UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

MÁRCIA APARECIDA GOMES

**Caracterização Mecânica e Microestrutural de Compósitos de Matriz Metálica
Al/SiC_p e Al/Al₂O_{3p} obtidos via Interação por Laminação Acumulativa**

São Carlos
2015

MÁRCIA APARECIDA GOMES

**Caracterização Mecânica e Microestrutural de Compósitos de Matriz Metálica
Al/SiC_p e Al/Al₂O_{3p} obtidos via Interação 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: José Ricardo Tarpani

**São Carlos
2015**

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.

G633c Gomes, Márcia Aparecida
 Caracterização mecânica e microestrutural de compósitos de matriz metálica Al/SiC_p e Al/Al₂O_{3p} obtidas via interação por laminação acumulativa / Márcia Aparecida Gomes ; orientador José Ricardo Tarpani. -- São Carlos, 2015.

 Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciências 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, 2015.

 1. Laminação acumulativa. 2. Processo ARB. 3. Compósito de matriz metálica. 4. Reforço particulado. 5. Fratografia.
I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidata: Tecnóloga **MARCIA APARECIDA GOMES**.

Título da dissertação: "Caracterização mecânica e microestrutural de compósitos de matriz metálica Al/SiCP e Al/Al₂O₃P obtidos via interação por laminação acumulativa".

Data da defesa: 09/12/2015

Comissão Julgadora:

Resultado:

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

APROVADO

Prof. Dr. **Omar Maluf**
(Faculdade de Tecnologia de São Paulo/FATEC - Sertãozinho)

APROVADO

Prof. Dr. **Maurício Angeloni**
(Faculdade de Tecnologia de São Paulo/FATEC - Sertãozinho)

APROVADO

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

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

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Associado **Paulo Sergio Lima Segantine**

*Aos meus filhos Matheus Chiarioni e Henrique Y. Chiarioni,
por todo amor e compreensão.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço,

Especialmente ao meu orientador Prof. Dr. José Ricardo Tarpani, por toda sua orientação e dedicação.

Aos professores da EESC- USP por dividirem comigo um pouco de seus vastos conhecimentos.

Aos técnicos dos laboratórios do Departamento de Materiais: João, Douglas, Wagner, Eliezer, Pedro, Alberto e Ricardo pela ajuda na condução de meus experimentos e em especial ao técnico Silvano pelos ensinamentos e por toda amizade durante essa jornada.

À minha família por todo apoio e por realizarem esta importante etapa comigo.

Aos amigos do departamento por todos os momentos que passamos juntos, os quais agregaram imenso valor à minha formação e serão sempre lembrados com imenso carinho.

“Sem a oportunidade, a capacidade teria sido desperdiçada, e carente de capacidade a oportunidade teria sido vã.”

N. MAQUIAVEL

RESUMO

GOMES, M. A. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Compósitos de Matriz Metálica Al/SiC_p e Al/Al₂O_{3p} obtidos via Interação por Laminação Acumulativa** .102p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.

Compósitos de matriz metálica (CMM) reforçados com dois tipos de particulado cerâmico foram produzidos por meio do processo ARB (Accumulative Roll Bonding) a fim de estudar os efeitos destes no que diz respeito às propriedades mecânicas e microestruturais. ARB é um processo de deformação plástica severa aplicada originalmente a uma pilha de lâminas metálicas, a qual é laminada, seccionada em duas metades, as quais são empilhadas e novamente laminadas, e assim por diante, desenvolvido com o propósito de reduzir o tamanho de grão e aumentar a resistência mecânica do produto final. O processo é econômico e capaz de produzir de folhas ultrafinas a placas espessas, sem que haja restrição de quantidade. Confeccionou-se CMM de alumínio reforçados com partículas de carbeto de silício (Al+SiC_p) e alumina (e Al+Al₂O_{3p}) com granulometria média de 40µm, as quais foram caracterizadas microestruturalmente e ensaiadas em tração até a falha, cuja análise foi conduzida via microscopia eletrônica de varredura. Ambas as amostras obtiveram ganho em sua resistência mecânica, comparadas ao alumínio monolítico (sem adição de partículas de reforço) e alumínio recozido. Foram ensaiados em tração corpos de prova com e sem presença de entalhe, sendo que as peças entalhadas apresentaram comportamento esperado de aumento de resistência mecânica e baixo alongamento e fratura de aspecto frágil. De acordo com análise feita por fractografia houve boa ancoragem e dispersão das partículas de reforço na matriz.

Palavras-chave: Laminação Acumulativa, Processo ARB, Compósito de Matriz Metálica, Reforço Particulado, Fractografia.

ABSTRACT

GOMES, M. A. **Mechanical and microstructural characterization of metal matrix composites of Al/SiC_p and Al/Al₂O_{3p} obtained by interaction accumulative roll bonding.** 102p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.

Metal matrix composite (CMM) reinforced with two types of ceramic particles have been produced through the process ARB (Accumulative Roll Bonding) in order to study their effect as regards the mechanical and microstructural properties. ARB is a severe plastic deformation process originally applied to a stack of metal sheets, which is laminated, sectioned into two halves, which are stacked and rolled again, and so on, developed with the purpose of reducing the grain size and increase the mechanical strength of the final product. The process is economical and capable of producing ultrafine sheets to thicker plates without much restriction. Were fabricated CMM of the aluminum reinforced with particles of silicon carbide (Al + SiC_p) and alumina (and Al + Al₂O_{3p}) with an average particle size of 40µm, which are characterized microstructurally and tested in tension until failure, whose analysis was conducted via scanning electron microscopy. Both samples were successful in its mechanical strength compared to the monolithic aluminum (without addition of reinforcing particles) and annealed aluminum. They were tested for tensile specimens with and without the presence of notch, and the carved pieces showed strength-enhancing behavior and low elongation and frail fracture. According to analysis by fractography was good anchoring and reinforcement particles dispersed in the matrix.

Keywords: Cumulative Rolling, ARB Process, Metal Matrix Composite, Particulate reinforcement, fractography.

LISTA DE FIGURAS

Figura1- Classificação dos compósitos de acordo com a fase dispersa: particulado, com fibras e laminado	25
Figura 2 - Classificação dos materiais compósitos segundo seu reforço	26
Figura 3 - Potenciais aplicações dos CMM na manufatura de componentes estruturais da indústria automotiva	28
Figura 4 - Alumínio reforçado com carvão de silício (SiC).....	29
Figura 5 - Alumínio/SiCp 10% wt. obtido via ARB	29
Figura 6 - Representação esquemática do processo de laminação.....	30
Figura 7- Tipos de laminadores	31
Figura 8 - Representação da Temperatura Homóloga e das Faixas de Temperatura: Temperatura a frio (TF), a morno (TM) e a quente (TQ).....	32
Figura 9 - Esquema do processo Accumulative Roll Bonding.	33
Figura 10 - Esquemática do processo de produção do compósito Al-SiC por meio do processo de ARB: (a) primeiro passo e (b), segundo passo.	35
Figura 11- Propriedades mecânicas do compósito Al/SiC _p produzidos via ARB em vários ciclos.	36
Figura 12 - Coeficiente de atrito para alumínio puro e compósito Al-SiC em ciclos diferentes.....	37
Figura 13 - Fratura dúctil, tipo taça e cone em alumínio. Adaptado de Callister (2010)	38
Figura 14 - (a) formação do pescoço (b) formação de cavidades (c) coalescimento das cavidades para promover uma trinca ou fissura (d) formação e propagação da trinca em um ângulo de 45 graus em relação à tensão aplicada (e) rompimento do material por propagação da trinca.	39
Figura 15 - Aspecto de fratura frágil.	39
Figura 16 - Imagens de fraturas obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura. (a) fratura dúctil e (b) e (c) fraturas frágeis por clivagem e intergranular, respectivamente.	40
Figura 17 - Imagem de fratura em compósito de matriz metálica reforçado com partículas de SiC, obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura apresentando fratura dúctil na matriz e aspectos de fratura frágil na partícula	41

Figura 18 - Imagem BSE de uma amostra da liga Al-Zn-Mg e os espectros de EDS correspondente à composição da matriz e dos precipitados.	42
Figura 19 - Exemplo de aplicação de alumínio nos transportes (Disponível em www.abal.org.br)	43
Figura 20 - Imagem das partículas de SiC obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (SMM- EESC-USP)	45
Figura 21 - Imagem das partículas de Alumina obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (SMM- EESC-USP).....	46
Figura 21 - Rugosidade superficial criada por meio da remoção da camada de óxido da superfície metálica com escova de aço	47
Figura 23 - Laminador duo da marca Lombard e forno tipo Mufla	48
Figura 24 - Esquemático do processo ARB	49
Figura 25 - Desenho contendo as medidas do corpo de prova com detalhe do entalhe (em mm) e corpos de prova antes do ensaio	50
Figura 26 - Máquina universal Emic com corpo de prova fixado e com extensômetro	51
Figura 27 - Corpo de prova rompido	51
Figura 28 - Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss LEO 440	53
Figura 29 - Trincas laterais durante a laminação	56
Figura 30 - Gráfico estatístico Limite de resistência à tração.....	59
Figura 31 - Gráfico estatístico Módulo Elástico.....	59
Figura 32 - Gráfico tensão x deformação dos corpos de prova sem entalhe	62
Figura 33 - Gráfico tensão x deformação dos corpos de prova entalhados por eletro-erosão.....	62
Figura 34 - Gráfico tensão x deformação de todos os corpos de prova representativos	63
Figura 35 - Gráfico tensão x deformação alumínio recozido, cp com e sem entalhe...	64
Figura 36 - Gráfico tensão x deformação alumínio monolítico, cp com e sem entalhe	64
Figura 37 – Gráfico tensão x deformação CMM Al + SiC _p , cp com e sem entalhe. .	65
Figura 38 - Gráfico tensão x deformação CMM Al + Al ₂ O _{3p} , cp com e sem entalhe .	65
Figura 39 - Gráfico de Microdureza Vickers.....	67
Figura 40 - Montagem tridimensional da microestrutura dos compósitos Al+ SiC _p (a) primeiro ciclo de laminação, (b) sexto ciclo de laminação e Al+ Al ₂ O _{3p} (c) primeiro ciclo de laminação , (d) sexto ciclo de laminação. Imagens com aumento de 100 µm obtidas nas três direções, transversal (T), longitudinal (L) e de topo (S)	69

