UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

RICARDO TADEU AURELIANO JUNIOR

**Interferência do tratamento térmico T6 em juntas soldadas a Laser de compósito
de Liga de Alumínio AA356 reforçado com partículas de carbetto de silício**

São Carlos

2015

RICARDO TADEU AURELIANO JUNIOR

**Interferência do tratamento térmico T6 em juntas soldadas a Laser de compósito
de Liga de Alumínio AA356 reforçado com partículas de carbeto de silício**

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
2015**

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

A927i Aureliano Junior, Ricardo Tadeu
Interferência do tratamento térmico T6 em juntas
soldadas a laser de compósito de liga de alumínio A356
reforçado com partículas de carbeto de silício /
Ricardo Tadeu Aureliano Junior; 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. Compósito de matriz metálica. 2. Soldagem a
laser. 3. Caracterização mecânica. 4. Caracterização
microestrutural. 5. Caracterização fractográfica. I.
Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **RICARDO TADEU AURELIANO JUNIOR.**

Título da dissertação: "Interferência do tratamento térmico T6 em juntas soldadas a laser de compósito de liga de alumínio AA356 reforçado com partículas de carbeto de silício".

Data da defesa: 03/12/2015

Comissão Julgadora:

Resultado:

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

APROVADO

Prof. Dr. **Paulo César Rioli Duarte de Souza**
(Academia da Força Aérea/AFA)

APROVADO

Prof. Dr. **Cleyton Fernandes Ferrarini**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar – Campus Sorocabá)

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 **Paulo César Lima Segantine**

*Dedico este trabalho ao meu tio José Pereira (in memorian) e minha tia Sonia,
aos meus pais Ricardo e Dalva, a minha irmã Lais
e a todos os demais familiares,
pela paciência, compreensão e pela força
dada durante todo esse período de estudo.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a DEUS por me dar sabedoria e força para enfrentar as batalhas do dia-a-dia.

Ao professor e Orientador José Ricardo Tarpani, pela orientação, atenção e pelos ensinamentos passados ao longo desse período de mestrado.

Ao professor Rudimar Riva e a todos os funcionários do IEAv pela colaboração junto a esse projeto de pesquisa.

A todos os professores do SMM e externos, pelos ensinamentos passados, sejam eles durante uma disciplina, ou através de uma simples conversa.

Aos técnicos do departamento de Engenharia Materiais USP – São Carlos: Alberto, João, Pedro, Eliezer (Tico), Douglas, Ricardo e Wagner pelas dicas e por estarem sempre prontos a ajudar.

À Escola de Engenharia de São Carlos, pela oportunidade de realização do curso de mestrado.

À CAPES, pela concessão da bolsa de mestrado e pelo apoio financeiro para a realização desta pesquisa.

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

À todos os pós graduando e alunos, em especial: Jeferson, Rafael, Roger, Bacha, Luis Henrique, Rafael Sayama, Fábio Mariani, Janaína, Emanuelle, Marcia, Leonardo, Gualter, Joseph, Rafael Varjão, Rogério, Erenilton, Braian, Takeya, Maranhão e Otávio obrigado pela companhia, pelas confraternizações, pelos momentos de risadas.

À todos integrantes da “Nossa Rep”.

À todos os funcionários do departamento de Engenharia de Materiais, em especial: Vitor, Ana, Priscila, Vanessa, Romilda, obrigado pela atenção e por sempre estar dispostos a ajudar no que fosse preciso.

Aos meus pais por acreditarem no meu potencial, e sempre me incentivarem a me dedicar aos estudos.

Aos guerreiros e batalhadores Tia Sonia e Tio Zé pelo acolhimento e pelos conselhos nos momentos de lazer.

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

Muito obrigado a todos!

“ A alegria que se tem em pensar e aprender faz-nos pensar e aprender ainda mais”.

Aristóteles

“Se você quer ser bem sucedido, precisa ter dedicação total, buscar seu último limite e dar o melhor de si”

Ayrton Senna

RESUMO

AURELIANO JUNIOR, R. T. **Interferência do tratamento térmico T6 em juntas soldadas a Laser de compósito de liga de alumínio AA356 reforçado com partículas de carbeto de silício** 115 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.

Este trabalho versa sobre a caracterização de uma junta soldada em cheio (*bead-on-plate*) de liga AA356 reforçada com partículas de SiC, soldada por um Laser de fibra de alta potência. A soldagem foi realizada em duas amostras com diferentes condições térmicas, tratadas termicamente T6 (solubilização e envelhecimento) antes da soldagem (amostra A) e após a soldagem (amostra B). Nas amostras A e B foram realizadas as análises de metalografia via Microscopia Óptica de luz reflexiva (M.O) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), também foram realizadas análises microquímica por Energia Dispersiva de Raios-X (EDX), ensaio mecânico de microdureza e difração de Raios-X. Os corpos de prova submetidos ao ensaio de tenacidade em Flexão três pontos tinham condições térmicas iguais a da amostra A, pois essa condição térmica é a condição que normalmente o Compósito de Matriz Metálica (CMM) exibe em serviço. A inspeção metalográfica por M.O identificou a interferência do tratamento térmico T6 realizado na amostra A, fazendo que fosse possível identificar a baixa proporção das partículas de Si na matriz, conforme análise se aproximava da zona fundida (ZF), e a presença de uma estrutura metaestável com a presença dendritas na ZF, aos quais foram diretamente correlacionados com os resultados da microdureza. A amostra B exibiu uma microestrutura bem homogênea em relação à amostra A, em termos de dispersão das partículas de Si e presença de dendritas na ZF. A fractografia por MEV em modo de imageamento por elétrons secundários, permitiu analisar as superfícies de fratura do compósito em estudo (AA356+SiC), fraturado após o ensaio de tenacidade em Flexão três pontos, identificando a presença de muitos dimples que formavam uma estrutura alveolar, conhecida como uma estrutura típica de um regime dúctil. Por meio desta técnica, também foi possível detectar os principais mecanismos de tenacificação nos CMM, tais como: trincamento, descolamento ou destacamento das partículas de SiC, e o crescimento e coalescência de dimples na estrutura da matriz, os quais foram identificados e correlacionados com o desempenho mecânico dos corpos de prova analisados. A microanálise química por EDS permitiu o mapeamento dos elementos químicos presentes nas regiões do Metal Base (MB) e na Zona Termicamente Afetada (ZTA) do CMM. Por meio desta técnica, foi possível identificar a presença das partículas de Si e SiC, os elementos químicos presentes nas regiões

dendriticas, os elementos fragilizantes presentes na microestrutura do CMM, tais: como Fe, Cr e Mn, e a presença de carbeto de Alumínio-Silício (Al_4SiC_4) presentes nas ZF, em forma de agulhas. A microanálise química foi realizada tanto nas regiões das juntas soldadas quanto nas superfícies de fraturas provenientes do ensaio de tenacidade em Flexão três pontos.

Palavras-chave: Compósito de matriz metálica, Soldagem a Laser, caracterização mecânica, microestrutural e fratógráica.

ABSTRACT

AURELIANO JUNIOR, R. T. **Interference of T6 temper on the joints welded by Laser of composite of SiC particulate reinforced A356 aluminum-alloy.** 115 p. Dissertation (Mastering) – Department of Science & Materials of Engineering, Engineering School of São Carlos, University of Sao Paulo, Sao Carlos, 2015.

This work focuses on the characterization of a joint welded bead-on-plate of SiC particulate-reinforced A356-alloy welded by high power fiber laser. The welding was achieved in two samples with different conditions, both with T6 applied, before (sample A) and after (sample B) the welding process respectively. Samples A and B were performed materialographic analysis by Optic Microscopy of light reflected (O.M) and scanning electron microscopy (SEM), were also performed chemical microanalysis by energy dispersive X-ray , mechanical testing microhardness and X-ray diffraction. Specimens submitted to the three point bending toughness test present a thermal condition similar to sample A, because this thermal condition is the condition that normally the Metal Matrix Composite (MMC) exhibits in service. The inspection metallographic by (O.M) identified heat treatment T6 interference in the sample A, and though this is it was possible to identify low proportion of Si particles in the matrix, while the analysis was approaching fused zone, and the presence of a metastable structure with formation of dendrites in the fused zone, were which promptly correlated with results of microhardness. The sample B exhibited more homogenous a microstructure in terms of dispersion of Si particles. SEM fractography in secondary electron imaging mode allowed to analyze fracture surface of MMC, identifying the presence of more microvoids creating an alveolar structure typical of an ductile regime. Through this technique, it also was possible to detect main toughening mechanisms for MMC, such as, cracking, debonding and growth and coalescence dimples in the structure the of matrix which were identified and correlated with performance of specimens analyzed. EDS micro-chemical analysis allowed to map chemistry elements present in various regions of CMM, such as, Base Metal (BM), heat affected zone (HAZ) and Fused Zone (FZ). Through this technique, it was possible to identify and quantify the presence of Si and SiC particles, the elements present in the dendrites and presence of embrittlement elements in the microstructure of MMC, such as, Fe,Cr and Mn and presence of needle-shapped Aluminium-Silicon carbides (Al_4SiC_4) in the FZ of sample A. Chemical microanalyses were performed both in regions of welded joints and in surface of fracture from the three points bending toughness test.

Keywords: Metal matrix composite, Laser welding, mechanical, microstructural and

fractographic characterization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Classificação dos materiais compósitos.....	32
Figura 2 - Microscopia ótica de um compósito de matriz de um compósito de matriz de alumínio.	35
Figura 3 – Comparação entre os processos de soldagem	37
Figura 4 – Representação da soldagem a Laser utilizando o regime <i>Key Hole</i>	38
Figura 5 - Microestrutura de um compósito AA356/SiCp soldado a Laser.	39
Figura 6 – Gráfico de têmpera T6 (solubilização e envelhecimento)	41
Figura 7 - Micrografia ilustrando a presença de micro trincas nas partículas de SiC, quando submetidas a esforços mecânicos.	44
Figura 8 – Comparação esquemática do comportamento tensão-deformação de materiais elásticos não lineares e materiais elasto-plástico (Savioli, 2011).	46
Figura 9 – (a) Tarugo trapezoidal da liga AA356 da maneira como recebida do fornecedor; (b) Partículas de SiC.	48
Figura 10 - (a) Vista geral do equipamento forno-misturador; (b) Suporte do cadinho; (c) Cadinho aberto dentro do forno de resistência elétrica; (d) Cadinho com compósito liga-Al+SiC em estágio de solidificação sob condições ambiente (Maluf, 2011).	49
Figura 11 - (a, b) Liga AA356 fundida em cadinho, com agitação em vórtice no estado líquido, e resfriada ao ar, sem subsequente tratamento térmico; (c) AA356 obtida por agitação em vórtice no estado semissólido, resfriada rapidamente, e não submetida a tratamento térmico posterior; (d) Com tratamento térmico T6 subsequente. Ampliações: (a) X; (b) 2X; (c, d) 5X. Ataque: Reagente de Keller. (OLIVEIRA, 2013).	51
Figura 12 – (a)CMM solidificado extraído do cadinho e (b) seção transversal do CMM.	51
Figura 13 - Etapas percorridas pelo CMM até a obtenção dos resultados finais.	53
Figura 14 – Amostra utilizada no ensaio de radiografia.....	54
Figura 15 – Amostras utilizadas para confecção dos cdp para as análises materialograficas e para o ensaio de microdureza. (a) Amostra tratada termicamente antes da soldagem e (b) Amostra tratada termicamente após a soldagem.	54
Figura 16 – (a) Desenho do croqui dos cdp utilizados no ensaio de tenacidade sobre flexão três pontos. (b) Imagem da região onde foi confeccionado o entalhe nos cdp ensaiados por tenacidade sobre Flexão três pontos.	55

Figura 17 - (a) Bolachas com espessuras de 25 mm extraídos do cadinho; (b) Laminador utilizado para redução de espessura; (c) Vista lateral do CMM obtido via laminação de uma bolacha.	58
Figura 18 - Equipamentos utilizados durante o processo de soldagem a Laser.....	59
Figura 19 - Orientação do sentido do Laser na soldagem das amostras de CMM.....	60
Figura 20 - Equipamento da marca FEI modelo INSPECT F-50, utilizado nas análises fratógráficas.	61
Figura 21 – Equipamento da marca Panalytical modelo X-Pert PRO utilizado nos ensaios de difração de raios-x.....	62
Figura 22 - Equipamento utilizado no ensaio de microdureza modelo VmHTmot, da marca Leica.....	63
Figura 23 – Esquemático do ensaio de microdureza.	63
Figura 24 - (a) Máquina universal de ensaios da marca EMIC utilizada nos ensaios de tenacidade sobre flexão três pontos e (b) Esquemático da montagem do sistema para realização do ensaio utilizando um extensômetro tipo clip <i>gage</i>	64
Figura 25 - Corte da seção transversal do CMM, com os parâmetros de soldagem numerados de acordo com Tabela 4, amostra A (tratada termicamente antes da soldagem).	66
Figura 26 - Corte da seção transversal do CMM com os parâmetros soldados numerados de acordo com Tabela 4, amostra B (tratada termicamente após a soldagem).	67
Figura 27 - Vista tridimensional da microestrutura do CMM soldado a Laser.	69
Figura 28 - Peça elíptica soldada com os parâmetros definidos de acordo com a tabela 7. ...	70
Figura 29 - Desenho esquemático mostrando a localização da extração dos cdp para o ensaio de flexão três pontos.	71
Figura 30 - Radiografia da peça elíptica executada com raios-X convencional.....	71
Figura 31 - Radiografia da peça elíptica executada com raios gama (irídio 192).	72
Figura 32 - Microestrutura do CMM no estado bruto de solidificação; (a) Isento de tratado térmico; (b) Tratado termicamente T6, aumento 500x.	72
Figura 33 - Microestrututur do CMM Laminado Tratado Termicamente T6: (a, b) imagens do plano Transversal (LS); (c, d) imagens do plano de espessura S (TL); (e,f) imagem do plano horizontal (TS).	74
Figura 34 - Microestrutura do CMM isenta do tratamento térmico T6: (a, b) imagens do plano Transversal (LS) (c, d) imagens do plano de espessura S (TL); (e,f) imagem do plano horizontal (TS).	75

Figura 35 – Vista tridimensional do CMM após a laminação, (a) CMM tratado isento de ataque químico e (b) CMM atacado quimicamente com o reagente Keller's.	76
Figura 36 - Identificação das análises realizadas na microestrutura do CMM em (a) amostra A tratada termicamente antes da soldagem e em (b) amostra B tratada termicamente após a soldagem.....	77
Figura 37 - Micrografias do metal base, identificando as regiões MB1 e MB2 da Figura 36. As imagens (a) e (c) representam a condição da amostra A (tratada termicamente antes da soldagem), e as imagens (b) e (d) representam a amostra B (tratada termicamente após a soldagem).	78
Figura 38 – Ampliação da microestrutura do MB da amostra B. (a) Resolução de 40µm (b) Resolução 5µm.	79
Figura 39 - Microanálise química pontual realizadas nas partículas orientadas no MB.	80
Figura 40 - Mapeamento realizado para determinação dos elementos químicos presentes na microestrutura do metal base da amostra	81
Figura 41 - Micrografia da zona termicamente afetada (ZTA) da Figura 36. (a) amostra A – tratada termicamente antes da soldagem, (b) amostra B – tratada termicamente após a soldagem.....	82
Figura 42 – Microestrutura exibindo as três regiões (MB, ZTA e ZF) da amostra A.....	83
Figura 43 – Mapeamento químico de área das dendritas presentes na ZTA da amostra A. ...	84
Figura 44 – Microanálise química pontual na região das dendritas; (a) Micrografia de identificação da análise; (b) EDS pontual em cima de uma dendrita; (c) EDS pontual na matriz do CMM.	85
Figura 45 - Micrografia da zona fundida (ZF) da Figura 36. (a) amostra A - tratada termicamente antes da soldagem e (b) amostra B - tratada termicamente após a soldagem....	86
Figura 46 - Difratoograma de Raios - X das amostras AA356/SiCp em duas condições térmicas diferentes.....	87
Figura 47 - Microdureza Vickers realizada no CMM nas condições; isento de T.T (gráfico rosa), amostra A (gráfico preto) e amostra B (gráfico vermelho). Micrografias I e II região do MB da amostra B e A; Micrografias III e IV região da ZTA da amostra A e da amostra B; Micrografias V e VI região da ZF da amostra A e amostra B.....	89
Figura 48 - Resultados dos ensaios de flexão quase estática em corpos de prova com entalhe eletro-erodidos.	90

