendência de redução nas propriedades mecânicas e um ganho na deformação do material como resultado da recuperação dinâmica. Com a imposição de taxas de deformação mais severas há propensão de um ganho na resistência mecânica e perda na ductilidade em vista de um tempo mais curto para a ocorrência da recuperação dinâmica (KIMINAMI et al., 2013; JAMAATI et al., 2012).

O processo ARB pode ser realizado em diferentes temperaturas, sendo então denominado, respectivamente, trabalho a frio (TF), a morno (TM) e a quente (TQ). Costuma-se definir, para fins práticos em materiais puros, as respectivas faixas de temperaturas de trabalho com base na chamada temperatura homóloga, que permite a normalização da classificação do processo perante toda a classe dos materiais metálicos. Em um metal puro, que não sofre transformação de fase no estado sólido, os pontos de referência em termos de temperatura são: o zero absoluto (0K) e o ponto de fusão (T_f), os quais definem, em Kelvin, os extremos da escala homóloga de temperaturas (Fig. 3) (GOMES, 2015).

Assim, em termos de conformação mecânica, temos:

- ✓ TF = aquele que é executado entre 0 e 0,3 T_f
- ✓ TM = realizado faixa compreendida entre 0,3 e 0,5 T_f
- ✓ TQ = conduzido em temperaturas acima de 0,5 T_f

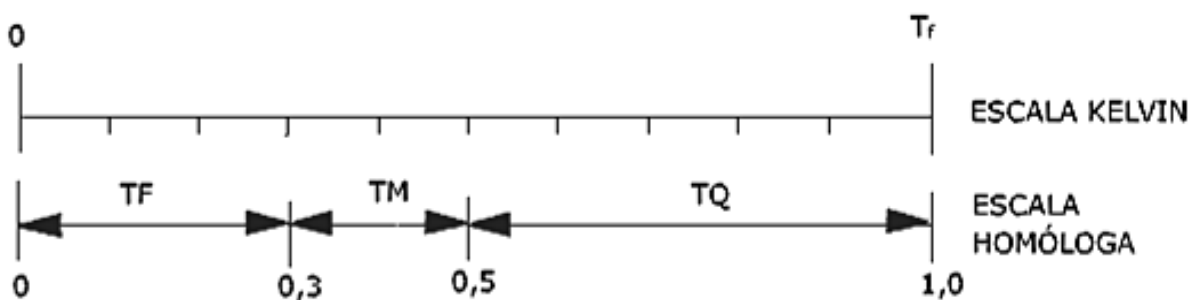


Figura 3 - Escala de temperaturas homólogas para processamento termomecânico de metais puros (GOMES, 2015).

3.5 Aplicação do processo ARB na manufatura de CMM Al-SiC_p

Nesta seção, são descritos resumidamente os principais estudos neste tema CMM Al-SiC_p ARB e reportados os principais achados dos mesmos. Assim como o autor da presente

Dissertação de Mestrado, os autores citados na sequência do texto invariavelmente optaram por chapas de alumínio comercialmente puro devido à sua boa conformabilidade mecânica (elevada ductilidade), excelente resistência à corrosão, baixo custo e grande disponibilidade, não obstante a limitação intrínseca de a matriz do CMM não poder ser endurecida/fortalecida por tratamentos térmicos que busquem precipitação de segundas fases reforçadoras. A opção dos autores pelo SiCp se verificou à época dos primeiros desenvolvimentos da técnica, e se verifica no presente trabalho, em função das suas altas dureza (e intrinsecamente associada resistência ao desgaste) e módulo de elasticidade, além de elevadas estabilidades química e térmica, baixa densidade e também seu reduzido custo e alta disponibilidade.

ALIZADEH & PAYDAR (2009) foram os primeiros a estudar a aplicação do processo ARB na manufatura de Al-SiCp. Empregaram-se como matriz tiras de Al-1050 tratadas termicamente a 350°C durante 1 h em atmosfera ambiente, e como reforço partículas de SiC com aproximadamente 5 µm de diâmetro. Observou-se uma melhora na distribuição das partículas de SiC na matriz, assim como uma diminuição da porosidade do CMM na medida em que os ciclos de laminação progrediam, até um total aplicado de 7 (Fig. 4), isto é, com o aumentando do número de passe de laminação, as partículas de SiC se deslocam das interfaces para a maior parte das camadas de alumínio e toda a descontinuidade na interface é diminuída decorrente da diminuição das porosidades nestas regiões. Foi observado também um acréscimo na resistência máxima à tração a cada ciclo imposto, sendo que o aumento total desta propriedade chegou a 50% em relação às tiras Al-1050 originais termicamente tratadas e submetidas também à idêntica rota de processamento ARB que o correspondente CMM.

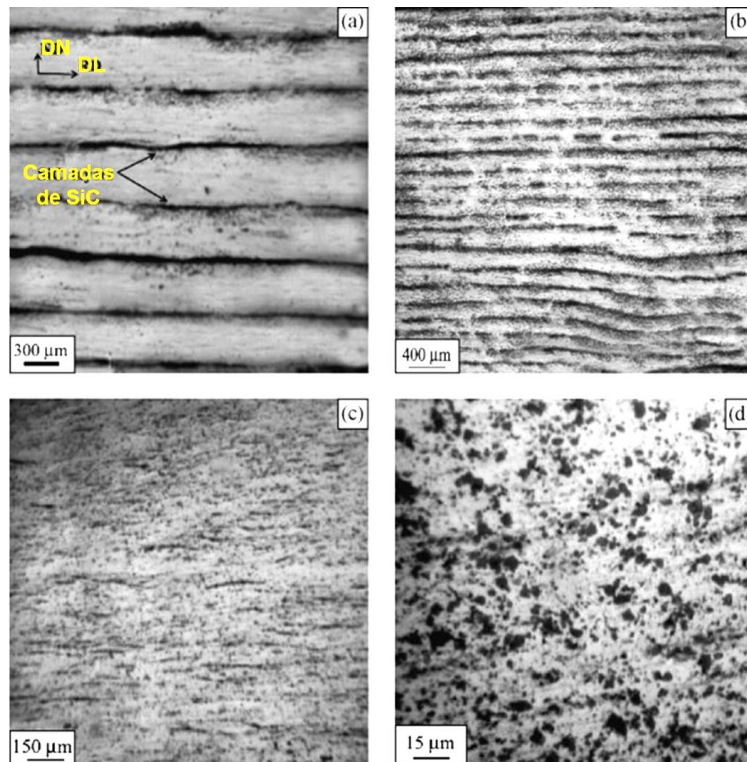


Figura 4 - Microestruturas dos compósitos produzidos pelo processo ARB em vários ciclos. (A) Primeiro ciclo, (b) segundo ciclo, (c) quinto ciclo, e (d) sétimo ciclo (Adaptado de ALIZADEH; PAYDAR, 2009).

JAMAATI et al. (2011), trabalhando com matriz Al-1100, listaram os principais fatores que influenciam diretamente nas propriedades do CMM final:

- **Partículas de SiC:** A mobilidade das discordâncias na matriz metálica é afetada diretamente pela presença de SiC, proporcionando aumento da resistência mecânica e diminuição da ductilidade do CMM. Interfaces matriz/reforço são pontos de iniciação e subsequente propagação de trincas na matriz (gerando inclusive trincamento das partículas de natureza frágil e até mesmo a evolução de trincas na própria interface matriz/partícula) como pode ser observado na Figura 5, efeito este que reduz a ductilidade global do CMM. A distribuição das partículas de SiC na matriz de alumínio é melhorada com o número de ciclos laminação, refletindo-se diretamente nas propriedades mecânicas do CMM. O tamanho das partículas de SiC tem influência direta no impedimento do movimento de contornos de subgrãos (os quais são, a rigor, arranjos complexos de discordâncias); desta forma, granulometrias mais finas retardam de modo mais eficiente os processos de recuperação, recristalização e crescimento de grão da matriz metálica, mesmo em temperaturas relativamente elevadas, culminando, portanto, no aumento da resistência mecânica global do CMM. Porém, isso gera também mais área interfacial entre particulado e matriz, incentivando

a criação de trincas com a consequente perda de ductilidade do CMM, conforme acima já referido. Quanto ao tamanho médio de partícula de reforço, foi observado que, até o sétimo ciclo de laminação, o CMM com SiCp de 40 μm exibiu superior máxima resistência à tração e uma distribuição mais uniforme de partículas na matriz de alumínio que o CMM com SiCp de 2 μm . Acima daquele número de ciclos a resistência máxima à tração para o CMM com maior tamanho de partícula caiu substancialmente, ficando abaixo da exibida pelo CMM com menores partículas.

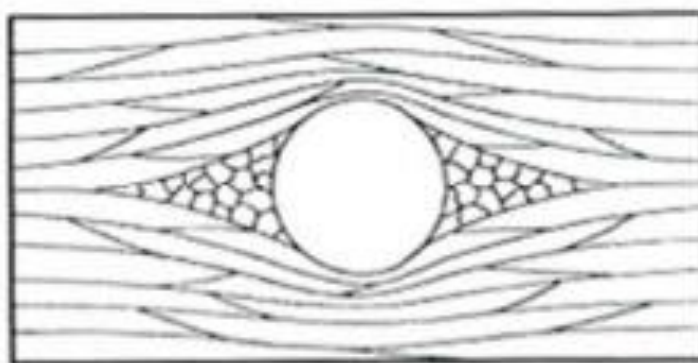


Figura 5 - Esquema da estrutura de subgrãos ao redor de uma partícula dura em material altamente deformado, mostrando a deformação acentuada ao redor da mesma (SILVA, 2016).

- Interface matriz/partículas: A interação físico-química entre as fases matriz e de reforço tende a se tornar mais forte na medida em que o número de ciclos de laminação é incrementado, visto que distribuições mais homogêneas do particulado são conseguidas, assim como a adequação mecanicamente induzida entre os contornos acentuados das partículas e a massa metálica em que elas estão imersas é crescentemente favorecida. Tais fatos congregam para a obtenção de um CMM cujas fases estejam plenamente integradas e trabalhando em uníssono para que, durante o carregamento mecânico que o CMM será submetido em serviço (ou teste), os desejáveis mecanismos de transferência de esforços da matriz para as partículas de elevado módulo, e de e de distribuição de carga mecânica entre estas unidades de reforço se desenvolvam plenamente, tal como idealmente preconizado pela teoria dos compósitos. Por outro lado, em virtude da crescente interface específica entre matriz e reforço micrométrico, e dos fenômenos de encruamento da matriz especialmente nestas regiões de contato entre as fases, reduções de ductilidade e tenacidade são esperadas com base em mecanismos supracitados de nucleação e propagação de trincas;

- Porosidade: A presença de poros, principalmente em torno das partículas de reforço, afeta negativamente tanto a resistência à tração como a ductilidade do CMM. Enquanto o número de ciclos de laminação aumenta, a porosidade é reduzida devido à boa conformabilidade da matriz de alumínio ao redor das partículas cerâmicas, adequando-se ao perfil geométrico das mesmas e melhor compactando a massa compósita. Neste sentido, foi postulado que o processo ARB envolve dois tipos de tensões no ponto de contato entre o cilindro e a superfície do CMM: a tensão de compressão devido à diminuição do espaço entre os cilindros e a tensão de cisalhamento tangencial devido ao atrito entre o cilindro e o CMM, sendo que ambas as tensões apresentam componentes horizontais e verticais que forçam o fluxo da matriz metálica em várias direções, favorecendo o processo acima descrito. Por consequência, a resistência à tração e a ductilidade são melhoradas.

LEE et al. (2011) constataram que a variação da resistência máxima à tração da matriz de alumínio não reforçada de Al-1100 e do correspondente CMM, quando ambos foram simultaneamente submetidos ao processo ARB, foi muito semelhante. Contudo, devido à existência das partículas de SiC e da ocorrência de refinamento do grão da matriz no CMM (talvez como resultado da própria presença do particulado cerâmico), o ganho de resistência do compósito Al-SiCp foi levemente superior ao do Al-1100 não reforçado.

ALIZADEH et al. (2012) estudaram os processos de alongamento e de refinamento de grãos da matriz de Al-1100 durante 8 ciclos de laminação ARB. Verificaram a formação de grãos ultrafinos e alongados no sentido da laminação, tanto no alumínio monolítico não reforçado quanto no CMM; entretanto, o refinamento de grão foi acelerado pela presença das partículas de SiC (como preconizaram LEE et al., 2011), de modo que a matriz do CMM ARB ficou mais refinada que o Al-1100 monolítico.

REZAYAT et al. (2012) observaram o acréscimo da resistência máxima à tração e do módulo de elasticidade decorrentes do incremento de teor de partículas de SiC até 3,5 % em volume, bem como do número de ciclos de ARB. Constataram também que após oito ciclos de laminação e realização de ensaio de tração, que o Al-1100, tanto na forma monolítica como na forma de matriz metálica do CMM, desenvolveu mecanismos de fratura dúctil da matriz, caracterizados por ondulações profundas, conforme mostra a Figura 6. Estas ondulações foram determinadas como produzidas pelas etapas subsequentes de nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios no metal. No CMM, é possível notar que as regiões contendo partículas de SiC constituem-se em locais adequados para a nucleação de trincas e sua consequente propagação, a qual se verificou particularmente na interface partícula/matriz.

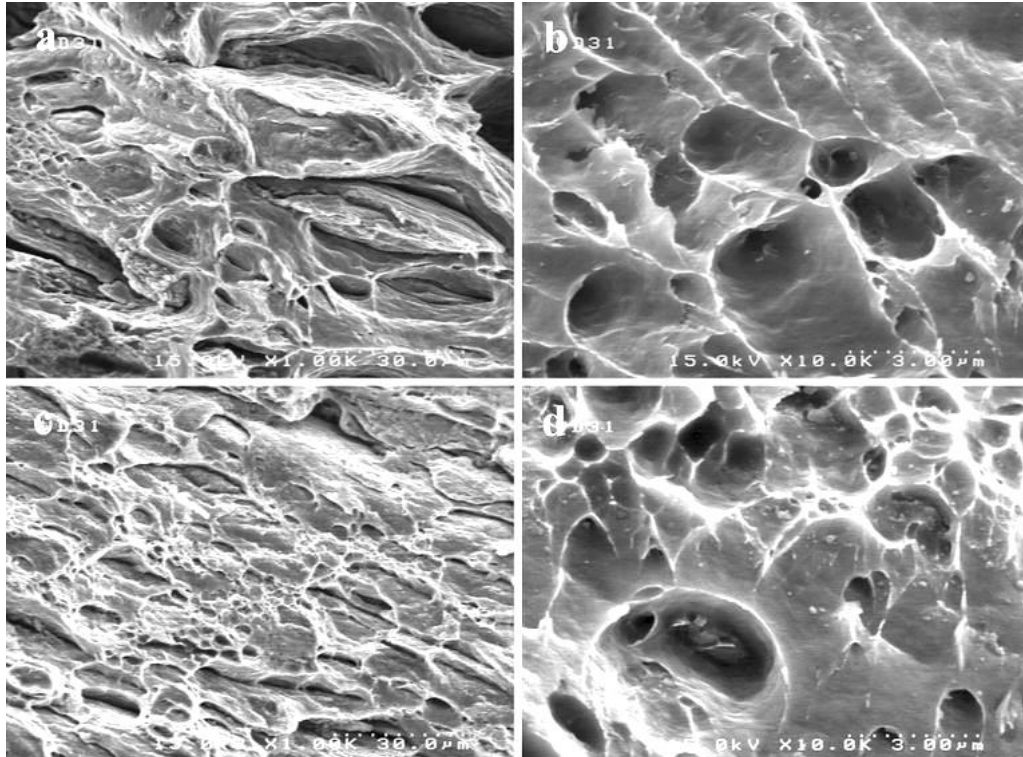


Figura 6 - Superfícies de fraturas criada por ensaio de tração após aplicação de 8 ciclos ARB: (a) e (b) Al-1100; (c) e (d) CMM Al-SiCp (REZAYAT et al., 2012).

DARMIANI et al. (2013) estudaram o comportamento de desgaste de CMM Al-SiCp ARB com as partículas de reforço em escala nanométrica e observaram forte redução de perda mássica (volumétrica) após cada ciclo de laminação aplicado, tendo-se como referência o comportamento do Al-1050 (matriz do CMM) não reforçado (Fig. 7), o que foi obviamente atribuído à crescente incorporação e melhor distribuição das partículas SiC ciclo a ciclo na matriz metálica Al-1050 e aos efeitos de encruamento e potencial refino de grão desta última conforme já destacado pelos demais autores.

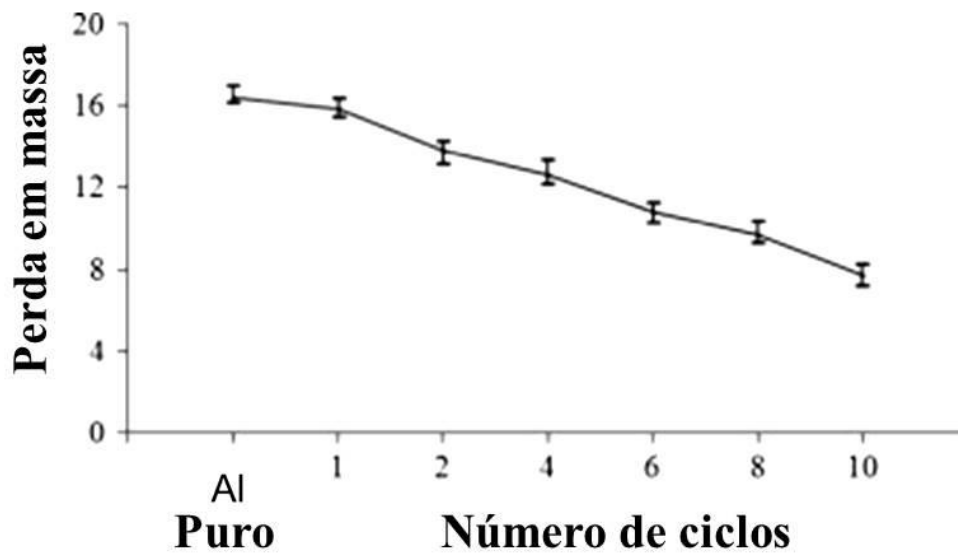


Figura 7 - Perda em massa por desgaste abrasivo de Al-1050 e nano CMM Al-SiC ARB em diferentes ciclos de laminação (Adaptado de DARMIANI et al., 2013).