Figura 41 - Imagens obtidas por meio de MEV, seção transversal, da evolução microestrutural do CMM Al+ Al ₂ O _{3p} . (a) 1º ciclo (b) 2º ciclo (c) 3º ciclo (d) 4º ciclo (e) 5º ciclo e (f) 6º ciclo de laminação.....	70
Figura 42 - Imagens obtidas por meio de MEV, seção transversal, da evolução microestrutural do CMM Al+SiC _p . (a) 1º ciclo (b) 2º ciclo (c) 3º ciclo (d) 4º ciclo (e) 5º ciclo e (f) 6º ciclo de laminação	71
Figura 43 - Imagem do compósito Al-Al ₂ O _{3p} , seção longitudinal, obtidas por meio de MEV nos aumentos de 300x para original e 5000x para área em destaque. (a) 1º ciclo (b) 4º ciclo e (c) 6º ciclo de laminação	72
Figura 44 - Imagem do compósito Al+SiC _p , seção longitudinal, obtidas por meio de MEV nos aumentos de 300x para original e 5000x para área em destaque. (a) 1º ciclo (b) 4º ciclo e (c) 6º ciclo de laminação	73
Figura 45 – Mapeamento químico por Energia Dispersiva de Raios-X (EDX) de uma amostra da seção longitudinal do CMM- Al+ SiC _p	74
Figura 46 – Espectro de energia dispersiva da seção longitudinal da amostra do CMM Al+ SiC.....	75
Figura 47 – Mapeamento químico por Energia Dispersiva de Raios-X (EDX) de uma amostra da seção longitudinal do CMM- Al+ Al ₂ O _{3p}	76
Figura 48 – Espectro de energia dispersiva da seção longitudinal da amostra do CMM Al+ Al ₂ O _{3p}	76
Figura 49 - Imagem de fratura em cp de alumínio recozido e sem entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x	78
Figura 50 - Imagem de fratura em cp de alumínio recozido e com entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x	79
Figura 51 - Imagem de fratura em cp de alumínio monolítico e sem entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.	81
Figura 52 - Imagem de fratura em cp de alumínio monolítico e com entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.	82
Figura 53 - Imagem de fratura em cp de CMM Al + SiC _p e sem entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.	84
Figura 54 - Imagem de fratura em cp de CMM Al + SiC _p e com entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.	85
Figura 55 - Imagem de fratura em cp de CMM Al + Al ₂ O _{3p} e sem entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x	87
Figura 56 - Imagem de fratura em cp de CMM Al + Al ₂ O _{3p} e com entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química alumínio AA1050(Obtida por meio de análise EDX)	44
Tabela 2 - Observações sobre o processo ARB durante o experimento	55
Tabela 3 - Dados colhidos no ensaio de tração no alumínio recozido.....	56
Tabela 4 - Dados colhidos no ensaio de tração no alumínio monolítico	57
Tabela 5 - Dados colhidos no ensaio de tração no CMM Al+ SiC _p	57
Tabela 6 - Dados colhidos no ensaio de tração no CMM Al+ Al ₂ O _{3p}	58
Tabela 7 – Dados obtidos com ensaio de tração nos corpos de prova escolhidos como representativos.....	61
Tabela 8 - Dados do ensaio de Microdureza Vickers	66
Tabela 9 - Porcentagem de elementos encontrados na seção longitudinal da amostra Al+ SiC _p de acordo com o EDX	75
Tabela 10 - Porcentagem de elementos encontrados na seção longitudinal da amostra Al+ Al ₂ O _{3p} de acordo com o EDX	77

LISTA DE SIGLAS

ARB - Accumulative Roll Bonding
CAQI - Central de Análises Químicas Instrumentais
CMM- Compósito de Matriz Metálica
BSE- Backscattered Eletron
EDS- Energy Dispersive Spectroscopy
EDX- Energia Dispersiva por raios- X.
EESC- Escola de Engenharia de São Carlos
GPa- Giga Pascal
IQSC- Instituto de Química de São Carlos
MEV- Microscopia Eletrônica de Varredura
MMC- Metal Matrix Composite
MPa – Mega Pascal
TF- Trabalho a frio
TM- Trabalho a morno
TQ- Trabalho a quente
USP- Universidade de São Paulo

LISTA DE SÍMBOLOS

Al – Alumínio

Al₂O₃ – Alumina

Al/ Al₂O_{3p} – Alumínio/Alumina particulado

Al/SiC_p – Alumínio/Carbeto de Silício particulado

C - Carbono

Fe – Ferro

gf- grama força

h - espessura

kN- kilonewton

mm- milímetros

O- Oxigênio

Si- Silício

SiC- Carbeto de Silício

$\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão máxima

σ_y - Limite de escoamento

σ_r - Tensão de ruptura

μm – micrometro

% AL- percentual de alongamento

° C - graus Celsius

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	23
1.1 Motivação e Justificativa	23
1.2 Objetivo	24
1.3 Organização do trabalho	24
2 REVISÃO DA LITERATURA	25
2.1 Materiais Compósitos	25
2.2 Compósitos de Matriz Metálica	27
2.3 Compósitos com reforços particulados	28
2.4 Laminação	30
2.4.1 Temperaturas de laminação	31
2.5 Laminação Acumulativa ARB (Accumulative Roll Bonding)	33
2.6 Fraturas e Fratografias	37
2.7 Análises micrográficas quantitativa e qualitativa por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura.....	41
3 MATERIAIS	43
3.1. Alumínio	43
3.2 Carbetto de Silício	44
3.3 Alumina	45
4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL	47
4.1 Manufatura do CMM por meio do processo ARB	47
4.1.1 Manufatura do compósito de matriz metálica particulado.....	48
4.2 Ensaio de tração	49
4.3 Microdureza Vickers	52
4.4 EDS (EDX)	52
4.5 Microscopia óptica e eletrônica de varredura	53
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	55
5.1 Manufatura do CMM via processo ARB.....	55
5.2 Ensaio de tração	56
5.3 Microdureza Vickers	66
5.4 Microscopia óptica e eletrônica de varredura	67
5.5.EDS (EDX)	74
5.6 Análise Fratográfica de Falha do CMM por MEV	77
5.6.1 Ensaio de Tração no Alumínio Recozido ,sem entalhe	77
5.6.2 Ensaio de Tração no Alumínio Recozido, com entalhe.	78
5.6.3 Ensaio de Tração no Alumínio Monolítico, sem entalhe.....	80
5.6.4 Ensaio de Tração no Alumínio Monolítico, com entalhe.....	81
5.6.5 Ensaio de Tração no CMM Al+ SiC _p , sem entalhe	83
5.6.6 Ensaio de Tração no CMM Al+ SiC _p , com entalhe	84
5.6.7 Ensaio de Tração no CMM Al+ Al ₂ O _{3p} , sem entalhe	86
5.6.8 Ensaio de Tração no CMM Al+ Al ₂ O _{3p} , com entalhe	87
6 CONCLUSÕES	89
SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	91
BIBLIOGRAFIA	93
APÊNDICE.....	97

1 INTRODUÇÃO

Para as indústrias automobilística e aeronáutica o uso de materiais compósitos tem se tornado uma alternativa vantajosa em relação ao uso de materiais convencionais, isto porque, apresentam uma excelente relação peso/propriedade mecânica. Os compósitos de matriz metálica (CMM) combinam uma matriz dúctil e leve e um reforço de alta resistência, geralmente cerâmico (Callister, 2008).

O processamento destes compósitos vem sendo cada vez mais estudados, de forma a diminuir custos em sua produção. Desta maneira, o desenvolvimento do processo ARB (Accumulative Roll Bonding), inicialmente aplicado ao alumínio, trouxe expectativa para o desenvolvimento de CMMs reforçados com carbetto de silício (SiC) e alumina (Al_2O_3), por se tratar de um processo econômico (Saito et al, 1998; Alizadeh et al, 2010; Jamaati et al, 2010).

Como processo de manufatura de materiais compósitos, a laminação acumulativa (ARB process) pode ser aplicado tanto na indústria automobilística, como na aeronáutica e este pode ainda ser automatizado para melhorar o desempenho.

O material em estudo resultante deste processo, o CMM Al/SiC_p ou Al/Al₂O_{3p} tem grande potencial de aplicabilidade também no setor de segurança balística, podendo ser utilizado como uma das camadas que compõe a blindagem, principalmente por sua combinação de matriz dúctil+ reforço particulado cerâmico.

1.1 Motivação e Justificativa

Não encontramos literatura com autores nacionais referentes ao estudo de materiais compósitos obtidos por meio do processo por laminação acumulativa, estando este processo sendo mais estudado no Japão e Irã.

A manufatura dos compósitos de matriz metálica Al/SiC_p e Al/Al₂O_{3p} por meio do processo de laminação acumulativa mostrou-se ser um processo simples, barato e de excelentes resultados mecânicos, além de satisfazer a atual demanda por reciclagem e diminuição no consumo de energia (Saito et al, 1998., Alizadeh et al, 2010).

1.2 Objetivos

Os objetivos deste trabalho são a manufatura dos compósitos de matriz metálica Al/SiC_p e Al/Al₂O₃ por meio do processo de laminação acumulativa (ARB- Accumulative Roll Bonding) e a comparação de seus resultados em relação a sua caracterização mecânica e microestrutural.

1.3 Organização do trabalho

- ✓ O capítulo 1 aborda resumidamente o conceito de compósito de matriz metálica, destacando suas vantagens em relação aos materiais convencionais e também a motivação e objetivos do trabalho.
- ✓ O capítulo 2 abrange uma revisão da literatura acerca dos materiais compósitos, em especial o CMM particulado e seu processamento.
- ✓ O capítulo 3 descreve os materiais utilizados.
- ✓ O capítulo 4 detalha a metodologia experimental para manufatura do CMM particulado, ensaios mecânicos, análise microestrutural.
- ✓ O capítulo 5 exhibe os resultados acerca dos ensaios citados no capítulo 4, bem como a discussão destes, baseado na literatura.
- ✓ O capítulo 6 apresenta as conclusões deste trabalho.
- ✓ Sugestões para trabalhos futuros.
- ✓ Ao final estão as referências bibliográficas utilizadas para a realização desta Dissertação de Mestrado.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Materiais Compósitos

Os materiais compósitos podem ser naturais ou sintéticos. Os compósitos naturais são encontrados na natureza na forma de madeiras, ossos, ramos finos de plantas, entre outros (Neto & Pardini, 2006). Desde o ano 4000 a.C os Egípcios já utilizavam estes compósitos naturais para o fabrico de papiro, barcos, velas, etc. Já os materiais compósitos sintéticos tiveram sua origem no século XIX quando foi feito o primeiro polímero , fenol-formaldeído reforçado com fibra de linho (Ventura, 2009).

Os materiais compósitos são importantes alternativas para o uso de materiais convencionais (metais, cerâmicas e polímeros). Seu desenvolvimento surgiu da necessidade de se obter as melhores características entre dois materiais como, por exemplo, resistência mecânica e tenacidade à fratura. Na sua essência os materiais compósitos possuem uma combinação de dois ou mais constituintes imiscíveis entre si, visando obter a combinação de suas características mecânicas. São constituídos de duas fases, sendo uma contínua (matriz) e uma dispersa que pode ser em forma de fibras (curtas ou contínuas), partículas, folhas, flocos e wiskers (Chawla, 1998; Askeland, 2011). A fase matriz pode ser polimérica, metálica ou cerâmica e o reforço deve ser mais forte e rígido que a matriz e para que haja uma boa interação entre matriz e reforço deve haver uma interface bem definida (Ventura, 2009).