Figura 49 - Micrografia ótica dos cdp fraturados sob o ensaio de tenacidade em Flexão três pontos. Em (a) observa-se a microestrutura do cdp classificado como cordão IV cdp 6, cdp que absorveu maior energia até a fratura 139,86 KJ/m ² e em (b) microestrutura do cdp classificado como cordão II cdp 5, cdp que absorveu menor energia até a fratura 18,39 KJ/m ²	92
Figura 50 - Macrografia do cdp ensaiado sob tenacidade em Flexão três, cdp que obteve maior absorção de carga (cordão IV cdp 6).	94
Figura 51 - (a) e (b) Fratografias obtidas a partir da análise de MEV da superfície de ruptura do cdp classificado como cordão IV cdp 6, ensaiado via ensaio de tenacidade em flexão três pontos, na região soldada.	95
Figura 52 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura do cdp classificado como cordão IV cdp 6 ensaiado sob tenacidade em flexão três pontos: (a) região flexão lenta, (b) região impacto por N ₂ L.	97
Figura 53 - Macrografia do cdp ensaiado sob tenacidade em Flexão três que obteve menor absorção de carga (cordão II cdp 5).	98
Figura 54 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura da região soldada do cdp classificado como cordão II cdp 5, ensaiado sob tenacidade em Flexão três pontos.	99
Figura 55 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura da região não soldada do cdp classificado como cordão II cdp 5, ensaiado sob tenacidade em Flexão três pontos.	99
Figura 56 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura da região 2 (Impacto N ₂ L) do cdp classificado como cordão II cdp 5, ensaiado sob tenacidade em Flexão três pontos.	100
Figura 57 - Mapeamento químico realizado na região dos precipitados (Al ₄ SiC ₄).	101
Figura 58 - Mapeamento químico realizado na região 1(flexão lenta a temperatura ambiente) região não soldada.	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades Mecânicas dos compósitos de matriz metálica Al/SiCp.....	44
Tabela 2 - Composição química da liga AA-356 (a) Composição fornecida pelo fabricante, (b) Composição da Liga como recebida.	47
Tabela 3 - Valores de densidade aparente dos materiais utilizados na fabricação do material compósito em estudo (OLIVEIRA, 2013).....	48
Tabela 4 - Parâmetros utilizados na soldagem do CMM.....	59
Tabela 5 - Tratamento térmico aplicado ao CMM.	61
Tabela 6 - Condições térmicas dos corpos de prova.....	65
Tabela 7 - Parâmetros de soldagem definidos a partir da caracterização microestrutural realizada nos ensaios exploratórios.	69
Tabela 8 - Resultados dos cálculos dos valores críticos da integral-J.	91

LISTA DE SIGLAS

Al/Si – Ligas de alumínio-silício
Al₄C₃ – Carbetos de alumínio
Al₄SiC₄ – Carbetos de alumínio-silício
Al₂O₃ - Alumina
ASTM – American Society Testing Materials
CDP'S – Corpos de prova
CMA – Compósito de matriz de alumínio
CMC – Compósito de matriz cerâmica
CMM – Compósito de matriz metálica
CMP – Compósito de matriz polimérica
CTA – Centro Técnico Aeroespacial
DedALO – Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Lasers ópticos.
EDS - Sonda de energia dispersiva
EESC – Escola de Engenharia de São Carlos
IEAV – Instituto de estudos avançados
MAG – Metal Ativo Gás
MB – Metal Base
MEV – Microscopia eletrônica de varredura
MIG – Metal Inerte Gás
SiC_p – Carbetos de Silício particulado
SMM – Departamento de Engenharia de Materiais
TiC – Carbetos de Titânio
TIG – Tungstênio Inerte Gás
TIW – Instituto de Soldagem
TT – Tratamento Térmico T6
USP - Universidade de São Paulo
ZTA – Zona Termicamente Afetada
ZF – Zona Fundida

LISTA DE SÍMBOLOS

CO₂ – Gás carbônico

He – Hélio

Ne - Neônio

MW – Megawatts

Al – Alumínio

Ti – Titânio

Cu – Cobre

Mg – Magnésio

Si – Silício

C – Carbono

°C – Graus Celsius

K – Graus Kelvin

β – Beta

α – Alfa

Mg – Magnésio

μm – Microns

GPa – Gigapascal

Kw – Kilo watts

Ar – Argônio

Cr – Cromo

Fe – Ferro

Mn – Manganês

N₂L – Nitrogênio Líquido

Sumário

1	INTRODUÇÃO	27
1.1	Considerações Iniciais.....	27
1.2	Motivação e Justificativa.....	28
1.3	Objetivos e Metas do trabalho.....	28
1.4	Estrutura do Trabalho	29
2	REVISÃO DA LITERATURA.....	31
2.1	Materiais Compósitos.....	31
2.2	Compósito com matriz de metálica.....	32
2.2.1	Compósito com matriz de alumínio	33
2.3	Princípios básicos do Laser	35
2.4	Soldagem em compósitos de matriz metálica	36
2.4.1	Soldagem por feixe a Laser	36
2.5	Tratamento térmico T6 (solubilização + envelhecimento).....	40
2.6	Ensaio Mecânicos em materiais compósitos de matriz metálica.....	42
2.7	Fratura em materiais compósitos de matriz metálica	43
2.8	Integral de J	45
3	MATERIAIS	47
3.1	Liga AA-356	47
3.2	Partículas de SiC	48
3.3	Compósito de Matriz Metálica (CMM).....	49
4	AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA.....	53
4.1	Ensaio de Radiografia.....	53
4.2	Ensaio de tenacidade em Flexão três pontos.....	55
5	MÉTODOS EXPERIMENTAIS	57
5.1	Processo de obtenção do CMM	57
5.2	Soldagem a Laser	58
5.3	Materialografia.....	60
5.4	Tratamento Térmico T6.....	61

5.5	Análises microestruturais	61
5.5.1	Caracterização microestrutural e fraturográfica do compósito AA356/SiC ...	61
5.5.2	Difração de raios-X.....	62
5.6	Ensaio Mecânico	62
5.6.1	Microdureza.....	62
5.6.2	Ensaio de tenacidade em Flexão três pontos.	63
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
6.1	ENSAIOS EXPLORATÓRIOS	65
6.1.1	Considerações iniciais	65
6.1.2	Microestrutura do CMM soldado	65
6.2	Soldagem a Laser	68
6.3	Caracterização estrutural	71
6.4	Caracterização microestrutural	72
6.4.1	Efeitos do tratamento térmico T6 na microestrutura do CMM	72
6.4.2	Efeitos do tratamento térmico T6 na microestrutura do CMM soldado.....	76
6.4.3	Difração de Raios –X.....	86
6.5	Ensaio Mecânico	87
6.5.1	Microdureza.....	87
6.5.2	Ensaio de tenacidade em Flexão três pontos	90
6.5.2.1	Análise fraturográfica de falha dos cdp via microscopia ótica.	92
6.5.2.2	Análise fraturográfica de falha dos cdp via microscopia eletrônica de varredura	94
7	CONCLUSÕES.....	103
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	107
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109
	ANEXO I.....	115

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

Com o avanço tecnológico os novos e mais exigentes requisitos de projeto demandaram a criação de novas classes de materiais, onde se destacam os materiais compósitos, os quais podem ser divididos em três categorias em relação à matriz predominante: compósito de matriz cerâmica, compósito de matriz metálica e os compósitos de matriz polimérica. Estes são capazes de corresponder às novas necessidades em termos de propriedades mecânicas e físico-químicas.

Empresas estão buscando cada vez mais, materiais estruturais que possuam baixa massa específica, sejam resistentes, rígidos, com resistência á abrasão e ao impacto e que não sejam degradados facilmente; essas combinações são características formidáveis dos materiais compósitos. Em geral, a maioria dos materiais com elevadas propriedades mecânicas são mais densos, e, com o aumento da densidade do material, ocorre uma diminuição na resistência ao impacto ou a tenacidade a fratura, por exemplo.

O Compósito com matriz de alumínio (CMA), tem atraído a atenção da comunidade científica na área de materiais, por apresentar várias características para substituir os metais convencionais, tais como: baixo peso específico, boas propriedades mecânicas e boa soldabilidade, de uma maneira geral o compósito com matriz de alumínio, tem sido amplamente aplicado nas indústrias aeronáutica, aviação e na de fabricação de automóveis. Porém para se obter boa qualidade na junta soldada de um compósito com matriz de alumínio torna-se um grande desafio, devido a grande diferença nas propriedades físicas entre a matriz e o reforço e da heterogeneidade da microestrutura, descontinuidades como porosidade, tendem a surgir durante o processo (NIU *et al*, 2006).

A Soldagem por feixe a Laser é um dos principais processos de soldagens em CMA, isto é, devido à alta velocidade de soldagem, alta produtividade e flexibilidade que o processo oferece. Os princípios básicos do processo de soldagem são simples: o feixe de Laser é focado sobre a superfície da peça de trabalho, quando o feixe ultrapassa certa intensidade o material começa a evaporar, chegando à maioria das vezes a formar uma marcação rubra na superfície de contato (*Key Hole*), o que leva o material absorver uma quantidade maior de energia, consequentemente alterando a profundidade da poça de fusão. O processo de soldagem por feixe a Laser é semelhante a outras técnicas, em relação à união dos materiais, ou seja, é um

processo de fusão térmica, pôr o processo atingir altas temperaturas durante a soldagem as partículas de SiC tendem a reagir com a matriz de alumínio, precipitando uma nova fase durante a solidificação (BEHLER *et al*, 1997). As propriedades mecânicas e físicas da matriz metálica, tais como: tenacidade, são significativamente melhoradas em relação às ligas metálicas monolíticas, por meio da adição do reforço. Uma desvantagem dos CMM quando fabricados via metalurgia líquida, é a obtenção de uma distribuição não muito homogênea das partículas de SiC (carbeto de silício) na microestrutura, porém as interfaces criadas pela união da matriz junto ao reforço controlam as propriedades mecânicas dos compósitos quando expostos a um carregamento. Supõe-se que a carga seja transferida da matriz para as partículas de reforço durante o processo de deformação.

1.2 Motivação e Justificativa

Devido a crescente na utilização dos materiais compósitos no mercado, esses novos materiais necessitaram ser reparados, por meio de processos de usinagem ou soldagem. Em virtude dessa grande demanda na utilização dos materiais compósitos, os mesmos podem atuar em diferentes condições térmicas, devido a isso, detectou-se a necessidade de analisar qual a real interferência do tratamento térmico T6 em juntas soldadas a Laser de compósito de matriz metálica AA356 reforçado com partículas de SiC. Os materiais compósitos tem ampla atuação nos setores: aeronáutico, automobilístico, naval e aeroespacial, onde são requeridos excelentes propriedades, como: resistência ao desgaste, boas estabilidades térmicas e dimensionais, resistência mecânica e rigidez.

1.3 Objetivos e Metas do trabalho

Este projeto de pesquisa teve como objetivo caracterizar e analisar os efeitos do tratamento térmico T6 em uma junta soldada por um feixe a Laser tipo *bead-on-plate*, submetida a ensaios mecânicos de tenacidade em Flexão em três pontos. A meta foi contribuir para o estado da arte de soldagem a Laser em compósito de matriz metálica.

1.4 Estrutura do Trabalho

No capítulo 1 discute-se o conceito, propriedades e a soldabilidade dos CMM, enfatizando-se as suas principais vantagens em relação aos materiais convencionais utilizados principalmente nas indústrias de mobilidade, tais como: automobilística, aeronáutica e naval.

No capítulo 2 é realizada uma revisão da literatura dos materiais compósitos, enfatizando os CMM com matriz de alumínio reforçados com partículas de SiC. Uma breve introdução sobre os princípios básicos de obtenção do Laser, soldagem a Laser em CMM, tratamento térmico, ensaios mecânicos e, por fim, as fraturas provenientes dos ensaios mecânicos.

No capítulo 3 descrevem-se as matérias-primas empregadas no estudo, liga AA356, partículas de SiC, e os CMM os quais foram fabricados por compofundição via-agitação de vórtice com a massa no estado semissólido.

No capítulo 4 são exibidas as amostras e a geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios de radiografia, materialografia, microdureza e tenacidade em Flexão três pontos.

No capítulo 5 são estabelecidos os métodos experimentais relacionados ao processo de obtenção do CMM (compofundição via-agitação de vórtice), soldagem a Laser, materialografia, tratamento térmico T6, análises microestruturais, e ensaios mecânicos.

No capítulo 6 são apresentados os resultados da dissertação, os quais foram analisados e discutidos tendo-se como base os conceitos e fundamentos abordados no Capítulo 2.

No capítulo 7 são apresentadas as conclusões finais do estudo, e no Capítulo 8 estão expostas algumas sugestões para trabalhos futuros relacionados ao tema de soldagem de CMM.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Materiais Compósitos

Com o desenvolvimento de novas tecnologias e a maior exigência das condições de trabalho, gerou-se a necessidade do estudo e do desenvolvimento de novos materiais que atendam a esses novos requisitos. Essa necessidade proporcionou o desenvolvimento de uma nova classe de materiais, conhecidos como compósitos.

Um material compósito pode ser definido como materiais que consistem na combinação de dois ou mais micro ou macro constituintes que diferem na forma e na composição química, possuem uma interfase bem definida e que na sua essência são insolúveis uns nos outros (SMITH E ROSA, 1998) os compósitos apresentam características mecânicas superiores do que os componentes individuais, tais como: maior tenacidade, rigidez e dureza. Normalmente esses componentes são distribuídos pela matriz, quando a matriz é metálica o compósito é denominado de compósito de matriz metálica e geralmente o reforço se dá na forma de partículas, fibras contínuas ou descontínuas, um compósito de matriz metálica sempre é composto por um material metálico reforçado com um material cerâmico ou um material orgânico (KUMAR *et al*, 2013). Os materiais compósitos são constituídos na maioria das vezes por duas fases: uma denominada de matriz, a qual envolve outra fase denominada de fase dispersa (reforço).

Os compósitos podem ser divididos da seguinte forma: compósitos reforçados com partículas, os compósitos reforçados com fibras e os compósitos estruturais (laminados), conforme é ilustrado na Figura 1. A fase matriz dos materiais compósitos pode ser constituída por materiais metálicos, poliméricos ou cerâmicos, sendo os mais utilizados: compósito de matriz metálica (CMM) e os compósitos de matriz polimérica (CMP). Nos CMM, assim como nos CMP e CMC (compósito de matriz cerâmica), existem duas classes de reforços, à fibrosa e a particulada. No caso dos particulados, as vantagens são bastante significativas, pois interferem no custo da manufatura do compósito, devido à possibilidade de emprego de processos metalúrgicos convencionais (NETO E PARDINI, 2006).

Geralmente existe um ganho de propriedades mecânicas do CMM em comparação com as ligas convencionais, porém é importante ressaltar que os compósitos são heterogêneos, e em várias circunstâncias, anisotrópicos, as propriedades dos compósitos são denominadas em função das propriedades dos constituintes, das quantidades relativas destes,

da geometria do reforço, da adesão físico-química entre as fases e da distribuição do reforço ao longo da microestrutura.

Figura 1 - Classificação dos materiais compósitos
Fonte: Daniel *et al* (1994)

2.2 Compósito com matriz de metálica

Estruturas veiculares automotivas, navais, ferroviárias, aeronáuticas e aeroespaciais necessitam ser cada vez mais leves e eficientes em termos de economia de combustível e baixa emissão de poluentes, além da necessidade do elevado desempenho mecânico em termos de resistência, rigidez, durabilidade e confiabilidade. Uma das principais alternativas para esta necessidade de mercado está no emprego de materiais compósitos, mais precisamente os compósitos de matriz metálica (CMM), exibindo baixa densidade, com notáveis vantagens para determinadas aplicações estruturais, tais como: maior resistência ao desgaste, dissipação mais eficiente de calor e maior módulo de elasticidade (OLIVEIRA, 2013). Embora ainda estejam no estado de desenvolvimento no regime de materiais de

engenharia avançados, podem-se esperar melhorias, avanços, acessibilidade, e disponibilidade desses materiais.

Os metais são extremamente versáteis, eles podem apresentar uma grande variedade de propriedades facilmente controláveis, através da seleção adequada da composição da liga. O desenvolvimento dos CMM tem refletido na necessidade de alcançar propriedades e combinações superiores as ligas monolíticas convencionais. Considerações iniciais que devem ser feitas antes da escolha da matriz, inclui-se o potencial de reações de reforço/matriz tanto em condições de processamento quanto em serviço, que pode resultar em uma degradação das propriedades mecânicas do compósito. Em CMM utilizados em temperaturas elevadas, não pode haver uma grande diferença de temperatura de fusão entre a matriz e o reforço, pois quando elevado a altas temperaturas pode resultar em uma deformação da matriz enquanto o reforço permanece elástico. (HANDBOOK, 2002).

2.2.1 Compósito com matriz de alumínio

Uma grande variedade de ligas de alumínio é utilizada como matriz em compósitos de matriz metálica, essas ligas são geralmente classificadas como materiais fundidos ou forjados. O termo forjado indica a maneira que o material foi conformado mecanicamente até atingir a geometria ideal que se deseja trabalhar, tais como: chapas laminadas, perfis extrudados, tubos, hastes e etc. Os alumínios fundidos e forjados são classificados baseados na nomenclatura das ligas. Ligas de alumínio da série 2XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX são classificadas como ligas conformadas plasticamente e geralmente são tratáveis termicamente, os tratamentos térmicos típicos são: solubilização, têmpera e envelhecimento. Ligas de alumínio (série 300 e 400) apresentam as melhores características de fundição, motivo pelo qual cerca de 90% das peças fundidas em alumínio pertencem a esta classe de ligas leves. São predominantes as ligas de alumínio fundido, porque elas geralmente apresentam uma boa fluidez quando fundido e, portanto, são bem adequadas para formas complexas e cortes finos. Tal fluidez é importante para os CMM na hora de encher completamente o volume de um molde, a presença de silício tende a diminuir a reação do alumínio com o reforço (HANDBOOK, 2002). As ligas binárias Al-Si apresentam elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, mas em geral não são tão fácil de usinar e conformar.