GOMES (2015) em seu recente trabalho constatou que CMM de Al-1050 reforçado com partículas de SiC se mostrou bem mais eficaz na distribuição do reforço na matriz em comparação com o compósito reforçado com partículas de Al_2O_3 . A melhor distribuição das partículas de reforço SiCp proporcionou uma substancialmente maior dureza do CMM comparativamente ao Al_2O_3 , conforme mostra a Figura 8.

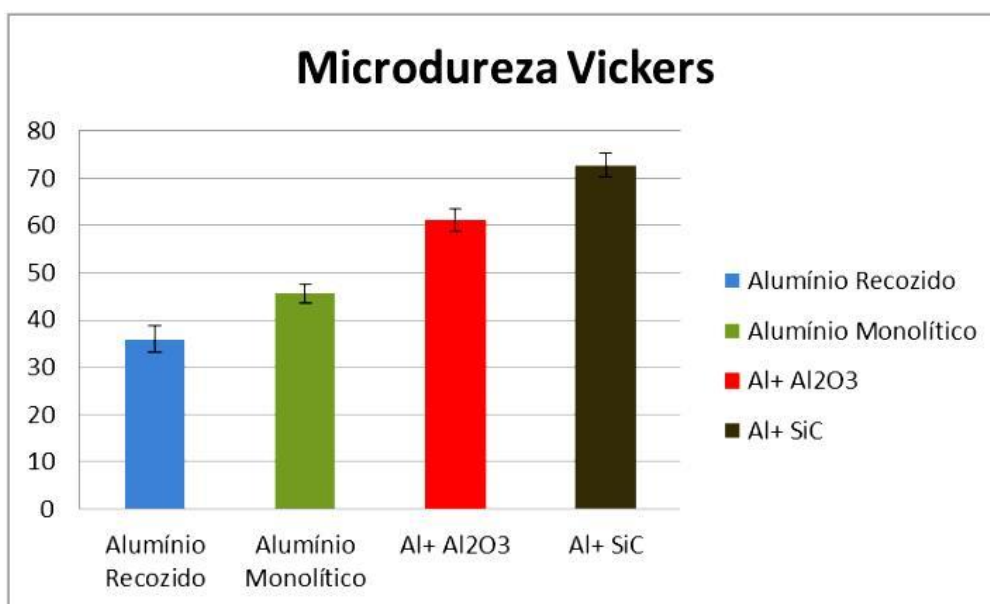


Figura 8 - Gráfico obtido por meio de ensaio de microdureza Vickers (GOMES, 2015).

A Tabela 3 lista as matrizes metálicas e temperaturas de processamento empregadas nos trabalhos citados anteriormente.

Tabela 3- Tabela de autores e respectivas condições empregadas em seus trabalhos.

Autor(es)	Matriz Metálica	Temperatura de processamento
ALIZADEH & PAYDAR (2009)	AA-1050	Temperatura Ambiente
JAMAATI <i>et al.</i> (2011)	AA-1050	Temperatura Ambiente
LEE <i>et al.</i> (2011)	AA-1100	Temperatura Ambiente
ALIZADEH <i>et al.</i> (2012)	AA-1050	Temperatura Ambiente
REZAYAT <i>et al.</i> 2012)	AI-1050	377°C
DARMIANI <i>et al.</i> (2013)	AI-1050	Temperatura Ambiente
GOMES (2015)	AI-1050	200°C

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais utilizados

Os materiais empregados nesse estudo foram alumínio comercialmente puro classe Al-1100 (composição química listada na Tabela 4), seja como material monolítico, seja como matriz metálica no CMM, e partículas de carbeto de silício (SiCp) como fase de reforço do CMM. O SiCp empregado possuía granulometria média de 40 μm (Fig. 9), tal como determinado pelo método do intercepto utilizando o software livre ImageJ®.

Tabela 4- Composição química do Al-1100 (% massa) determinada por espectroscopia de emissão atômica (Fonte: Aço Mix Comércio de Metais – São Carlos-SP).

Al	Si	Mn	Cu	Outros
Bal.	0,94	0,05	0,01	0,05

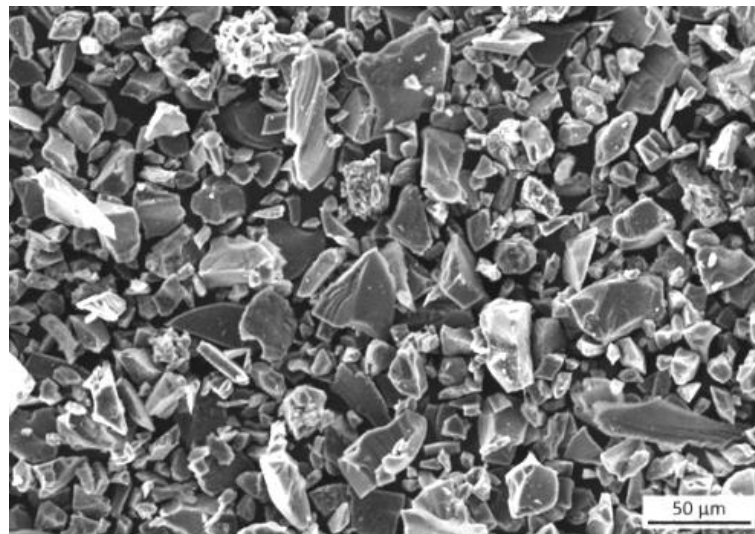


Figura 9 - Partículas de SiC em imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no modo de elétrons secundários.

4.2 Métodos

4.2.1 Manufatura do compósito Al-SiC_p

As chapas de Al-1100 com 0,4 mm de espessura foram aquecidas em forno durante 2 h a 350°C, com a finalidade de melhorar a sua trabalhabilidade mecânica. As partículas de SiC foram tratadas em forno durante 2 h a 900°C, para efeito de limpeza superficial e melhora do potencial de adesão entre as mesmas e a matriz metálica, eventualmente também pela formação de revestimento de SiO₂.

Quatro chapas de Al-1100 com dimensões 200 mm x 50 mm e espessura integral foram limpas com acetona e escovadas com fios de aço de 0,30 mm de diâmetro para remoção da camada de óxido e, ao mesmo tempo, criar rugosidade para facilitar a interação e adesão entre as placas e com o SiC_p.

Para produção do compósito Al-SiC foram usados os seguintes procedimentos: 2,5% em massa de partículas de SiC foram uniformemente dispersos sobre a superfície das chapas de Al-1100, as quais foram então intercaladas (formando um sanduíche) e tiveram suas extremidades amarradas com fios de aço, de modo a impedir movimentos das partes durante o manuseio e processamento do conjunto. O conjunto foi levado ao forno a uma temperatura de 345°C por 10 min, sendo este procedimento repetido antes de todo e qualquer passe de laminação. Por fim, foram processadas sem lubrificação em um laminador com cilindro duplo (80 mm de diâmetro) e simétrico, instalado no SMM-EESC-USP, sendo a velocidade de laminação fixada em 1,7 m/min. Foi aplicada uma redução de espessura de 37,5% no primeiro ciclo e de 50% nos demais ciclos. Após cada passe, a peça foi cortada ao meio e repetiu-se a operação de empilhamento duplo, adicionando-se 1,25% em peso de SiC_p no segundo e no terceiro ciclos, sendo que nos demais ciclos subsequentes não foram adicionadas partículas. 7 ciclos foram realizados no total, até que se obtivesse um produto final cujo percentual em massa de SiC_p foi estimado em 5%.

Com a finalidade de realizar uma análise comparativa, procedimentos idênticos àqueles aplicados na manufatura do CMM ARB foram empregados na produção de Al-1100 ARB (ou seja, sem qualquer adição de partículas de SiC). Desta forma, tornou-se possível verificar o efeito do ARB (comparando-se o Al-1100 como o Al-1100 ARB), assim como da presença de SiC_p (confrontando-se o Al-1100 ARB com o CMM ARB).

Em ambos os casos de aplicação do processo ARB, os produtos finais adquiriram uma espessura nominal de 1 mm. Dado que o processo ARB segue uma proporção geométrica de empilhamento com relação às 4 lâminas originalmente empilhadas para o 1º passo de

laminação, ao final do 7º e último passo tem-se um empilhamento acumulativo equivalente de 256 lâminas. Isso fornece uma boa ideia do grau de deformação permanente aplicada durante o processamento daqueles produtos.

A Figura 10 ilustra simplificada o processo ARB quando empregado na manufatura de CMM Al-SiCp.

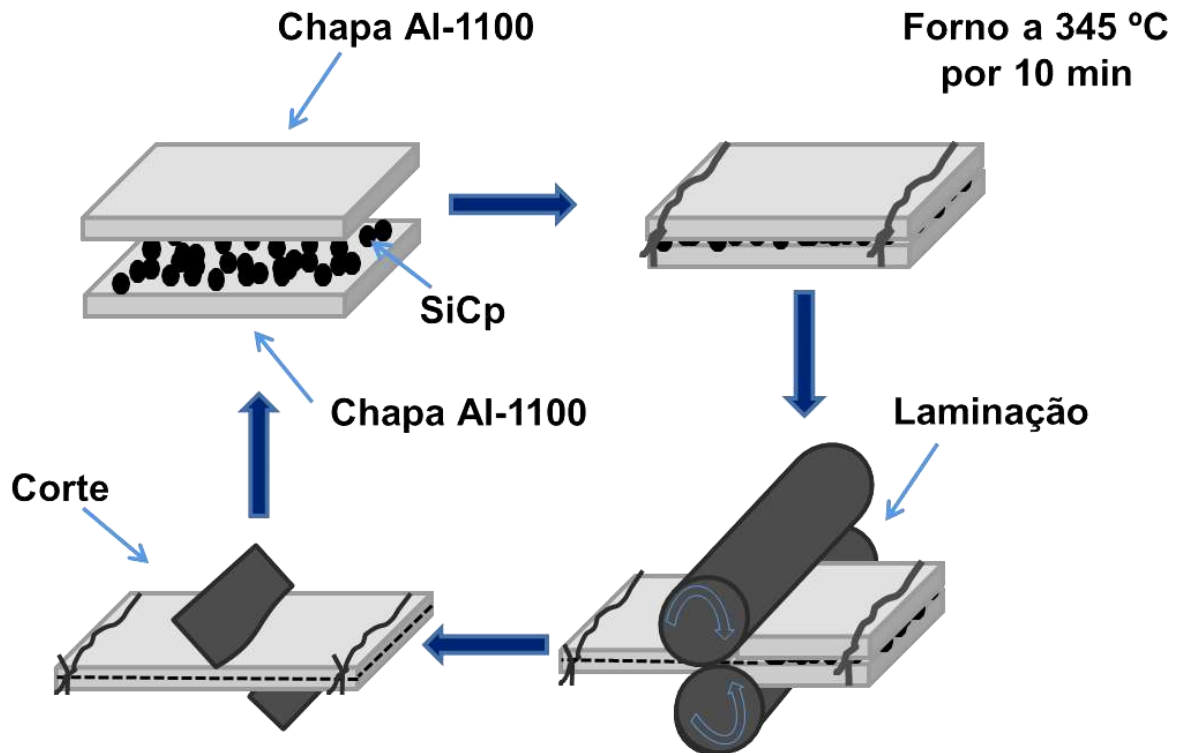


Figura 10 - Diagrama do processo ARB aplicado à fabricação de CMM Al-SiCp.

4.2.2 Microscopia óptica (MO)

Um microscópio óptico (MO) marca Carl Zeiss® modelo Axio Lab. A1 com câmera integrada foi empregado no registro fotográfico das calotas geradas ao longo do ensaio de desgaste microadesivo dos materiais fabricados, permitindo assim a estimativa do volume de material perdido.

4.2.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Amostras foram extraídas da secção longitudinal dos laminados, embutidas em baquelite, lixadas manualmente em água corrente até granulometria 2500 e polidas com pasta de diamante com granulometrias de 6 μm , 3 μm e empregando-se OPS (sílica coloidal). Elas foram então analisadas em um MEV da marca Zeiss® Leo 440 modelo 7060 pertencente à Central de Análises Químicas Instrumentais, do Instituto de Química de São Carlos (CAQI/IQSC/USP). Neste mesmo equipamento também foram conduzidas as análises fratógráficas da topologia de superfícies de fratura geradas em ensaios de tração. Já a inspeção das calotas de desgaste microadesivo foi realizada em um MEV da marca FEI® modelo Inspect F-50 pertencente ao SMM-EESC-USP e mostrado na Figura 11.

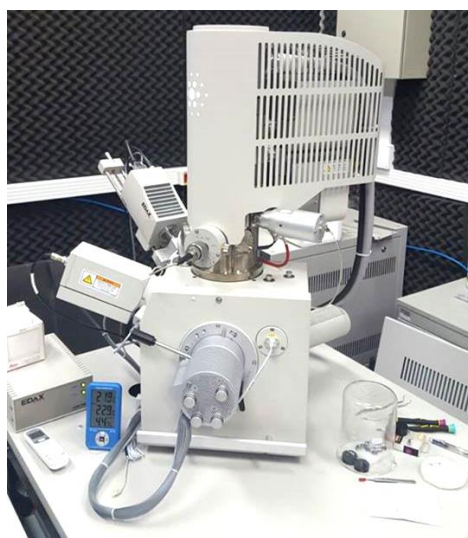


Figura 11 - MEV da marca FEI® modelo Inspect F-50 empregado em análises fratógráficas.

4.2.4 Espectroscopia por energia dispersiva de raios-X (EDX)

Microanálises químicas qualitativas por EDX foram realizadas nas amostras manufaturadas empregando-se um detector Isis System Series 300 da Link Analytical® acoplado ao MEV FEI®.

4.2.5 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

As análises por MEV em modo EBSD foram feitas em microscópio Zeiss® modelo Ultra 55 com um detector da Oxford® e pertencente ao Departamento de Materiais Híbridos do Centro Aeroespacial Alemão, Colônia-Alemanha, sendo os resultados processados via software Channel 5 da Oxford®.

O preparo das amostras seguiu rigoroso protocolo visto que elas devem estar isentas o máximo de deformação e de finas camadas superficiais de óxidos, comuns em ligas de alumínio e que dificultam a detecção das bandas de Kikuchi. As amostras foram lixadas em água corrente e sem aplicação de força até granulometria 2500, e em álcool até granulometria 4000, seguido por polimento manual durante 2 minutos empregando-se OPS, polimento automatizado com carga de 10 N por 90 minutos com pasta de diamante de 0,25 μm e, finalmente, polimento manual sem carga por 30 segundos com OPS.

4.2.6 Difração de raios-X (DRX)

As análises de DRX foram realizadas nas amostras Al-1100 ARB e CMM Al-SiC_p a fim de identificar possíveis fases resultantes do processo ARB. Para tanto, foi utilizado um equipamento do SMM-EESC-USP da marca Panalytical® modelo X Pert PRO (Fig. 12) com abertura de feixe monocromático 6 x 6 mm, com tensão de operação e de 40 kV e corrente de 40 mA. Para calibrar o equipamento foi utilizada uma fonte de cobalto.



Figura 12 - Equipamento da marca Panalytical® modelo X-Pert PRO utilizado nas análises DRX.

Os difratogramas foram analisados por intermédio do software Crystallographica Search-Match da Oxford® visando-se identificar os picos das fases presentes.

4.2.7 Microtomografia computadorizada (MTC)

As análises de MTC foram realizadas usando-se o tomógrafo de dupla fonte calculada RayScan® modelo 250E instalado na Universidade de Ciências Aplicadas Campus Wels, Áustria (FHOÖ Wels), o qual é mostrado na Figura 13. Os seguintes parâmetros operacionais foram empregados: tamanho de Voxel de 1,36 μm , energia de feixe de 60 kV, corrente de 410 μA , tempo de 1000 ms e projeção de 1800, utilizando-se janela de estanho com 1 mm de espessura.

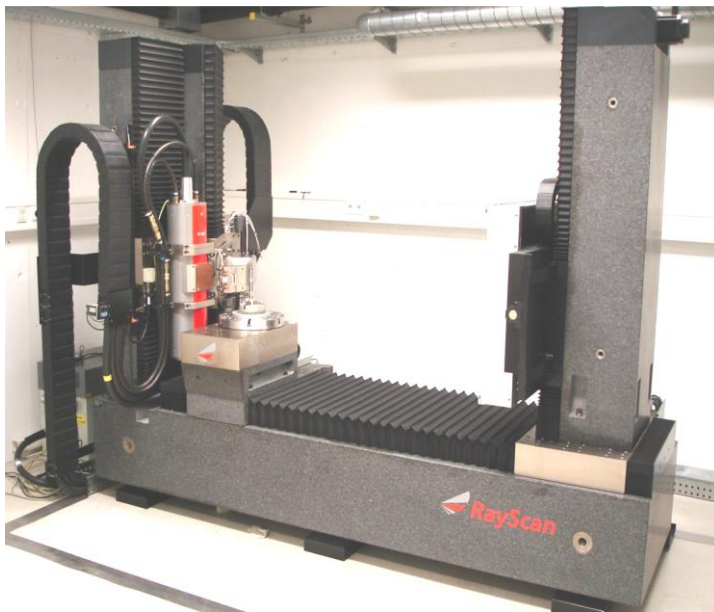


Figura 13 - Microtomógrafo de dupla fonte calculada RayScan® 250E.

4.2.7 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em temperatura ambiente, empregando-se procedimentos e corpos de prova (CDP) miniaturizados (Fig. 14a), sendo eles extraídos com seu eixo longitudinal paralelo à direção de laminação por ARB do Al-1100 e do CMM Al-SiCp. Os ensaios objetivaram analisar o efeito das partículas de SiCp no módulo de elasticidade, na resistência última e na ductilidade (alongamento) do CMM ARB tendo-se

como referências tanto o Al-1100 ARB como o Al-1100 na sua forma monolítica sem reforço. Três geometrias de seção útil dos espécimes foram empregadas, tais como ilustradas na Figuras 14b-d, de modo a verificar o efeito de concentradores de tensão.

As dimensões dos entalhes inseridos nos CDP foram: entalhes retos com 1 mm de profundidade e 0,18 mm de abertura cada, e entalhes em V também com 1 mm de profundidade, ângulo de 70° e raio de curvatura de 0,25 mm cada.