Segundo Askeland de acordo com o material empregado os compósitos podem ser divididos em três categorias: laminado, particulado e com fibras (Figura 1).

Figura 1- Classificação dos compósitos de acordo com a fase dispersa: particulado, com fibras e laminado. (Ventura, 2009)

De uma forma mais detalhada podemos classificar os compósitos como segue na Figura 2.

Figura 2- Classificação dos materiais compósitos segundo seu reforço (Adaptado de Ventura, 2009).

2.2- Compósitos de matriz metálica

Os compósitos de matriz metálica tiveram seu desenvolvimento na década de 60, particularmente as ligas de alumínio. Na década de 70 diversas pesquisas foram feitas nos Estados Unidos para a aplicação de compósitos de matriz metálica em aeronaves militares e lançadores de mísseis.

Na indústria automobilística e aeronáutica o grande potencial de aplicação dos compósitos de matriz metálica está em sua grande redução de peso, isso faz com que haja um menor consumo de combustíveis, reduzindo custos de viagens (Ventura, 2009; Maluf et al,2011).

Por sua alta resistência mecânica e à corrosão, e tenacidade à fratura, os metais são atrativos como matriz para compósitos, podendo ser reforçados com fibras contínuas ou reforços particulados. As vantagens da utilização de reforços particulados são o custo reduzido e o fato de poder ser confeccionados por processos metalúrgicos convencionais (Neto & Pardini, 2006). Entretanto, novos métodos têm sido estudados no sentido de facilitar sua manufatura. O processo ARB- Accumulative Roll Bonding surgiu como uma boa alternativa também na redução de custos. O compósito de matriz metálica com reforço particulado obtido por meio deste método tem sido bastante estudado por diversos autores (Alizadeh et al,2010; Jamaati et al, 2011;Rezayat et al,2012; Reihanian et al, 2013; Ahmadi et al, 2014).A figura 3 mostra potenciais aplicações para compósitos de matriz metálica em geral.

Figura 3-Potenciais aplicações dos CMM na manufatura de componentes estruturais da indústria automotiva (Maluf et al, 2011).

2.3 Compósitos com reforços particulados

Comparados aos reforços fibrosos, os reforços particulados apresentam uma maior disponibilidade no mercado por sua produção ser mais simples. O tamanho das partículas, sua distribuição e fração volumétrica influenciam diretamente nas propriedades térmicas e mecânicas dos compósitos particulados (Neto & Pardini, 2006). E como os compósitos particulados visam obter combinações incomuns entre as propriedades do reforço e da matriz, a fração volumétrica é muito importante para determinar várias propriedades. Um volume exagerado de partículas cerâmicas na matriz dúctil de um compósito de matriz metálica causará uma diminuição na resistência mecânica final do compósito (Jamaati et al, 2011).

As figuras a seguir mostram exemplos de uma matriz de alumínio reforçada com carbetos de silício. Na figura 4 podemos ver que no CMM obtido por meio de fundição os carbeto de silício ficam aglomerados nos contornos de grão, já na figura 5 o CMM obtido via processo ARB os carbeto de silício ficam mais bem distribuídos na matriz.

Figura 4 – Alumínio reforçado com carbeto de silício (SiC) (Askeland *et al*, 2011)

Figura 5- Alumínio/SiCp 10% wt. obtido via ARB. (Autora da Dissertação de Mestrado)

2.4- Laminação

A laminação é um processo de conformação mecânica onde o material passa por dois cilindros, que giram em sentidos opostos. Quando passa pelos cilindros o metal sofre deformação plástica onde a largura e o comprimento são aumentados e sua espessura reduzida (Altan et al, 1999; Mourão,2007).

Figura 6- Representação esquemática do processo de laminação (Chiaverini, 1986).

Os principais objetivos da laminação são a redução da seção inicial de um material e melhorar suas propriedades mecânicas.

Os laminadores são classificados de acordo com seu arranjo e número de cilindros, conforme representado na Figura 7. O tipo mais simples é o laminador duo e o processo pode ser a quente, morno ou a frio (Dieter, 1986).

Figura 7- Tipos de laminadores (Disponível em <http://www.abal.org.br>)

2.4.1 Temperaturas de laminação

O trabalho a quente é definido como a deformação sob condições de temperatura e taxa de deformação tais que processos de recuperação e recristalização ocorrem simultaneamente com a deformação. De outra forma, o trabalho a frio é a deformação realizada sob condições em que os processos de recuperação e recristalização não são efetivos. No trabalho a morno ocorre recuperação, mas não se formam novos grãos (não há recristalização). Trabalhando em uma temperatura abaixo da temperatura de recristalização, o material apresentará uma maior resistência à deformação, e esta por sua vez será aumentada com o encruamento (Mourão, 2007).

No trabalho a quente, devido à intensa vibração térmica - que facilita muito a difusão de átomos e a mobilidade e aniquilamento das discordâncias - o encruamento e a estrutura distorcida dos grãos produzida pela deformação, são rapidamente eliminados pela formação de novos grãos livres de deformação, como resultado da recristalização. É possível conseguir grandes níveis de deformação, uma vez que os processos de recuperação e recristalização acompanham a deformação. Ela ocorre

a uma tensão constante. E como a tensão de escoamento plástico decresce com o aumento da temperatura, a energia necessária para a deformação é geralmente muito menor para o trabalho a quente do que para o trabalho a frio ou a morno.

No trabalho a frio, como o encruamento não é aliviado, a tensão aumenta com a deformação. Assim a deformação total- que é possível de se obter sem causar fratura- é menor no trabalho a frio do que no trabalho a quente e a morno. Exceto quando se realizam tratamentos térmicos de recozimento para aliviar os efeitos do encruamento. Geralmente este tipo de laminação é aplicado para operações finais de acabamento ou quando é desejado um material com estrutura encruada (Dieter, 1986).

No trabalho a morno ocorre uma recuperação parcial da ductilidade do material e a tensão de conformação situa-se numa faixa intermediária entre o trabalho a frio e a quente.

Definem-se, para fins práticos, as faixas de temperaturas do trabalho a quente, a morno e a frio baseadas na temperatura homóloga, que é adimensional, e é dada pela razão entre a temperatura de processamento de um dado metal e a temperatura de início de fusão, ambas em Kelvin. Em termos de conformação mecânica, chama-se de trabalho a quente (TQ) aquele que é executado em temperaturas acima de $0,5T_f$ trabalho a morno (TM), executado na faixa compreendida (grosseiramente) entre 0,3 e 0,5 T_f e trabalho a frio (TF) aquele que é executado entre 0 e 0,3 T_f (Helman & Cetlin, 1983).

Figura 8 - Representação da Temperatura Homóloga e das Faixas de Temperatura: Temperatura a frio (TF), a morno (TM) e a quente (TQ).

2.5 Laminação Acumulativa - ARB (Accumulative Roll Bonding)

O processo ARB (Accumulative Roll Bonding) é um processo de deformação plástica severa desenvolvido por Saito et al (1998 e 1999) aplicado originalmente a uma pilha de lâminas metálicas, desenvolvido com o propósito de reduzir o tamanho de grão e aumentar a resistência mecânica do produto final.

Em seu estudo, Saito, utilizou um alumínio comercialmente puro AA1100 com 1 mm de espessura, grãos em torno de $37\mu\text{m}$ e uma resistência de 80 MPa. As tiras foram empilhadas e laminadas, seccionada em duas metades, as quais são empilhadas e novamente laminadas, e assim por diante, repetindo por oito ciclos de laminação, conforme esquema mostrado na Figura 9.

Figura 9- Esquema do processo Accumulative Roll Bonding.(Adaptado de Saito et al, 1998).

Após o oitavo ciclo de laminação conseguiu-se um material com grãos menores que $1\mu\text{m}$ e um aumento de duzentos por cento na resistência mecânica. Este processo demonstrou ser viável para obtenção de resistência em materiais simples, sem elementos de liga, por um processo simples, sem tratamento termomecânico complicado. Isso satisfaz as recentes demandas sociais de reciclagem e economia de energia.

Este processo foi intensamente estudado por vários autores (Tsuji et al, 2002; Lee et al, 2002; Karlic et al, 2004; Krallics et al, 2004; Rali et al, 2010; Toroghinejad, 2012). Estudaram força, ductilidade, textura, desgaste, análise microestrutural entre outras propriedades em alumínio de várias ligas e aço doce. Este processo passou então a ser estudado para o desenvolvimento de materiais compósitos.

Um compósito de matriz metálica reforçado com carvão de silício Al-7 vol.% SiC_p foi manufaturado por meio do processo de laminação acumulativa ARB por Alizadeh et al (2010), utilizando-se tiras de alumínio AA1050 de 0,4 mm de espessura como matriz e partículas de SiC com granulometria de $5\mu\text{m}$ como reforço. Ao invés de utilizar apenas duas tiras no empilhamento, no estudo foram utilizadas oito tiras intercaladas com o SiC no primeiro passo, e sem adição de SiC no segundo passo, como mostra o esquema da Figura 10.

Figura 10- Esquemática do processo de produção do compósito Al-SiC por meio do processo de ARB: (a) primeiro passo e (b), segundo passo. (Adaptado de Alizadeh et al,2010).

Como resultado após o oitavo ciclo de laminação obteve-se uma estrutura com grãos menores que $1\mu\text{m}$ e orientados e um aumento na resistência mecânica em relação à resistência inicial da matriz (Figura 11), fato este atribuído às partículas de SiC adicionadas à matriz. As partículas no processo de deformação plástica seguram parte do escorregamento da matriz aumentando a tensão (Alizadeh et al, 2010,2012).

Figura 11- Propriedades mecânicas do compósito Al/SiC_p produzidos via ARB em vários ciclos. (Adaptado de Alizadeh et al, 2010).

O efeito do tamanho da partícula de reforço SiC foi estudado por Jamaati et al (2011) tendo as partículas as granulometrias de 2 μ m e 40 μ m, demonstrando que as partículas de 40 μ m alcançaram mais cedo uma melhor distribuição na matriz e um aumento considerável em sua resistência mecânica, mas com o aumento dos ciclos de laminação a matriz tornou-se saturada e teve sua resistência diminuída, já o CMM com partículas de 2 μ m teve sua resistência mecânica aumentada após o sétimo ciclo de laminação. Isso demonstra que as partículas de menor tamanho apresentam melhor desempenho ao final do processo.