O Compósito de matriz de alumínio (CMA) tem despertado interesse na comunidade científica de materiais devido a sua ampla aplicação, esses materiais combinam as vantagens

das ligas de alumínio com as propriedades especiais das partículas de cerâmicas. CMA possuem boa resistência mecânica, resistência ao desgaste, excelentes propriedades mecânicas e físicas, redução de peso de até 50% comparado com as ligas de alumínio monolítico. Os compósitos de matriz de alumínio tem se tornado materiais de alta importância nas indústrias aeronáutica, aeroespaciais, navais e automobilística melhorando gradativamente as propriedades mecânicas. Na indústria automobilística, por exemplo: componentes e estruturas como o sistema de transmissão de potência (*power train*), cilindros, válvulas pistões, blocos de motor, barras de direção, discos e pinças de freio, dentre outros dispositivos, já são uma realidade em empresas de alta tecnologia tais como: Toyota, Mazda, Nissan, Audi, etc (OLIVEIRA, 2013), mas a substituição das ligas convencionais de alumínio por CMA em muitas aplicações depende muito do desenvolvimento de alguns processos tais como: usinagem e soldagem específica para essa nova classe de material.

Ligas de alumínio AA356 são muito utilizadas como matriz, em compósito de matriz metálica, por apresentar várias características, como: baixo custo, fácil manuseio, boa ductilidade e resistência á corrosão. As propriedades mecânicas dos compósitos de matriz metálica (CMM) devem ser melhoradas, porém as mesmas são influenciadas pelas técnicas de fabricação do material. Os CMM podem ser fabricados por duas maneiras: manufatura via metal líquido e via Metalurgia do Pó. Os processos de manufatura mais utilizados, são: processo de infiltração sob pressão ou por vácuo, processo de conformação por *Spray*, processo ARB (*Accumulate Roll Bonding*) e o processamento por fundição e metalurgia do pó. Embora a metalurgia do pó ofereça boas propriedades mecânicas aos CMM, os processos de fabricação a fundição também apresentam várias vantagens importantes, dentre elas: baixo custo, maior simplicidade para a manufatura de componentes robustos e com formatos próximos ao do produto final, e facilidade no controle da estrutura da matriz (SAJJADI *et al*, 2012).

A fração volumétrica do reforço influencia no desempenho mecânico final do compósito, sendo que, com esse aumento há uma tendência de melhora de certas propriedades, existindo um valor limite de adição deste reforço na matriz (NETO E PARDINI, 2006). Na Figura 2, observa-se uma micrografia de um compósito particulado. Tendo em vista que os objetivos do presente trabalho não incluem a manufatura do CMM, mas sim a caracterização materialográfica e análise da interferência do tratamento térmico T6, realizados em juntas soldadas a Laser de CMM, o leitor é, portanto, encaminhado ao trabalho

de Maluf (2011) para maiores informações e detalhes do equipamento de produção e do processo de manufatura do CMM.

Figura 2 - Microscopia ótica de um compósito de matriz de um compósito de matriz de alumínio.
Fonte: Durbadal *et al* (2013).

2.3 Princípios básicos do Laser

O Laser é um feixe de luz coerente de radiação eletromagnética, esse feixe é gerado por um adicional de energia absorvido por um elétron em seu estado elevado de energia, causando a liberação de mais energia, em forma de fótons, quando o mesmo volta para o seu estado normal (YOUNG, 1998). O termo LASER é uma sigla "*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*" (amplificação da luz por emissão estimulada de radiação). Os Lasers podem ser projetados para operar com uma quantidade de energia alta para uma área concentrada muito pequena, onde apresentam densidades de potência elevadas.

Um equipamento de Laser é composto por três componentes principais: o material gerador, meios para excitar o material gerador em seu estado de ampliação do Laser na fonte de energia e o fornecimento óptico/realimentação do sistema, outras componentes como o arrefecimento dos espelhos guiando o feixe e manipulando-o até a amostra também são importantes. Os Lasers podem se apresentar na forma de um sólido (por exemplo, Nd YAG ou neodímio), líquido (corante), ou gás (por exemplo, CO₂, He, Ne). A luz do Laser têm fótons de mesma frequência, comprimento de onda e fase, ao contrário da luz comum, os feixes de Laser são altamente direcionais, têm alta densidade e melhores características de

focagem. Essas são características únicas dos feixes de Lasers que são úteis no processamento de materiais (DUBEY E YADAVA, 2008). Existem diversos tipos de Laser, os Nd: YAG e o CO₂ são os mais utilizados nos processos de soldagem a Laser. Os mecanismos de soldagem a Laser de um material incluem diferentes etapas, tais como: (i) fusão, (ii) vaporização e (iii) degradação das ligações químicas do material soldado. Os fenômenos físicos que ocorrem entre a interação do Laser e o material base estão relacionados com a energia que é depositada no material e penetrada por condução térmica. Quando a superfície da amostra atinge seu ponto de fusão, parte do líquido escorre para dentro da amostra, para valores altos de intensidade do Laser, a vaporização ocorre-se antes mesmo da poça de fusão penetrar para o interior da amostra. Segundo Oliveira (2006), acima de uma intensidade de 106 MW/cm², o processo dominante entre a interação Laser e matéria é a vaporização, onde a poça de fusão tende a ser menos significativa, e então o material é removido em forma de vapor ou por “expulsão de líquido” e o resultado disso é a formação de uma cavidade (vazio) nessa região onde foi aplicado o feixe.

2.4 Soldagem em compósitos de matriz metálica

Devido ao CMM exibir uma microestrutura heterogênea, e possuir grandes chances de ocorrer uma reação química entre as partículas de SiC e a matriz, soldagem de CMM usando processos convencionais de soldagem (MIG, MAG, TIG) não são muito usuais, pois as propriedades da junta soldada se alteram, a diferença da densidade da matriz e do material de reforço resultam na separação das partículas, dificultando a distribuição homogênea das mesmas na ZF (CHEN *et al*, 1999). Nas temperaturas de fusão durante a soldagem, geralmente iniciam uma reação química entre a matriz e as partículas de reforço, formando um composto intermetálico frágil na zona de fusão; além do mais, estes processos são susceptíveis à porosidade, portanto, devido a estes defeitos apresentados, há necessidade da soldagem desses materiais com processos de soldagem diferente dos convencionais; dentre eles se destacam: *friction stir welding*, soldagem feixe de elétrons e a soldagem a Laser (KALAISELVAN *et al*, 2014).

2.4.1 Soldagem por feixe a Laser

A soldagem por feixe a Laser é uma técnica promissora para muitos setores industriais pela sua capacidade de soldar e reparar diferentes tipos de materiais, em comparação com os

processos de união convencionais apresenta algumas desvantagens, como: alto custo do equipamento, requisitos rigorosos em relação à soldagem, ajuste do feixe e alinhamento das amostras. Contudo, soldagem a Laser também oferece várias vantagens em relação aos processos convencionais de soldagem, como: alta capacidade de localização do feixe, elevada velocidade de soldagem, alta qualidade na solda e elevada taxa de produção, conforme se observa na Figura 3.

Figura 3 – Comparação entre os processos de soldagem

Fonte: <http://www.fronius.com>, acesso em Outubro 2015.

Segundo Amaya *et al* (2009), a soldagem a Laser pode ser realizada de duas maneiras diferentes: regime *Key Hole* e no regime por condução de calor. O regime classificado como *Key Hole*, envolve um mecanismo que utiliza uma alta potência na soldagem, conduzindo a formação de cordões de solda mais estreitos e com alta profundidade, conforme exibe a Figura 4. O regime *Key Hole* quando utilizado com alta energia frequentemente gera nos cordões de solda alta porosidade, devido à retenção de gás que ocorre durante a solidificação da poça de fusão.

Por outro lado o regime por condução é um processo mais estável, pois a evaporação do metal acontece em um nível mais baixo, confeccionando cordões de solda com uma menor penetração em comparação com o regime de *Key Hole*.

Figura 4 – Representação da soldagem a Laser utilizando o regime *Key Hole*.

Na soldagem a Laser em compósitos de liga de alumínio reforçado com partículas de SiC, as partículas de SiC tendem a se dissolver e reagir quimicamente na poça de fusão do alumínio, levando a formação do composto estequiométrico Al_4C_3 e carbeto ternários Al-Si-C durante a solidificação. O composto estequiométrico Al_4C_3 (carbeto de alumínio) pode ser facilmente encontrado nas microestruturas dos compósitos Al-SiC, no qual as temperaturas envolvidas são relativamente abaixo de 1200K (927°C), o composto Al_4SiC_4 (carbeto de alumínio-silício) também podem ser observado em juntas soldadas de compósito de Al-SiC (Anandkumar, 2007). A formação desse composto pode ser resultado da reação química entre o reforço e a poça fundida de alumínio, formada durante o processo de soldagem, podendo ocorrer dentro de uma ampla faixa de temperatura de 1200K (927°C) a 1900K (1627°C).

Segundo Anandkumar *et al* (2007), o alumínio não reage com SiC até uma temperatura de aproximadamente 933K (660°C), porém acima dessa temperatura o Al reage prontamente com o SiC, dando origem a vários elementos diferentes dependendo da temperatura relacionada. Entre as temperaturas próximas de 940K (667°C) e 1620K (1347°C), forma-se o Al_3C_4 de acordo com a seguinte reação:

Quando a temperatura da poça de fusão excede aproximadamente 1670K (1397°C) há formação de outro elemento, presente no carbeto ternário Al-Si-C, é o Al_4SiC_4 , é formado pela seguinte reação:

Nas temperaturas ainda mais elevadas superando a faixa de 2200K (1927°C) há formação do composto Al_8SiC_7 , além de Al_4SiC_4 já presente na microestrutura, há formação

desse novo composto que é devido à dissolução do Si e do C presentes na poça de fusão, aumentando a saturação da poça e formando-os por arrefecimento (SHIN *et al*, 1997).

No entanto, é quase impossível evitar a decomposição do SiC na poça de fusão e a subsequente precipitação de uma nova fase, a formação das agulhas como carbeto de alumínio, ou carbeto de alumínio-silício são prejudiciais para as propriedades mecânicas da junta soldada, pois o carbeto de alumínio com morfologia de agulhas apresenta uma resistência muito frágil deteriorando a ductilidade da solda.

Na Figura 5 observa-se uma micrografia de um CMM soldado a Laser com a presença dessas agulhas. Além disso, o carbeto de alumínio é suscetível á umidade reduzindo consequentemente a resistência a corrosão da junta soldada, esta é uma das razões para utilização dessa liga AA356, que oferece um amplo teor de Si que satisfaz a estabilidade do SiC, impedindo ou ao menos retardando suficientemente, a reação química entre metal líquido e o SiC.

Figura 5 - Microestrutura de um compósito AA356/SiCp soldado a Laser.
Fonte: (Bassani *et al*, 2007).

A proporção de reação na região soldada depende do ciclo térmico, nota-se que na região mais afetada pelo calor houve um aumento da presença das agulhas, as partículas de SiC migraram-se para outras regiões ou foram dissolvidas durante o processo de soldagem, ficando presente nessa região somente uma camada contínua de agulhas oriundas dos

compostos precipitados. Portanto o crescimento e a nucleação das pequenas agulhas, provavelmente estão presentes somente na região da zona fundida, conforme indicado na Figura 5, essas agulhas são curtas e relativamente retas em uma única direção (UREÑA *et al*, 2000).

2.5 Tratamento térmico T6 (solubilização + envelhecimento)

A resistência mecânica e a dureza de ligas de alumínio podem ser melhoradas pela formação de pequenas partículas dispersas de uma segunda fase no interior da matriz, isso pode ser obtido por meio de transformação de fases induzidas por tratamento térmico (CALLISTER, 2012). Sendo assim para que um precipitado β seja formado a partir de uma matriz sólida α , devem ocorrer a nucleação e o crescimento dos precipitados que ocorre normalmente por difusão e redistribuição de átomos de soluto. Os átomos se difundem de seus locais originais, movem-se pelo material e são incorporados à estrutura cristalina do precipitado, muitas vezes os precipitados tem uma forte energia de ligação com a matriz, mas às vezes, o crescimento do precipitado deforma muito a matriz (ASKLAND, 2008). O tratamento térmico de endurecimento por precipitação, que resulta na precipitação de partículas de uma nova fase é muito utilizado em ligas de alumínio, para serem melhoradas suas propriedades mecânicas. Para as ligas de alumínio esse tratamento térmico é dividido em três etapas: tratamento térmico de solubilização, têmpera e o tratamento de envelhecimento, conforme exibe a Figura 6.

Solubilização: É um tratamento térmico preliminar, que visa solubilizar totalmente as fases presentes na matriz da liga, consiste em aquecer o material até uma temperatura suficientemente alta sem atingir o ponto fusão da liga, e mantê-la por um tempo relativamente longo para obter uma solução sólida mais homogênea, seguido de um resfriamento brusco em água com uma temperatura de aproximadamente 80°C, para mantê-lo em uma solução supersaturada a temperatura ambiente (SOARES, 2009). No tratamento de solubilização em ligas Al-Si-Mg ocorrem a dissolução das partículas de M_2Si (Silicato de Magnésio) formadas durante a fundição, a difusão dos elementos dissolvidos na matriz de alumínio e a homogeneização da microestrutura com a eliminação da microsegregação. A temperatura de solubilização tem uma forte influência na morfologia das partículas de Si, causando um engrossamento em temperaturas superiores a 500 °C (OLIVEIRA E ROCHA, 2014).

O objetivo da têmpera é preservar a solução sólida formada na temperatura de solubilização por resfriamento rápido a temperaturas próximas a do ambiente.

Envelhecimento: O endurecimento de ligas de alumínio durante o envelhecimento deve-se a precipitação das partículas de segunda fase presentes na matriz, o endurecimento da estrutura da liga de alumínio ocorre-se devido à criação de uma fina fase de Mg_2Si ; além disso, as partículas de Si (silício) são transformadas em nódulos de Si que impedem o cisalhamento da estrutura cristalina e atuam como obstáculos para os movimentos das discordâncias provocando aumento na dureza e na resistência mecânica do material (VENCL *et al*, 2010).

Figura 6 – Gráfico de têmpera T6 (solubilização e envelhecimento)
Fonte: Adaptado Askeland (2008).

No início do envelhecimento as partículas precipitadas são finas e apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja são coerentes. À medida que o envelhecimento vai decorrendo os precipitados crescem, tornando-se semi-coerentes e depois incoerentes, ou seja, adquirem uma estrutura cristalina própria.

Os precipitados muito finos e coerentes são facilmente vencidos pelas discordâncias resultando numa distorção localizada. À medida que os precipitados crescem, eles deixam de ser vencidos pelas discordâncias, aumentando a resistência da estrutura pelo mecanismo conhecido como Orowan Looping. Quando esses precipitados são pequenos e em número reduzido, o fato de serem coerentes com a matriz, permite que com uma determinada tensão aplicada, as discordâncias passem por meio destes precipitados, deixando para trás um anel de deslocações que o rodeiam – Orowan Loops. À medida que o envelhecimento ocorre, estes precipitados aumentam de tamanho e dificultam a passagem das discordâncias e a liga

endurece (Soares, 2009). O processo se inicia com o agrupamento em “cachos” de átomos de silício, que leva a formação de zonas guinier-preston (GP). Como produto envelhecido, as GP’s crescem formando bastonete da fase intermediária β .

2.6 Ensaios Mecânicos em materiais compósitos de matriz metálica

Em materiais compósitos de matriz metálica, as propriedades mecânicas do compósito dependem das propriedades mecânicas do material da matriz e da natureza da interface, bem como quantidade, forma e distribuição da fase dispersa (MAZAHERY E SHABANI, 2012). Conforme visto anteriormente a estrutura dos materiais compósitos vai depender muito das suas partículas de reforço, de acordo com o seu tamanho, as formas como essas partículas se encontram e as posições que elas ocupam no interior do material compósito, Lloyd (1994) apontou que as partículas maiores oferecem uma menor resistência à fratura, além disso, há mais defeitos ao redor das partículas maiores do que das partículas menores, e estes defeitos podem levar a degradação da resistência mecânica da interfase (SU *et al*, 2014). As propriedades mecânicas dos materiais são verificadas pela execução de ensaios mecânicos, que reproduzem o mais fielmente possível as condições de serviço. Dentre os vários fatores analisados nos ensaios, incluem-se a natureza da carga aplicada, a duração dessa carga aplicada, e as condições ambientais. A carga pode ser de tração, compressão ou cisalhamento, e sua magnitude pode ser constante ao longo do tempo ou flutuar continuamente. O tempo de aplicação pode ser de apenas uma fração de segundos ou se estender por períodos muito longos, podendo chegar a anos. Em relação às condições ambientais se destaca a temperatura como fator de alta importância. As propriedades mecânicas aparecem quando os materiais estão sujeitos a esforços de natureza mecânica, isso significa que são essas propriedades que definirão a maior ou menor capacidade que o material tem para resistir aos esforços que lhe são aplicados. Dentre todas as propriedades mecânicas, segundo Callister (2012), uma das mais importantes, é a resistência mecânica, essa propriedade permite que o material seja capaz de resistir aos variados esforços que lhe são aplicados, como: tração, compressão, impacto, sendo classificadas em resistência a tração, resistência a compressão, resistência ao impacto. A resistência mecânica do CMM está relacionada às forças de atração existentes na interface das partículas de reforço e da matriz.