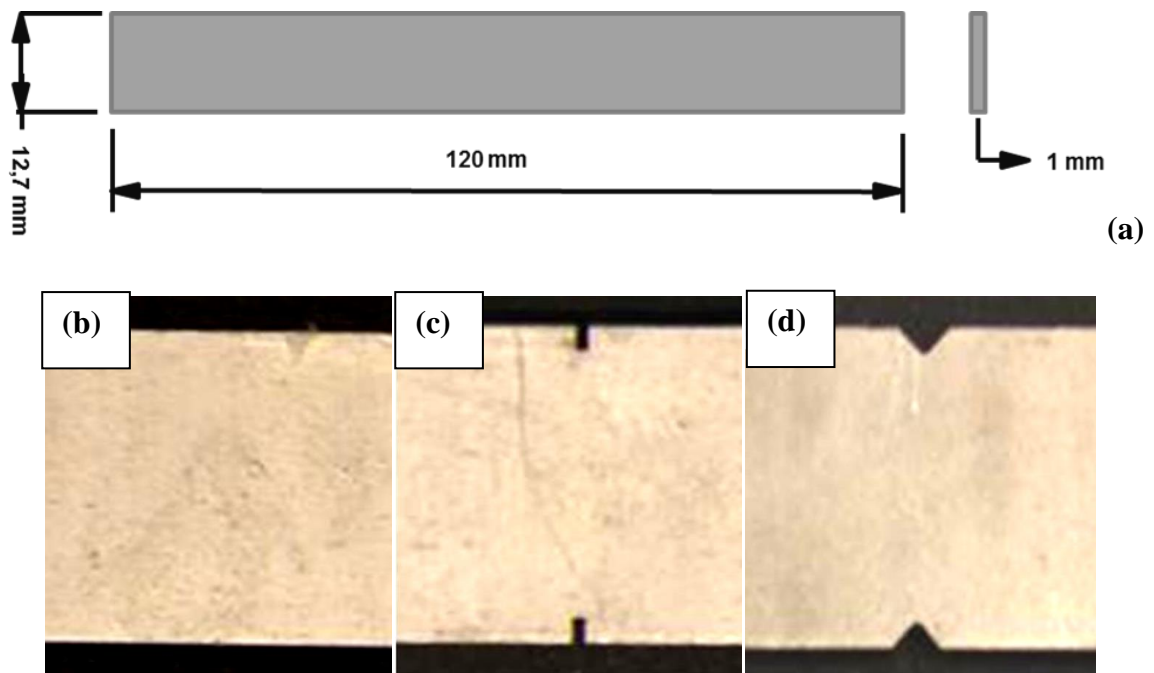


Figura 14 - CDP de tração; Detalhe da geometria superficial dos CDP submetidos ao ensaio de tração: (b) CDP sem entalhes; (c) Entalhes retos; (d) Entalhes em V.

Os ensaios foram realizados em um sistema universal EMIC® com célula de carga de 500 kg, aplicando-se uma velocidade constante de deslocamento do travessão de 2 mm/min. A deformação dos espécimes foi monitorada durante todo o transcorrer do ensaio por meio de um extensômetro com abertura inicial de 25 mm.

4.2.8 Ensaio de desgaste microadesivo

Os ensaios de desgaste microadesivo foram realizados em um equipamento do tipo esfera fixa de aço de altíssima dureza construído no Núcleo de Pesquisa em Engenharia de

Superfícies (NuPES) do SMM-EESC-USP. A Figura 15 mostra a máquina empregada neste estudo.

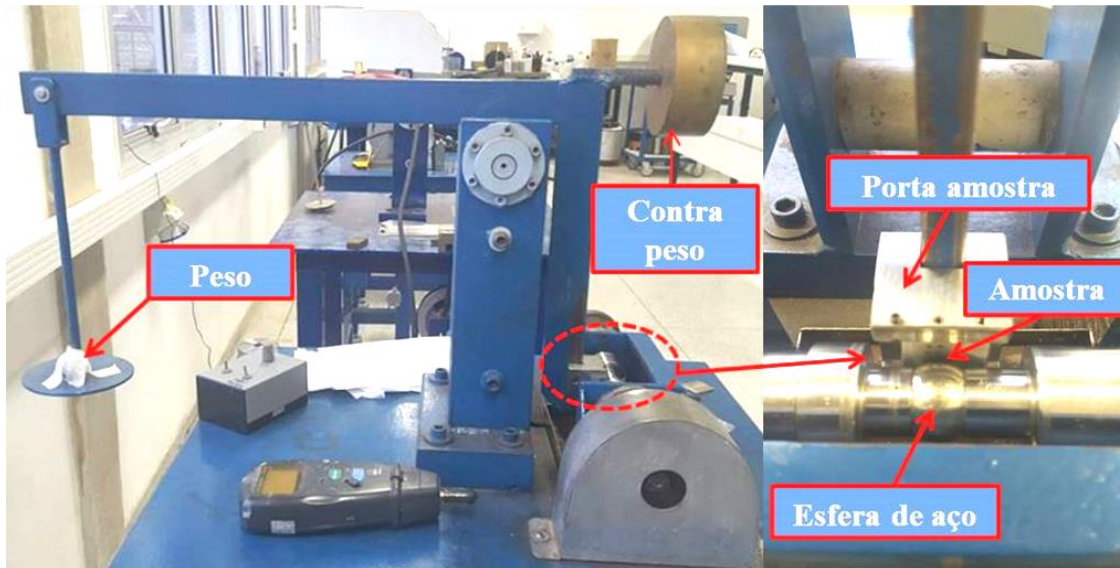


Figura 15 - Máquina de desgaste microadesivo empregado neste estudo.

Não foram utilizados abrasivos ou lubrificantes. A superfície das amostras foi preparada via lixamento em água corrente até granulometria 1500 e limpas com acetona em banho ultrassônico. A Tabela 5 apresenta os parâmetros utilizados nos ensaios.

Tabela 5- Condições empregadas nos ensaios de desgaste microadesivo.

Material da esfera	Aço SAE 52100
Diâmetro da esfera (mm)	25,4
Tempos de ensaio (min)	5
	10
	20
	40
Rotação da esfera (RPM)	300
Força Normal (N)	0,66
Número de repetições	2

Após os ensaios as amostras foram novamente limpas em um banho ultrassônico com acetona para limpeza e remoção de resíduos. As calotas foram então fotografadas para posterior medição dos seus diâmetros. A análise dos resultados foi realizada plotando-se a perda de massa (volume) em função da distância em metros percorrida durante o contato dinâmico.

Os procedimentos de caracterização do Al-1100 ARB, do CMM Al-SiCp ARB são indicados no fluxograma abaixo (Fig. 16). Algumas das operações foram aplicadas também ao material de base Al-1100 na condição de como-recebido.

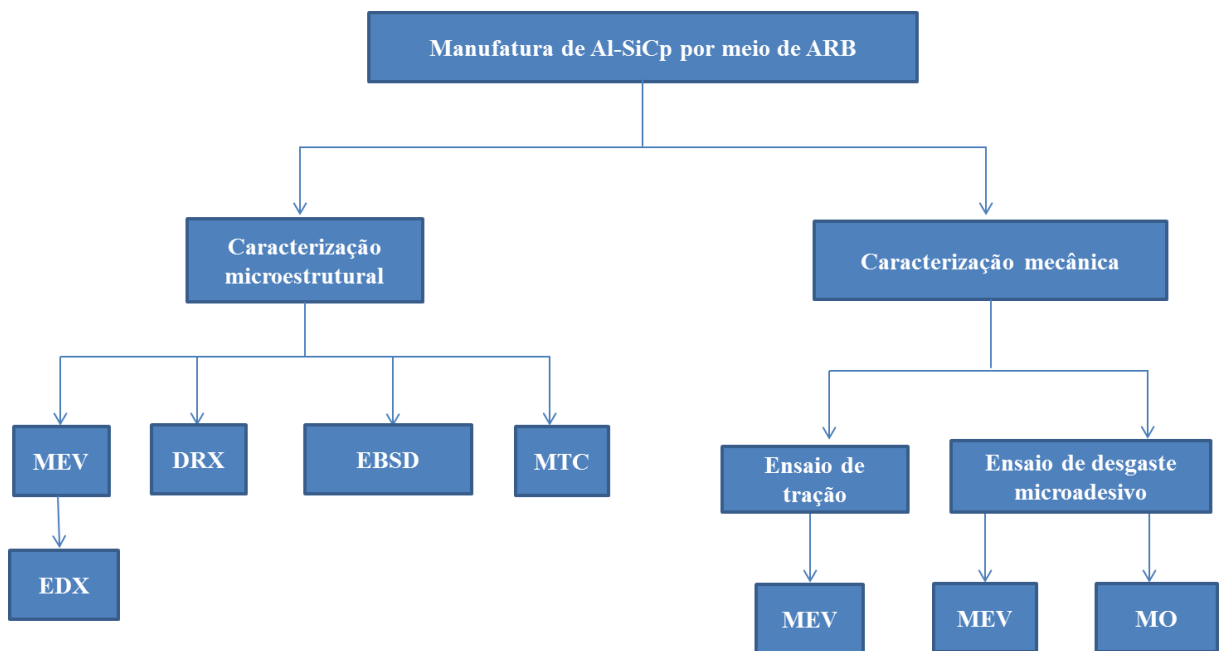


Figura 16 - Fluxograma de caracterização microestrutural e mecânica dos materiais preparados no presente estudo.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Manufatura de Al-1100 e CMM Al-SiC_p por ARB

Após várias tentativas, com as iniciais levando a retumbantes fracassos, bons resultados foram obtidos na confecção das amostras de CMM Al-SiC_p (Fig. 17). Isto foi alcançado variando-se a composição do metal base (matriz), assim como as temperaturas de tratamento as lâminas metálicas como-recebidas e de laminação acumulativa, além da estratégia de preparação da superfície das mesmas.

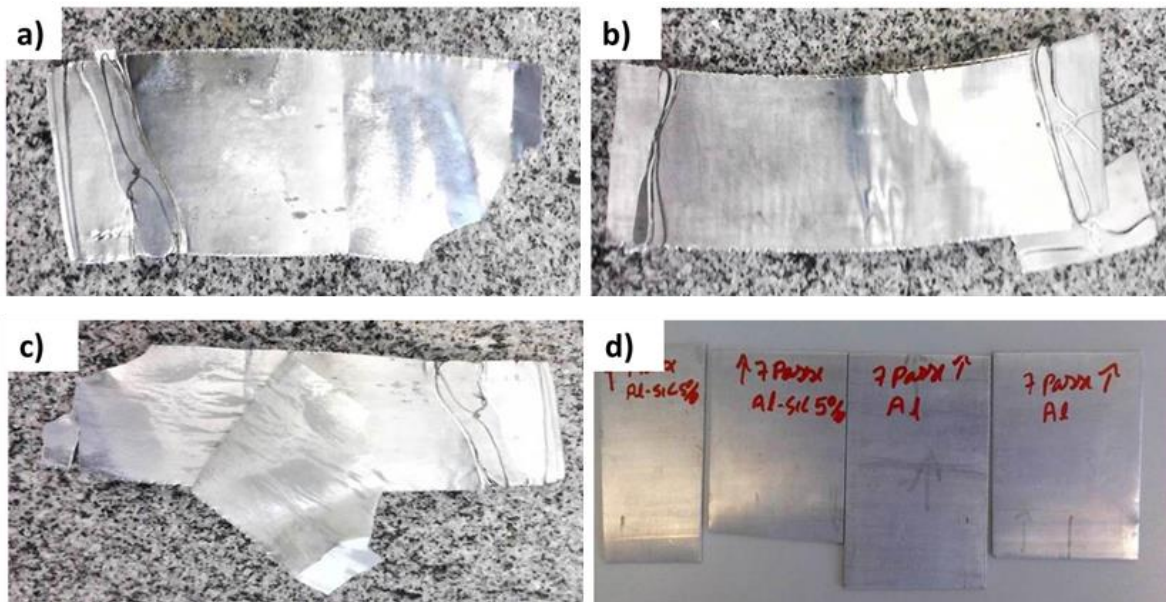


Figura 17 - Evolução bem sucedida quanto a confecção das amostras de CMM SiC_p por ARB: : a) Al-SiC_p10%p laminado a temperatura ambiente; b) Al-SiC_p10%p laminado a 345°C, (c) Al-SiC_p5%p laminado a temperatura ambiente; d) Al-SiC_p5%p laminado a 345 °C.

A Tabela 6 lista os dados relativos às variáveis de processamento para manufatura termomecânica por ARB do MMC Al-SiC_p, apenas lembrando que, à exceção da coluna de Nº de camadas (SiC), todos os outros valores se aplicam ao processo simultâneo de obtenção do produto Al-1100 executado também via ARB. Detalhe relevante é que durante a laminação ARB a porcentagem de redução é aproximadamente equivalente àquela de alongamento na direção de laminação (L).

Tabela 6- Rota de processamento Al-SiC_p através de ARB.

Nº de ciclos	Temperatura de processo (°C)	Nº de camadas (Al)	Nº de camadas (SiC _p)	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Total de redução (%)
1	345	4	3	1,6	1	37,5
2	345	8	7	2	1	50
3	345	16	15	2	1	50
4	345	32	30	2	1	50
5	345	64	60	2	1	50
6	345	128	120	2	1	50
7	345	256	240	2	1	50

A Tabela 7 lista os valores de densidade dos materiais ensaiados.

Tabela 7- Valores de densidade obtidos pelo método de Arquimedes.

Amostras	Densidade (g/cm ³)	Desvio padrão
Al-1100	2,36	0,03
Al-1100 ARB	2,68	0,01
Al-SiC _p ARB	2,72	0,04

5.2 Microanálise química por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDX)

A Figura 18 e a Tabela 8 mostram os resultados obtidos na análise EDX para o Al-1100 ARB, ou seja, produto de processamento termomecânico acumulativo não contendo SiC_p. Nota-se a presença de pequenas quantidades de ferro e oxigênio, provavelmente oriundos de contaminação pelos rolos de laminação e por ação atmosférica, respectivamente, durante o processo de manufatura.

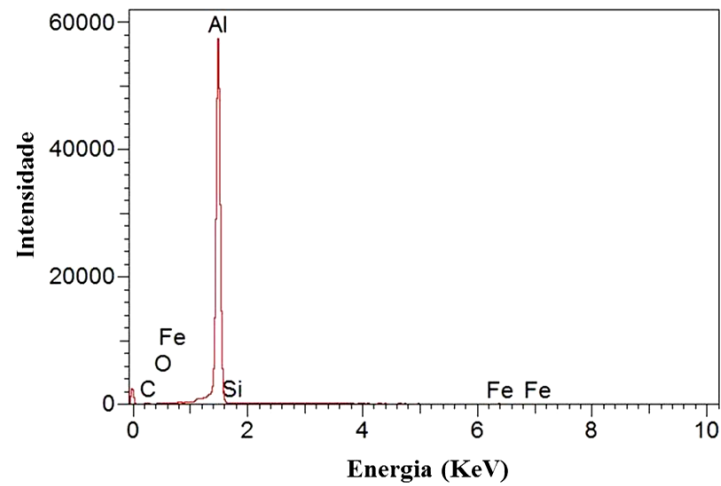


Figura 18- Espectro de energia dispersiva do Al-1100 ARB.

Tabela 8- Composição química do Al-11000 ARB com base no espectro da Figura 18.

Al	Si	Fe	O
Bal.	0,77	0,41	1,33

A Figura 19 e a Tabela 9 mostram o espectro de energia obtido na análise EDX e a composição química global para o compósito Al-SiCp.

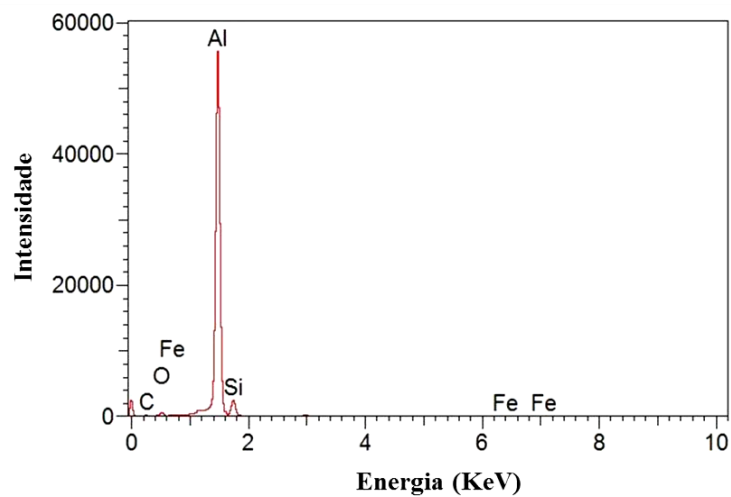


Figura 19 - Espectro de energia dispersiva do CMM Al-SiCp.

Tabela 9 - Composição química global do CMM Al-SiCp com base no espectro da Figura 19.

Al	Si	C	Fe	O
Bal.	8,33	-	0,36	5,58

Nota-se um acréscimo substancial na quantidade de oxigênio detectado quando comparada àquela verificada no Al-1100 ARB, o que pode, em certa extensão ser proveniente do tratamento térmico realizado previamente nas partículas de SiC com a finalidade de formar uma camada superficial de SiO₂. Entretanto, outros fenômenos podem estar ocorrendo que levem a este incremento no teor observado de oxigênio no CMM. O acréscimo na quantidade de Si decorrente da adição de partículas de SiCp é absolutamente notável. Já o carbono presente no CMM como decorrência do particulado cerâmico não pode ser corretamente analisado por meio de EDX devido a efeitos do detector em filtrar boa parte os sinais de raios-X recebidos a partir de elementos ditos leves (baixa massa atômica).

A presença de ferro foi novamente confirmada e provavelmente decorra da liberação de material a partir dos rolos de laminação que contaminam o material processado.

5.3 DRX

A Figura 20 mostra difratogramas obtidos a partir das amostras de Al-1100 ARB e Al-SiCp ARB.

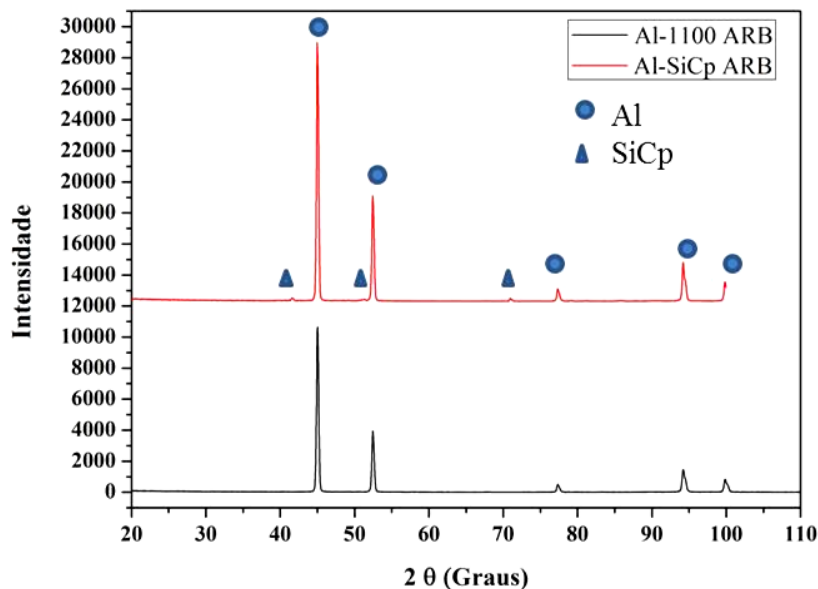


Figura 20 - Difratogramas de raios-X obtidos a partir de amostras de Al-1100 ARB e Al-SiCp ARB.