Darmiani et al (2013) estudaram o comportamento de desgaste do compósito Al/SiC_p produzido por meio do processo de laminação acumulativa, usando a técnica de pin-on-flat. Obteve-se como resultado o aumento da resistência ao desgaste, que foi aumentada pelo número de ciclos devido ao fato de as partículas de carbeto de silício atuarem como um lubrificante sólido, reduzindo a temperatura entre a superfície de contato e o pino. O coeficiente de atrito diminuiu com o aumento dos

ciclos de laminação, conforme figura 12.

Figura 12- Coeficiente de atrito para alumínio puro e compósito Al-SiC em ciclos diferentes. (Adaptado de Darmiani et al, 2013)

Outros autores estudaram o comportamento do compósito de matriz metálica produzido via processo Accumulative Roll Bonding- ARB (Amirkhanlou et al, 2011; Reihanian et al, 2013; Darmiani et al, 2013; Yazdani et al, 2013). Além do carbeto de silício (SiC) como partícula de reforço estudaram também os CMM de Al reforçados com Al_2O_3 , B_4C , híbridos $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{B}_4\text{C}$ e $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ (Jamaati et al, 2011, 2014; Rezayat et al, 2012; Alizadeh et al, 2013; Kadklodae et al, 2013; Ahmadi et al, 2014; Shamanian et al, 2014; Toroghinejad et al, 2014; Beni et al, 2014).

Como pode ser visto não encontramos literatura com autores nacionais referentes ao estudo de materiais compósitos obtidos por meio do processo por laminação acumulativa, estando este processo sendo mais estudado no Japão e Irã.

2.6 Fraturas e Fratografias

Fratura é a separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes sob ação tensão, devido ao início e propagação de uma trinca. Fatores como temperatura, taxa de deformação e estado de tensão afetam a fratura e a definem como fratura dúctil ou fratura frágil. A fratura dúctil apresenta extensa deformação

plástica, por meio de um processo lento e progressivo em torno da trinca. Também conhecida como fratura taça e cone (Figura 13), este tipo de fratura exige elevada absorção de energia, indicando alta taxa de deformação, grande alongamento e boa tenacidade à fratura (Garcia, 2008; Callister, 2010).

Figura 13- Fratura dúctil, tipo taça e cone em alumínio. Adaptado de Callister (2010).

Este processo ocorre em vários estágios: inicialmente há redução de área com deformação localizada. À medida que a carga é aplicada o corpo sofre estado triaxial de tensões e uma trinca nucleia a partir do crescimento e da união de micro cavidades formadas a partir de inclusões ou partículas de segunda fase, acarretando na fratura final por cisalhamento em um ângulo de 45° em relação à direção de tração (Figura 14).

Figura 14- (a) formação do pescoço (b) formação de cavidades (c) coalescimento das cavidades para promover uma trinca ou fissura (d) formação e propagação da trinca em um ângulo de 45 graus em relação à tensão aplicada (e) rompimento do material por propagação da trinca. Adaptado de Callister (2010).

Na fratura frágil a trinca se propaga de maneira instável com alta velocidade e pouca deformação plástica, ocasionando fratura repentina e catastrófica. A superfície de fratura possui aspecto liso, brilhante (Figura 15).

Figura 15- Aspecto de fratura frágil. Adaptado de Callister (2010).

A fratografia é uma técnica utilizada nos processo de análise após danos ou falhas. Por meio dela é possível, identificar aspectos da fratura e determinar as condições dos esforços no momento da falha, confirmando ou removendo as suspeitas que possam recair sobre os modos de falha corridos. As imagens de fraturas dúcteis e frágeis possuem aspectos micrográficos bem definido, conforme exemplo da figura 16.

(a)

(b)

(c)

Figura 16- Imagens de fraturas obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura. (a) fratura dúctil e (b) e (c) fraturas frágeis por clivagem e intergranular, respectivamente. Adaptado de Callister (2010).

Em materiais compósitos de matriz metálica com reforço particulado geralmente

ocorrem fratura dúctil da matriz e fratura frágil da partícula de reforço. A fratura da partícula se dá por clivagem, ou seja, ocorre ao longo de planos cristalográficos específicos (Figura 17).

Figura 17 - Imagem de fratura em compósito de matriz metálica reforçado com partículas de SiC, obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura apresentando fratura dúctil na matriz e aspectos de fratura frágil na partícula.(Autora da Dissertação de Mestrado)

2.7 Análises micrográficas quantitativa e qualitativa por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura

A técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) é muito utilizada na observação e análise da microestrutura de superfícies. Apesar da complexidade dos mecanismos para a obtenção da imagem, o resultado é uma imagem de fácil interpretação. O equipamento de MEV possui uma fonte geradora de feixe de elétrons. Esse feixe é colimado ao passar por lentes eletromagnéticas e é focalizado

numa região muito pequena da amostra. Bobinas de varredura fazem o feixe varrer a superfície da amostra e os sinais emitidos a partir desta atingem um detector. No circuito eletrônico do microscópio, os sinais são amplificados, sendo então utilizados para formar uma ou mais imagens em um tubo de raios catódicos. Sua principal vantagem é a excelente profundidade de foco que permite a obtenção de imagens de superfícies de fraturas ou superfícies irregulares.

A microsonda eletrônica (MSE) é um acessório importantíssimo acoplado ao microscópio eletrônico de varredura (MEV), tendo como partes essenciais um cristal analisador e um detector, ambos móveis, (WDS) e/ou por um detector e um analisador multicanal, (EDS). Estes instrumentos, ditos de microanálise são usados para identificar e quantificar, na escala microscópica, os elementos químicos presentes na amostra (Figura 18).

Figura 18- Imagem BSE de uma amostra da liga Al-Zn-Mg e os espectros de EDS correspondente à composição da matriz e dos precipitados. (DEDAVID et al,2007)

3 MATERIAIS

3.1 Alumínio

O alumínio é um metal extraído da bauxita, um dos elementos mais abundantes na crosta terrestre, por meio de processo de extração da alumina e posteriormente passa pelo processo de extração do oxigênio a altas temperaturas em fornos eletrolíticos com banho químico a base de fluoretos (Totten & Mackenzie, 2003).

Possui estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), sua densidade é de $2,7 \text{ g/cm}^3$, possui excelente condutividade térmica e elétrica, é resistente a corrosão atmosférica, em meio aquoso e sistemas químicos e oleosos, quando puro sua resistência mecânica é baixa.

O alumínio é versátil podendo ser amplamente utilizado em aplicações que vão desde utensílios domésticos até na indústria automobilística, naval e aeronáutica (Figura 19), pois além de ser infinitamente reciclável, possui propriedades importantes como leveza, moldabilidade (Chiaverini, 1986).

Figura 19- Exemplo de aplicação de alumínio nos transportes (Disponível em www.abal.org.br)

Os alumínios são divididos por séries, compostas por quatro dígitos (1XXX, 2XXX

...8XXX) de acordo com os elementos de liga adicionadas ao material.

Para esta pesquisa foi utilizado o alumínio da série 1XXX que são alumínios não ligados, tidos como comercialmente puros, possuindo acima de 99,0% de alumínio, conforme tabela 1.

O alumínio AA1050 possui alta ductilidade e baixa resistência mecânica, sendo uma boa escolha para trabalho a laminação.

Tabela 1- Composição Química Alumínio AA1050(Obtida por meio de análise por EDX)

Elemento Químico	% em massa
Alumínio	99,84
Ferro	0,16

3.2 Carbeto de silício (SiC)

O Carbeto de Silício é produzido em forno elétrico por meio da reação de sílica de alta pureza (quartzo) com o carbono (coque) à temperatura de 2.450 °C.

Sua densidade é de 3,2 g/cm³, altíssima dureza, altíssima resistência à abrasão e altíssima refratariedade (Pierson, 1996).

Possui estrutura cristalina apresentando polítipos cúbico e hexagonal. A estrutura cristalina de SiC se caracteriza pela formação de tetraedros e esta estrutura apresenta diversas formas polimórficas. SiC tem duas fases características e distintas, são elas:

- ✓ α - SiC
- ✓ β - SiC

Sendo que α - SiC apresenta fase estável, estrutura cristalina hexagonal ou romboédrica, ocorre em temperaturas superiores a 2000 °C e decorre da redução carbotérmica da sílica.

A estrutura β - SiC apresenta fase menos estável, estrutura cristalina cúbica, ocorre em temperaturas inferiores a 2000 °C e decorre da conversão química de polímeros (Silva, 2008).

É um produto largamente utilizado em abrasivos e refratários, além de apresentar utilização em aplicação funcional e elementos estruturais (McClean & Hartsock, 1989).

O carbeto de silício utilizado nesta pesquisa apresenta uma granulometria média de $\sim 40\mu\text{m}$ (malha 400), baixa densidade e baixo custo (Figura 20).

Figura 20- Imagem das partículas de SiC obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (SMM- EESC-USP).

3.3 Alumina (Al_2O_3)

Óxido de Alumínio Branco (Alumina) é obtido por meio do processo de eletro-fusão de alumina calcinada. Após passar por processo de britagem, moagem, limpeza primária e descontaminação magnética, é submetido à rigorosa classificação granulométrica e limpeza final, garantindo assim a qualidade necessária.

O óxido de alumínio também é responsável pela resistência do metal alumínio às intempéries. É muito reativo com o oxigênio atmosférico, e uma camada fina de passivação de alumina (4 nm de espessura) é formada em cerca de 100 Pico segundos em qualquer superfície de alumínio exposto. Essa camada protege o metal de futuras oxidações (Rosário, 2012)

Possui densidade de $3,94 \text{ g/cm}^3$, alta resistência ao calor, resistência a abrasão e a corrosão, alta resistência mecânica, sua dureza é superada apenas pelo diamante.

É um produto bastante utilizado na produção de abrasivos tais como: discos, rebolos resinados e vitrificados de alto desempenho, lixas, segmentos, processos de lapidação e jateamento de metais e ligas metálicas nobres, refratários, produtos odontológicos entre outras aplicações.

A Alumina utilizada nesta pesquisa apresenta uma granulometria média de $\sim 40\mu\text{m}$ (malha 400) conforme Figura 21.

Figura 21- Imagem das partículas de Alumina obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (SMM- EESC-USP).

4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Compósitos de matriz metálica particulados foram produzidos por meio do processo de laminação acumulativa - ARB com duas partículas diferentes (SiC e Al_2O_3) ambas com $40\mu\text{m}$, tendo como intuito caracteriza-los mecânica e microestruturalmente. Foram confeccionadas também, pelo mesmo processo, tiras de alumínio monolítico (sem adição de partículas de reforço).

4.1 Manufatura do CMM por meio do processo de laminação acumulativa (ARB)

Para que haja uma boa ancoragem entre as partículas e a matriz, é necessário que seja feita uma limpeza utilizando escova de aço, que serve para remoção da camada de óxido da superfície metálica e cria uma rugosidade ($R_a\ 2,57\ \mu\text{m}$) que facilita a colagem das peças (Figura 22).