As propriedades mecânicas e seu comportamento sobre determinada condição de esforço são de grande interesse. Por isso, é imprescindível que exista alguma relação na

maneira de condução dos ensaios e na interpretação dos seus resultados, essa normalização é fundamental para estabelecer uma linguagem em comum entre fornecedores e usuários desses materiais, o estabelecimento e a padronização dessas normas são frequentemente coordenados por profissionais da sociedade americana para ensaio de materiais (ASTM), que tem plena aceitação no Brasil (CALLISTER E RETHWISCH, 2007).

2.7 Fratura em materiais compósitos de matriz metálica

Com a união de materiais dissimilares para constituir os materiais compósitos e a mistura das propriedades de ambos, o objetivo é torná-los bons candidatos para componentes estruturais exigentes. No entanto há uma diminuição na ductilidade e tenacidade, pois ocorrerá uma variação de propriedades específicas presentes nesse material, portanto, o conhecimento de suas propriedades de fratura se faz necessário, a fim de poder explorar a capacidade de resistência dessa nova classe de materiais. Os compósitos tem uma variação contínua na composição da microestrutura ao longo de uma determinada região, no caso de uma microestrutura de um Al/SiCp, a fração de volume do reforço (SiC) muda gradualmente na direção em relação ao interior da matriz (Al) (CASTRO *et al*, 2002). As partículas de SiC tornaram-se um dos mais populares reforços para compósitos de matriz metálica, são partículas de cerâmicas rígidas, com alta resistência térmica e elétrica, e alto módulo de elasticidade (AIGBODION E HASSAN, 2007).

Normalmente a adição de partículas de SiC aumenta o módulo elástico e a tensão de escoamento, mas diminuem a ductilidade e a tenacidade dos compósitos, conforme pode-se observar na Tabela 1. Segundo Song (2009), as propriedades mecânicas incluindo a resistência mecânica à tração e a ductilidade dos compósitos dependem muito do volume, fração e granulometria das partículas de SiC.

Tabela 1 - Propriedades Mecânicas dos compósitos de matriz metálica Al/SiCp.

Volume das partículas de SiC (%)	Tensão de Escoamento (MPa)	Resistência a Tração (MPa)	Alongamento (%)
0	56,6	84	26,2
4	58,3	91	14,1
8	59,7	96	12,5
12	61,4	103	9,5
16	62,9	115	8,4
20	64,6	127	7,2

Fonte: Adaptado, Song (2009).

A razão da dificuldade de se compreender a relação entre ductilidade e a tenacidade dos CMM, está relacionada com a variada microestrutura encontrada nos compósitos Al/SiCp, incluindo as partículas de SiC, constituintes da liga e precipitados. Para se estudar a resistência à tração e a tenacidade à fratura desses materiais, esses componentes excedentes tem que ser levado em consideração (SONG E HUANG, 2008). Os compósitos de matriz metálica tem demonstrado que as partículas de SiC são frágeis quando exposta a tensões e tendem a iniciar as trincas em caso de deformação, conforme pode-se observar na Figura 7, consequentemente diminuindo a ductilidade e a tenacidade a fratura do material, porém é importante ressaltar que nem todas as partículas de SiC presentes no compósito vão fraturar e iniciar uma micro trinca.

Figura 7 - Micrografia ilustrando a presença de micro trincas nas partículas de SiC, quando submetidas a esforços mecânicos.

Fonte: (Song e Xiao, 2008).

A medida da tenacidade à fratura para os CMM reforçados com partículas de SiC é um importante passo no processo de desenvolvimento desses materiais, aumenta-se a confiança em suas propriedades e desempenho. O valor da tenacidade à fratura caracteriza a resistência à fratura de um material entalhado (RANJBARAN, 2010). O aumento da resistência mecânica do compósito é devido a presença das partículas sólidas de SiC (carbeto de silício), incorporados na matriz. Essas partículas de reforço trabalham como uma barreira para resistir ao escoamento da região plástica, quando o compósito é submetido a algum esforço mecânico. Além disso, com a redução dos espaçamentos entre as partículas de reforço, aumenta-se o volume de partículas espalhadas pela matriz, criando um aumento da resistência a carga de deslocamento ao movimento de discordâncias, ou seja, contribuindo para que o aumento da resistência mecânica do compósito seja elevada.

Segundo Ehsani e Reihani (2004), há uma incompatibilidade térmica entre a matriz de alumínio e o reforço de cerâmica (SiC), visto que o primeiro tem alta expansão térmica e o outro baixa expansão térmica, influenciando na geração de deslocamentos na interface do reforço e da matriz após o resfriamento.

2.8 Integral de J

A definição de integral foi desenvolvida por Rice para materiais elásticos não lineares. Porém, é aplicável aos materiais elasto-plásticos, já que estes apresentam comportamento análogo aos materiais elásticos não lineares submetidos somente a carregamento crescente (DONATO, 2008), como ilustra a Figura 8. O desenvolvimento da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) foi motivado pelas limitações da mecânica da fratura elástica linear (MFEL) em representar o comportamento à fratura de materiais estruturais com maior tenacidade. Como resultado desse desenvolvimento, em 1968 (Rice) propôs uma integral para caracterizar a resistência a fratura, igualando o resultado desta integral à taxa de energia liberada por um sólido elástico não-linear contendo uma trinca, posteriormente, a isso esta abordagem ficou conhecida como integral de J (SAVIOLI, 2011).

Figura 8 – Comparação esquemática do comportamento tensão-deformação de materiais elásticos não lineares e materiais elasto-plástico (Savioli, 2011).

3 MATERIAIS

3.1 Liga AA-356

A liga empregada neste estudo foi uma liga de alumínio AA356 destinada a processos de fundição, cuja composição química é fornecida na Tabela 2 conforme especificação do fornecedor a Empresa Metalkraft do Brasil (Curitiba – PR). De acordo, com a análise química realizada pelo fabricante, o teor de Silício presente na liga esta na faixa de 7,5 a 8,5%, sendo inferior a 12,6 % portanto a liga utilizada nesse estudo é classificada como uma liga hipoeutética. Foi realizada uma análise química na liga, da maneira como ela foi recebida, cuja composição também é fornecida na Tabela 2 (b).

O material foi recebido na forma de tarugos trapezoidais com massa de aproximadamente 4 kg, conforme mostra a Figura 9 (a).

Esta liga foi selecionada devido alta fluidez e por terem presentes em sua composição química, os elementos Silício e Magnésio, como o teor de Silício da liga é elevado, a mesma pode ser mantida em temperaturas típicas de fundição por um determinado período de tempo, sem levar a extensiva geração de Al_4C_3 . A temperatura de fusão da liga em estudo é relativamente baixa, porém o intervalo do estado semissólido é bem amplo, tornando-a atrativa para processamento nesta temperatura. O Magnésio, além de criar segundas fases fortalecedoras durante o tratamento de envelhecimento térmico, favorece também a molhabilidade das partículas de SiC pela fase líquida da matriz (AKHLAGHI *et al*, 2004).

Esses fundidos de AA356 são largamente empregados nas indústrias aeronáutica e automobilística, sendo a têmpera T6 a que consegue explorar a melhor combinação das propriedades mecânicas, física e químicas desta classe de ligas (MALUF, 2012).

Tabela 2 - Composição química da liga AA-356 (a) Composição fornecida pelo fabricante, (b) Composição da Liga como recebida.

a)	Elemento Químico	% em massa	b)	Elemento Químico	% em massa
	Al	Bal.		Al	93,55
	Si	7,5-8,5		Si	5,18
	Mg	0,20-0,45		Mg	0,43
	Cu	0,25 (máx)		Cu	0,24
	Mn	0,35 (máx)		Mn	0,12
	Fe	0,60 (máx)		Fe	0,09
	Ni	-		Ni	-
	Ti	0,25 (máx)		Ti	0,15
	Zn	0,36		Zn	0,22

3.2 Partículas de SiC

As partículas de SiC utilizadas foram peneiradas para uma granulometria de um intervalo de 30 - 50µm, conforme mostra a Figura 9 (b), o módulo de elasticidade dessas partículas é tipicamente de 370 GPa (OLIVEIRA,2013). A Tabela 3 abaixo fornece dados sobre a densidade aparente, medida pelo princípio de Arquimédes, dos constituintes do material compósito em estudo. As partículas de SiC foram aquecidas a temperaturas da ordem de 1000°C de modo a criar intencionalmente uma camada de óxido (SiO_2) na superfície das partículas cujo intuito foi prevenir a reação química do SiC com a matriz de alumínio, que leva a indesejável formação de Al_4C_3 , e propiciar uma boa interação física e química entre o reforço e a matriz de liga-Al.

Tabela 3 - Valores de densidade aparente dos materiais utilizados na fabricação do material compósito em estudo (OLIVEIRA, 2013).

Material	Densidade Aparente (g/cm)
Liga Al AA356 conforme recebido do fornecedor, em forma de tarugos	2,62
Partículas de SiC	3,10

(a)

(b)

Figura 9 – (a) Tarugo trapezoidal da liga AA356 da maneira como recebida do fornecedor; (b) Partículas de SiC.

3.3 - Compósito de Matriz Metálica (CMM)

A liga em estudo foi reforçada em 15% (massa) com partículas de SiC, o tamanho médio dessas partículas variou-se de $30\mu\text{m}$ a $50\mu\text{m}$. O CMM foi manufaturado por meio do processo de fundição com agitação em vórtice (*stir-vortex*) da mistura metal/cerâmica, com o metal no estado semissólido, esse método é um método comercial bastante praticável atualmente. A compofundição (*compcasting*) é uma rota de manufatura de CMM que se destaca pelo baixo custo e pela simplicidade de produção em relação aos métodos de processamento no estado completamente sólido.

Basicamente, a compofundição pode ser dividida em duas fases bem distintas:

- Agitação mecânica do metal completamente fundido, ou preferencialmente semissólido, juntamente com as partículas cerâmicas, objetivando-se obter uma suspensão, ou massa, homogênea de partículas “molhadas” pelo metal líquido ou parcela líquida do metal;
- Vazamento da mistura em um molde (resfriado ou não) e solidificação do compósito, acompanhados de micro e macro segregação de elementos de liga e da fase particulada.

Figura 10 - (a) Vista geral do equipamento forno-misturador; (b) Suporte do cadinho; (c) Cadinho aberto dentro do forno de resistência elétrica; (d) Cadinho com compósito liga-Al+SiC em estágio de solidificação sob condições ambiente (Maluf, 2011).

Na Figura 11 são exibidas micrografias da liga pura AA356, fundida em cadinho com agitação em vórtice no estado líquido (a, b), sendo posteriormente resfriada lentamente ao ar, sem recorrer-se à aplicação de tratamento térmico de envelhecimento (c, d), resfriada rapidamente em água, respectivamente, sem e com a subsequente aplicação de tratamento térmico de precipitação de segundas fases. Observa-se que a liga AA356 pura solidificada lentamente a partir do estado completamente líquido não agitado (Figura. 11a), exibe uma microestrutura bruta de fusão, ou de solidificação, com morfologia claramente dendrítica da fase- α pró-eutética e uma mistura eutética Al-Si nas regiões interdendríticas, com a abundante presença de bolhas, mais provavelmente, vazios devido ao emprego de vácuo na câmara em que se localizava o cadinho de fusão. Na imagem mais ampliada (Figura 11b) nota-se a presença desses vazios com maior clareza (SINGLA *et al*, 2009; HUNT E MIRACLE, 2001). Já para a liga AA356 solidificado rapidamente a partir do estado semissólido agitado por vórtice (Figura 11c), nota-se um refinamento, acompanhado de esferoidização, da fase- α primária, das agulhas β'' e dos prejudiciais compostos intermetálicos, especialmente os contendo o elemento Fe que reduzem ambas a ductilidade e a resistência mecânica da liga. Tais efeitos são fortemente intensificados pela subsequente realização do tratamento térmico de envelhecimento da liga, conforme observado na Figura 11(d). A presença de Mg, principal elemento de fortalecimento desta classe de liga fundida, associada a de Si, pode gerar silicato de magnésio (Mg_2Si) já durante a fase de solidificação fundido, (RALPH *et al*, 1997).

Figura 11 - (a, b) Liga AA356 fundida em cadinho, com agitação em vórtice no estado líquido, e resfriada ao ar, sem subsequente tratamento térmico; (c) AA356 obtida por agitação em vórtice no estado semissólido, resfriada rapidamente, e não submetida a tratamento térmico posterior; (d) Com tratamento térmico T6 subsequente. Ampliações: (a) X; (b) 2X; (c, d) 5X. Ataque: Reagente de Keller. (OLIVEIRA, 2013).

Na Figura 12 são exibidos: o CMM solidificado já retirado do cadinho e à seção transversal de uma das amostras do CMM obtidas via compofundição no estado semissólido, o qual exibiu uma boa condição de homogeneidade e continuidade estrutural.

Figura 12 – (a)CMM solidificado extraído do cadinho e (b) seção transversal do CMM.

O volume de SiC adicionado na matriz de alumínio foi de aproximadamente 16,80 %, com um desvio padrão de aproximadamente 1,86 % e o teor de poros calculado foi de 1,51%, com um desvio padrão de aproximadamente 0,30%.

4 AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA

Conforme será mostrado no fluxograma a seguir, após o processo de fabricação do CMM foram analisadas duas amostras: uma amostra com formato elíptico, classificada como amostra elíptica e a outra em formato de “barra”. A amostra elíptica após ser fabricada passou por um processo de laminação a quente, para redução de espessura das bolachas extraídas do tarugo cilíndrico do CMM, posteriormente, a mesma foi tratada termicamente T6, ensaiada por radiografia e soldada por feixe a Laser, desta amostra foram extraídos os cdp para os ensaios de tenacidade em Flexão três pontos. A amostra em formato de “barras” foi cortada ao meio, dividindo-a em duas amostras: uma tratada termicamente T6 antes da soldagem classificada, posteriormente, como Amostra A, e a outra tratada termicamente T6 após a soldagem classificada como Amostra B, nessas amostras foram realizadas as análises metalográficas, ensaio de microdureza e análises de difração de Raios-x.

Figura 13 - Etapas percorridas pelo CMM até a obtenção dos resultados finais.

4.1 – Ensaio de Radiografia

A Figura 14 exibe a amostra utilizada no ensaio de radiografia, essa amostra foi confeccionada a partir das “bolachas” extraídas dos tarugos solidificados do cadinho. Essa amostra apresenta condição térmica semelhante a da “amostra A”, tratada termicamente antes do processo de soldagem, dessa amostra foram extraídos os cdp para ensaio de tenacidade em flexão três pontos.

Figura 14 – Amostra utilizada no ensaio de radiografia.

Os cdp empregados nas análises materialográficas, foram idênticos aos cdp empregados no ensaio de microdureza e na difração de Raios-X, foram todos extraídos das placas em formatos de “barras”, conforme ilustra a Figura 15.

Figura 15 – Amostras utilizadas para confecção dos cdp para as análises materialográficas e para o ensaio de microdureza. (a) Amostra tratada termicamente antes da soldagem e (b) Amostra tratada termicamente após a soldagem.

4.2 Ensaio de tenacidade em Flexão três pontos

No ensaio de tenacidade em Flexão três pontos, foram utilizados corpos de provas, tipo barra, ensaiados a temperatura ambiente. Os cdp foram confeccionados em escala reduzida (sub size) 5X5X55 mm, seguindo diretrizes da norma ASTM – E23, com condições térmicas semelhantes a da amostra A (tratado termicamente após a soldagem, Figura 15). O entalhe foi confeccionado no centro da zona fundida, devido ao processo de soldagem a Laser gerar uma ZTA muito restrita, o entalhe foi usinado por meio do processo de eletro-erosão com uma profundidade de 0,5 mm e um diâmetro de 0,1 mm, de acordo com a norma ASTM - E1820, conforme exibe a Figura 16. Optou-se pela confecção da descontinuidade por meio de um filamento de eletro-erosão, ao invés do pré-trincamento em fadiga, visando-se garantir uma maior homogeneidade e uniformidade da distribuição das tensões na região da ponta do entalhe, o que não seria assegurado pelo uso de pré-trincas. Tratando-se de materiais compósitos são amplamente reconhecidos os efeitos de carregamento mecânico cíclico, tais como: trincamento múltiplo ou ramificação de trincas, trincamento em zig-zag e descontínuos, deflexão de trincas, ancoragem e fechamento de trincas, os quais atuam em prejuízo na qualidade inicial das tensões e deformações (BRUZZI E MCHUGH, 2003).