No caso do Al-1100 ARB o difratograma mostra apenas os picos pertencentes ao Al, enquanto que para o CMM Al-SiCp ARB picos identificados como pertencentes ao Al e SiC

foram revelados. Portanto, não foi observada a formação de qualquer fase durante a manufatura dos materiais por ARB que pudesse afetar diretamente as propriedades dos produtos finais (NASERI *et al.*, 2015).

5.4 Análise microestrutural por MEV no modo de elétrons retroespalhados

A Figura 21 mostra micrografias obtida por MEV no modo de elétrons retroespalhados a partir de um plano de corte longitudinal LS (ou T) em peças de Al-1100 após 7 passes de laminação ARB (produto finalizado).

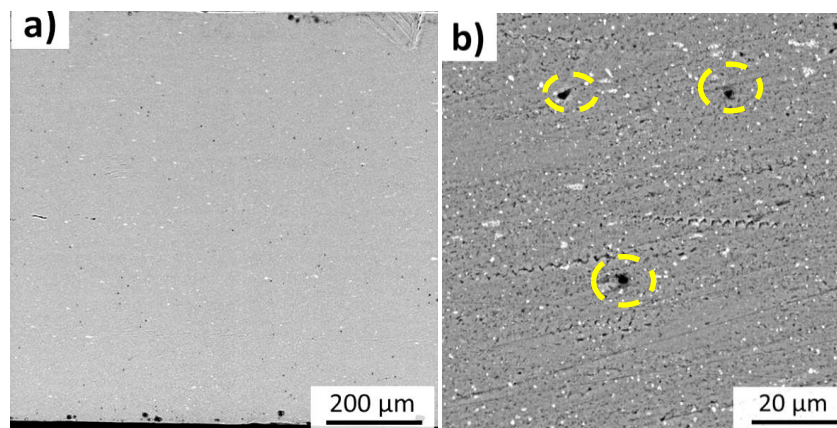


Figura 21 - Imagens de MEV em modo de elétrons retroespalhados do Al-1100 após sete passes de laminação ARB: (a) Visão geral do plano LS; b) Visão ampliada. Direção L paralela à largura da página, e direção da espessura da chapa (S) paralela à altura da página.

É possível confirmar um material quase isento de defeitos (vide elipses tracejadas amarelas) denotando assim a ótima trabalhabilidade da matriz isolada do CMM, com a clara texturização da microestrutura ARB e excelente consolidação alcançada entre as lâminas individuais.

A Figura 22 mostra micrografias obtida por MEV no modo de elétrons retroespalhados do plano de observação LS de amostra do compósito Al-SiCp após quatro passes de laminação ARB (produto intermediário).

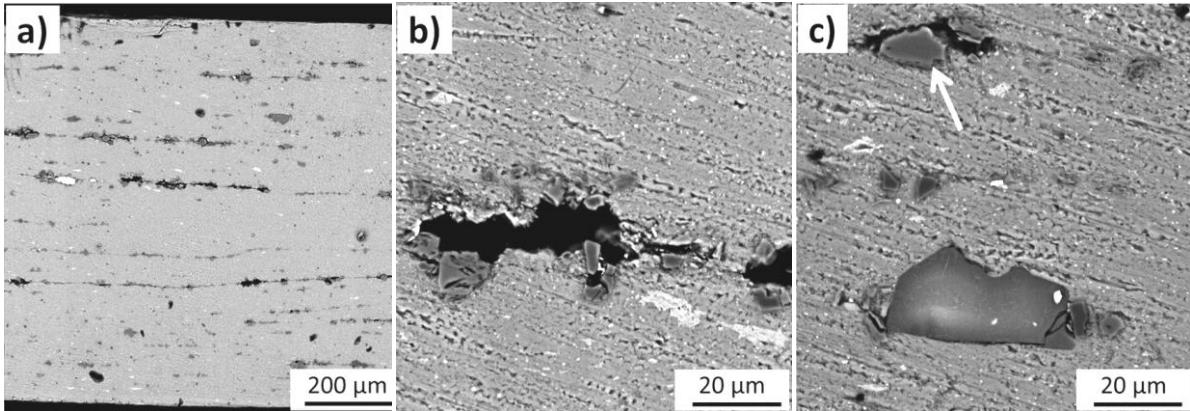


Figura 22 - Imagens de MEV em modo de elétrons retroespalhados do CMM após 4 passes de laminação: (a) Visão geral do plano LS; (b) Defeito na forma de ausência de material; (c) Partículas de SiC exibindo ótima integração na matriz de Al-1100. Direção L paralela à largura da página, e direção da espessura da chapa (S) paralela à altura da página.

Observa-se uma distribuição relativamente homogênea das partículas de SiC, porém, também nota-se um grande número de regiões onde houve acúmulo do particulado. A tendência de aglomeração de micropartículas em função de sua elevada área específica é fenômeno amplamente reconhecido, e tanto maior é a tendência quanto menor a partícula. Desta forma, o controle do teor do percentual de partículas adicionadas ao CMM, do número de passes executados, da trabalhabilidade da matriz metálica e das tensões de cisalhamento impostas na forma de taxas de redução da seção em cada passe aplicado é vital para o sucesso do processo ARB aplicado a CMM. Na Figura 22b identifica-se, em uma região de acúmulo de partículas de SiC, a falta de material (vazio) provavelmente gerado por quebra e/ou arrancamento de SiCp durante a preparação metalográfica da amostra.

A Figura 23 mostra micrografias obtidas por MEV no modo de elétrons retroespalhados do plano de observação LS de amostra do compósito Al-SiCp após sete passes de laminação ARB (produto finalizado).

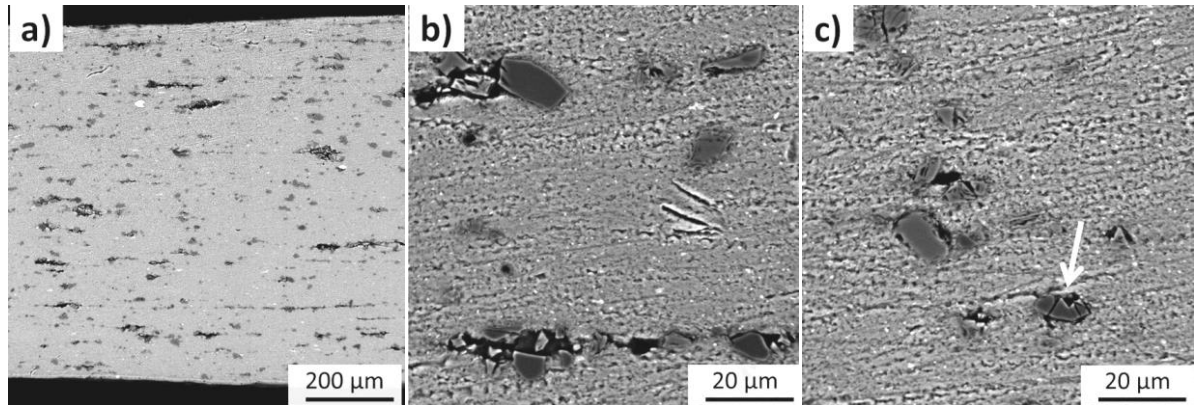


Figura 23- Imagens de MEV em modo de elétrons retroespalhados do CMM após 7 passes de laminação: (a) Visão geral do plano LS; (b) Poros fechados; (c) Partículas de SiC exibindo boa integração na matriz de Al-1100. Direção L paralela à largura da página, e direção da espessura da chapa (S) paralela à altura da página.

É visível a boa consolidação entre as lâminas individuais metálicas originalmente intercaladas com camadas de partículas SiC, denotando ótima consolidação do produto final. Além disso, verifica-se uma distribuição de partículas (causada pela efetiva quebra mecânica dos aglomerados alinhados na direção de laminação) mais homogênea que a apresentada na Figura 22, a qual se refere ao 4º passe de ARB.

Os defeitos presentes também são menos críticos que os anteriormente observados, sendo que, com o incremento do número de passes de laminação, há uma clara tendência aos fechamentos de defeitos tipo-vazios causados pela quebra e/ou movimentação das partículas, além de obviamente proporcionar maior refino da microestrutura metálica. De fato, como bem atentado por ALIZADEH et al. (2010), o aumento do número de ciclos de laminação tende a separar as partículas de SiC umas das outras, de modo a que a porosidade na matriz e/ou na interface matriz/partícula tende a diminuir.

Partículas quebradas pelo intensivo e extensivo esforço mecânico aplicado tendem, entretanto, a serem mais frequentes nas etapas finais do processamento do CMM (vide partícula indicada por seta na Fig. 23c), visto que a matriz está substancialmente mais encruada que nos passos iniciais de laminação e seu fluxo plástico tende a se esgotar.

5.5 EBSD

Para um melhor esclarecimento sobre a eficácia do processo termomecânico ARB, no que diz respeito ao mecanismo de ganho de propriedades mecânicas do produto final, análises avançadas de MEV em modo EBSD foram realizadas.

A Figura 24 apresenta o mapa de figura de polos inversa no plano de observação LS do Al-1100 ARB, onde foi indexada somente a fase Al com intuito de observar a ocorrência dos fenômenos de recristalização e/ou encruamento.

Observam-se grãos bastante deformados e alongados no sentido da laminação, com alguns subgrãos formados no interior dos grãos alongados; não são observados sinais de recristalização. As regiões de imperfeições do material, que incluem delaminações, são apresentadas em cor preta no mapa (i.e., sem indexação).

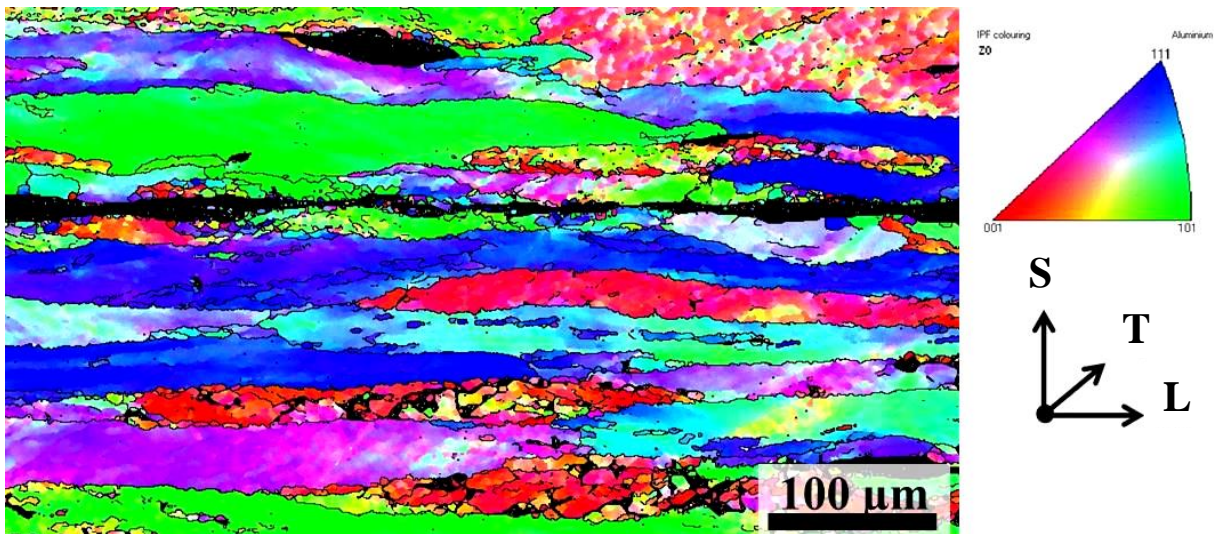


Figura 24 - Mapa de figura de polos inversa para o Al-1100 ARB.

A Figura 25 apresenta o mapa de figura de polos inversa no plano de observação LS do Al-SiCp, onde novamente foi indexada somente a fase Al com intuito de observar a ocorrência de recristalização e/ou encruamento e comparar aos efeitos verificados para o Al-1100 ARB. As regiões de delaminação, destacamento de partículas ou de presença das mesmas exibe coloração preta (i.e., sem indexação).

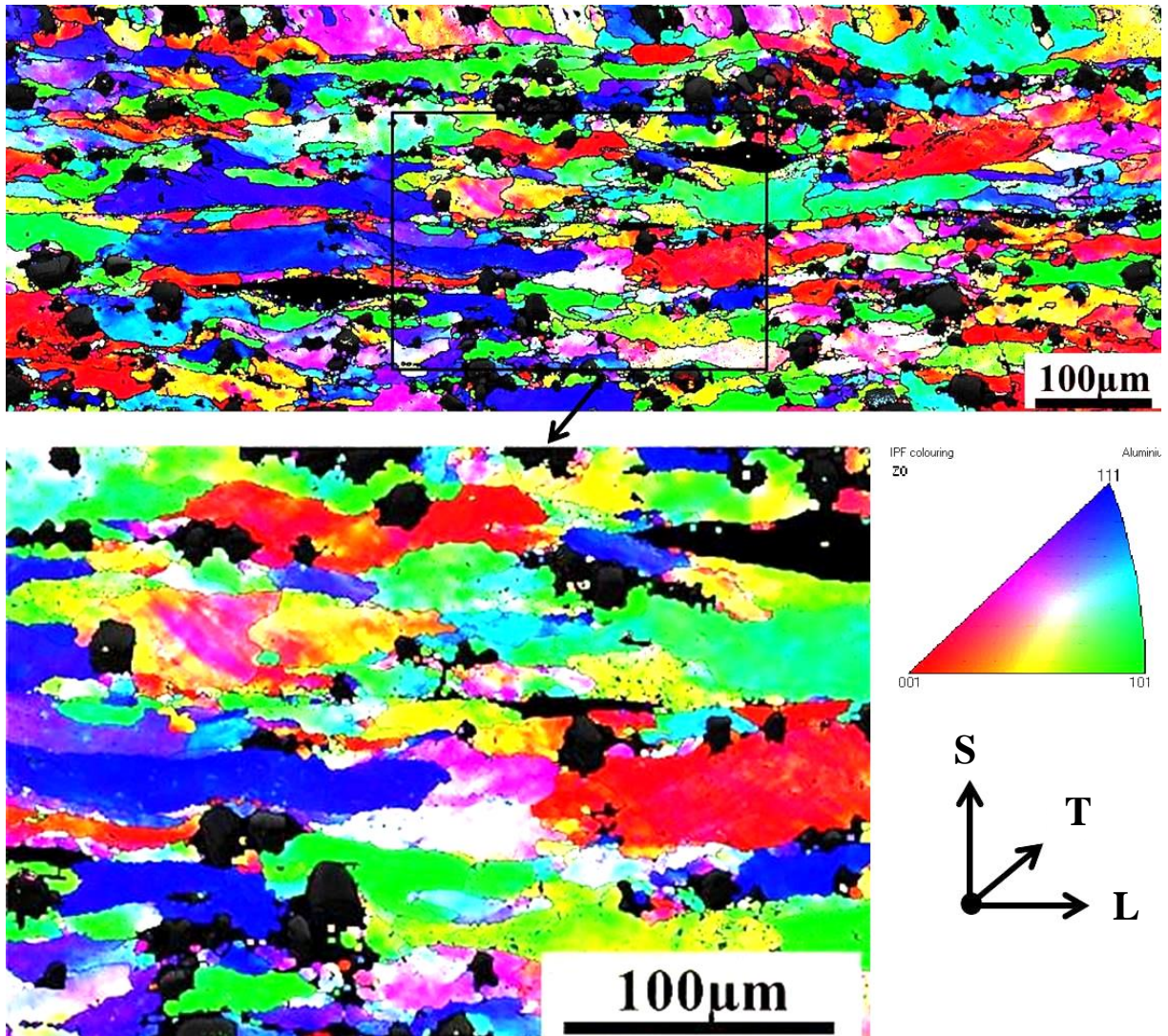


Figura 25 - Mapa de figura de polos inversa para o CMM Al-SiCp.

Observa-se uma microestrutura parcialmente deformada, diferentemente daquela observada no Al-1100 ARB. AMIRKHANLOU et al. (2016) relatam que quando o CMM é exposto a uma deformação plástica severa, tensão altamente localizada se desenvolve nas vizinhanças das partículas não deformáveis, as quais formam barreiras que inibem o alongamento do grão metálico, modificando sua morfologia e induzindo a formação de novos sub grãos pela introdução de uma elevada densidade de discordâncias. Este fenômeno foi denominado “nucleação estimulada por partícula”; no entanto, esse mecanismo de recristalização não foi observado de forma clara nesse estudo, provavelmente por causa da falta de material nas regiões de contorno das partículas SiC, tal como observado na Figura 25. Entretanto, esta chamada “falta de material” também pode ser um artefato decorrente da preparação da amostra, quando, devido à extremamente alta dureza as partículas SiC, estas

ficam num plano metalográfico superior ao da matriz de Al, gerando sombra em seus contornos, resultando na não indexação dessas regiões.

A Figura 26 apresenta o mapa de recristalização da matriz de Al obtido por meio de DER no CMM Al-SiCp ARB.

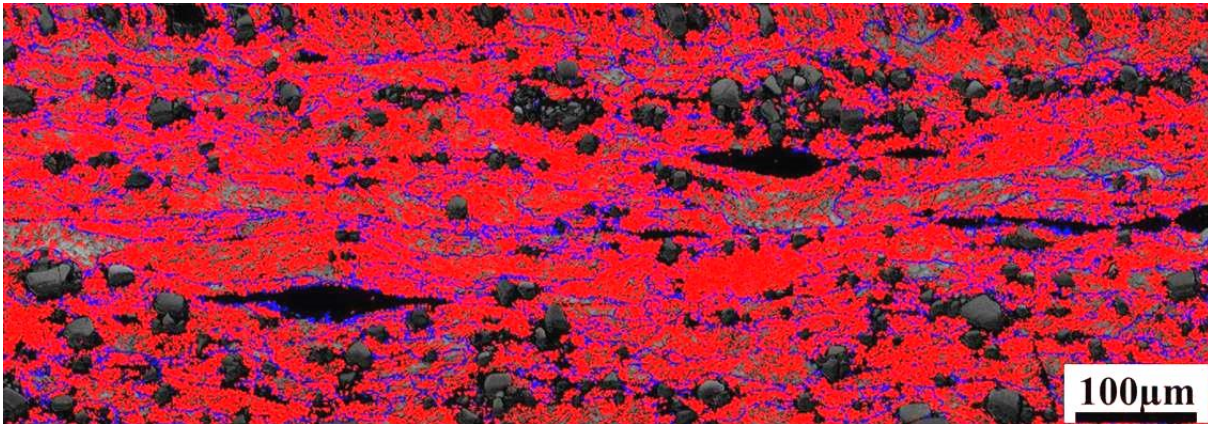


Figura 26 - Mapa de recristalização da matriz de Al no CMM, tal como revelado por EBSD.