Para a realização do processo de laminação acumulativa utilizou-se em conjunto um forno tipo Mufla e um laminador duo laboratorial da marca Lombard Super Junior de 2 HP, modelo número 8 de 440 V, com inversor de frequência (Figura 23).

Figura 22 – Rugosidade superficial criada por meio da remoção da camada de óxido da superfície metálica com escova de aço.

Figura 23- Laminador duo da marca Lombard e forno tipo Mufla

4.1.1 Manufatura do compósito de matriz metálica particulado

Quatro tiras de alumínio (recozido a 343°C , por duas horas) medindo $150\text{mm} \times 50\text{mm} \times 0,5\text{ mm}$ foram limpas com acetona e depois com escova de aço com cerdas de $0,30\text{ mm}$ de diâmetro. Após sua limpeza as partículas de SiC (5% em peso) foram uniformemente dispersas sobre a superfície das tiras, intercalados como segue : uma tira de alumínio, SiC, tira de alumínio, SiC, tira de alumínio, SiC, tira de alumínio. Somando assim quatro camadas de alumínio e três camadas de SiC. Após montadas as tiras intercaladas com partículas de SiC, suas extremidades foram amarradas com fios de aço e levadas ao forno aquecido a uma temperatura à 200°C (equivalente a $0,344\text{ Tf}$) sendo mantidas durante 15 minutos e posteriormente laminadas em uma laminadora laboratorial com cilindro duo, sem lubrificação e em uma rotação de 7 RPM. Seguiu-se com redução de 50% (equivalente a Von Mises 0,8) na espessura por ciclo. Após laminada a peça foi cortada ao meio e repetiu-se a operação no segundo e terceiro ciclo. Do quarto ao sexto ciclo de laminação não

foram adicionadas as partículas de SiC . O mesmo procedimento foi feito com as partículas de Al_2O_3 (Figura 24) e para a confecção de alumínio monolítico (sem adição de partículas de reforço).

Figura 24- Esquemático do processo ARB.

4.2 Ensaio de tração

Este ensaio consiste em aplicar uma força uniaxial no material, tendendo-o a alongá-lo até o momento de sua fratura. Este é sem dúvida, um dos mais simples e mais utilizados dos ensaios mecânicos e, quando realizado criteriosamente, pode fornecer informações básicas sobre as propriedades mecânicas fundamentais dos materiais. Foram utilizados corpos de prova de acordo com a norma ASTM D3039/D3039-14, de tamanho subsize sem entalhe e também corpos de prova com dois entalhes eletro-erodidos com fio de 0,18 mm e profundidade de 1 mm cada, conforme figura 25.

Figura 25- Desenho contendo as medidas do corpo de prova com detalhe do entale (em mm) e corpos de prova antes do ensaio.

O ensaio foi realizado em 6 corpos de prova (cp) para cada CMM com partículas SiC e Al_2O_3 , bem como no Alumínio monolítico (sem adição de partículas de reforço) e no Alumínio recozido, sendo três corpos de prova sem entalhe e três na condição de entalhado. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Propriedades Mecânicas do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos, sendo conduzidos em uma máquina universal da marca Emic modelo DL10000 com uma célula de carga TRD 28 (1000 kN). Empregou-se uma velocidade de deslocamento de travessão de 1 mm/min. , com extensômetro de 25 mm (Figura 26).

Figura 26- Máquina universal Emic com corpo de prova fixado e com extensômetro.

Figura 27- Corpo de prova rompido.

4.3 Microdureza Vickers

A dureza de um material pode definir-se como traduzindo a resistência á penetração da sua superfície. Dureza Vickers é um método de classificação da dureza dos materiais baseada num ensaio laboratorial. Neste método, é usada uma pirâmide de diamante com ângulo de diedro de 136° que é comprimida, com uma força arbitrária, contra a superfície do material. Calcula-se a área da superfície impressa pela medição das suas diagonais.

As medições foram feitas na seção longitudinal dos corpos de prova de alumínio recozido, alumínio monolítico, Al+SiC_p e Al+Al₂O_{3p}, sendo 10 medidas para cada corpo de prova, utilizando um microdurometro da marca LEICA modelo VMHT MOT e carga de 50 gf de acordo com a norma ASTM E384- 11e1.

Tomou-se o cuidado de descartar medidas em que as impressões estavam irregulares, evitando assim falsos resultados.

4.4 EDX (EDS)

A microanálise eletrônica é baseada na medida de raios-X característicos, emitidos de uma região microscópica da amostra arremetida por um feixe de elétrons. A Espectroscopia por dispersão de energia (EDS) possibilita a observação do espectro inteiro de raios-X de modo simultâneo, o que permite análise qualitativa rápida dos constituintes principais. As análises de Energia Dispersiva (EDS) foram realizadas na Central de Análises Químicas Instrumentais do Instituto de Química de São Carlos (CAQI/IQSC/USP) em um equipamento EDX LINK ANALYTICAL, (Isis System Series 300), com detector de SiLi Pentafet, janela ultrafina ATW II (Atmosphere Thin Window), de resolução de 133eV à 5,9keV e área de 10mm² quadrado, acoplado a um Microscópio Eletrônico ZEISS LEO 440 (Cambridge, England). Utilizou-se padrão de Co para calibração, feixe de elétrons de 20kV, distância focal de 25 mm, dead time de 30%, corrente de 2,82A e I probe de 2,5nA. As análises foram feitas no alumínio como recebido e nos compósitos Al+SiC_p e Al+Al₂O_{3p}.

4.5 Caracterização microestrutural e fratrográfica por Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura

A técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi utilizada para analisar a distribuição das partículas na matriz e também para análise fratrográfica. As fotomicrografias de MEV foram obtidas na Central de Análises Químicas Instrumentais do Instituto de Química de São Carlos (CAQI/IQSC/USP) em um equipamento ZEISS LEO 440 (Cambridge, England) com detector OXFORD (modelo 7060), operando com feixe de elétrons de 20kV, corrente de 2,82A e I probe de 200pA. Imagens com elétrons retro espalhados (BSE) foram obtidas utilizando FOUR QUADRANT BACKSCATTERED ELECTRON DETECTOR TYPE 400 (Cambridge, England), operando com feixe de elétrons de 20kV, corrente de 2,82A e I probe de 1500nA (Figura 28).

Figura 28- Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss LEO 440 -(CAQI/IQSC/USP).

Foram obtidas imagens para caracterização microestrutural nos compósitos Al+SiC_p e Al+Al₂O_{3p} referentes ao primeiro, quarto e sexto ciclo de laminação, nos aumentos

de 300x e 5000x. Estas amostras foram embutidas em baquelite, preparadas utilizando lixas com as granulometrias na sequência 400,600, 800, 1200, 1500, 2000 e 2500 e polidas com pasta de diamante Tipo S de 1 μ m e sílica coloidal.

As imagens obtidas de topo da fratura são de corpos de prova ensaiados em tração de alumínio recozido, de alumínio monolítico e dos compósitos Al+SiC_p e Al+Al₂O_{3p} nas condições de sem entalhe e entalhada, com aumento de 80x, 500x e 1000x . Não foi necessária a aspersão ou deposição de ouro ou carbono em nenhuma das amostras. Para cada condição tomou se cuidado de se escolher uma amostra representativa.

Para a microscopia óptica foram escolhidos os compósitos Al+SiC_p e Al+Al₂O_{3p} no primeiro e sexto ciclo de laminação. Foram extraídas amostras nas direções: longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S) Estas amostras foram embutidas em baquelite, preparadas utilizando lixas com as granulometrias na sequência 400,600, 800, 1200, 1500, 2000 e 2500 e polidas com pasta de diamante Tipo S de 1 μ m e sílica coloidal. As imagens foram obtidas nas seções longitudinais, transversais e de topo, com aumento de 100x para ambas as condições, para posterior montagem de imagens tridimensionais por meio do software Adobe Photoshop CS6. Utilizou-se de um microscópio óptico Axios Zeiss com câmera acoplada Axio Cam ERC5S.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Manufatura do CMM via processo ARB

Os CMMs particulados que foram laminados por meio do processo ARB foram inicialmente confeccionados com 04 (quatro) camadas de alumínio de 0,5 mm de espessura, totalizando 2 mm de espessura. Ao final de seis ciclos de laminação acumulativa somavam 128 (cento e vinte e oito) camadas de alumínio e 120 (cento e vinte) camadas de reforço (teoricamente, já que este foi disperso na matriz), e com a redução de 50% na espessura por ciclo, totalizavam 1 mm de espessura (Tabela 2).

Tabela 2- Observações sobre o processo ARB durante o experimento

Ciclo de Laminação	Nº de camadas Al	Nº de camadas reforço	h inicial (mm)	h final (mm)	Total de redução (%)
1	4	3	2	1	50
2	8	7	2	1	50
3	16	15	2	1	50
4	32	30	2	1	50
5	64	60	2	1	50
6	128	120	2	1	50

Durante a manufatura observou-se também que a cada ciclo de laminação as peças apresentaram trincas nas extremidades em sua largura conforme Figura 29, e isso acaba acarretando em perda de material, pois a cada ciclo tem-se que retirar estas extremidades para evitar que as trincas propaguem até o centro da peça.

Figura 29- Trincas laterais durante a laminação

5.2 Ensaio de Tração

Os resultados do ensaio de tração em corpos de prova de alumínio recozido, alumínio monolítico, Al+SiC_p e Al+ Al₂O_{3p} nas condições sem entalhe e com entalhe são apresentados nas tabelas que se seguem.