Figura 16 – (a) Desenho do croqui dos cdp utilizados no ensaio de tenacidade sobre flexão três pontos. (b) Imagem da região onde foi confeccionado o entalhe nos cdp ensaiados por tenacidade sobre Flexão três pontos.

5 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

5.1 Processo de obtenção do CMM

Os CMM foram obtidos manufaturados via compofundição por agitação em vórtice, a matriz (liga de alumínio AA356) foi recebida do fabricante em formas de tarugos, os mesmos foram cortados em cubos e adicionado no cadinho onde foram levados ao forno com atmosfera controlada por argônio. O forno foi programado para atingir uma temperatura de aproximadamente 700°C, quando o material fundiu-se completamente o cadinho foi retirado do forno, entrando rapidamente no estado semissólido, enquanto o material era agitado manualmente por uma barra projetada, as partículas de SiC eram adicionadas por peneiramento até que a mistura se tornasse viscosa o suficiente para dar continuidade ao processo. Após essa etapa o cadinho retornou ao forno misturador com a mistura compósita, empregou-se uma agitação semiautomática por hélices sob movimentos ascendentes e descendentes, numa rotação de 250 a 500 giros, por um período de 30 minutos, continuou-se a agitação com a temperatura diminuindo por inércia até atingir 575°C. Atingindo novamente o estado semissólido reduziu-se a rotação para cerca de 150 giros e manteve-se nessa condição por mais 10 minutos, após essa etapa, elevou-se a temperatura para aproximadamente 625°C. Atingindo o regime líquido manteve – se a rotação de 250 a 500 giros por minuto, por aproximadamente 5 minutos, após esta etapa retirou-se o cadinho do forno e resfriou-se imediatamente em água fria.

Posteriormente a esta etapa de fabricação, o CMM passou por um processamento secundário, a laminação. Após a confecção do tarugo cilíndrico de CMM, proveniente da massa sólida do cadinho, extraiu-se cdp em formatos de "bolachas" com espessura de 1 polegada (25 mm), conforme exhibe a Figura 17 (a), as quais foram posteriormente laminados a quente, reduzindo a cada passo de laminação a espessura da peça em 5 %. Antes de ser laminado o material era inserido em um forno a uma temperatura de aproximadamente 400°C, em um forno de vácuo com atmosfera de argônio e temperatura verificada por meio de um termopar, o CMM era inserido no interior do forno por aproximadamente 30 minutos, logo após ser retirada do forno a placa era inserida no laminador. Caso houvesse a necessidade de realizar outra redução de espessura o material retornava ao forno, iniciando o ciclo novamente.

Figura 17 - (a) Bolachas com espessuras de 25 mm extraídos do cadinho; (b) Laminador utilizado para redução de espessura; (c) Vista lateral do CMM obtido via laminação de uma bolacha.

5.2 Soldagem a Laser

A soldagem a Laser realizada nesse trabalho foi do tipo solda em cheio (*bead on plate*), neste tipo de soldagem o feixe de Laser era aplicado diretamente na superfície do CMM, onde eram confeccionados os cordões de solda pelo grande aporte térmico aplicado nessa região, nesse tipo de soldagem não é utilizado metal de adição. A deposição era feita diretamente na superfície da placa e não na junção entre duas partes, utilizou-se um Laser de fibra ótica instalado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e ótica (DedALO) do Instituto de Estudos Avançados (IEAv/CTA). O Laser utilizado foi um Laser Yb: fibra (modelo IPG, YLR 2000s) com uma potência de 2 kW acoplado a uma fibra ótica com 100 μm de diâmetro, lente de colimação de 160 mm e cabeçote de soldagem com lente de distância focal de 160 mm.

Figura 18 - Equipamentos utilizados durante o processo de soldagem a Laser.
Fonte: Dias, (2013).

Em princípio foram confeccionados 12 cordões de solda em uma placa de material compósito AA356+SiC, utilizando-se quatro diferentes potências de soldagem, a cada 3 cordões de solda eram constantes apenas a potência e a intensidade, variando a velocidade entre 30, 60 e 100 mm/s, conforme observa-se na Tabela 4.

Tabela 4 - Parâmetros utilizados na soldagem do CMM.

Cordões de Solda	Potência (W)	Intensidade (MW/cm ²)	Velocidade (mm/s)
1	400	4	30
2			60
3			100
4	800	8	30
5			60
6			100
7	1200	12	30
8			60
9			100
10	1600	16	30
11			60
12			100

As 12 diferentes condições de soldagem estão esquematizadas na Figura 19, observa-se pelo sentido de movimentação do Laser que é importante considerar que no início da soldagem (ver seta indicando movimentação do feixe de Laser), as condições de aquecimento são diferentes, tanto pela inércia da mesa de movimentação como pela inércia térmica. Assim, os cortes para análise metalográfica devem ser feitos a partir de uma posição afastada em pelo menos 10 mm do início e do final do risco de soldagem, onde em princípio se estabeleceram condições de equilíbrio.

Figura 19 - Orientação do sentido do Laser na soldagem das amostras de CMM.

5.3 Metalografia

Analisar e compreender a microestrutura do material é muito importante e, muitas vezes se faz necessário, pois se permite entender as correlações entre as microestruturas e os defeitos e propriedades do material. Para cada uma das amostras soldadas foram realizados ensaios metalográficos, usando um microscópio marca Axio Zeiss, com uma câmera acoplada AxioCam ERC 5s, foi realizado um corte na seção transversal das placas em formato “barras” de onde foram extraídos corpos de prova, para análises metalográficas e microdureza, os mesmos foram embutidos em baquelites, e lixados em lixa d’água, posteriormente, utilizou panos de polimento com pastas de diamante das seguintes granulometrias, 9 μ m, 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m para polir as amostras. Após essas etapas as amostras foram atacadas quimicamente, utilizando o reagente Keller’s.

5.4 Tratamento Térmico T6

Foram realizados tratamentos térmicos de têmpera T6 (solubilização + envelhecimento) em duas amostras iguais, porém com condições térmicas distintas, sendo que em uma foi realizado o tratamento térmico (T.T) T6 antes da soldagem, e na outra o T.T foi realizado posteriormente ao processo de soldagem.

Tabela 5 - Tratamento térmico aplicado ao CMM.

Material	Solubilização	Têmpera	Envelhecimento
Liga-Al AA356/SiC	535° C por 6 horas	Água a 80 °C	200°C por 5 horas

5.5 Análises microestruturais

5.5.1 Caracterização microestrutural e fraturística do compósito AA356/SiC

Para determinação dos melhores parâmetros de soldagem, em relação a: penetração do feixe a Laser, proporção de precipitados e poros presentes na microestrutura, qualidade do cordão de solda e caracterização da fratura do compósito AA356+SiC, foram feitas análises utilizando técnicas de microscopia ótica e de microscopia eletrônica de varredura, utilizando um microscópio eletrônico de varredura da marca FEI, modelo Inspect F-50, conforme ilustra a Figura 20, As imagens foram geradas em modo BSE (elétrons retroespalhados) e SE (elétrons secundários).

Figura 20 - Equipamento da marca FEI modelo INSPECT F-50, utilizado nas análises fraturísticas.

5.5.2 Difração de raios-X

Medidas de difração de raios-X foram realizadas em amostras retiradas da seção transversal das amostras em formatos de “barras”, a fim de detectar possíveis fases precipitadas após a soldagem (Al_4C_3 , Al_4SiC_4) e outras fases presentes no CMM. O equipamento utilizado foi um equipamento de raios-X, da marca Panalytical, modelo X Pert PRO, conforme mostra a Figura 21. As análises foram realizadas com 2 theta ($^\circ$) variando de 10 á 100°, onde o 2 theta ($^\circ$) variou de 0,02° por segundo a cada step.

Figura 21 – Equipamento da marca Panalytical modelo X-Pert PRO utilizado nos ensaios de difração de raios-x.

5.6 Ensaios Mecânicos

5.6.1 Microdureza

No ensaio de microdureza foram analisadas as duas diferentes condições térmicas do CMM, seguindo a norma ASTM E-384-10. Foi realizado um perfil de microdureza na junta soldada, utilizando um micro-durômetro da marca Leica, modelo: Vm HT mot, com um penetrador de pirâmide de diamante, utilizando uma carga de 50g. O ensaio foi focado somente nas regiões da microestrutura da matriz, as análises foram realizadas no metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF), conforme mostra a Figura 23.

Figura 22 - Equipamento utilizado no ensaio de microdureza modelo VmHTmot, da marca Leica.

Figura 23 – Esquemático do ensaio de microdureza.

5.6.2 Ensaio de tenacidade em Flexão três pontos.

O ensaio de tenacidade em Flexão três pontos foi realizado em uma máquina universal de ensaios da marca EMIC, conforme exibe a Figura 24 (a). Nessa mesma Figura, porém agora em (b), observa-se na região selecionada em amarelo como o extensômetro tipo clip gage foi fixado para a realização do ensaio. O extensômetro foi fixado em duas chaves Allen, sendo uma parte engastada na região superior do dispositivo junto ao rolete e a outra colada

na base inferior do dispositivo de ensaio. Na medida em que os cdp se deformavam, o extensômetro registrava essa deflexão na linha central de carregamento e os dados de deflexão e de carga eram enviados ao computador.

Figura 24 - (a) Máquina universal de ensaios da marca EMIC utilizada nos ensaios de tenacidade sobre flexão três pontos e (b) Esquemático da montagem do sistema para realização do ensaio utilizando um extensômetro tipo clip gage.

O valor da Integral-J na iminência da iniciação do crescimento de trinca foi calculado utilizando-se a equação (4) proposta por Rice (1973), e posteriormente corrigida para trincas rasas por (Tronskar, 2002; Jian *et al*, 2003).

$$J_{md} = (1,46 \cdot E_m) / (B \cdot b) \quad (4)$$

Onde: E_m é a energia absorvida pelo cdp até a carga máxima,

B e b são, respectivamente, a espessura e o ligamento original do cdp (seção transversal íntegra do cdp, á frente do entalhe).

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 ENSAIOS EXPLORATÓRIOS

6.1.1 Considerações iniciais

Foram realizadas análises preliminares metalográficas, de modo a determinar qual o melhor parâmetro de soldagem a ser empregado ao longo desse projeto. Os cdp foram separados e classificados de acordo com os parâmetros de soldagem listados na Tabela 4, e classificados de acordo com a condição térmica pertinente, conforme a Tabela 6.

Tabela 6 - Condições térmicas dos corpos de prova.

Material	Dimensões (mm)
Amostra a) Liga Al AA356/SiC – Tratada Termicamente antes da soldagem – Têmpera T6	122 X 28 X 4
Amostra b) – Liga Al AA3566/SiC – Tratada termicamente após a soldagem – Têmpera T6	123 X 29 X 4

6.1.2 Microestrutura do CMM soldado

Os resultados da microscopia ótica do CMM soldado, com as condições térmicas dispostas na Tabela 6, são mostrados nas Figuras 25 e 26, abaixo.

Na Figura 25 estão ilustradas as microestruturas dos parâmetros de soldagem do CMM tratado termicamente antes da soldagem.

Figura 25 - Corte da seção transversal do CMM, com os parâmetros de soldagem numerados de acordo com Tabela 4, amostra A (tratada termicamente antes da soldagem).

Na microestrutura da amostra A (tratada termicamente após a soldagem), nota-se uma estrutura heterogênea, com presença de poros. Observa-se, por meio destes resultados de microscopia ótica, que a profundidade de soldagem é maior nos cordões de solda confeccionados sob uma baixa velocidade de soldagem, do que em comparação aos cordões de solda confeccionados sob uma alta velocidade, isso ocorre porque para um Laser contínuo semelhante ao utilizado nesse estudo, o tempo de interação é dado pela divisão do diâmetro do feixe pela velocidade de soldagem, ou seja, quanto menor a velocidade de soldagem, maior será o tempo de interação do feixe e consequentemente, maior a penetração do feixe no CMM. As linhas pontilhadas indicam a região da zona fundida afetada pelo feixe de Laser, desta maneira, observa-se um maior destaque nessa região ao compará-la à região do metal base; em relação à coloração da microestrutura, provavelmente o feixe de Laser alterou

localmente as propriedades da microestrutura do CMM, tornando-a mais susceptível ao ataque químico, realizado pelo reagente Keller's.

A Figura 26 mostra a microestrutura do CMM soldado e tratado termicamente após a soldagem.

Figura 26 - Corte da seção transversal do CMM com os parâmetros soldados numerados de acordo com Tabela 4, amostra B (tratada termicamente após a soldagem).

No caso do CMM tratado termicamente após a soldagem, observa-se uma maior quantidade de poros em comparação à condição térmica anterior, essa porosidade não está relacionada ao tratamento térmico. A formação de porosidade na microestrutura do CMM pode estar relacionada a outras variáveis do processo, tais como: o processo de obtenção do CMM e o processo de soldagem a Laser. No processo de obtenção do CMM, a porosidade pode surgir quando o CMM ainda está no interior do cadinho, devido à estabilização da liga-

Al no estado semissólido, associada a uma velocidade de rotação insuficiente da hélice para a agitação do vórtice, ocasionando, provavelmente, a formação de um fenômeno conhecido como tixotropia (redução da viscosidade pelo aumento da taxa de cisalhamento), conduzindo-se à formação desses numerosos vazios em formatos esféricos, os quais se apresentam disseminados por todo o compósito particulado (LI *et al* 1995). Visto que os CMM não apresentam uma microestrutura homogênea, dependendo da região selecionada para análise metalográfica, pode haver uma quantidade maior ou menor desses vazios disseminados pela microestrutura do CMM. No processo de soldagem à Laser, utiliza-se uma grande densidade de potência em um curto espaço de tempo (LIENERT *et al*, 1993), fazendo com que o CMM atinja altas temperaturas, chegando muitas vezes a temperaturas de vaporização, conseqüentemente, formando vazios na microestrutura soldada, pois a microestrutura do CMM é composta por diferentes elementos, enquanto um está aquecendo o outro está quase fundindo. Porosidades em juntas soldadas também podem surgir por meio de bolhas de gases que ficam presas durante o processo de solidificação da microestrutura soldada (ION, 2005).

Os poros em formatos arredondados presentes na microestrutura do CMM, mais precisamente na região da zona fundida (região delimitada pelo tracejado em amarelo, exibido nas Figuras 25 e 26), provavelmente são provenientes do processo de soldagem, devido à volatilização dos elementos presentes na microestrutura. Os poros com formatos achatados, presentes em grande maioria no metal base, são provenientes do processo de obtenção do CMM, visto que esse formato achatado foi adquirido após o processo de laminação. Na região da zona fundida não houve formação de poros achatados, pois a soldagem a Laser foi realizada após a laminação em ambas as condições térmicas, conforme já exibido pelo fluxograma da Figura 13.

6.2 – Soldagem a Laser

Com base nos resultados dos ensaios exploratórios via microscopia ótica, a melhor condição de soldagem para esse estudo foi determinada por meio de análises metalográficas e visual, em relação a menor quantidade de defeitos presentes na microestrutura soldada e profundidade do cordão de solda. Os parâmetros definidos como ideais, estão de acordo com a Tabela 7, esses parâmetros são idênticos ao do cordão 7, exibido nas Figuras 25 e 26, uma micrografia desta condição é apresentada na Figura 27, em uma visão tridimensional da microestrutura do CMM, sendo as três vistas compostas pela orientação longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S).

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem definidos a partir da caracterização microestrutural realizada nos ensaios exploratórios.

Potência de Soldagem	1200W
Intensidade	12 MW/cm ²
Velocidade	30 mm/s

Figura 27 - Vista tridimensional da microestrutura do CMM soldado a Laser.

Conforme observado na Figura 27, trata-se de uma microestrutura do CMM com os parâmetros de soldagem já definidos como ideais, nota-se uma microestrutura heterogênea, com a presença de poros (pequenos pontos pretos) distribuídos uniformemente ao longo da estrutura do CMM, a linha pontilhada destaca a região soldada, onde se formou o cordão de solda. Com a determinação dos parâmetros de soldagem, a placa elíptica laminada a partir das “bolachas”, oriundas do tarugo solidificado após o processo de obtenção do CMM, foi encaminhada ao Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Ótica (DedALO) do Instituto de Estudos Avançados (IEAv/CTA), para que fosse realizada a soldagem a Laser nessas condições pré-estabelecida, conforme ilustra Figura 28.

Figura 28 - Peça elíptica soldada com os parâmetros definidos de acordo com a tabela 7.

Os cordões de solda foram confeccionados na vertical da peça elíptica, com o intuito de extrair o maior número de cdp; o cordão de solda ficou posicionado no centro de cada cdp, para facilitar a confecção do entalhe-erodido via eletro-erosão, desta amostra elíptica foram extraídos todos os cdp para o ensaio de tenacidade em Flexão três pontos. Os cdp extraídos da peça elíptica tinham condição térmica igual a da amostra A (Tabela 6), os mesmos foram confeccionados nessa condição, pois, foi levada em conta a condição térmica que o CMM exhibe quando aplicado em serviço, ou seja, dependendo da dimensão do CMM em serviço, seria pouco provável a realização de um tratamento térmico posterior à soldagem.