Em cor vermelha estão os contornos de baixo ângulo entre 2-15°, pois que os contornos com ângulos abaixo de 2° foram considerados como ruídos e eliminados. Esses contornos representam os grãos encruados e subgrãos os quais não foram recristalizados. Em cor azul estão os contornos de alto ângulo, acima de 15°, os quais foram recristalizados ou recuperados.

Por meio de análise EBSD foi possível constatar que a adição de SiCp deu origem a dois principais mecanismos de fortalecimento, respectivamente encruamento e refino de grão, com a quase inexistência de recristalização.

A Figura 27 apresenta o gráfico obtido por análise de DER com os percentuais de recristalização, de formação de subgrãos e de deformação da matriz do CMM submetido a ARB.

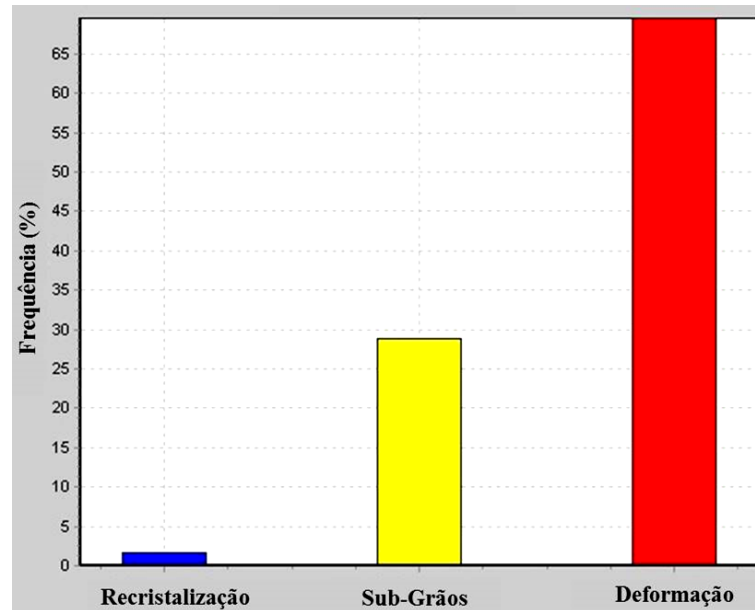


Figura 27 – Percentuais de recristalização, formação de subgrãos e deformação da matriz do Al-SiCp.

É possível, portanto, constatar que a temperatura de 345°C utilizada na manufatura do CMM pouco influenciou na indução de recristalização.

A Figura 28 apresenta o mapa de distribuição de fases e defeitos obtido também por EBSD. Em azul estão as partículas de SiC, e em vermelho a matriz Al-1100. As regiões de delaminação são claramente visíveis na cor preta.

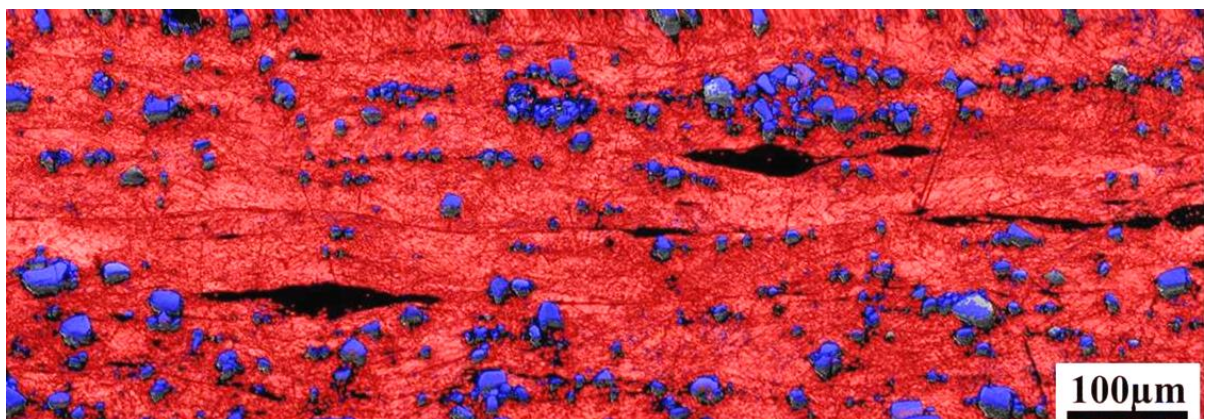


Figura 28- Mapa com análise de fases e defeitos obtido por meio de MEV no modo EBSD.

É substancial a efetividade do processo ARB no que concerne a boa distribuição do reforço cerâmico na matriz metálica, tal como essencial para a melhoria das propriedades mecânicas (em especial rigidez e resistência à tração) por intermédio de sustentação da carga

aplicada pelas partículas de reforço e pelo seu papel importante na restrição da movimentação de discordâncias na matriz de Al-1100.

A Figura 29 apresenta as figuras de polo (projeções estereográficas) para as diferentes orientações cristalográficas do compósito Al-SiCp, obtido por meio de EBSD. As figuras de polo estão orientadas com o centro representando a superfície da chapa no sentido da laminação (DL), a normal da chapa (DN) e a direção transversal à laminação (DT).

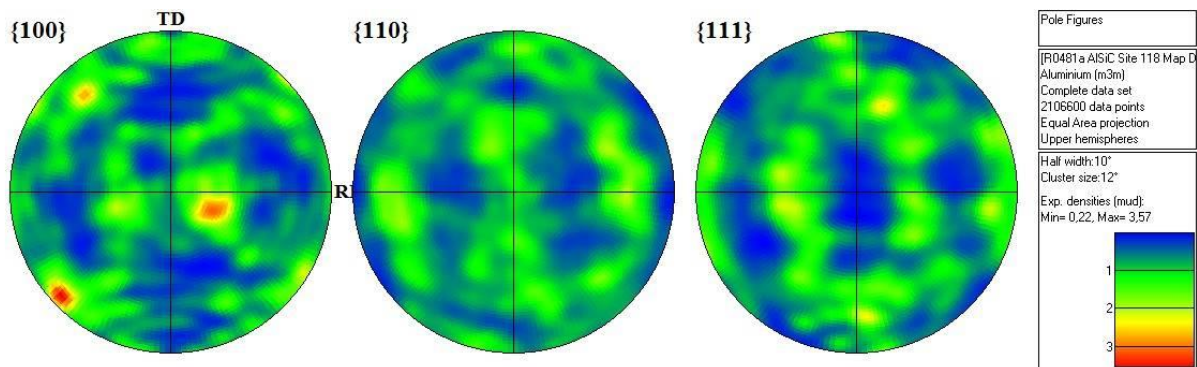


Figura 29 - Figura de polo (projeções estereográficas) para as diferentes orientações cristalográficas do compósito Al-SiCp, obtido por meio de EBSD.

É possível notar a presença de textura (orientações cristalográficas preferenciais com intensidade máxima de 3,57x) nas quais os grãos assumem preferencialmente determinadas orientações, essa textura é provida do processo de fabricação, alinhamento e deformação total (encruamento) nos grãos (Figura 25) na direção da laminação, a estrutura encruada é caracterizada pela deformação plástica onde acontece o deslizamento de planos cristalográficos preferenciais, como já era de se esperar, a maior intensidade (3,57x) é observada para a família de planos {100} (textura tipo cubo), mais denso da célula CFC.

Observa-se que ocorre uma tendência de texturização com a superfície do cubo quase que paralela à superfície da chapa. Textura característica de Laminação a frio.

5.5 MTC

Análises MTC foram realizadas apenas no CMM, e através dela foi possível visualizar de modo global a distribuição das partículas SiC por todo CMM. Na Figura 30 são fornecidas duas vistas principais (respectivamente planos L e T rebatidos) destacando-se em verde

apenas as partículas de SiC (excluindo-se, portanto, a matriz Al-1100 e os vazios oriundos do processo de fabricação).

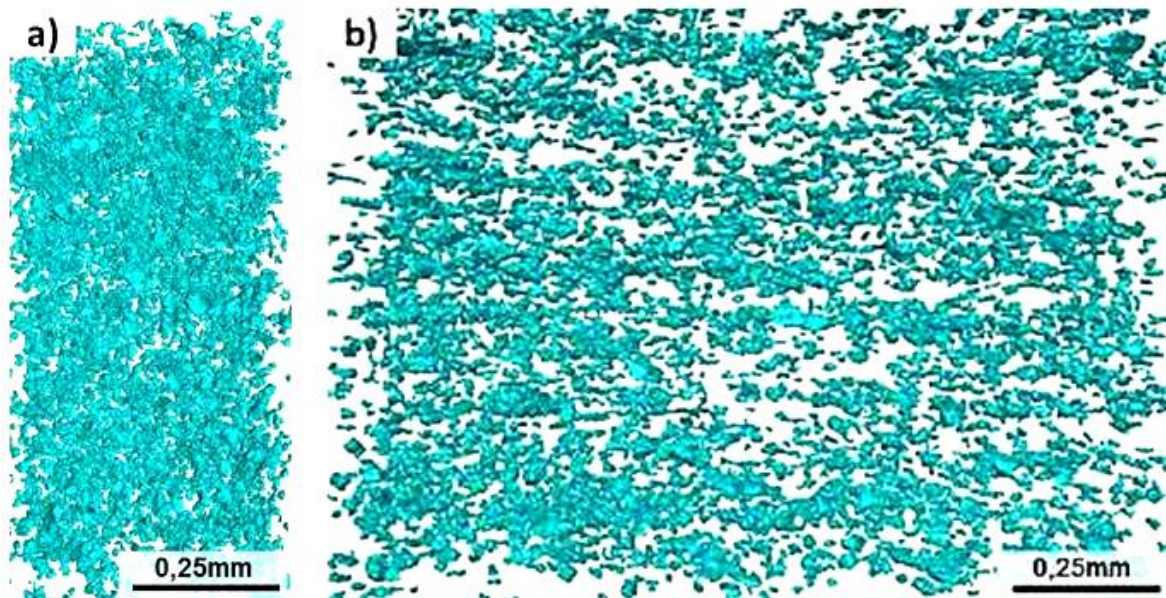


Figura 30- Análise MTC do MMC Al-SiCp: (a) Vista frontal acumulada num comprimento de 3 mm; (b) Vista lateral acumulada num comprimento de 0,45 mm. A espessura (1 mm) do laminado CMM corresponde à direção paralela à altura da página.

5.6 Ensaio de tração

CDP na forma de lâmina com 0,4 mm de espessura de Al-1100 na condição de como-recebido, e CDP com 1 mm de espessura dos laminados ARB de ambos Al-1100 e CMM Al-SiCp foram ensaiados em tração unidirecional monotônica quase-estática até a ruptura.

A Tabela 10 apresenta os valores de resistência máxima, de deformação máxima na ruptura e de módulo de elasticidade em tração para os CDP Al-1100 como recebido, seguida da Figura 31 que exibe as respectivas curvas de tensão versus deformação (convencional, nominal ou de engenharia) para CDP sem entalhes e com entalhes reto e em V, respectivamente.

Em todos os casos a seção transversal utilizada para o cálculo de tensões foi a máxima existente no CDP (ou seja, no caso da presença de entalhes empregou-se a seção transversal bruta).

Tabela 10- Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para os CDP Al-1100.

CDP	Limite de resistência à tração (MPa)		Deformação na ruptura (%)		Módulo de Elasticidade (GPa)	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão	Média	Desvio Padrão
Al-1100 como-recebido, sem entalhes	120,8	2,7	2,7	0,3	53,4	1,7
Al-1100 como-recebido, entalhes retos	66,5	1,6	6,4	0,6	28,5	1,1
Al-1100 como-recebido, entalhes em V	65,5	1,4	6,5	0,9	20,8	1,0

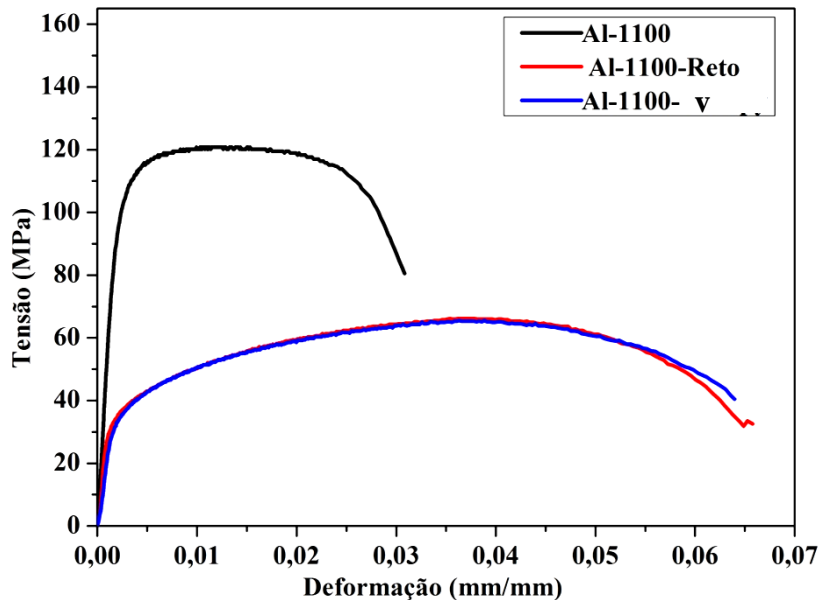


Figura 31 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidas para o Al-1100 como-recebido a partir de CDP sem entalhes, com entalhes reto e em V.

Nota-se que presença dos diferentes tipos de entalhe influenciou extraordinariamente o comportamento do Al-1100 como-recebido. Essencialmente, os efeitos relacionados à introdução dos entalhes são: (i) redução abrupta do módulo de elasticidade (módulo estrutural, de fato, já que computa mudanças de momento de inércia do CDP: o termo “rigidez do CDP” passara a ser empregado de ora em diante de modo a evitarem-se confusões neste sentido, embora nas tabelas o termo módulo de elasticidade será mantido por motivos de padronização das mesmas); (ii) perda significativa da resistência mecânica; e (iii) aumento substancial do alongamento (deformação na fratura).

A Tabela 11 apresenta os valores de resistência máxima, de deformação máxima na ruptura e de módulo de elasticidade em tração para os CDP Al-1100 ARB, seguida da Figura 32 que exhibe as respectivas curvas de tensão versus deformação (convencional, nominal ou de engenharia) para CDP sem entalhes e com entalhes reto e em V, respectivamente.

Tabela 11- Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para os CDP Al-1100 ARB.

CDP	Limite de resistência à tração (MPa)		Deformação na ruptura (%)		Módulo de Elasticidade (GPa)	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
Al-1100 ARB, sem entalhes	122,6	2,6	6,4^(*)	0,4	70,2	1,7
Al-1100 ARB, entalhes retos	107,0	1,9	2,1	0,2	86,9	1,9
Al-1100 ARB, entalhes em V	119,9	1,8	2,8	0,2	63,8	1,3

^(*) Valor subestimado por eventual ocorrência de escorregamento do extensômetro conforme mostra a Figura 32.

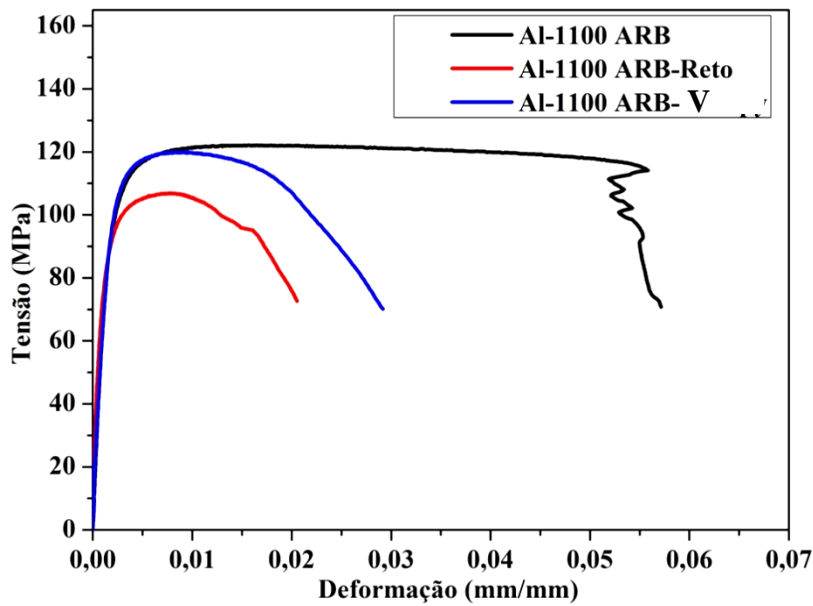


Figura 32- Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para o Al-1100 ARB a partir de CDP sem entalhes, com entalhes reto e em V.

Observa-se que a existência dos diferentes tipos de entalhe influenciou significativamente o comportamento do Al-1100 ARB. Essencialmente, os efeitos relacionados à introdução dos entalhes são: (i) incremento da rigidez do CDP pela inserção dos entalhes retos e a redução da mesma quando a geometria de entalhe introduzido foi em V; (ii) redução da tensão máxima suportada pelos CDP entalhados frente ao não entalhado (neste caso, a redução foi mínima no caso dos entalhes em V, e substancial no caso dos entalhes retos); e (iii) perda significativa da capacidade de deformação plástica (dada pelo alongamento ou deformação na fratura), a qual foi bem mais sensível no caso dos entalhes retos que no caso dos em V, assim como observado no caso da máxima resistência suportada pelos CDP. Interessante observar que neste quesito (alongamento) o comportamento observado foi oposto àquele obtido para o Al-1100 monolítico como recebido, indicando, portanto, o efeito da estrutura final (laminar ou lamelar) produzida por ARB.