Tabela 3 - Dados colhidos no ensaio de tração no alumínio recozido

Alumínio Recozido sem entalhe			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	81,9	48	33,9
	82,4	46,5	31,77
	81,9	48	33,9
Média	82,06	47,5	33,19
Desv. Padrão	0,28	0,86	1,22
Alumínio Recozido entalhado			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	85,8	55,5	42,52
	83,4	54	41,6
	84,4	50,8	33,56
Média	84,53	53,43	39,22
Desv. Padrão	1,20	2,40	4,92

Tabela 4- Dados colhidos no ensaio de tração do alumínio monolítico

Alumínio Monolítico sem entalhe			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	134,9	121,5	54,39
	132,1	120,3	55,9
	138,3	121,4	53,8
Média	135,1	121,06	54,69
Desv. Padrão	3,10	0,66	1,08
Alumínio Monolítico entalhado			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	140,1	113,3	59,18
	132,1	120,6	63,79
	144,8	115,3	59,8
Média	139	116,4	60,92
Desv. Padrão	6,42	3,77	2,50

Tabela 5- Dados colhidos no ensaio de tração do CMM Al+SiC

Al+ SiC sem entalhe			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	145	132,9	75,3
	147	135,3	84,3
	140	137,6	74,7
Média	144	135,26	78,1
Desv. Padrão	3,60	2,35	5,37
Al+ SiC Entalhado			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	136,9	124,6	76,77
	133	125	74,47
	135	124	75,9
Média	134,96	124,53	75,71
Desv. Padrão	1,95	0,50	1,16

Tabela 6- Dados colhidos no ensaio de tração Al+ Al₂O₃

Al+ Al ₂ O ₃ sem entalhe			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	144,8	131,3	63,72
	141,6	128,4	57,9
	140,4	132,5	72,85
Média	142,26	130,73	64,82
Desv. Padrão	2,27	2,10	7,53
Al+ Al ₂ O ₃ entalhado			
	Tensão Máx	Lim. Escoamento	Mód. Elástico
	141,5	124,6	72,85
	140,1	129,4	71,5
	136,1	125,4	73,45
Média	139,23	126,46	72,6
Desv. Padrão	2,80	2,57	0,99

Esperava-se resistência mecânica um pouco superiores, mas de acordo com a literatura estão dentro do padrão para os parâmetros escolhidos, haja visto que de acordo com Saito (1998), Jamaati (2010) e Alizadeh (2012) a resistência mecânica tende aumentar com o aumento do número de ciclos de laminação e a quantidade de adição de partículas de reforço. Entretanto se esta última tiver um aumento percentual excessivo ocorrerá à fragilização da matriz.

De acordo com os resultados mostrados nas tabelas anteriores observamos que os CMMs Al+SiC_p e Al+Al₂O_{3p} apresentam valores de tensão máxima bem próximos, entretanto observa-se a diferença no módulo elástico em que o CMM Al+SiC_p apresentou valores maiores que o CMM Al+Al₂O_{3p}. Estes dados podem ser melhor analisados com os gráficos nas Figuras 30 e 31.

Figura 30- Gráfico estatístico do limite de resistência a tração

Figura 31- Gráfico estatístico do módulo elástico

Um dos dados mais preocupantes foi o baixo valor de módulo elástico do alumínio recozido, tendo em vista que o material como recebido apresentou o módulo

característico do alumínio comercialmente puro. Mas de acordo com a literatura, o módulo tende a diminuir com o aumento da temperatura e também sofre influência de sua estrutura e direção cristalográfica, defeitos e anisotropia do material. As tiras de alumínio sofreram tratamento térmico de recozimento na temperatura de 343°C por duas horas (um tempo relativamente grande, considerando a espessura da chapa) antes de iniciar o processo de laminação acumulativa e isso talvez seja o que afetou o módulo elástico, provavelmente pelo crescimento dos grãos durante o recozimento. Já o alumínio monolítico teve um aumento relativo no módulo devido encruamento e diminuição do tamanho de grão pelo processo de laminação acumulativa e os CMMs o módulo elástico teve um aumento significativo, cerca de cem por cento, pois além do encruamento e diminuição do tamanho de grão há também a ação das partículas de reforço.

O processo de laminação cumulativo segundo escala homóloga de temperatura se deu à morno, isso resulta em uma recuperação parcial da ductilidade, mas sem recrystalizar os grãos. Segundo Alizadeh (2010) o aumento do número de ciclos de laminação tende a aumentar a ductilidade do compósito devido à dispersão das partículas de reforço, aderência entre as camadas e diminuição do percentual de porosidade.

A tabela 7 apresenta as propriedades obtidas dos ensaios de tração, tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$), limite de escoamento (σ_y), módulo de elasticidade (E), tensão de ruptura (σ_r), percentual de alongamento (AL%). Os valores da tabela são dos corpos de prova escolhidos como representativo de seus respectivos grupos, por apresentarem os melhores valores dentro do esperado para o ensaio e também por serem aqueles cujos valores se aproximam da média.

Tabela 7 – Dados obtidos com ensaio de tração de corpos de prova escolhidos como representativos

CP sem entalhe	$\sigma_{\text{máx.}}$ (MPa)	σ_y (MPa)	E (GPa)	σ_r	% AL
Al recozido	81,9	48	33,9	80,9	20,21
Al Monolítico	134,9	121,5	54,39	117,3	10,32
Al + SiC _p	147	135,3	84,3	134,8	7,86
Al+Al ₂ O _{3p}	144,8	131,3	63,72	129,1	7,50
CP com entalhe	$\sigma_{\text{máx.}}$ (MPa)	σ_y (MPa)	E (GPa)	σ_r	% AL
Al recozido	85,8	55,5	42,52	79,2	3,95
Al Monolítico	140,1	113,3	59,18	125,4	1,79
Al + SiC _p	136,9	124,6	76,77	125,4	1,30
Al+Al ₂ O _{3p}	141,5	128,5	72,85	126,8	1,44

As curvas de tensão em função da deformação resultantes dos ensaios de tração realizados em temperatura ambiente são mostradas nas figuras 32,33 e 34.

A Figura 32 mostra o gráfico tensão x deformação dos materiais sem entalhe onde podemos comprovar que os CMMs apresentam grande deformação plástica, apesar de sofrerem encruamento pelo processo de laminação acumulativa.

Na figura 33 os gráficos tensão x deformação dos corpos de prova com presença de entalhe apresentaram comportamento de material frágil, com acentuada diminuição da ductilidade.

Figura 32 - Gráfico tensão x deformação dos corpos de prova sem entalhe.

Figura 33 - Gráfico tensão x deformação dos corpos de prova entalhados por eletro-erosão

Figura 34 - Gráfico tensão x deformação de todos os corpos de prova representativos.

A seguir serão apresentados os gráficos individuais para cada material, nas condições de entalhado e sem entalhe. Podemos observar que em todos os gráficos, as curvas para o material não entalhado houve recuperação da ductilidade, como já citado anteriormente. Para o material entalhado o percentual de alongamento diminuiu e houve um aumento da resistência mecânica em relação à aqueles não entalhados. Esse comportamento é esperado para esse tipo de condição, devido a restrição plástica do entalhe, segundo Dieter, 1986.

Figura 35 – Gráfico tensão x deformação alumínio recozido, cp com e sem entalhe.

Figura 36 – Gráfico tensão x deformação alumínio monolítico, cp com e sem entalhe.

Figura 37 – Gráfico tensão x deformação CMM Al + SiC_p, cp com e sem entalhe.

Figura 38– Gráfico tensão x deformação CMM Al + Al₂O_{3p}, cp com e sem entalhe.

5.3 Microdureza Vickers

Como era esperado, os compósitos apresentaram maior dureza do que o alumínio monolítico (sem adição de partículas de reforço) e este por sua vez em relação ao alumínio recozido. Os valores apresentados seguem padrões coerentes com a literatura, mas elas não especificam valores fixos, uma vez que cada autor escolhe números de ciclos de laminação e porcentagem de partículas de reforço diferentes, o que influencia diretamente no valor final obtido. Os dados colhidos durante o ensaio são mostrados na tabela a seguir.

Tabela 8 – Dados do ensaio de Microdureza Vickers

Medidas	Alumínio Recozido	Alumínio Monolítico	Al+ Al ₂ O ₃	Al+ SiC
1	33	44,9	62,2	72,9
2	32,4	45,3	65,5	75,1
3	38,9	44,9	58,1	73,9
4	37,7	48,2	58,5	73,3
5	37,8	44,6	60,1	77,9
6	34	48,9	61,3	69,8
7	38,5	47,6	64,3	69,3
8	36	44,8	61,3	71,9
9	32	43,1	60,8	71,6
10	38,3	42,8	59,4	71,7
Média	35,86	45,51	61,15	72,74
Desv. Padrão	2,74	2,06	2,37	2,52

Na Figura 39 mostra-se o gráfico obtido dos valores médios de dureza para o alumínio recozido, alumínio monolítico, CMM Al+SiC_p e Al+Al₂O_{3p}.

Figura 39- Gráfico de Microdureza Vickers.

5.4 Microscopia óptica e eletrônica de varredura

A Figura 40 mostra uma montagem tridimensional da microestrutura obtida nas três direções, transversal (T), longitudinal (L) e de topo (S). Na imagem (a) temos o compósito de matriz metálica Al+ SiC_p onde podemos ver de maneira bem distinta a separação entre as quatro camadas de alumínio da matriz e as três camadas iniciais de partículas de reforço e na imagem (b) podemos ver uma boa distribuição das partículas na matriz alcançada por meio do processo de laminação acumulativa. O mesmo acontece para o CMM Al+ Al₂O_{3p}, nas imagens (c) e (d).

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 40- Montagem tridimensional da microestrutura dos compósitos Al+ SiC_p (a) primeiro ciclo de laminação, (b) sexto ciclo de laminação e Al+ Al₂O_{3p} (c) primeiro ciclo de laminação , (d) sexto ciclo de laminação. Imagens com aumento de 100 μm obtidas nas três direções, transversal (T), longitudinal (L) e de topo (S).

A Figura 41 mostra imagem realizada por microscopia eletrônica de varredura, na seção transversal de corpos de prova do CMM Al+ Al₂O₃_p retirados do primeiro ao sexto ciclo de laminação. Podemos ver a distribuição das partículas de reforço ao longo da matriz, no primeiro ciclo podemos distinguir as camadas de reforço e no sexto ciclo as mesmas estão completamente dispersas na matriz. Podemos observar a mesma evolução no CMM Al+SiC_p, conforme Figura 42.

Figura 41- Imagens obtidas por meio de MEV, seção transversal, da evolução microestrutural do CMM Al+ Al₂O₃_p. (a) 1º ciclo (b) 2º ciclo (c) 3º ciclo (d) 4º ciclo (e) 5º ciclo e (f) 6º ciclo de laminação.

Segundo Alizadeh (2012), é esperado que ao passo que aumentamos o número de ciclos de laminação as interfaces de ligação entre as chapas não sejam identificadas, justamente pela dispersão das partículas de reforço.

Figura 42 - Imagens obtidas por meio de MEV , seção transversal, da evolução microestrutural do CMM Al+SiC_p. (a) 1º ciclo (b) 2º ciclo (c) 3º ciclo (d) 4º ciclo (e) 5º ciclo e (f) 6º ciclo de laminação.

As figuras 43 e 44 foram obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura das seções longitudinais dos CMMs Al₂O_{3p} e Al+SiC_p , respectivamente, nos primeiro, quarto e sexto ciclo de laminação, nos aumentos de 300x para imagem original e 5000x para imagem em destaque. Na figura 43-c (em destaque) observam-se trincas nas partículas que podem ser provenientes do corte amostral da peça selecionada, há também trincas na matriz que podem ser provenientes do processo de manufatura, uma vez que durante o mesmo surgiram trincas nas extremidades no sentido transversal à laminação, conforme relatado anteriormente. Em ambas as figuras 43 e 44 observa-se a dispersão da partícula de reforço.