A Figura 29 exhibe um esquema de como foi extraído os cdp da peça elíptica, esse foi realizado com o objetivo de eliminar todos os riscos possíveis de extrair cdp com condições de aquecimento diferente.

Figura 29 - Desenho esquemático mostrando a localização da extração dos cdp para o ensaio de flexão três pontos.

6.3 Caracterização estrutural

Na Figura 30 observa-se uma região selecionada em azul, no centro da amostra elíptica, nessa região havia descontinuidades provenientes do processo de laminação. Devido à presença dessas descontinuidades, essa região foi descartada para a confecção dos cdp, ainda na Figura 30 pode-se observar a presença de trincas nas extremidades superiores e inferiores, essa região também foi descartada para confecção dos cdp. Por meio de ensaios de radiografia executado com raios-X convencionais, (Figura 30) e por raios gama utilizando fonte irídio 192 (Figura 31), foi possível constatar a magnitude desses defeitos.

Figura 30 - Radiografia da peça elíptica executada com raios-X convencional.

Figura 31 - Radiografia da peça elíptica executada com raios gama (irídio 192).

6.4 Caracterização microestrutural

Microscopia Ótica

6.4.1 Efeitos do tratamento térmico T6 na microestrutura do CMM

Foram realizadas análises na microestrutura do CMM no estado bruto de solidificação, na condição de isento de T.T e tratado termicamente T6.

Figura 32 - Microestrutura do CMM no estado bruto de solidificação; (a) Isento de tratado térmico; (b) Tratado termicamente T6, aumento 500x.

Conforme observado nas micrografias da Figura 32, o CMM não tratado termicamente T6 exibiu uma microestrutura com a presença de pequenas partículas de Si, partículas de reforço SiC e uma matriz constituída de uma fase α (alumínio). Na Figura 32 b), observa-se na microestrutura do CMM tratado termicamente T6, a presença das mesmas partículas: Si e

SiC, observadas anteriormente, porém, nessa região da microestrutura foi identificada, a presença de uma partícula com coloração esbranquiçada, depois de realizada uma análise química (conforme se observará na Figura 40), foi detectado que a mesma era constituída principalmente pelos elementos Fe, Mn, conforme indicado na Figura 32 (b) (seta amarela). Essas partículas são partículas contaminantes, provavelmente provenientes das ferramentas utilizadas na confecção do CMM, tais como: as pás e o cadinho, ambas manufaturadas de aço inoxidável. A liga de alumínio em estudo (AA356) tem presente em sua microestrutura certo percentual do elemento Ferro, conforme já indicado na tabela de composição química fornecida pelo fabricante (Tabela 2), como se observará nas micrografias mais adiante no presente trabalho, a presença dessas partículas de Fe são superiores ao percentual exibido na Tabela 2, provavelmente essas partículas excedentes são partículas de Fe provenientes das ferramentas utilizadas na obtenção do CMM. As partículas de Si da Figura 32 (b) exibiram alterações na morfologia e no tamanho, exibindo formatos mais arredondados e tamanhos maiores em comparação com a condição térmica da Figura 32 (a). Segundo Oliveira e Rocha (2014), a temperatura de solubilização tem uma forte influência na morfologia das partículas de Si, o engrossamento das partículas de Si pode ser obtido em temperaturas superiores a 500°C.

Após a obtenção do CMM, as amostras extraídas do cadinho em formatos de “bolachas” (conforme exibido na Figura 17 a) foram laminadas, de modo a reduzir a espessura do material, pois as mesmas apresentavam espessuras iniciais de 25 mm. Foram realizadas análises metalográficas no CMM durante as etapas de laminação, as análises foram realizadas no CMM laminado isento de tratamento térmico e no CMM laminado tratado termicamente T6, de modo a verificar o comportamento da microestrutura do CMM durante estas etapas da conformação mecânica.

Figura 33 - Microestrutura do CMM Laminado Tratado Termicamente T6: (a, b) imagens do plano Transversal (LS); (c, d) imagens do plano de espessura S (TL); (e,f) imagem do plano horizontal (TS).

Figura 34 - Microestrutura do CMM isenta do tratamento térmico T6: (a, b) imagens do plano Transversal (LS) (c, d) imagens do plano de espessura S (TL); (e,f) imagem do plano horizontal (TS).

Conforme observado nas Figuras 33 e 34, nota-se que nas micrografias do CMM laminado, todas as partículas presentes na microestrutura (Si, SiC e Fe, Mn) se orientam no sentido da laminação. Observa-se no plano TS, plano analisado na vista superior do CMM, que foi possível identificar o formato globular da fase α primária ou pró-eutética, o qual é tipicamente característico das ligas-Al da classe de fundição durante o processamento no estado semissólido, e que confere a estas microestruturas características reológicas especiais, tal como a tixotropia, quando fluem homogeneamente em baixas temperaturas sob ação de tensões mecânicas de natureza cisalhante (MALUF, 2012). Nas micrografias abaixo é possível analisar a microestrutura do CMM laminado em uma vista tridimensional.

Figura 35 – Vista tridimensional do CMM após a laminação, (a) CMM tratado termicamente e isento de ataque químico e (b) CMM tratado termicamente e atacado quimicamente com o reagente Keller's.

6.4.2 Efeitos do tratamento térmico T6 na microestrutura do CMM soldado.

Foram realizadas análises na microestrutura do CMM soldado, mais precisamente na região da matriz, para verificar a real interferência do tratamento térmico T6 em ambas as condições térmicas da amostra A e amostra B. Foram analisados vários pontos da microestrutura, partindo inicialmente do metal base até a zona fundida; as análises no metal base foram realizadas em dois pontos distintos e nas demais regiões (ZTA e ZF) foi analisado somente um único ponto, conforme exhibe a Figura 36.

Figura 36 - Identificação das análises realizadas na microestrutura do CMM em (a) amostra A tratada termicamente antes da soldagem e em (b) amostra B tratada termicamente após a soldagem.

Nota-se que as regiões escolhidas para serem realizadas as análises, foram regiões isentas da presença das partículas de SiC e Si observadas a níveis microscópicos, observa-se também, na micrografia da Figura 36, que a zona fundida (região delimitada pela linha tracejada amarela) da Figura 36 (a) exibiu uma coloração mais escura em comparação à Figura 36 (b). Isso provavelmente ocorreu por esta amostra ter sido soldada após o tratamento térmico, a homogeneidade da microestrutura gerada durante o tratamento térmico, foi alterada na região afetada pelo Laser, durante o processo de soldagem. Portanto esta alteração ocorreu devido ao processo de soldagem a Laser, utilizar uma alta densidade de potência, em um curto espaço de tempo, fornecendo uma elevada taxa de calor ao material durante a soldagem, fazendo com que este aumento no aporte térmico solubilizasse os elementos presentes na ZF provenientes do tratamento térmico. Posterior a este fato, a região da zona fundida da amostra tratada termicamente antes da soldagem (amostra A) ficou solubilizada, ou seja, os elementos que estavam presentes na ZF, oriundos do tratamento térmico T6 foram reintegrados a matriz, diferenciando essa região das demais, tornando-a mais susceptível ao ataque químico; o reagente químico (Keller's) tende a atacar com mais facilidade a microestrutura da matriz.

Na Figura 36 (b), nota-se uma maior homogeneidade da microestrutura, em termos de variação de coloração ao longo da microestrutura, pois neste caso, o ataque químico agiu de uma forma mais uniforme, visto que essa amostra foi tratada termicamente após a soldagem (amostra B).

Na Figura 37 se observam as micrografias do metal base.

Figura 37 - Micrografias do metal base, identificando as regiões MB1 e MB2 da Figura 36. As imagens (a) e (c) representam a condição da amostra A (tratada termicamente antes da soldagem), e as imagens (b) e (d) representam a amostra B (tratada termicamente após a soldagem).

Na Figura 37 nota-se que as microestruturas do MB (metal base) exibiram morfologias semelhantes, tanto na condição de T.T antes, quanto na condição de T.T após a soldagem, pois os cdp analisados foram extraídos da mesma placa, além do mais, as microestruturas exibem certa homogeneidade, pois essa região do MB, não foi afetada pelo feixe de Laser durante a soldagem. As partículas presentes nas microestruturas ilustradas pela Figura 37 são identificadas de acordo com a coloração das setas; partículas de SiC (setas azuis), Si (setas vermelhas), e as partículas de Fe, Mn (setas amarelas). Conforme observado nas micrografias do MB do CMM (Figura 37), as partículas de Si exibem formatos arredondados e estão dispersamente distribuídas ao longo da matriz, na microestrutura da matriz há presença de pequenas partículas orientadas em uma dada direção, conforme identificado pela região tracejada em azul. Foi realizada uma ampliação dessa região, de modo a analisar essa região com maior precisão.

Figura 38 – Ampliação da microestrutura do MB da amostra B. (a) Resolução de 40μm (b) Resolução 5μm.

A Figura 38 exibe uma ampliação realizada na região das partículas orientadas ao longo da matriz, conforme identificado na Figura 37 (d). Essas análises foram realizadas nas amostras A e B, porém a amostra B exibiu uma resposta com maior clareza. Na Figura 38 (a), foi possível registrar uma imagem qual ilustrasse a presença dessas pequenas partículas orientadas na microestrutura do MB (região selecionada em azul). Na Figura 38 (b) realizou-se uma ampliação da região selecionada na Figura 38 (a), onde foram detectados vários vazios presentes na microestrutura do CMM, que estavam linearmente orientados numa certa direção, notou-se que esses vazios eram compostos por algumas partículas, que vieram a se destacar dessas regiões supostamente durante as etapas de preparação materialografica. Na superfície dessas partículas observou-se a presença de trincas, conforme indicado pelo tracejado circular, na Figura 38 (b), provavelmente essas partículas iriam se destacar novamente, originando a formação de novos vazios, há grandes possibilidades também que essas trincas tenham ter sido formadas durante o processo de laminação. Foi realizado um EDS pontual, em cima de uma dessas partículas, identificada com o nº 1 (conforme ilustrado na Figura 38 b), de modo a determinar a composição química dessas partículas encontradas nessa região orientada, por meio do resultado foi possível detectar que essas partículas eram constituídas em sua grande maioria pelo elemento Si, conforme ilustra o espectro de energia dispersiva da Figura 39. Portanto essas regiões orientadas, observadas na Figura 37 (d) eram compostas por partículas de Si. Observa-se ainda no espectro de energia dispersiva que o elemento Fe e Mn exibem teores de peso muito próximos, isso ocorre devido ao fato de os

mesmos ocuparem posições próximas na tabela periódica, porém não é possível afirmar se eles se apresentam em solução sólida ou na forma de compostos estequiométricos.

Figura 39 - Microanálise química pontual realizadas nas partículas orientadas no MB.

A Figura 40 exibe o mapeamento químico de área da microestrutura do metal base da amostra A. O mapeamento detectou a presença dos principais elementos químicos presentes no CMM, detectou também a presença de alguns elementos contaminantes, tais como os elementos Fe-Mn, presente no metal base do CMM e identificados pelos círculos tracejados em amarelo. Nota-se uma clara correspondência entre essas partículas brancas identificadas na vista do mapeamento, e as ilustradas na imagem capturada via MEV, o que provavelmente contaminou a microestrutura do CMM, foi à utilização de ferramentas manufaturadas de aço inoxidável, na etapa de obtenção do CMM, conforme comentado anteriormente. Destaca-se que os elementos encontrados em maior proporção foram, Al e Si, devido a matriz ser uma liga de alumínio AA356, cujos elementos base são Al/Si/Mg. As partículas em formatos arredondados identificadas nas análises de microscopia ótica, foram classificadas como partículas de Si, conforme exibem os círculos tracejados em azul. A presença do elemento C está associada diretamente à proporção das partículas de SiC (tracejado em vermelho), pois nessas partículas há presença de um certo percentual de carbono. A presença do elemento Oxigênio em pequenas proporções, provavelmente pode estar ligada com a presença do elemento Ferro. O Manganês também pode ser proveniente dos elementos utilizados na obtenção do CMM. O Magnésio um dos principais elementos presente na liga, por favorecer a molhabilidade das partículas de SiC pela fase líquida, exibiu-se em baixa proporção, possivelmente o mesmo se volatilizou durante a obtenção do compósito, por apresentar um baixo ponto de ebulição em comparação aos demais elementos presentes na liga.

Figura 40 - Mapeamento realizado para determinação dos elementos químicos presentes na microestrutura do metal base da amostra

Na Figura 41 observa-se a micrografia da zona termicamente afetada de ambas as condições térmicas.

Figura 41 - Micrografia da zona termicamente afetada (ZTA) da Figura 36. (a) amostra A – tratada termicamente antes da soldagem, (b) amostra B – tratada termicamente após a soldagem.

Na Figura 41 (a) observa-se a microestrutura da ZTA da amostra A (tratada termicamente após a soldagem), nota-se a nível microscópico a presença das partículas de Si somente na região do MB, conforme se aproxima da região fundida (linha tracejada em amarelo) a proporção dessas partículas diminui, parte dessas partículas de Si podem ter sido dissolvidas na matriz durante o processo de soldagem, quando atingido o limite de solubilidade do Si no Al, o excedente dessas partículas pode ter se movimentado pela matriz ou até formado novas fases, como : Al Si Fe e Al Si C, devido ao alto aporte térmico aplicado no CMM, aumentou-se a dureza dessa região por solução sólida formada a partir da dissolução das partículas de Si. De forma geral, as ligas de alumínio envelhecidas são mais adequadas para operar em temperaturas próximas à temperatura ambiente (ASKELAND, 2008), ou seja, quando trabalhadas com temperaturas elevadas, as propriedades adquiridas durante o T.T podem ser danificadas (PERES *et al*, 2005). A Figura 41 (a) exibe uma microestrutura dendrítica (região selecionada em azul), possivelmente formadas pelo resfriamento após a soldagem ocorrer fora de equilíbrio, apresentando assim, uma estrutura bruta de fusão. Os elementos de liga presentes na liga AA356, como Mg e Si, podem estar presentes nas regiões interdendríticas, e quando atacados pelo reagente químico (Keller's), podem se revelar de diferentes formas, constituindo assim uma microestrutura semelhante a exibida na Figura 41 (a) (PERES *et al*, 2005). Na Figura 41 (b) observa-se a zona termicamente afetada da amostra B, nota-se a presença de todos os elementos identificados no CMM até o momento (partículas de Si, SiC e Fe, Mn), as partículas de Si nesta condição, estão totalmente dispersas ao longo da matriz, não se observou a presença das dendritas nessa

região, pois o tratamento térmico realizado nessa amostra, ocorreu após o processo de soldagem, portanto, as dendritas formadas após a soldagem, possivelmente vieram a se dissolver na matriz após o tratamento térmico T6.

A Figura 42 exibe uma micrografia bem ampla, o qual pode ser visto claramente as três principais regiões do CMM, MB, ZTA e ZF da amostra A, observa-se a ZTA bem restrita típica do processo de soldagem a Laser, com uma largura de aproximadamente 200µm, foi realizado um mapeamento químico de área na região da ZTA, na área selecionada em alaranjado, de modo a identificar os elementos químicos presentes nas dendritas, posteriormente, foi realizado um EDS pontual em cima de uma das dendritas, a fim de correlacionar os resultados de ambas as análises.

Figura 42 – Microestrutura exibindo as três regiões (MB,ZTA e ZF) da amostra A.

Na Figura 43 observa-se o mapeamento químico de área das dendritas, as mesmas são compostas pelos elementos: Al, Si, Mg e Fe, nota-se pelo resultado do mapeamento, que os elementos Al e Si complementaram a vista do mapeamento registrada pelo MEV, devido a esses elementos estarem próximos na tabela periódica eles apresentaram baixos índices de espalhamento de elétrons durante a aplicação do feixe, exibindo baixos contrastes na imagem obtida, já nas microanálises química os picos dos elementos se mostraram bem característicos do material. Na Figura 44 foi realizado um EDS pontual na matriz e um em cima de uma

dendrita, observa-se que os elementos exibidos na análise pontual da dendrita, estão em comum acordo com os elementos detectados ao longo mapeamento químico de área.

Figura 43 – Mapeamento químico de área das dendritas presentes na ZTA da amostra A.

Figura 44 – Microanálise química pontual na região das dendritas; (a) Micrografia de identificação da análise; (b) EDS pontual em cima de uma dendrita; (c) EDS pontual na matriz do CMM.

Na Figura 45 são exibidas as microestruturas da zona fundida.

Figura 45 - Micrografia da zona fundida (ZF) da figura 32. (a) amostra A - tratada termicamente antes da soldagem e (b) amostra B - tratada termicamente após a soldagem.