A Tabela 12 apresenta os valores de resistência máxima, de deformação máxima na ruptura e de módulo de elasticidade em tração para os CDP CMM Al-SiCp ARB, seguida da Figura 33 que exhibe as respectivas curvas de tensão versus deformação (convencional, nominal ou de engenharia) para CDP sem entalhes e com entalhes reto e em V, respectivamente.

Tabela 12 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para os CDP CMM Al-SiCp.

CDP	Limite de resistência à tração (MPa)		Deformação na ruptura (%)		Módulo de Elasticidade (GPa)	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
CMM Al-SiCp ARB, sem entalhes	131,5	3,1	5,9	0,3	148,3	2,6
CMM Al-SiCp ARB, entalhes retos	127,0	1,9	1,5	0,2	113,8	2,2
CMM Al-SiCp ARB, entalhes em V	125,7	1,7	1,3	0,1	127,0	2,3

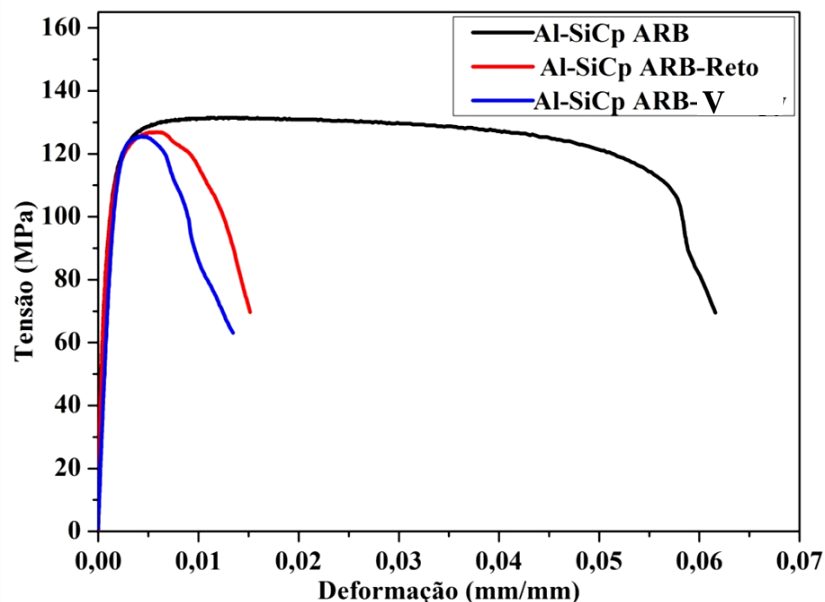


Figura 33 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para o CMM Al-SiCp ARB a partir de CDP sem entalhes, com entalhes reto e em V.

Verifica-se que a inserção dos diferentes tipos de entalhe influenciou sobremaneira o comportamento do CMM ARB, e de modo semelhante (qualitativamente falando) ao obtido

no caso do Al-1100 também processado por ARB, corroborando assim o potencial efeito mecânico já aludida da existência de uma estrutura lamelar se comparada a uma estrutura monolítica tal como presente no Al-1100 como recebido. Essencialmente, os efeitos relacionados à introdução dos entalhes no CMM ARB são: (i) redução da rigidez do CDP pela inserção dos entalhes, o que fica nítido para os entalhe retos, e muito menos pronunciado para os em V (entretanto com valores de rigidezes da ordem do dobro daqueles observados para o Al-1100 ARB, evidenciando a importância da presença do SiCp no CMM); (ii) muito pouca redução da resistência máxima dos CDP entalhados (porém em níveis de tensão muito superiores aos observados no Al-1100 ARB, corroborando desta forma a relevância da presença do SiCp no CMM) frente ao não entalhado, o que já demonstra uma vantagem significativa do CMM ARB frente ao Al-1100 ARB, posto que neste último a redução desta propriedade foi abrupta no caso dos entalhes retos, e uma redução mínima, se existente, para os entalhes em V); e (iii) perda significativa da capacidade de deformação plástica (dada pelo alongamento ou deformação na fratura), a qual foi bem mais homogênea para as duas diferentes geometrias de entalhe empregados (o que não deixa de ser algo vantajoso, diga-se a maior compatibilidade de comportamento verificada neste sentido para os dois tipos de entalhe, visto que, em condições de operação em serviço, não se escolhe o tipo de dano/defeito tipo-entalhe que se desenvolve no componente ou estrutura) se comparado ao caso do Al-1100 ARB. Outra observação digna de nota está no efeito claramente mais danoso do entalhe reto no desempenho do Al-1100 ARB (prejudicando ambas a máxima resistência mecânica e ductilidade (porem incrementando a rigidez do CDP), enquanto que no caso do CMM Al-SiCp é o entalhe em V o mais pernicioso para as propriedades de ductilidade e resistência máxima a tração, não obstante, assim como no caso do Al-1100 ARB a rigidez é, inversamente, favorecida. Isto indica um forte efeito da natureza do material quanto à resposta do mesmo à geometria de entalhe, ou seja, sinalizando não existir uma regra geral neste sentido, confrontando assim as chamadas “regras de ouro” preconizada pela mecânica dos sólidos.

A Tabela 13 lista os valores de resistência máxima, deformação máxima na ruptura e módulo de elasticidade para os CDP de, respectivamente, Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiCp ARB, sem a presença de entalhes, seguida pela Figura 34 que exhibe as respectivas curvas de tensão versus deformação (convencional, nominal ou de engenharia).

Tabela 13 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para todos os materiais avaliados na forma de CDP sem a presença de entalhes.

CDP	Limite de resistência à tração (MPa)		Deformação na ruptura (%)		Módulo de Elasticidade (GPa)	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
Al-1100 como-recebido	120,8	2,7	2,7	0,3	53,4	1,7
Al-1100 ARB	122,6	2,6	6,4^(*)	0,4	70,2	1,7
CMM Al-SiC _p ARB	131,5	3,1	5,9	0,3	148,3	2,6

(*) Valor subestimado por eventual ocorrência de escorregamento do extensômetro conforme mostra a Figura 34.

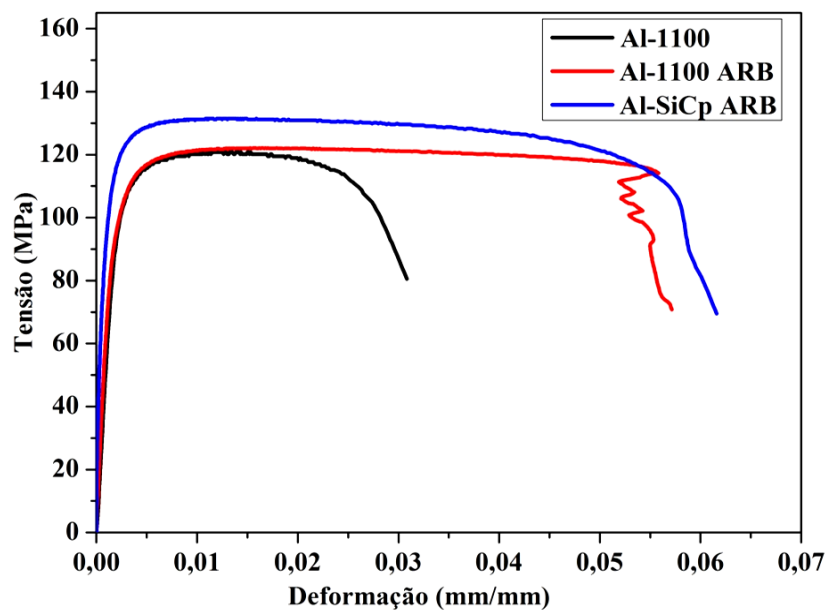


Figura 34- Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiC_p ARB a partir de CDP sem entalhes.

Os dados e as curvas acima confirmam que, na ausência de entalhes (concentradores geométricos de deformação e tensão) no CDP, a introdução de partículas de SiC ao Al-1100, associada ao processo termomecânico ARB otimizam as propriedades de rigidez, resistência mecânica e de ductilidade (e, conseqüentemente, a tenacidade dada pela área sob o diagrama

tensão x deformação até a fratura), o que é algo notável e absolutamente desejável na área de comportamento mecânico dos materiais, haja vista, por exemplo, a já consagrada (ao menos para os materiais ditos monolíticos) incompatibilidade entre os comportamentos de resistência mecânica e de tenacidade à fratura. Assim, se mostra possível não somente um acréscimo na capacidade de um componente ou estrutura suportar cargas mecânicas, mas também e tão importante quanto, exibir maior tolerância à presença dos danos criados durante este carregamento. A rigidez (módulo de elasticidade neste caso) do CMM Al-SiCp ARB é mais que o dobro do seu concorrente Al-1100 ARB, e mais que triplo do Al-1100 monolítico, reenfatizado mais uma vez os papéis determinantes da adição de SiCp ao material base e o seu simultâneo processamento por ARB, operações estas absolutamente interdependentes (one-step process) no caso ora estudado, o que obviamente confere o processo enorme atratividade em vista da sua simplicidade, economia de tempo e dos custos associados por evitar-se a necessidade de operações secundárias. Enfim, não somente a desejada interdependência acima citada se revela como um aspecto economicamente vantajoso, mas também a sinergia revelada entre estes dois fatores (formulação do CMM e processamento termomecânico) no tocante a otimização do desempenho mecânico global do produto final se evidencia, haja vista que a Tabela 13 e Figura 34 já denunciavam a enorme superioridade do CMM Al-SiCp ARB no que concerne às propriedades de resistência mecânica e de ductilidade. Enfim, o verdadeiro paraíso da Engenharia de Materiais.

A Tabela 14 lista os valores de resistência máxima, deformação máxima na ruptura e módulo de elasticidade para os CDP de, respectivamente, Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiCp ARB, na presença de entalhes retos, seguida pela Figura 35 que exhibe as respectivas curvas de tensão versus deformação (convencional, nominal ou de engenharia).

Tabela 14 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para todos os materiais avaliados na forma de CDP com entalhes retos.

CDP	Limite de resistência à tração (MPa)		Deformação na ruptura (%)		Módulo de Elasticidade (GPa)	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
Al-1100 como-recebido	66,5	1,6	6,4	0,6	28,5	1,1
Al-1100 ARB	107,0	1,9	2,1	0,2	86,9	1,9
CMM Al-SiC _p ARB	127,0	1,9	1,5	0,2	113,8	2,2

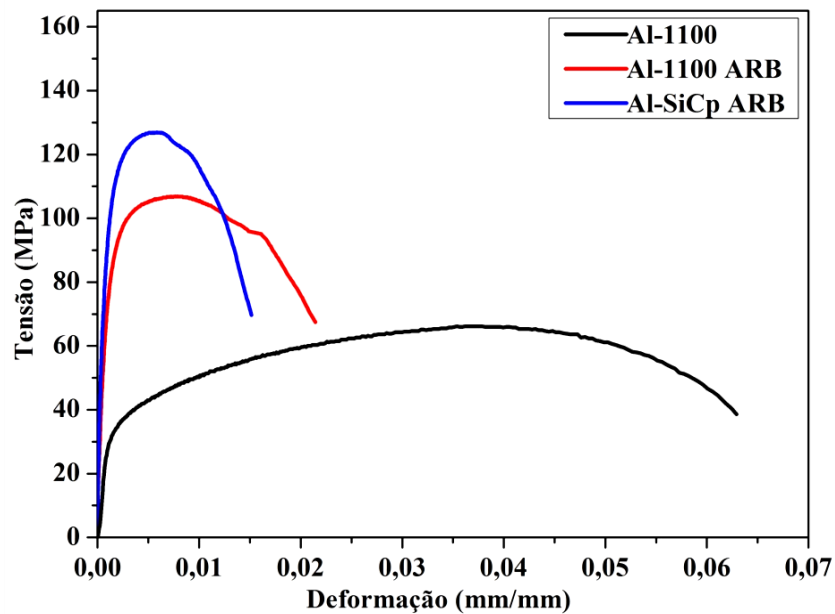


Figura 35 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiC_p ARB a partir de CDP com entalhes retos.

Os dados e as curvas acima atestam o máximo desempenho mecânico em tração alcançado pelo CMM ARB perante seus concorrentes na presença de entalhes retilíneos, às expensas de uma menor capacidade do material alongar-se até a fratura. Entretanto, nota-se que em carga máxima a deformação foi da mesma ordem que o Al-1100 ARB, indicando que a adição de SiC_p anteriormente ao ARB melhora a resistência do material sem comprometer

sua ductilidade até que o material atinja este estágio, o que é relevante para fins de projetos estruturais em que a carga máxima é o limite extremo não conservadorismo (e nunca a carga final ou de fratura).

A Tabela 15 lista os valores de limite de resistência à tração, deformação máxima na ruptura e módulo de elasticidade para os CDP de, respectivamente, Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiC_p ARB, na presença de entalhes em V, seguida pela Figura 36 que exhibe as respectivas curvas de tensão versus deformação (convencional, nominal ou de engenharia).

Tabela 15 - Valores de resistência máxima, deformação na ruptura e módulo de elasticidade em tração para todos os materiais avaliados na forma de CDP com entalhes em V.

CDP	Limite de resistência à tração (MPa)		Deformação na ruptura (%)		Módulo de Elasticidade (GPa)	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão	Média	Desvio Padrão
Al-1100 como-recebido	65,5	1,4	6,5	0,9	20,8	1,0
Al-1100 ARB	119,9	1,8	2,8	0,2	63,8	1,3
CMM Al-SiC _p ARB	125,7	1,7	1,3	0,1	127,0	2,3

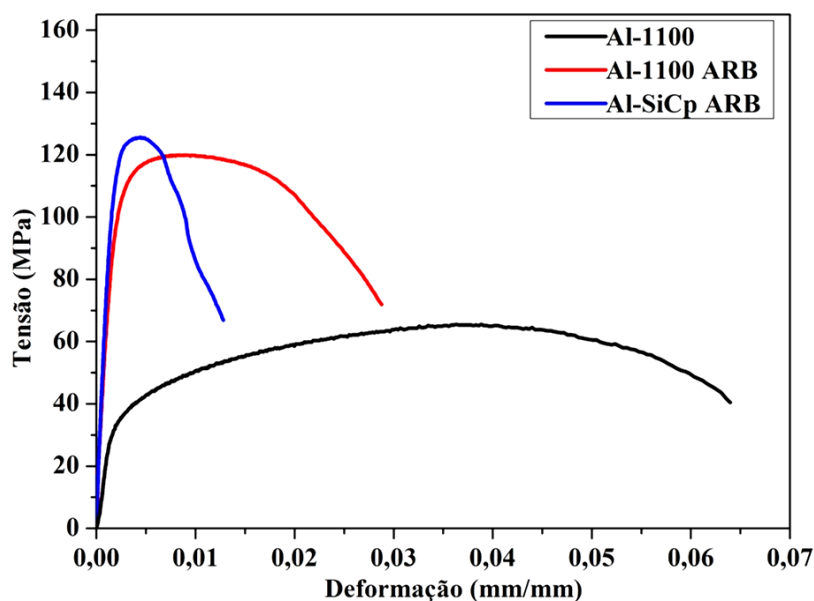


Figura 36 - Curvas representativas de tensão versus deformação obtidos para Al-1100 como-recebido, Al-1100 ARB e CMM Al-SiCp ARB a partir de CDP com entalhes em V.

Os dados e as curvas acima certificam que o CMM ARB já não é tão vantajoso na presença de entalhes em V frente ao Al-1100 ARB como o largamente é na existência de entalhes retilíneos, no que tange a ambas resistência mecânica e capacidade de deformação até a carga máxima. Entretanto, em termos de rigidez do CDP, fatores tão elevados quanto de 2 (frente ao Al-1100 ARB) e de 4 (se comparado ao Al-1100 como-recebido) são observados, demonstrando a enorme superioridade do CMM neste importante quesito estrutural.

5.6.1 Análise fractográfica

A Figura 37 apresenta as microfratografias obtidas em MEV no modo de elétrons secundários em CDP de Al-1100 como-recebido ensaiado em tração.

Assim como em todos os casos ora avaliados, a superfície de fratura inspecionada se estabeleceu de acordo com o plano LT (transversal à laminação). Em todas as figuras nota-se uma clara faixa exibindo fratura dúctil típica do alumínio e suas ligas, em que se observa a presença de pequenas microcavidades nucleadas, crescidas e coalescidas a partir de inclusões que se fraturam e/ou descolam da matriz metálica. Esta faixa central contendo as microcavidades corresponde ao meão do CDP (largura de aproximadamente apenas 50 μm), local em que se verifica originalmente o processo de fratura (condição predominante de estado plano de deformações), o qual se irradia posteriormente para as duas bordas laterais do

CDP em cisalhamento praticamente puro (predominância de estado plano de tensões), se estabelecendo em ângulo de aproximadamente 45° com o eixo trativo e exibindo morfologia bastante distinta daquela de nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios, esta última típica de regiões sob tracionamento puro. Embora todas as figuras exibam praticamente o mesmo padrão misto de fratura, nos casos em que há presença de entalhes do tipo reto ou em V (respectivamente Figs. 37b,c) as faixas centrais (que se estendem de um entalhe lateral a outro nos CDP) são levemente menos espessas indicando que o mecanismo de escoamento do metal por cisalhamento puro preponderou nestes casos relativamente a não presença de entalhes (Fig. 37a). Isto equivale a dizer que a presença de concentradores de tensão neste caso induziram deformação plástica (o que pode ser claramente confirmado pela curvas de tensão-deformação fornecidas na Figura 31).