Figura 43 - Imagem do compósito Al-Al₂O_{3p}, seção longitudinal, obtidas por meio de MEV nos aumentos de 300x para original e 5000x para área em destaque. (a) 1^o ciclo (b) 4^o ciclo e (c) 6^o ciclo de laminação.

Figura 44 - Imagem do compósito Al+SiC_p, seção longitudinal, obtidas por meio de MEV nos aumentos de 300x para original e 5000x para área em destaque. (a) 1^o ciclo (b) 4^o ciclo e (c) 6^o ciclo de laminação.

Nas imagens em destaque podemos ver grande porosidade entre as partículas (a), por ser a primeira interação com a matriz e estas estão se acomodando entre as chapas. Ao longo dos ciclos (b) e (c), porém esta porosidade diminui consideravelmente, mostrando uma boa ancoragem das mesmas.

5.5 EDX (EDS)

Na Figura 45 pode-se observar por meio do mapeamento realizado por meio da técnica de dispersão de energia de raios-X (EDX) em uma amostra da seção longitudinal do CMM Al+ SiC_p a presença e a distribuição espacial dos elementos Al, Si, Fe, C e O. A presença de Oxigênio se dá pelo tratamento térmico sofrido pelas partículas de reforço, a qual formou uma camada superficial de SiO₂. A presença de Ferro é oriunda da própria matriz, que provavelmente foi contaminada durante a sua obtenção.

Figura 45 – Mapeamento químico por Energia Dispersiva de Raios-X (EDX) de uma amostra da seção longitudinal do CMM- Al+ SiC_p.

A figura 46 mostra o espectro de energia característico da área de mapeamento e sua composição química é mostrada na Tabela 9 e os elementos constituintes estão de acordo com a análise química das matérias primas.

Figura 46– Espectro de energia dispersiva da seção longitudinal da amostra do CMM Al+ SiC_p.

Tabela 9- Porcentagem de elementos encontrados na seção longitudinal da amostra Al+ SiC_p de acordo com o EDX.

Elemento	C	O	Al	Si	Fe
% Elemento	13,24	2,88	71,07	12,53	0,27

Observa-se na Figura 47 por meio do mapeamento realizado analisada por meio da técnica de dispersão de energia de raios-X (EDX) em uma amostra da seção longitudinal do CMM Al+ Al₂O_{3p} presença e a distribuição espacial dos elementos Al, O e Fe. O Ferro é oriundo da matriz. A figura 48 mostra o espectro de energia característico da área de mapeamento e sua composição química é mostrada na Tabela 10 e os elementos constituintes estão de acordo com a análise química das matérias primas.

Figura 47 – Mapeamento químico por Energia Dispersiva de Raios-X (EDX) de uma amostra da seção longitudinal do CMM- Al+ Al₂O₃.

Figura 48– Espectro de energia dispersiva da seção longitudinal da amostra do CMM Al+ Al₂O_{3p}.

Tabela 10 - Porcentagem de elementos encontrados na seção longitudinal da amostra Al+ Al₂O_{3p} de acordo com o EDX.

Elemento	O	Al	Fe
% Elemento	8,34	91,22	0,44

5.6 Análise Fratográfica de Falha do CMM por MEV

5.6.1 Ensaio de Tração no Alumínio Recozido, sem entalhe

A Figura 49 apresenta a superfície de fratura do corpo de prova representativo do ensaio de tração em alumínio recozido sem entalhe onde evidencia a presença de microvazios- dimples- (setas amarelas) característicos de fratura dúctil, que são típicas de alumínio e destacamento central (seta vermelha)

(a)

(b)

Figura 49 - Imagem de fratura em cp de alumínio recozido e sem entalhe, obtida por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

5.6.2 Ensaio de Tração no Alumínio Recozido, com entalhe.

Conforme a Figura 50 da superfície de fratura do corpo de prova representativo de alumínio recozido com presença de entalhe eletro- erodido apresentou diminuição de microvazios e ocorrendo destacamento brusco (setas vermelhas) de material na região central caracterizando fratura de aspecto frágil.

(a)

(b)

Figura 50 - Imagem de fratura em cp de alumínio recozido e com entalhe, obtida por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

5.6.3 Ensaio de Tração no Alumínio Monolítico, sem entalhe.

Observa-se na Figura 51, a região de fratura do corpo de prova representativo de alumínio monolítico (sem adição de partículas de reforço), obtida por meio do processo de laminação acumulativa, onde se evidencia uma delaminação centra (setas vermelhas) onde teve início a fratura e vazios aparentemente, entre as camadas laminadas (setas amarelas).

(a)

Figura 51 - Imagem de fratura em cp de alumínio monolítico e sem entalhe, obtida por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

5.6.4 Ensaio de Tração no Alumínio Monolítico, com entalhe.

Na Figura 52 observa-se, a região de fratura do corpo de prova representativo de alumínio monolítico (sem adição de partículas de reforço), obtida por meio do processo de laminação acumulativa, onde se evidencia uma delaminação central (setas vermelhas) e vazios (setas amarelas), aparentemente, entre as camadas laminadas, com destacamento no centro do material (setas verdes). A direção de propagação da fratura (setas azuis) deu-se da região externa para a interna do corpo de prova.

(a)

(b)

Figura 52 - Imagem de fratura em cp de alumínio monolítico e com entalhe, obtida por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

5.6.5 Ensaio de Tração no CMM Al+ SiC_p , sem entalhe

A Figura 53 apresenta a superfície de fratura do corpo de prova representativo do ensaio de tração em compósito de matriz metálica Al+ SiC_p onde apresenta fratura mista (círculo laranja), com clivagem em algumas partículas de reforço (setas amarelas) , dimples (setas verdes) característicos de fratura dúctil, ilhas de partículas de reforço (setas em vermelho) além de trincas secundárias (setas azuis).

(a)

(b)

Figura 53 - Imagem de fratura em cp de CMM Al + SiC_p e sem entalhe , obtida por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

5.6.6 Ensaio de Tração no CMM Al+ SiC_p , com entalhe

Observa-se na Figura 54 a região de fratura do CMM Al+ SiC_p com entalhe, onde houve acentuada diminuição dos microvazios (indicando que a presença do entalhe fez com que o material dúctil fraturasse como frágil (indicado pelas setas verdes)), ilhas de partículas de reforço (setas vermelhas) bem como trincas secundárias (setas amarelas). Aparentemente não há destacamento das partículas de reforço, o que indica que há boa interação entre elas e a matriz.

(a)

(b)

Figura 54- Imagem de fratura em cp de CMM Al + SiC_p e com entalhe, obtida por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

5.6.7 Ensaio de Tração no CMM Al+ Al₂O_{3p} , sem entalhe

No corpo de prova representativo do CMM Al+ Al₂O_{3p} sem entalhe (Figura 55) há evidências de clivagem nas partículas de reforço (setas amarelas) e presença de microvazios o que apresenta aspecto de fratura mista (círculos azuis) Há também uma delaminação central (setas vermelhas), de onde se propagou a fratura.

(a)

(b)

Figura 55- Imagem de fratura em cp de CMM Al + Al₂O_{3p} e sem entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

5.6.8 Ensaio de Tração no CMM Al+ Al₂O_{3p} , com entalhe

A região de fratura do corpo de prova CMM Al+ Al₂O_{3p} com entalhe (Figura 56) apresentou diminuição de microvazios , trincas secundárias (setas azuis) e uma grande quantidade de partículas de reforço (setas amarelas), áreas de aspecto de fratura frágil (setas vermelhas), No conjunto apresentou fratura mista.

(a)

(b)

Figura 56 - Imagem de fratura em cp de CMM Al + Al₂O_{3p} e com entalhe obtido por meio de MEV com amplitude de (a) 500x e (b) 1000x.

6 CONCLUSÕES

A manufatura do compósito de matriz metálica reforçado com partículas de SiC e Al_2O_3 pelo do processo de laminação acumulativa (Accumulative roll bonding-ARB) demonstrou-se ser simples viável, mesmo com laminador laboratorial.

Com os resultados apresentados pode-se concluir que:

- ✓ A temperatura de laminação escolhida, representada como temperatura a morno de acordo com a escala homóloga, ajudou durante o processo no que diz respeito à colagem das lâminas, mas interferiu diretamente nos resultados dos ensaios mecânicos.
- ✓ A dureza do material foi crescente, em comparação com o material recozido. Para o alumínio monolítico o agente causador do aumento da dureza foi o encruamento e para os CMMs o encruamento mais a presença de partículas de reforço (o que contribui para o aumento de tensão interna).
- ✓ O alto limite de escoamento apresentados pelos materiais que foram processados por meio do processo ARB, está relacionado com a diminuição de grão sofrida durante o processo, de acordo com a literatura, e com as partículas de reforço, que seguram o movimento das discordâncias.
- ✓ O baixo módulo elástico do alumínio recozido está relacionado com o tempo e a temperatura de recozimento sofrido pelo material. Mas tendo em vista que o alumínio recozido foi utilizado como matriz dos compósitos, estes apresentaram aumento significativo no módulo elástico, devido ao processamento e às partículas de reforço.
- ✓ As fractografias analisadas revelam que as partículas de reforço estão bem ancoradas e distribuídas na matriz e não foram as agentes iniciadoras de fratura. As análises das superfícies de fratura corroboraram o comportamento apresentado durante o ensaio de tração.
- ✓ Em um contexto geral o CMM Al/SiC_p seria o mais recomendado por apresentar uma melhor distribuição das partículas de reforço e seu melhor

desempenho mecânico.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugestões para futuros trabalhos são apresentados no sentido de complementar à dissertação desenvolvida:

- Manufatura de compósitos híbridos de carbetos de silício e alumina.
- Análise da resistência ao cisalhamento por rebite em CMM Al/SiC_p.
- Soldagem por fricção e mistura em CMM Al/SiC_p.
- Estudo da região elástica por teoria da mecânica do dano.
- Caracterização mecânica com temperaturas diferentes de ensaio.

REFERÊNCIAS

ABAL- Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em <<http://www.abal.org.br/aplicações/automotivo-e-transportes/>> Acessado em 27 abril 2015.

_____. Disponível em <<http://www.abal.org.br/aluminio/processos-de-producao/laminacao/>> Acessado em 24 abril 2015.

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 nanostructures Al/ SiCp composite by Accumulative Roll Bonding (ARB) Process. **Journal of Alloys and compounds**, v.492, p.231-235. 2010.

ALIZADEH, M.; PAYDAR, M.H.; JAZI, F.S. Structural evaluation and mechanical properties of nanostructured Al/ B₄C composite fabricated by ARB. **Composite: Part B**, v.44,p.339-343, 2013.

ALTAN, T. et al. **Conformação dos Metais: Fundamentos e Aplicações**. São Carlos: EESC-USP-SãoCarlos-SP,1999.

AMIRKHALOU, 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, p.1159-1165. 2011.