Nas micrografias presentes na Figura 45, observa-se nitidamente a presença das agulhas em ambas as condições térmicas; essas agulhas são compostos intermetálicos (Al_4SiC_4) provenientes do processo de soldagem à Laser, é possível afirmar isto devido aos resultados das análises de difração de Raios-X, que será discutida no próximo item (item 6.4.4). A Figura 45 (a) exibe uma microestrutura claramente dendrítica, gerada a partir de um resfriamento fora de equilíbrio, não se observa na Figura 45 (a) a presença das partículas de Si, devido ao alto aporte térmico aplicado nessa região, às mesmas devem ter sido dissolvidas na matriz durante o processo de soldagem. Na Figura 45 (b) observa-se uma microestrutura mais homogênea, assim como uma boa dispersão das partículas de Si na ZF, novamente na condição da amostra B, notou-se uma microestrutura da matriz isenta da presença das dendritas, analisadas a níveis microscópicos, pois os elementos presentes na microestrutura metaestável gerada após a soldagem, provavelmente foram dissolvidos na matriz durante a etapa de solubilização do tratamento térmico T6.

6.4.3 Difração de Raios –X

De modo a obterem-se informações sobre fases existentes na estrutura cristalina das amostras A e B, foram realizadas análises de difração de Raios-X. Conforme mencionado anteriormente, o CMM possui uma estrutura heterogênea, tendo presente em sua microestrutura, elementos com pontos de fusão diferentes (Al, Si, C), enquanto um está fundindo o outro já está próximo da temperatura de vaporização. Nota-se no difratograma da Figura 46, que houve a precipitação de um composto intermetálico, uma fase classificada

como carbeto de alumínio-silício (Al_4SiC_4), demonstrando certa correlação com as agulhas detectadas nas regiões da ZF de ambas as amostras. Segundo Anandkumar (2007), quando esse tipo de material é elevado a altas temperaturas, o SiC tende a reagir e a se dissolver na poça de alumínio fundido, formando uma solução homogênea de Al, Si e C e durante a solidificação formam carbeto ternários de Al-Si-C, quando a temperatura de soldagem excede 1670 K (1397°C) o resultado da reação é a formação do carbeto de alumínio-silício (Al_4SiC_4). Conforme visto em Maluf (2012) e Oliveira (2013), inicialmente na etapa de obtenção do CMM, uma das principais preocupações era dificultar a precipitação do composto estequiométrico Al_4C_3 . Em fase da ausência desse elemento infere-se que a temperaturas acima 1397°C não há a presença desse elemento.

Figura 46 - Difratoograma de Raios - X das amostras AA356/SiCp em duas condições térmicas diferentes.

6.5 Ensaios Mecânicos

6.5.1 Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em ambas as condições térmicas, o ensaio foi realizado somente na região da matriz metálica, ou seja, em regiões suficientes remotas da presença das partículas de Si e das partículas de SiC adicionadas intencionalmente na matriz observadas a níveis microscópicos. As variações de microdureza Vickers da matriz metálica realizada ao longo do MB, ZTA e ZF de ambas as condições térmicas foram

detectadas e correlacionadas às características locais. O gráfico obtido a partir dos resultados do ensaio de microdureza mostram os diferentes tipos de resultados em relação às diferentes condições térmicas, nota-se também a microestrutura de cada região analisada. No MB, microestruturas muito semelhantes foram observadas, com durezas obviamente muito próximas, visto que a geração do cordão de solda, o feixe de luz a Laser pouco ou nada afetou esta região, o tratamento térmico T6 foi realizado de maneira idêntica em ambas às amostras. Na região da ZTA da amostra A, nota-se a ausência das partículas de Si claramente observadas no MB, à alta dureza dessa região foi relacionada ao fortalecimento por solução sólida, proporcionada pela dissolução dessas partículas presentes originalmente na matriz metálica, essa dissolução ocorreu devido ao alto aporte térmico nessa região. Na ZF da amostra A, detectou-se uma dureza ainda maior, que foi vinculada a microestrutura heterogênea formada após o processo de soldagem, sendo constituída com a presença de dendritas, dissolução das partículas de Si e precipitados Al_4SiC_4 , conforme visto na Figura 45. Na amostra B, as regiões da ZTA e ZF exibiram dureza substancialmente menor em comparação com a amostra A, além de que os valores de dureza da matriz metálica apresentaram uma maior uniformidade entre as três zonas de solda avaliadas, isso ocorreu devido esta amostra ter sido tratada termicamente T6 após o processo de soldagem, ou seja, qualquer variação na microestrutura do CMM causada pelo alto aporte térmico durante ou após o processo de soldagem, possivelmente vieram a ser homogeneizadas durante a solubilização, pois nesta etapa geralmente as temperaturas utilizadas são temperaturas bem próximas às temperaturas de fusão.

Conforme se observa nos resultados de microdureza, pode-se inferir que o tratamento térmico T6 da liga AA356 se manifestou nas formas de uma maior homogeneização microestrutural. A aplicação da têmpera T6 ao CMM proporcionou uma homogeneização nada desprezível na microdureza do compósito. Segundo Bogdanoff (2009), a adição de partículas de SiC não só afeta a cinética de precipitação das ligas destinadas às práticas de fundição, em geral acelerando o envelhecimento da liga, mas também as quantidades relativas das várias fases presentes na microestrutura. Também é considerado que durante o resfriamento rápido (têmpera), após o processo de solubilização da liga, as partículas de SiC do compósito resfriam mais lentamente (devido a sua menor condutividade térmica que a matriz metálica), de sorte que o metal envolvendo o particulado permanece aquecido por mais tempo que a massa metálica. Esta interfase constitui, portanto, um local de elevada solubilidade dos elementos formadores de precipitados, como decorrência do maior tempo

disponível para sua solubilização na matriz metálica de alumínio, que, associado à alta densidade de discordâncias definem a fronteira entre regiões adjacentes mais e menos solubilizadas, criando condições locais favoráveis para a precipitação de segundas fases. Este mecanismo proposto seria responsável pela maior fração volumétrica de precipitados obtidos nos CMM submetidos a tratamentos de envelhecimento frente aos não tratados, e, conseqüentemente, pela sua maior dureza. Por sua vez, isto mostra indiretamente que o particulado SiC não deve ter reagido com o Mg da matriz metálica, a qual permaneceu com seu potencial de precipitação de segundas fases inalterado mesmo após a adição e mistura da fase cerâmica de reforço, é também estatisticamente comprovado o efeito benéfico do tratamento térmico de solubilização e de precipitação na homogeneização estrutural do CMM. Por fim, conclui-se, como esperado, que a adição de SiC à liga AA356 incrementa uma heterogeneidade microestrutural.

Figura 47 - Microdureza Vickers realizada no CMM nas condições; isento de T.T (gráfico rosa), amostra A (gráfico preto) e amostra B (gráfico vermelho). Micrografias I e II região do MB da amostra B e A; Micrografias III e IV região da ZTA da amostra A e da amostra B; Micrografias V e VI região da ZF da amostra A e amostra B.

6.5.2 Ensaio de tenacidade em Flexão três pontos

Os resultados dos ensaios de tenacidade em Flexão três pontos mostrados na Figura 48 são apresentados graficamente, o comportamento dos cdp em forma de curvas, carga x deslocamento (deflexão na linha de carga) ensaiados somente até a carga máxima, os quais refletem fielmente as relações tensão X deformação, pois a geometria e dimensões dos espécimes e dos entalhes eletro-erodidos foram idênticos para todos os cdp presentes avaliados.

Figura 48 - Resultados dos ensaios de flexão quase estática em corpos de prova com entalhe eletro-erodidos.

Foram ensaiados todos os cdp extraídos da peça elíptica, mas somente nove cdp foram escolhidos para que fosse feita uma análise demonstrativa da resistência à tenacidade em Flexão três pontos do CMM, foram escolhidas três curvas com os resultados inferiores, três curvas com os resultados intermediários e as três curvas com os melhores resultados de tenacidade em Flexão três pontos. A nomenclatura dos cdp ensaiados foi classificada de acordo com o cordão de solda pertencente e a posição em que cada cdp se encontrava na amostra elíptica, os cordões de soldas foram numerados de I a IV (conforme ilustra o Anexo I), a classificação dos cdp teve como referência a parte superior da amostra, sendo então classificado como cdp 1, o primeiro cdp contando da região superior até a região inferior.

Nota-se uma considerável diferença nas curvas de carga & deflexão na linha de carga, em relação à resistência dos cdp, isso pode ser associado ao fato de os CMM apresentarem

uma estrutura heterogênea, quanto maior a presença de descontinuidades, tais como poros, menor a resistência mecânica a flexão da estrutura. Segundo Anderson (2005), defeitos semelhantes a trincas agem como concentradores e intensificadores de tensões, fazendo com que localmente a tensão máxima aplicada ao cdp, seja superior aquela remotamente aplicada ao cdp. Foram realizados cálculos de tenacidade à fratura da integral-J, de modo a se determinar experimentalmente o valor da integral de J para o início do crescimento dúctil e estável da trinca. A tenacidade à fratura de um material é avaliada em termos de parâmetro de ponta da trinca no início do seu crescimento. A tenacidade à fratura do compósito diminui com o aumento e o tamanho das partículas de reforço. Segundo Sajjadi (2012), os CMM apresentam propriedades de Flexão inferiores, em comparação com as ligas monolíticas, a presença das partículas de SiC nos CMM é o principal responsável por esse comportamento, devido as mesmas atuarem como barreira para o movimento das discordâncias. Este é um dos fatores mais importantes pela diminuição da flexibilidade dos CMM.

Tabela 8 - Resultados dos cálculos dos valores críticos da integral-J.

Corpos de provas (cdp)	Resultados Integral de J (KJ/m ²)
Cordão II cdp7	29,40
Cordão II cdp 2	25,62
Cordão II cdp 5	18,39
Cordão II cdp 6	35,00
Cordão IV cdp 5	34,42
Cordão III cdp 4	36,45
Cordão I cdp 6	134,61
Cordão IV cdp 6	139,86
Cordão IV cdp 1	107,00

A Tabela 8 mostra os resultados da integral-J, para cada uma das curvas obtidas no ensaio de tenacidade em Flexão três pontos, observa-se que houve alguns cdp que absorveram mais energia dos que os demais até fratura, isso provavelmente deve-se ao fato desses cdp apresentarem uma microestrutura mais homogênea em relação à presença de descontinuidades na microestrutura do CMM.

6.5.2.1 -Análise fratógráfrica de falha dos cdp via microscopia ótica.

Após realizar os ensaios de tenacidade em Flexão três pontos até a carga máxima, os cdp foram mergulhados em uma solução de N_2L (nitrogênio líquido) e fraturados, posteriormente, foi realizada uma análise materialográfica via microscopia ótica na seção transversal da fratura, a fim de verificar o caminho percorrido pela trinca e analisar em que região ocorreu a fratura dos cdp. Foram selecionados os cdp que apresentaram os extremos de resistência mecânica sob o ensaio de tenacidade em flexão três pontos, de acordo com o gráfico de carga X deflexão na linha de carga (Figura 48), esses dois cdp foram escolhidos para analisar a variação de resistência mecânica que ocorreu durante o ensaio.

Figura 49 - Micrografia ótica dos cdp fraturados sob o ensaio de tenacidade em Flexão três pontos. Em (a) observa-se a microestrutura do cdp classificado como cordão IV cdp 6, cdp que absorveu maior energia até a fratura $139,86 \text{ KJ/m}^2$ e em (b) microestrutura do cdp classificado como cordão II cdp 5, cdp que absorveu menor energia até a fratura $18,39 \text{ KJ/m}^2$.

Por meio dos resultados da microscopia ótica realizada após o ensaio de tenacidade em Flexão três pontos, pode-se correlacionar as diferenças entre as intensidades de carga das curvas carga X deslocamento (deflexão na linha de carga). A Figura 49 exhibe bem o que provavelmente pode ter vindo a causar a diferença entre as intensidades das curvas carga X

deslocamento (deflexão na linha de carga), nota-se que há uma grande presença de porosidade na zona fundida, esses vazios presentes na estrutura do CMM pode ter vindo a facilitar a fratura do cdp, agindo como concentradores de tensão, quando aplicada a carga durante o ensaio de Flexão. Segundo Ion (2005), na soldagem a Laser os poros surgem devido à instabilidade do processo *Key Hole*, que criam espaços vazios na poça fundida pelos gases que ficam presos durante a solidificação, tais estabilidades se associam com a alta velocidade utilizada durante o processo, os poros também podem atuar como pontos de nucleação de trincas por solidificação e pode aumentar a probabilidade de uma fratura frágil no CMM. Nota-se que em ambas as micrografias, a fratura ocorreu na zona fundida, sendo a região de baixa tenacidade na microestrutura do CMM. Segundo Bassani *et al* (2007), quando ocorre uma soldagem a Laser com elevadas temperaturas atingindo localmente uma região, há precipitação de fases nessa região, essa precipitação ocorre durante a soldagem, obtendo-se então, um metal de solda enriquecido de agulhas de carbeto de alumínio (Al_4C_3) ou carbeto Alumínio-Silício (Al_4SiC_4) dependendo da temperatura atingida durante o processo, sendo prejudicial as propriedades mecânicas do CMM e do cordão de solda. Portanto, devido ao cordão de solda já ser considerado um concentrador de tensão, pois a solda altera localmente a microestrutura do material e a formação dessas agulhas ocorrerem no interior do cordão de solda, o cdp fraturou nessa região de menor tenacidade.

Na Figura 49 (a) nota-se uma presença mínima de porosidade na microestrutura da zona fundida, devido a essa homogeneidade da microestrutura esse cdp exibiu uma curva de carga X deslocamento (deflexão na linha de carga) com maior intensidade de carga, exibindo um maior regime dúctil, e conseqüentemente um maior valor da integral-J.

6.5.2.2 Análise fractográfica de falha dos cdp via microscopia eletrônica de varredura

Nas Figuras abaixo são exibidas as macrografias e micrografias fraturadas e analisadas via microscopia eletrônica de varredura, relativa aos cdp classificados como cordão IV cdp 6 e cordão II cdp 5, respectivamente, cdp que absorveram maior e menor energia durante o ensaio de tenacidade em flexão três pontos. As análises foram realizadas na região 1 Flexão lenta a temperatura ambiente: (região soldada e região não soldada) e na região 2 (impacto em N₂L), conforme ilustra a Figura 50.

Figura 50 - Macrografia do cdp ensaiado sob tenacidade em Flexão três, cdp que obteve maior absorção de carga (cordão IV cdp 6).

Nas Figuras 51 (a) e (b), respectivamente, a região observada foi à região soldada, nota-se na superfície de fratura: a presença de alguns poros (setas amarelas) e de algumas agulhas de carbeto alumínio-silício (Al₄SiC₄) (setas azuis). Como se pode observar na Figura 51 (a) a formação das agulhas se concentram na interface de uma partícula de SiC e da matriz, isso possivelmente pode ter ocorrido devido ao fato das partículas de carbeto de silício (SiC) serem partículas cerâmicas e as cerâmicas terem como uma de suas principais características a

absorção de calor, portanto, durante a soldagem provavelmente essas partículas de cerâmica absorveram parte do calor incidido pelo feixe de Laser e por arrefecimento transferiu-o para a matriz precipitando uma nova fase, formando o composto intermetálico (Al_4SiC_4) em formas de agulhas. Na Figura 51 (b) observa-se que durante a solicitação do esforço mecânico e a fratura do cdp houve deslocamento (destacamento) de algumas partículas do reforço, conforme mostra as indicações (setas verdes), portanto, nesse caso as partículas de SiC, não agiram como um agente de reforço, protegendo a matriz contra a solicitação aplicada, nota-se também a presença dos precipitados (Al_4SiC_4) em formato de agulhas.

Figura 51 - (a) e (b) Fratografias obtidas a partir da análise de MEV da superfície de ruptura do cdp classificado como cordão IV cdp 6, ensaiado via ensaio de tenacidade em flexão três pontos, na região soldada.