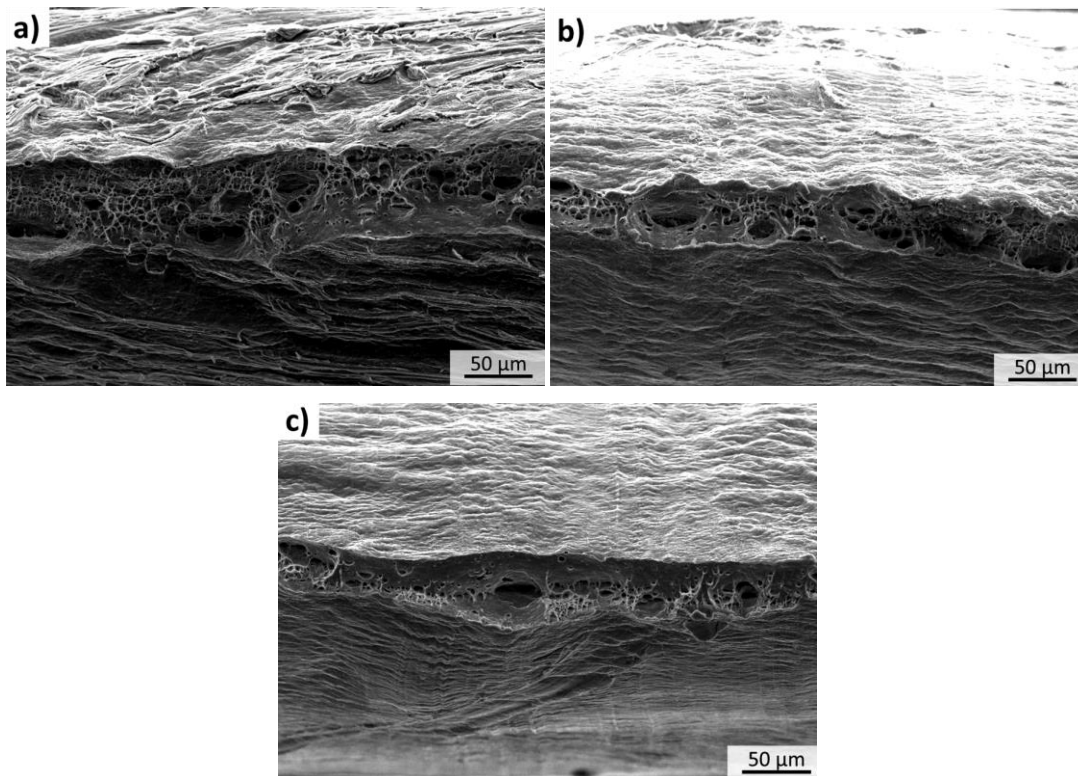


Figura 37 - Microfratografias obtidas por MEV em modo de elétrons secundários de CDP na forma de lâmina monolítica de Al-1100 no estado como recebida e espessura de 0,4 mm ensaiado em tração: (a) Sem entalhes (a); (b) Entalhes retos; (c) Entalhes em V. Direção transversal (T) de largura da chapa paralela à largura da página, e direção da espessura (S) da chapa paralela à altura da página.

A Figura 38 apresenta microfratografias obtidas em MEV no modo de elétrons secundários a partir de CDP de Al-1100 ARB ensaiado em tração sem a presença de entalhes

(Figs. 38a,b), na presença de entalhes retos (Figs. 38c,d), e na existência de entalhes em V (Figs. 38e,f).

Na Figura 38a se identifica uma faixa central com espessura de aproximadamente 400 μ m na qual se desenvolve originalmente a fratura do CDP (portanto, bem mais ampla que a verificada para o Al-1100 monolítico na Figura 37), em que coexistem os mecanismos de cisalhamento e de microcavidades nucleadas, crescidas e coalescidas, estas últimas mais evidenciadas a partir de uma ampliação de imagem daquela região, tal como fornecida na Figura 38b. Ainda dentro desta faixa central experimentando condição predominante de deformação plana podem ser identificadas na Figura 38a pequenas delaminações originadas de falta de adesão entre as lamínas de Al.

Na presença de entalhes, sejam estes retos ou Charpy, observa-se aspectos mistos de fratura dúctil, em que alvéolos são criados principalmente a partir do descolamento de inclusões presentes no metal, os sinais de delaminações e vazios são mais pronunciado e que o caso anterior levando fratura prematura do material (o que pode ser claramente confirmado pela curvas de tensão-deformação fornecidas na Figura 32) . As interfaces dos CDPs são paralelas à direção de carregamento e direção de laminação sendo improvável que o destacamento ocorra sob a carga de tração. No entanto, uma vez que a instabilidade ocorre na região do pescoço, intensificada pela presença dos entalhes podem desenvolver cisalhamento interfacial entre camadas sucessivas. Nesta condição, o estado de tensão triaxial é intensificado, e pode levar a delaminação das interface mais fracas dos CDPs.

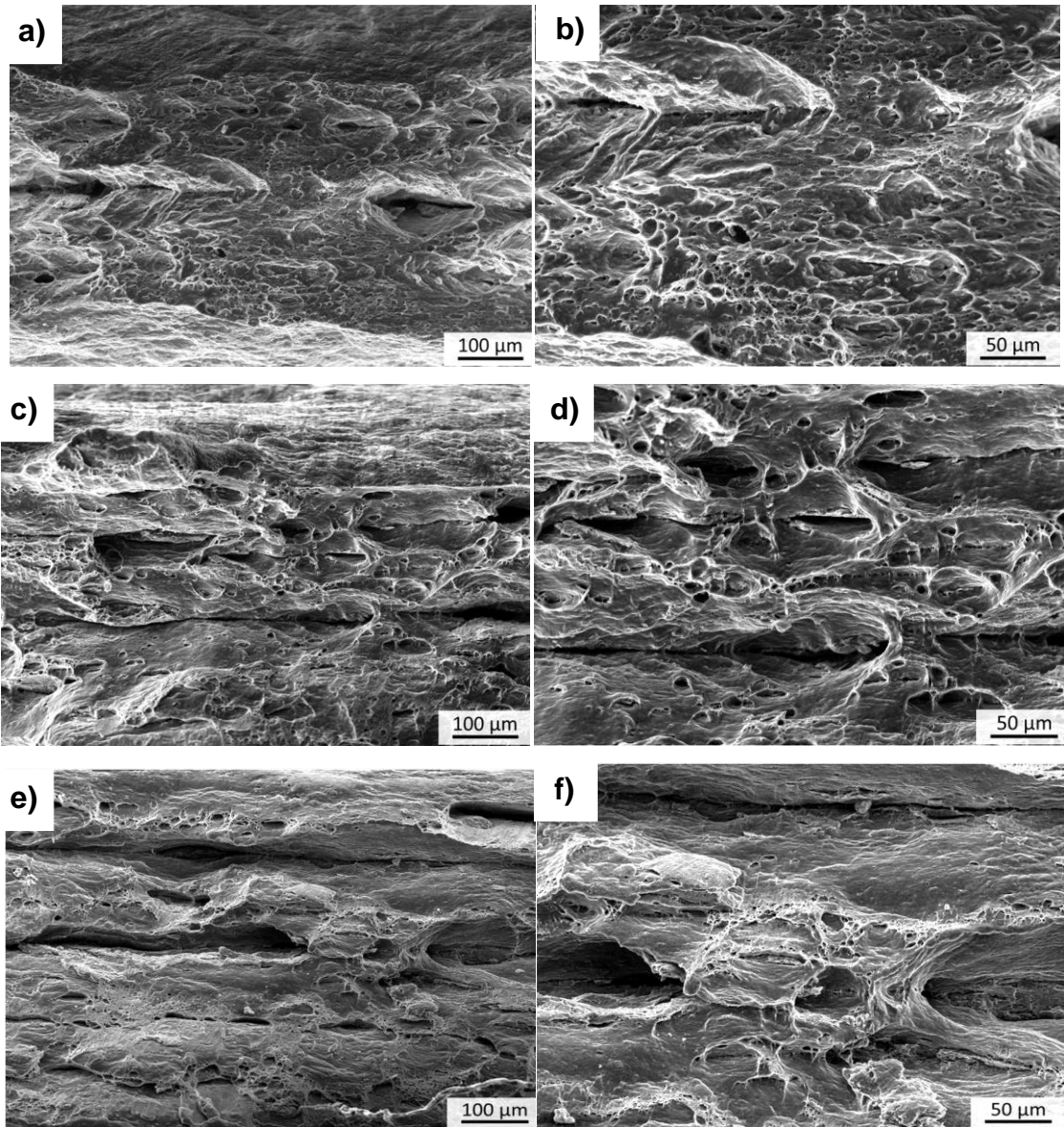


Figura 38- Microfratografias obtidas por MEV em modo de elétrons secundários de CDP de laminado Al-1100 ARB ensaiados em tração: (a, b) Na ausência de entalhes; (c, d) Na presença de entalhes retos; (e, f) Na presença de entalhes em V. Direção transversal (T) de largura da chapa paralela à largura da página, e direção da espessura (S) da chapa paralela à altura da página.

A Figura 39 apresenta microfratografias obtidas em MEV no modo de elétrons secundários a partir de CDP de CMM Al-SiCp ARB ensaiado em tração sem a presença de entalhes (Figs. 39a,b), na presença de entalhes retos (Figs. 39c,d), e na existência de entalhes em V (Figs. 39e,f).

Na Figura 39a se identifica uma faixa central com espessura de aproximadamente 400μm a qual se desenvolve e originalmente a fratura do CDP, onde aspectos dúctil da fratura são evidentes, como microvazios originado de inclusões e/ou do destacamento de partículas de SiC individuais e/ou aglomerados. Ainda dentro desta faixa central experimentando

condição predominante de deformação plana podem ser identificadas na Figura 37a. No CMM a nucleação de vazios na interface das partículas na matriz e a sua coalescência é o mecanismo de fratura predominante.

Na presença de entalhe, sejam estes retos ou Charpy, observa-se uma superfície muito grossa, exibindo delaminação áspera, buracos contendo partículas de SiC ancoradas, mostrando a efetividade da ligação mecânica entre a matriz e o reforço decorrente do processo ARB a qual suporta a carga até atingir a resistência máxima a tração, porém logo após atingir a carga máxima a interface das partículas forma locais de tensão triaxial, juntamente com a delaminação e os entalhes, tendo o CMM comportamento frágil (o que pode ser claramente confirmado pela curvas de tensão-deformação fornecidas na Figura 32).

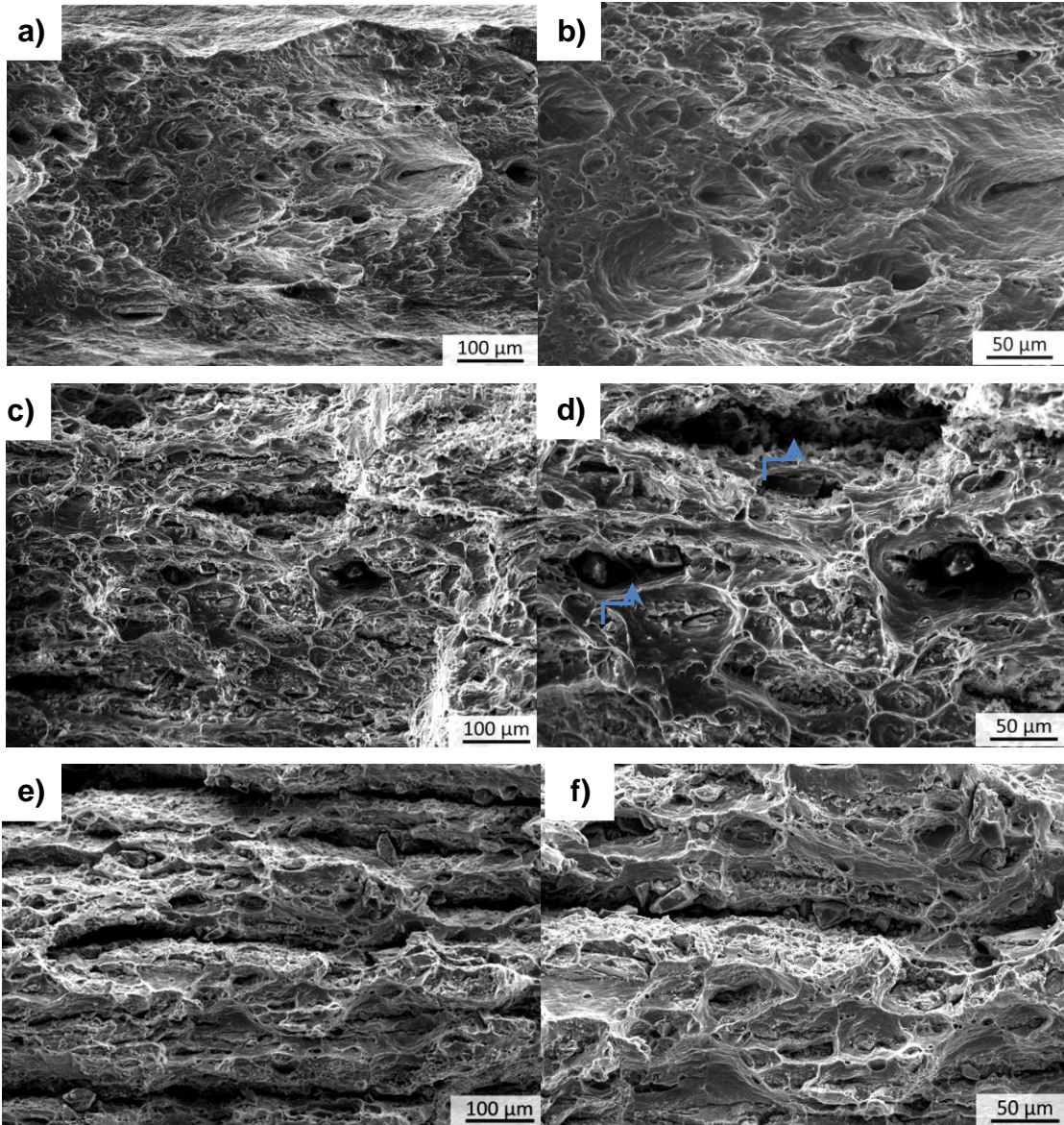


Figura 39- Microfratografias obtidas por MEV em modo de elétrons secundários de CDP de laminado CMM Al-SiCp ARB ensaiados em tração: (a, b) Na ausência de entalhes; (c, d) Na presença de entalhes retos; (e, f) Na presença de entalhes em V. Direção transversal (T) de largura da chapa paralela à largura da página, e direção da espessura (S) da chapa paralela à altura da página.

5.7 Ensaio de desgaste microadesivo

A Tabela 16 apresenta os valores do diâmetro médio das calotas de desgaste microadesivo obtidos para o Al-1100 ARB e o CMM Al-SiCp ARB por meio de medição em microscópio óptico para diferentes tempos de contato.

Tabela 16 - Diâmetro de calotas de desgaste e distância percorrida em contato dinâmico para diferentes tempos de ensaio.

Tempo (min)	Diâmetro da calota Al-1100 ARB		Diâmetro da calota CMM Al-SiC _p ARB		Distância percorrida (m)
	Média	Desvio	Média	Desvio	
	(mm)	padrão	(mm)	padrão	
5	1,77	0,04	0,67	0,13	120
10	2,08	0,01	0,77	0,02	239
20	2,46	0,02	0,80	0,17	478
40	2,95	0,08	1,02	0,15	957

A Figura 40 exibe as curvas de desgaste em que se plota o volume de material perdido em função da distância percorrida em contato microadesivo para o Al-1100 ARB e o CMM Al-SiC_p ARB.

Observa-se que o desempenho sob desgaste microadesivo do CMM Al-SiC_p é brutalmente superior ao do ARB Al-1100 ARB, o que se deve obviamente à presença da fase cerâmica SiC_p e, de modo tão importante quanto, às boas características de compatibilidade e interação (física/mecânica e/ou química) obtidas entre particulado e matriz metálica, visto que sem esta adesão as partículas SiC seriam facilmente destacadas da matriz e, eventualmente, atuariam até no sentido de desgastarem o próprio CMM Al-SiC_p, ou o que restasse dele, segundo um mecanismo de abrasão a 3 corpos.

Pode-se inclusive aventar a possibilidade de o SiC_p atuar mesmo como lubrificante sólido durante o ensaio, contribuindo assim adicionalmente para a resistência ao desgaste do CMM.

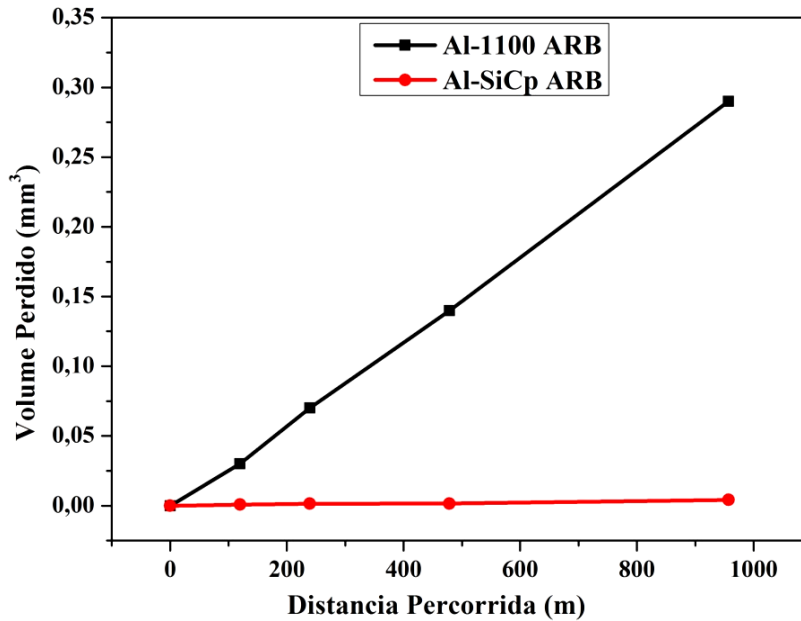


Figura 40- Curvas de perda volumétrica de material em função da distância percorrida em contato microadesivo para o Al-1100 ARB e o CMM Al-SiCp ARB.

5.7.1 Análise fractográfica das calotas

A Figura 41 apresenta microfratografias obtidas por MO e MEV no modo de elétrons secundários a partir de superfícies geradas por desgaste microadesivo no Al-1100 ARB. As Figuras 41a,b correspondem ao tempo de contato de 5 min e as Figuras 41c,d para 40 min de ensaio.

É possível notar nas duas condições de ensaio a presença de dois mecanismos preponderantes de desgaste: por adesão (indicado por seta vermelha e exibindo coloração mais escura na forma de ranhuras) e delaminação (apontado por seta amarela e apresentado coloração mais clara e aparência alveolar). Delaminação é um processo pelo qual a perda de progressiva de material se verifica na forma grandes áreas de pequena espessura (folhas finas). Já a retirada de material segundo o mecanismo de desgaste por adesão se dá na forma de extração de material por atrito decorrente da força da esfera de Aço contra a amostra e a delaminação intensifica esse mecanismo.

A Figura 42 apresenta microfratografias obtidas por MO e MEV no modo de elétrons secundários a partir de superfícies geradas por desgaste microadesivo no CMM Al-SiCp. As Figuras 42a,b correspondem ao tempo de contato de 5 min e as Figuras 42c,d para 41 min de ensaio.

É possível notar que no CMM também coexistem os dois mecanismos de desgaste detectados anteriormente no Al-1100 ARB: adesão (seta vermelha e coloração escura) e delaminação (seta amarela e coloração clara). Entretanto é possível notar uma que os dois mecanismos atuaram praticamente na mesma proporção, tendo claros sinais de trincamento no mecanismo de desgaste, podendo ser considerado com locais de restrição ao desgaste provido pelas partículas de SiC, uma vez que na Figura 41 este aspecto não é presenciado.