ASKELAND, D. R.; FULAY, P. P.; WRIGHT, W. J. **The science and engineering of materials**. Thomson Engineering, 2011.

BENI, H.A. et al. Investigation of grain refinement in Al/Al₂O₃/B₄C nano-composite produced by ARB. **Composites: Part B**,v.58,p.438-442, 2014.

CALLISTER JUNIOR, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7ed. Tradução de Sergio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

_____. **Material Science and engineering: an introduction**. 8ed. John Wiley & Sons, Inc., 2010.

CHAWLA, K. K. **Composite materials: science and engineering**. Springer, 1998.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica**, 2 ed. São Paulo: McGraw-Hill, v.1, 1986.

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

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, 2013.

DEDAVID, B.A.; GOMES, C.I.; MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. Porto Alegre . EDIPUCRS, 2007.

DIETER, G.E. Laminação dos metais. In: Dieter, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois. Cap. 17, p. 518-543, 1986.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. Reimpressão. Rio de Janeiro. LTC, 2008.

HELMAN, H.; CETLIN, P. R. **Fundamentos da conformação**: Mecânica dos Metais. Rio de Janeiro: Guanabara, 1983

JAMAATI, R. et al. Wear behavior of nanostructured Al/ Al₂O₃ composite fabricated via Accumulated Roll Bonding (ARB) process. **Materials and Design**, v.59, p.540-549. 2014.

JAMAATI, R. et al. Investigations of nanostructured Al/ Al₂O₃ composite produced by Accumulative Roll Bonding. **Materials and Design**, v.35, p.37-42. 2012.

JAMAATI, R. et al. Significant improvement of Semi-solid microstructure and mechanical properties of A356 alloy by ARB process. **Materials Science and Engineering A**, v.528, p.2495-2501. 2011.

_____. Effect of particle size on microstructure and mechanical properties of composites produced by ARB process. **Materials Science and Engineering A**, v.528, p.2143-2148. 2011.

JAMAATI, R. et al. Texture development in Al/ Al₂O₃ MMCs produced by anodizing and ARB process. **Materials Science and Engineering A**, v.528, p.3573-3580. 2011.

KADKHODAEI, M. et al. Evaluation of corrosion properties of Al/ nanosílica nanocomposite sheets produced by Accumulative Roll Bonding (ARB) process. **Journal of Alloys and compounds**, v.576, p.66-71. 2013.

KARLIK, M.; Homola, P.; Slánová, M. Accumulative Roll Bonding. First experience with a twin-roll cast AA8006 Alloy. **Journal of Alloys and compounds**, v.378, p.322-325. 2004.

KRALLICS, G.; CENARD, I.G. An examination of the Accumulative Roll Bonding process. **Journal of Materials Processing Technology**, v.152, p.154-161. 2004.

LEE, S.H. et al. Microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy processed by Accumulative Roll Bonding. **Materials Science and Engineering A**, v.325, p.228-235. 2002.

LEE, SH. et al. Role of shear strain in ultra-grain refinement by Accumulative Roll Bonding (ARB) process. **Scripta Materialia**, v.46, p.281-285. 2002.

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.

MCLEAN, A.; HARTSOCK, D. Design with structural ceramics. **Structural ceramics (A 89-51251 22-27)**. San Diego, CA, Academic Press, Inc., p. 27-97, 1989.

MOURÃO, M.B.(coord.). **Introdução a Siderurgia**, São Paulo: ABM. 428p, 2007.

NETO, F. L.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais**. 2006.

PIERSON, H.O. **Handbook of Refractory Carbides and Nitrides**, New Jersey: Noyes Publication, 1996.

RALI, M. et al. Effect of ARB on textural evolution of AA1100 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering A**, v.527, p.7068-7073. 2010.

REIHANIAN, M.; BAGHERPOUR, E.; PAYDAR, M.H. On the achievement of uniform particle distribution in metal matrix composite fabricated by Accumulative Roll Bonding. **Materials Letters**, v. 91,p. 50-62, 2013.

REZAYAT, M.; AKBARZADEH, A. Bonding behavior of Al- Al₂O₃ laminations during roll bonding process. **Materials and Design**,v.36, p.874-879, 2012.

REZAYAT, M.; AKBARZADEH, A.; OWHADI, A. Production of high strength Al- Al₂O₃ composite by Accumulative Roll Bonding. **Composites: Part A**, v.43, p. 261-267, 2012.

SAITO, Y. et al. Novel ultra-high straining process for bulk materials- Development of the Accumulative Roll Bonding (ARB) process. **Acta Mater**, v 47, n.2, p.579- 583, 1999.

SAITO, Y. et al. Ultra-fine grained bulk aluminum produced by Accumulative Roll Bonding (ARB) process **Scripta Materialia**, v 39, n.9, p.1221- 1227, 1998.

SHAMANIAN, M. et al. Investigation of microstructure texture and mechanical properties of Al-Al₂O₃-B₄C composite produced by Accumulative Roll Bonding (ARB) process. **Materials and Design**, <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.01.020>. 2014.

SILVA, C.E.R. **Processamento do Carbetto de Silício ligado por reação**, (COPPE/URFJ, D. Sc, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2008). Tese- Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Rio de Janeiro, 2008.

TALACHI, A.K. et al. wear characteristics of severely deformed aluminum sheets by Accumulative Roll Bonding (ARB) process. **Materials Characterization**, v.62, p.12-21. 2011.

TOROGHINEJAD, M.R. et al. Textural evolution of nanostructured AA5083 produced by ARB. **Materials Science and Engineering A**, v.556, p.351-357. 2012.

TOROGHINEJAD, M.R. et al. The effect of alumina content on mechanical properties of hybrid composites fabricated by ARB process. **Ceramics International**, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.03.020>. 2014.

TOTTEN, G.E.; MACKENZIE, D.S. **Handbook of Aluminum**, New York: Marcel Dekker, In. v.1, 2003.

TSUJI, N. et al. Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing. **Scripta Materialia**, v.47, p.893-899, 2002.

VENTURA, A.M.F.M. Os Compósitos e a sua aplicação na Reabilitação de Estruturas metálicas. **Ciência & Tecnologia dos Materiais**, v. 21, n. 3/4, 2009.

YAZDANI, A. et al. A new consideration on reinforcement distribution in the different planes of nanostructures metal matrix composite sheets prepared by Accumulative Roll Bonding (ARB). **Journal of Alloys and compounds**, v.509, p.9562-9564. 2011.

YAZDANI, A. et al. Strain composite strips produced by Accumulative Roll Bonding technique. **Materials Science and Engineering A**, v.577, p.158-160. 2013.

APÊNDICE – A

1 -Dados estatísticos dos ensaios de tração no alumínio recozido, alumínio monolítico, CMM Al+ SiC_p e Al+ Al₂O_{3p}.

De acordo com os resultados do test-t realizados para os valores de resistência à tração obtidos nos ensaios de tração em corpos de prova sem entalhe e entalhados, concluiu-se para todos eles que os valores resultantes são significativos e validados, podendo ser confirmados com 95% de certeza.

Aluminio recozido	
Sem ent	Com ent
Tensão Máx	Tensão Máx
81,9	85,8
82,4	83,4
81,9	84,4

Teste-t:		
	Tensão Máx	Tensão Máx
Média	82,06666667	84,53333333
Variância	0,083333333	1,453333333
Observações	3	3
Variância agrupada	0,768333333	
Hipótese da diferença	0	
gl	4	
Stat t	-3,446523603	
P(T<=t) uni-caudal	0,013068677	
t crítico uni-caudal	2,131846786	
P(T<=t) bi-caudal	0,026137354	
t crítico bi-caudal	2,776445105	

Anova: fator único

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância	desv padrão	
Tensão Máx	3	246,2	82,06667	0,083333	0,288675135	
Tensão Máx	3	253,6	84,53333	1,453333	1,205542755	
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	9,126667	1	9,126667	11,87852	0,026137354	7,708647
Dentro dos grupos	3,073333	4	0,768333			
Total	12,2	5				

Aluminio Monolitico		Teste-t:		
sem ent	com ent			
Tensão Máx	Tensão Máx		<i>Tensão Máx</i>	<i>Tensão Máx</i>
134,9	140,1	Média	135,1	139
132,1	132,1	Variância	9,64	41,23
138,3	144,8	Observações	3	3
		Variância agrupada	25,435	
		Hipótese da diferença	0	
		gl	4	
		Stat t	-0,947096792	
		P(T<=t) uni-caudal	0,19860921	
		t crítico uni-caudal	2,131846786	
		P(T<=t) bi-caudal	0,39721842	
		t crítico bi-caudal	2,776445105	

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	<i>Desv.padrão</i>	
Tensão Máx	3	405,3	135,1	9,64	3,104834939	
Tensão Máx	3	417	139	41,23	6,421059103	
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	22,815	1	22,815	0,896992	0,39721842	7,708647
Dentro dos grupos	101,74	4	25,435			
Total	124,555	5				

Al+ SiC	
sem ent	com ent
Tensão Máx	Tensão Máx
145	136,9
147	133
140	135

Teste-t:		
	Tensão Máx	Tensão Máx
Média	144	134,9666667
Variância	13	3,803333333
Observações	3	3
Variância agrupada	8,401666667	
Hipótese da diferença	0	
gl	4	
Stat t	3,816901408	
P(T<=t) uni-caudal	0,009414133	
t crítico uni-caudal	2,131846786	
P(T<=t) bi-caudal	0,018828266	
t crítico bi-caudal	2,776445105	

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância	desv.padrão	
Tensão Máx	3	432	144	13	3,605551275	
Tensão Máx	3	404,9	134,9667	3,803333	1,950213664	
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	122,4017	1	122,4017	14,56874	0,018828266	7,708647
Dentro dos grupos	33,60667	4	8,401667			
Total	156,0083	5				

Al+ Al2O3	
Sem ent	Com ent
Tensão Máx	Tensão Máx
144,8	141,5
141,6	140,1
140,4	136,1

Teste-t:		
	<i>Tensão Máx</i>	<i>Tensão Máx</i>
Média	142,2666667	139,2333333
Variância	5,173333333	7,853333333
Observações	3	3
Variância agrupada	6,513333333	
Hipótese da diferença de	0	
gl	4	
Stat t	1,455673966	
P(T<=t) uni-caudal	0,109593818	
t crítico uni-caudal	2,131846786	
P(T<=t) bi-caudal	0,219187637	
t crítico bi-caudal	2,776445105	

Anova: fator único						
RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	<i>Desv.padrão</i>	
Tensão Máx	3	426,8	142,2667	5,173333	2,274496281	
Tensão Máx	3	417,7	139,2333	7,853333	2,802379941	
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	13,80167	1	13,80167	2,118987	0,219187637	7,708647
Dentro dos grupos	26,05333	4	6,513333			
Total	39,855	5				