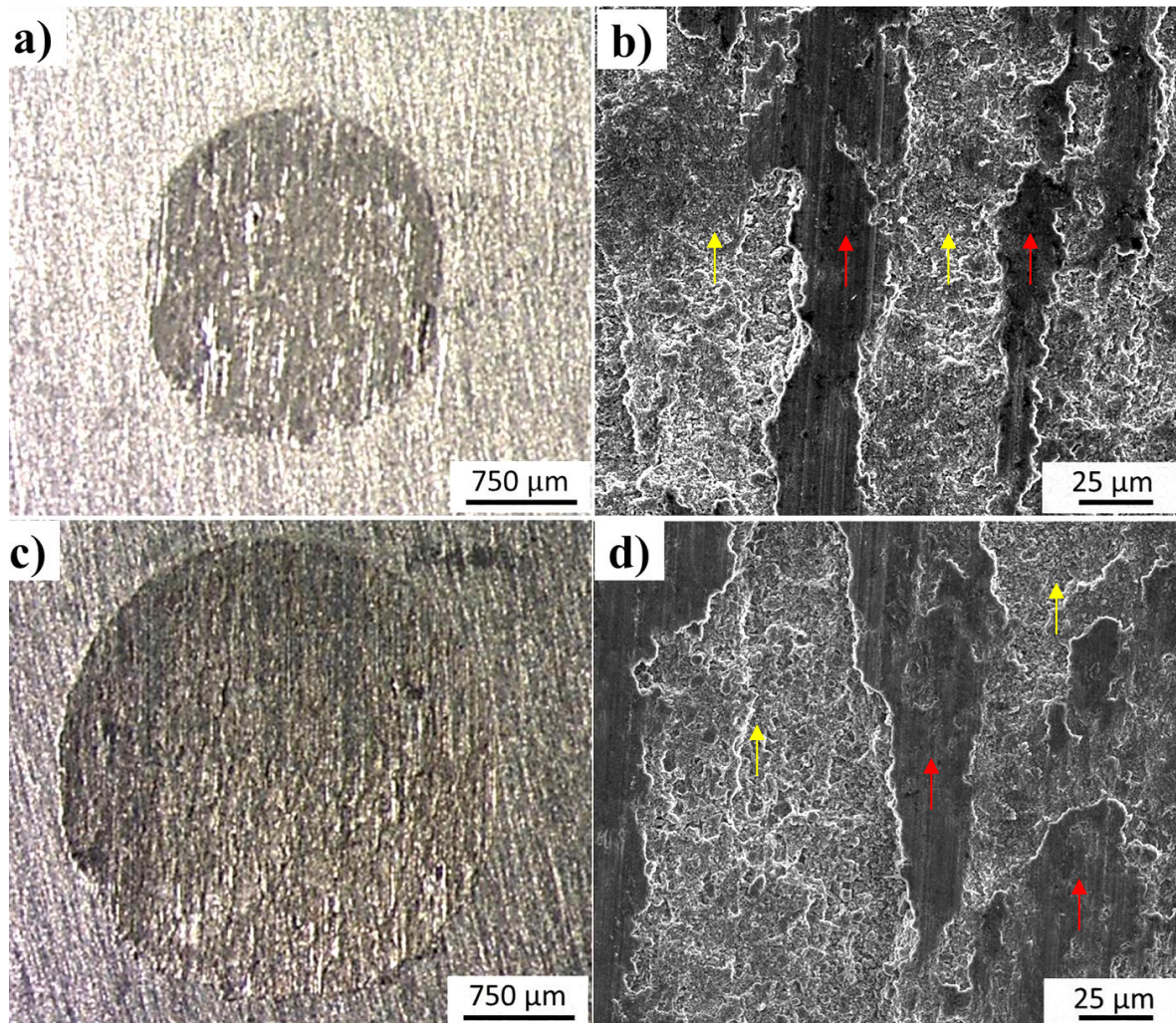


Figura 41 - Imagens obtidas por MO e MEV no modo de elétrons secundários para Al-1100 ARB: (a, b) Desgaste por 5 min; (c, d) Por 40 min.

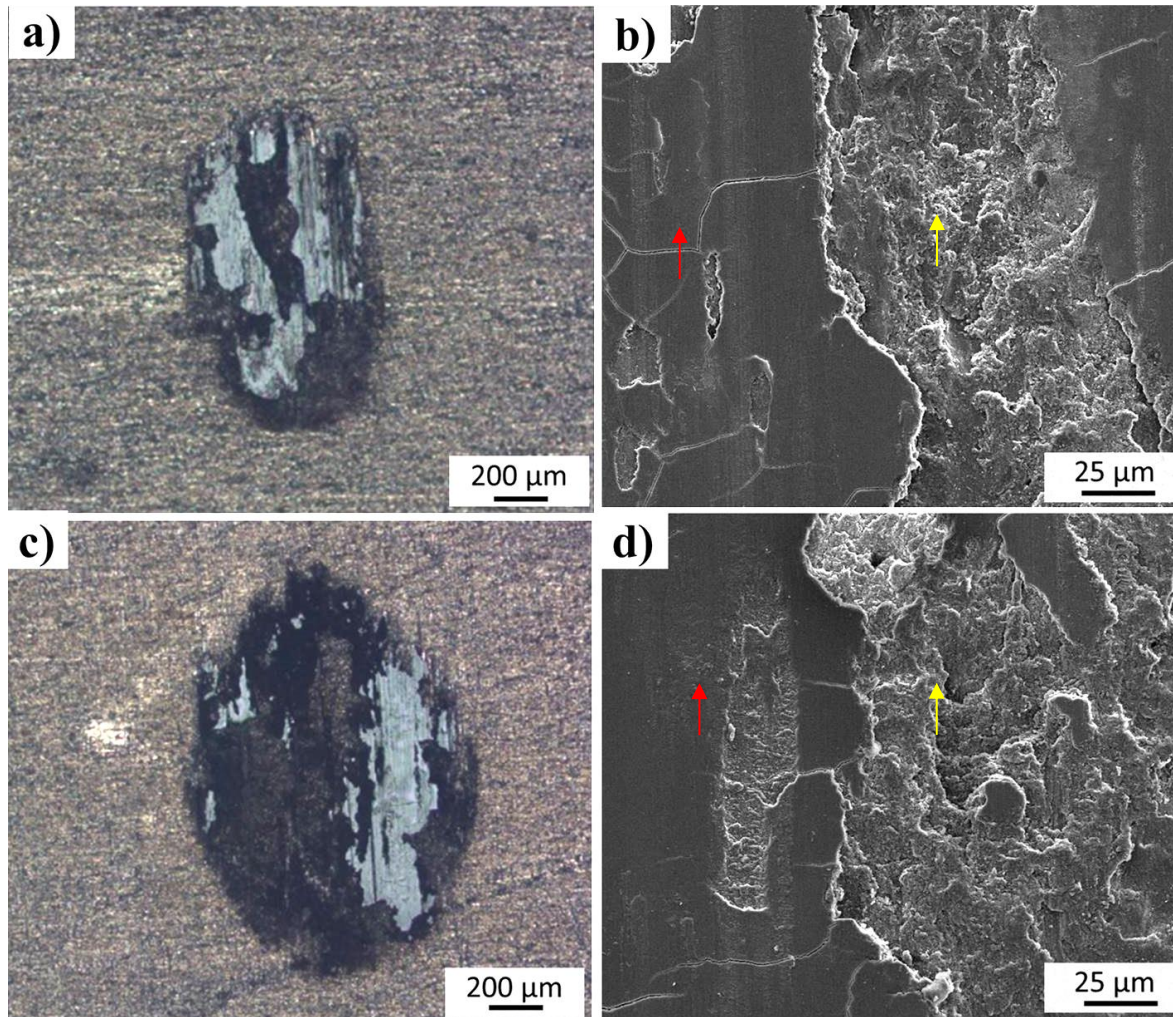


Figura 42- Imagens obtidas por MO e MEV no modo de elétrons secundários para o CMM Al-SiCp ARB: (a, b) Desgaste por 5 min; (c, d) Por 40 min.

6. CONCLUSÕES

A partir do estudo realizado nesta Dissertação de Mestrado que objetivou avaliar os efeitos da incorporação de SiC_p via processo ARB numa matriz de Al-1100 relativamente à microestrutura do produto final, às propriedades mecânicas de tração monotônica uniaxial quase-estática e de desgaste microadesivo em temperatura ambiente, e aos respectivos mecanismos de falha, pode-se concluir que:

- ❖ A relação custo / benefício do processo empregado se mostrou bastante atrativa se comparada com métodos de processamento concorrentes; porém a manufatura fica limitada ao formato de chapas relativamente finas;
- ❖ O processo ARB após 7 passes de laminação proporcionou um produto final com boa dispersão de partículas de SiC na matriz de alumínio, diminuição e fechamento da porosidade do CMM, sem formação de fases adicionais indesejáveis;
- ❖ A temperatura de pré-aquecimento (345°C por 10 min) ajudou na consolidação das chapas de alumínio durante o processo de laminação, por meio das análises de EBSD foi possível constatar que essa temperatura não afetou os mecanismos de fortalecimento (encruamento e refinamento de grão) do CMM por meio do processo ARB;
- ❖ O CMM apresentou ganhos relevantes na resistência máxima à tração, na rigidez e na deformação máxima no momento da ruptura. Essas propriedades foram bastante influenciadas na presença de concentradores de tensão (entalhes);
- ❖ O mecanismo de fratura dúctil foi evidenciado após ensaio de tração. A incorporação de partículas SiC levou ao aumento excepcional na resistência ao desgaste de Al-1100 manufaturado por meio de ARB;
- ❖ Por meio de análise fractográfica das calotas de desgaste microadesivo, foi possível constatar a coexistência dos mecanismos de desgaste por adesão e delaminação, tanto no Al-1100 ARB quanto no compósito Al- SiC_p ARB.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugestões para futuros trabalhos são apresentados no sentido de complementar a Dissertação presentemente desenvolvida:

- Soldagem similar e dissimilar a laser de CMM manufacturado por meio do processo ARB;
- Caracterização microestrutural, mecânica e fractográfica de CMM reforçado por diferentes tipos de partículas cerâmicas e obtidos por meio do processo ARB;
- Comportamentos de corrosão generalizada e local de CMM manufacturado por intermédio do processo ARB.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABAL. Fundamentos e Aplicações do Alumínio. Disponível: <<http://www.abal.org.br/site/pdf/fundamentos-do-aluminio/001.pdf>>. Acesso em 18/07/2016.
- AHMADI, A.; TOROGHINEJAD, M. R.; NAJAFIZADEH, A. Evaluation of microstructure and mechanical properties of Al / Al₂O₃ / SiC hybrid composite fabricated by accumulative roll bonding process. **Materials and Design**, v. 53, p. 13–19, 2014.
- ALIZADEH, M. et al. Effect of SiC particles on the microstructure evolution and mechanical properties of aluminum during ARB process. **Materials Science and Engineering A**, v. 540, p. 13–23, 2012.
- ALIZADEH, M.; PAYDAR, M. H. Fabrication of Al/SiCP composite strips by repeated roll-bonding (RRB) process. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 477, n. 1-2, p. 811–816, 2009.
- ALIZADEH, M.; PAYDAR, M. H. Fabrication of nanostructure Al/SiCP composite by accumulative roll-bonding (ARB) process. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 492, n. 1-2, p. 231–235, 2010.
- AMIRKHANLOU, S. et al. Fabrication and characterization of Al/SiCp composites by CAR process. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 13-14, p. 4462–4467, 2011a.
- AMIRKHANLOU, S. et al. Using ARB process as a solution for dilemma of Si and SiCp distribution in cast Al-Si/SiCp composites. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 6, p. 1159–1165, 2011b.
- AMIRKHANLOU, S. et al. Strengthening Mechanisms in Nanostructured Al/SiCp Composite Manufactured by Accumulative Press Bonding. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 2016.
- AUERKARI, P. Mechanical and physical properties of engineering alumina ceramics. **Technical Research Centre of Finland**, v. 1792, p. 26, 1996.
- BAAZAMAT, S.; TAJALLY, M.; BORHANI, E. Fabrication and characteristic of Al-based hybrid nanocomposite reinforced with WO₃ and SiC by accumulative roll bonding process. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 653, p. 39–46, 2015.
- BODUNRIN, M. O.; ALANEME, K. K.; CHOWN, L. H. Aluminium matrix hybrid composites: a review of reinforcement philosophies; mechanical, corrosion and tribological characteristics. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 4, n. 4, p. 434–445, 2015.

BONDIOLI, M. J.; SANTOS, C.; STRECKER, K. Estudo da oxidação de cerâmicas à base de carbeto de silício sinterizado via fase líquida utilizando nitreto de alumínio e óxido de ítrio como aditivos. **Cerâmica**, v. 54, n. 330, p. 198–202, 2008.

CAMPBELL, F. C. Chapter 1: Introduction to Composite Materials. **Manufacturing Processes for Advanced Composites**, p. 30, 2010.

DARMIANI, E. et al. Reciprocating wear resistance of Al-SiC nano-composite fabricated by accumulative roll bonding process. **Materials and Design**, v. 50, p. 497–502, 2013a.

DARMIANI, E. et al. Corrosion investigation of Al-SiC nano-composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB) process. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 552, p. 31–39, 2013b.

DILER, E. A.; IPEK, R. An experimental and statistical study of interaction effects of matrix particle size, reinforcement particle size and volume fraction on the flexural strength of Al-SiCp composites by P/M using central composite design. **Materials Science and Engineering: A**, v. 548, p. 43–55, 2012.

GOMES, Márcia Aparecida. Caracterização mecânica e microestrutural de compósitos de matriz metálica Al/SiCp e Al/Al₂O₃p obtidos via interação por laminação acumulativa. 2015. **Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais)** - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.

HASHIM, J.; LOONEY, L.; HASHMI, M. S. J. The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 119, n. 1-3, p. 329–335, 2001.

HUNT, W.H.JR.; HERLING, D. R. Metal matrix composites. **Advanced Materials & Processes**, p.39-42, 2004.

JAMAATI, R. et al. Effect of particle size on microstructure and mechanical properties of composites produced by ARB process. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 4-5, p. 2143–2148, 2011.

JAMAATI, R. et al. Comparison of the microstructure and mechanical properties of as-cast A356/SiC MMC processed by ARB and CAR methods. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 21, n. 7, p. 1249–1253, 2012a.

JAMAATI, R. et al. Investigation of nanostructured Al/Al₂O₃ composite produced by accumulative roll bonding process. **Materials and Design**, v. 35, p. 37–42, 2012b.

JAMAATI, R.; NASERI, M.; TOROGHINEJAD, M. R. Wear behavior of nanostructured Al/Al₂O₃ composite fabricated via accumulative roll bonding (ARB) process. **Materials and Design**, v. 59, p. 540–549, 2014.

- JAMAATI, R.; TOROGHINEJAD, M. R. Manufacturing of high-strength aluminum/alumina composite by accumulative roll bonding. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 16-17, p. 4146–4151, 2010.
- LEE, H. S. et al. The fabrication process and mechanical properties of SiCp/Al-Si metal matrix composites for automobile air-conditioner compressor pistons. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 113, n. 1-3, p. 202–208, 2001.
- LEE, S.-H.; KIM, W.-J.; UTSUNOMIYA, H. Fabrication and evaluation of nanostructure Al-SiC composite by accumulative roll-bonding. **Journal of Nanoscience and Nanotechnology**, v. 11, n. 8, p. 7451–7455, 2011.
- LEVY NETO, F.; PARDINI, C. L.. **Compósitos estruturais: Ciências e tecnologia**, 1ª ed. São paulo: Edgard Blucher, 2006.
- KARHAUSEN, K. F., KORHONEN, A. S. Rolling of Aluminum. In: **Handbook of Aluminum**, New York, Taylor & Francis, v. 1, p. 351-383, 2003.
- MALUF, O. et al. Compósito de matriz metálica liga- al/partículas SiC – parte i: projeto, desenvolvimento, fabricação e operacionalização de um sistema de compofundição via agitação por vórtice. Artigo I In: Maluf, O. Obtenção e caracterização de compósitos de matriz metálica de alumínio com partículas dispersas de carbeto de silício para aplicação automotiva. **Projeto de pesquisa de pós-doutoramento – FAPESP**. EESC-USP. 126p, 2007.
- MIRACLE, D. B. Metal matrix composites - From science to technological significance. **Composites Science and Technology**, v. 65, n. 15-16 SPEC. ISS., p. 2526–2540, 2005.
- MORTENSEN, A.; LLORCA, J. Metal matrix composites. **Annual Review of Materials Research**, v. 40, p. 243-270, 2010.
- NASERI, M.; HASSANI, A.; TAJALLY, M. An alternative method for manufacturing Al/B₄C/SiC hybrid composite strips by cross accumulative roll bonding (CARB) process. **Ceramics International**, v. 41, n. 10, p. 13461–13469, 2015.
- PIERSON, H. O., **Handbook of Refractory Carbides and Nitrides: Properties, Characteristics, Processing and Applications**, Noyes Publications, New Jersey, 1996.
- RAWAL, S.P. Metal-matrix composites for space applications. **JOM**, v. 53, pp. 14-17, 2001.
- REIHANIAN, M.; BAGHERPOUR, E.; PAYDAR, M. H. On the achievement of uniform particle distribution in metal matrix composites fabricated by accumulative roll bonding. **Materials Letters**, v. 91, p. 59–62, 2013.
- REZAYAT, M.; AKBARZADEH, A.; OWHADI, A. Fabrication of high-strength al/sicp nanocomposite sheets by accumulative roll bonding. **Metallurgical and Materials**

Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 43, n. 6, p. 2085–2093, 2012.

SAITO, Y. et al. Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced By Accumulative Roll-Bonding (Arb) Process. v. 39, n. 9, p. 1221–1227, 1998.

SHOROWORDI, K. M. et al. Microstructure and interface characteristics of B₄C, SiC and Al₂O₃ reinforced Al matrix composites: A comparative study. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 142, n. 3, p. 738–743, 2003.

SILVA, ERENILTON PEREIRA DA. Fundição, laminação e soldagem por fricção e mistura mecânica de ligas de magnésio com adição de Mischmetal. 2016. **Tese (Doutorado em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais)** - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidad de São Paulo, São Carlos, 2016.

STOJANOVIĆ, B. Application of aluminium hybrid composites in automotive industry. **Tehnicki vjesnik - Technical Gazette**, v. 22, n. 1, p. 247–251, 2015.