Na Figura 52 (a) foi analisada a região não soldada, região 1 Flexão lenta a temperatura ambiente e região 2 (Impacto por N₂L), Figura 52 (b). Nota-se na região não soldada a presença de dimples (microvazios), que se formaram quando elevadas tensões causaram a fratura localizada dos contornos de grãos ou das interfaces entre o metal e pequenas inclusões. A formação desses dimples, quando analisado com um grande aumento, utilizando um microscópio eletrônico de varredura revelam superfícies com pequenas cavidades, classificadas como estruturas alveolares. A formação desses alvéolos na superfície de fratura classifica a fratura como sendo do regime dúctil, uma das principais características desse regime é a formação de uma estrutura alveolar, denotando as fases sucessivas de nucleação, crescimento e coalescimento de dimples, o que demonstra que os cdp deste estudo apresentaram relativamente bons resultados de ductilidade durante a solicitação mecânica do ensaio de tenacidade em Flexão três pontos. Segundo Li (2007), há três maneiras de ocorrer falhas nos CMM, (i) trinca das partículas de reforço, conforme visto na Figura 52(b), (ii) deslocamento (destacamento) das partículas do reforço resultando na nucleação de vazios, conforme visto na Figura 51; e (iii) o crescimento e coalescência de dimples na matriz os quais são observados na Figura 52 (a) e (b). As partículas de SiC são danificadas durante a aplicação da tensão, em compressão perante a deformação plástica do material (lembrando que durante o ensaio de Flexão o corpo de prova sofre tensão compressiva na parte superior e trativa na parte inferior). No entanto a falha do CMM ocorreu devido a fratura da rede das partículas de SiC que se formam na interface do alumínio-silício, durante o processo de obtenção do CMM, com a fratura insignificante das partículas de reforço, ocorre esse comportamento incomum, porque nos CMM há somente dois tipos de interfaces: as interfaces entre a matriz de alumínio e as partículas de SiC e as interfaces entre a matriz e as partículas do silício eutético presentes na matriz. Com o aumento da tensão durante a deformação elástica, as partículas de reforço de maior tamanho fraturam primeiro que as de pequeno porte (SRIVATSAN, 2003). A fratura dessas partículas de SiC ocorre quando a interface alumínio-silício é mais forte do que as próprias partículas, assim a fratura ocorre pelo acúmulo de danos internos causados pela deformação da matriz e pela fratura das partículas de Si. Com a redução do tamanho das partículas de SiC, aumenta-se o número de partículas por unidade de área e torna-se mais difícil a obtenção de uma distribuição mais homogênea, o que pode resultar na formação de “clusters”, diminuindo a ligação da matriz com o reforço, reduzindo a resistência a Flexão do CMM (OZDEN *et al*, 2007).

Figura 52 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura do cdp classificado como cordão IV cdp 6 ensaiado sob tenacidade em flexão três pontos: (a) região flexão lenta, (b) região impacto por N₂L.

Nas Figuras 53 á 56 são exibidos macrografias e micrografias das fraturas analisadas via microscopia eletrônica de varredura do cdp classificado como cordão II cdp 5. As análises foram realizadas na região 1 Flexão lenta a temperatura ambiente (região soldada e região não soldada) e na região 2 (Impacto N₂L), conforme exhibe a Figura 53.

Figura 53 - Macrografia do cdp ensaiado sob tenacidade em Flexão três pontos que obteve menor absorção de carga (cordão II cdp 5).

Nas Figuras 54 (a) e (b), respectivamente, a região analisada foi à região soldada presente na região 1, observa-se a grande quantidade de poros presentes na superfície de fratura do CMM (setas amarelas), uma das possíveis causas desse cdp apresentar uma baixa tenacidade à fratura, pode-se correlacionar a presença desses poros na microestrutura do CMM, nota-se também nitidamente a presença das agulhas de Al_4SiC_4 (setas azuis) formadas após o processo de soldagem.

Figura 54 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura da região soldada do cdp classificado como cordão II cdp 5, ensaiado sob tenacidade em Flexão três pontos.

Na Figura 55 a análise foi realizada na região 1 Flexão lenta a temperatura ambiente (região não soldada), nota-se a presença de um dos mecanismos de tenacificação dos CMM, o descolamento (destacamento) das partículas de SiC (setas verdes), neste caso as partículas de SiC não agiram como um agente de reforço para a matriz, nota-se também a presença de poros na microestrutura do CMM (setas amarelas) e a formação de dimples.

Figura 55 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura da região não soldada do cdp classificado como cordão II cdp 5, ensaiado sob tenacidade em Flexão três pontos.

Na Figura 56 a análise foi realizada na região 2 (Impacto N₂L), nessa região observa-se uma estrutura alveolar com a presença de microvazios indicados pelas setas verdes e poros indicados pelas setas amarelas. Conforme mencionado anteriormente, os microvazios

presentes na microestrutura, são regiões onde estavam presentes as partículas de SiC, essas partículas de SiC se descolaram da matriz durante a aplicação de uma carga, não impondo alguma resistência a sollicitação mecânica aplicada no CMM durante o ensaio de tenacidade em Flexão três pontos.

Figura 56 - Fratografias obtidas a partir da análise via MEV da superfície de ruptura da região 2 (Impacto N_2L) do cdp classificado como cordão II cdp 5, ensaiado sob tenacidade em Flexão três pontos.

Foram realizados mapeamentos químicos de área na superfície de fratura do cdp classificado como cordão II cdp 5, o cdp de menor resistência mecânica. Na Figura 57 observa-se o mapeamento químico da região soldada, a análise foi focada em ser realizada na região onde estavam presentes as agulhas do composto intermetálico, nota-se que a distribuição dos elementos químicos presentes nessa região se associa com os elementos detectados na análise de difração de Raios-X, Al, Si e C, cujo, são os elementos base para a formação do composto intermetálico carbeto de alumínio-silício (Al_4SiC_4). Na Figura 58 se observa o mapeamento químico da região 1 flexão lenta (região não soldada), onde observa-se a presença dos elementos base presentes na liga AA356 (Al-Si-Mg), nota-se também a presença dos elementos contaminantes Fe, Mn na superfície de fratura, conforme visto no mapeamento químico realizado no MB (Figura 40). Os círculos tracejados em amarelo identificam esses elementos na vista de mapeamento, essas regiões identificadas são claramente correspondentes à análise química. Durante a sollicitação mecânica a trinca sempre procura se propagar em uma região o qual não tenha obstáculos para atrapalhar sua propagação, ou seja, regiões que tenha baixa resistência e de fácil mobilidade, observa-se que

na superfície de fratura foi detectada a presença dos elementos Fe, Cr, Mn, possivelmente a presença desses elementos na microestrutura do CMM atuaram como elementos fragilizantes, facilitando a propagação da trinca até a fratura.

Figura 57 - Mapeamento químico realizado na região dos precipitados (Al_4SiC_4).

Figura 58 - Mapeamento químico realizado na região 1 (flexão lenta a temperatura ambiente) região não soldada.

7 CONCLUSÕES

Os resultados acima descritos contribuem para o alcance dos objetivos inicialmente propostos. A soldagem a Laser do CMM variando duas diferentes condições térmicas: tratada termicamente T6 antes da soldagem (amostra A) e tratada termicamente T6 após a soldagem (amostra B), proporcionaram diferentes resultados na microestrutura do CMM.

- Após a caracterização metalográfica via microscopia ótica de luz reflexiva da amostra A, notou-se que o Laser utilizado na soldagem do CMM, interfere diretamente nas propriedades adquiridas ao longo do tratamento térmico T6. Conclui-se, que devido ao processo de soldagem a Laser utilizar uma alta densidade de potência em um curto espaço de tempo o mesmo solubilizou as partículas de Si que estavam presentes nas regiões da ZTA e ZF, formando uma microestrutura heterogênea com presença de dendritas e precipitados (Al_4SiC_4). Na amostra B, notou-se uma estrutura mais homogênea em termos de dispersão das partículas de Si. Por meio das microanálises química, realizadas via MEV, foi possível detectar a presença dos elementos dos contaminantes na microestrutura do CMM (Fe, Cr, Mn), provavelmente provenientes de um liga de aço inoxidável, utilizada na fabricação de algumas peças utilizadas para a obtenção do CMM.
- No ensaio de Difração de Raios-x, detectou-se realmente a presença do composto intermetálico (Al_4SiC_4) na microestrutura do CMM, a microanálise química de área realizada na superfície de fratura do CMM ensaiado em tenacidade em Flexão em três pontos, permitiu detectar os elementos presentes nas agulhas, visto que os mesmos são semelhantes com os detectados pela análise de Difração.
- No ensaio de microdureza, conclui-se que a amostra B apresenta maior homogeneidade em relação à amostra A, devido ao tratamento térmico T6 ter ocorrido após o processo de soldagem, portanto, a microestrutura da amostra B exibiu uma microdureza mais uniforme ao longo das microestruturas das diferentes regiões do CMM; MB, ZTA e ZF, não exibindo variação de

intensidade de picos, conforme visto nos resultados de microdureza da amostra A.

➤ Nos ensaios de tenacidade em Flexão três pontos realizados a temperatura ambiente, calculou-se a tenacidade à fratura de integral-J de todos os cdp ensaiados. Por meio desses resultados, foi possível identificar a variação no comportamento mecânico de cada cdp, em relação à resistência mecânica em Flexão do CMM, a maioria dos cdp exibiram comportamentos intermediários e baixos, em termos de absorção de energia. Este fato pode estar relacionado com a presença de poros na microestrutura do CMM, se a microestrutura estiver com uma alta porosidade, à mesma tende a ter um comportamento frágil durante a sollicitação mecânica, pois, os poros tendem a atuar como concentradores de tensão, quando aplicado uma carga mecânica. Portanto, conclui-se que a redução da resistência mecânica em Flexão dos CMM, é resultado da quantidade de defeitos internos presentes na microestrutura do material, visto que, os CMM que exibiram uma microestrutura pouco mais homogênea, foram os cdp que apresentaram uma maior resistência ao ensaio de tenacidade em Flexão três pontos, consequentemente exibindo maior valor da integral-J. Observou-se pelos resultados de microscopia ótica e microdureza, que as microestruturas com a condição térmica da amostra B exibiram melhor homogeneidade microestrutural. Conforme comentado anteriormente (Item 6.2 - página 63), essa condição térmica não foi à escolhida como a condição de ensaio dos cdp ensaiados sob tenacidade em flexão três pontos, pois no momento da escolha se decidiu optar pela condição térmica de serviço em que normalmente os CMM atuam, provavelmente, se esses ensaios de tenacidade em flexão três pontos fossem reproduzidos novamente, seguindo os mesmos parâmetros, com cdp com condições térmicas idênticas a da amostra B, pode-se afirmar que os resultados de integral-J possivelmente seriam superiores aos obtidos, pois nessa condição térmica o CMM exibiu uma maior homogeneidade microestrutural.

➤ Por meio das análises fratógráficas realizadas via MEV em modo de

elétrons secundários, foi possível identificar os principais mecanismos de tenacificação em CMM: trincamento, deslocamento (destacamento) das partículas de SiC e o crescimento e coalescência de microvazios na matriz, os quais foram identificados e associado a fratura dos cdp ensaiados. Conclui-se que os elementos Fe-Cr-Mn presentes na microestrutura do CMM e detectados na superfície de fratura, atuaram como elementos fragilizantes na microestrutura do CMM, facilitando a propagação da trinca durante o ensaio de tenacidade em flexão três pontos.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

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

- ✓ Soldagem a Laser de um compósito laminado manufaturado pelo processo ARB (Acumulative roll bonding).
- ✓ Análise da tenacidade à fratura do CMM ensaiado a Flexão três pontos tratado termicamente após a soldagem.
- ✓ Caracterização microestrutural, mecânica em compósito de Alumínio+SiC e Alumínio + Al₂O₃ obtidas através do processo de laminação acumulativa.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALAMENE k, k.; ALUKO,A,O. Fracture toughness (k_{Ic}) and tensile properties of as-cast and age-hardened aluminium (6063) silicon carbide particulate composites. Scientia Iranica, v.10, p. 992 – 996, 2012

AMAYA, S J. M.; T DELGADO.; L, GONZALEZ-ROVIRA.; BOTANA, F,J.; Laser welding of aluminium alloys 5083 and 6082 under conduction regime. Applied Surface Science, v.255, p. 9512-9521, 2009

ANADKUMAR, R; ALMEIDA, AL; COLAÇO, R; VILAR, R; OCELIK,V, R; DE HOSSON,J.Th.M. Microstructure and wear studies of Laser clad Al-Si/SiC(p) composite coatings, Surface and Coatings Technology, v.201, p.9497-9505, 2007.

ANDERSON, T.L. Fracture mechanics: fundamentals and application. 2nd ed. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, p.688, 1995.

ALANEME, K.K; ALUKO, A.O Fracture toughness (k_{Ic}) and tensile properties of as-cast and age-hardened aluminium (6063) - silicon carbide particulate composites. Scientia Iranica, v 19, p. 992-996.

AIGBODION,V.S; HASSAN,S.B. Effects of silicon carbide reinforcement on microstructure and properties of cast Al-Si-Fe/SiC particulate composites. Materials Science and Engineering: A, v. 447, n. 1–2, p. 355-360, 2007.

AKHLAGHI, F; LAJEVARDI, A; MAGHANAKI, H.M (2004) Effects of casting temperature microstructure and wear resistance of compocast A356/SiC_p composites: a comparison between SS and SL routes, Journal of Materials Processing Technology, v.155&156, p.1874-1880, 2004.

BASSANI, P. *et al.* Effect of process parameters on bead properties of A359/SiC MMCs welded by Laser. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, v. 38, n. 4, p. 1089-1098, 2007.

BEHLER, K. *et al.* Laser beam welding of low weight materials and structures. Materials & Design, v. 18, n. 4–6, p. 261-267, 1997.

BOGDANOFF T (2009) The influence of copper on an Al-Si-Mg alloy (A356) - microstructure and mechanical properties, Bachelor Thesis, Department of Mechanical Engineering, Jönköping University, Sweden, p.69, 2009

BRUZZI,M,S; McHugh - Application of closure based fatigue modelling methodology to Al-SiC s, International Journal of Fatigue, v.25, p.577-584, 2003.

CALLISTER, W. D; RETHIWISCH, D.G Ciência e Engenharia de Materiais - Uma introdução. Editora LTC, cap 2 - p.16 -36, 2007.

CALLISTER, W.D; RETHIWISCH, D.G Ciência e Engenharia de Materiais uma - Uma introdução. Editota LTC, 8ª edição, cap 6 - p.128- 168, 2012.

CHEN, Y.-L. *et al.* Laser beam welding of SiC-particle-reinforced aluminum metal matrix composite. International Symposium on Industrial Lasers, International Society for Optics and Photonics. p.443-447, 1999.

COMPOSITE MATERIALS HANDBOOK: Metal Matrix Composites, Department of Defense-United States of America v. 4, p.34 -47, 2002.

DANIEL, I. M. *et al.* Engineering mechanics of composite materials. Oxford university press New York, 1994.

DIAS, R.C.C. Microestrutura por Laser de superfícies metálicas para manufatura de laminados híbridos metal-fibra. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

DONALD, R.A; PRADEEP, P.F; WENDELIN.J.W The science and engineering of materials - cap 9, p 329 - 374.

DONATO, G.H.B. Efeitos de heterogeneidades mecânicas sobre forças motrizes de trinca em juntas soldadas: Determinação experimental de tenacidade e extensão de metodologias de avaliação de criticidade de defeitos. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

DUBEY, A. K; YADAVA, V. Laser beam machining - A review. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 48, n. 6, p. 609-628, 2008.

DURBADAL, M.; VISWANATHAN, S.; Effect of heat treatment on microstructure and interface of SiC particle reinforced 2124 Al matrix composite, Materials Chacterization, Science Direct, v.85, p.73-81, 2013.

ELLIS, M. Joining of aluminium based metal matrix composites. International Materials Reviews, v. 41, n. 2, p. 41-58, 1996.

EHSANI, R. SEYED REIHANI, S.M. Aging behaviour and tensile properties of squeeze cast Al 6061/SiC metal matrix composites'', Sci. Iran., 11(4),pp. 392-397, 2004.

GATTI, M. Tenacidade á fratura trans laminar dinâmica de um laminado hibrido metal-fibra titânio-grafite de grau aeronautico. (Tese Doutorado) Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos , 2009.

GUO, J; GOUGEON, P; CHEN, X. G. Study on Laser welding of AA1100-16% B₄C metal-matrix composites. Composites Part B: Engineering, v. 43, n. 5, p. 2400-2408, 2012.

ION, J. C. Chapter 16 - Keyhole Welding. In: (Ed.). Laser Processing of Engineering Materials. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005. p.395-455.

JIAN, F; FULIAN, D; CHENGZHONG, W. Experimental study on the material dynamic fracture properties by instrumented Charpy impact test with single specimen method. *Journal Physique IV, France*, v 110, n.1, p. 551 - 557, 2003.

KALAISELVAN, K.; DINAHARAN, I.; MURUGAN, N. Characterization of friction stir welded boron carbide particulate reinforced AA6061 aluminum alloy stir cast composite. *Materials & Design*, v. 55, n. 0, p. 176-182, 2014.

KUMAR, A; LAL, S; KUMAR, S. Fabrication and characterization of A359/Al₂O₃ metal matrix composite using electromagnetic stir casting method. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 2, n. 3, p. 250-254, 2013.

LI, Y; RAMESH, K, T; CHIN, E, S, C. Plastic Deformation and failure in A359 Aluminum and an A359/SiCp MMC under Quasistatic and High-strain-rate Tension. *Journal of Composite Materials*, vol.41, p.27 -40, 2007.

LIENERT, T. J; BRANDON, E. D; LIPPOLD, J. C. Laser and electron beam welding of SiCp reinforced aluminum A-356 metal matrix composite. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 28, n. 11, p. 1341-1346, 1993.

MALUF, O . Obtenção e caracterização de compósitos de matriz metálica de alumínio com partículas dispersas de carbeto de silício para aplicação automotiva. (Pós- Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.

MAZAHERY, A; SHABANI, M. O. Characterization of cast A356 alloy reinforced with nano SiC composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 22, n. 2, p. 275-280, 2012.

NIU, J. *et al.* Research on Laser welding of aluminum matrix composite SiCw/6061. *Vacuum*, v. 80, n. 11–12, p. 1396-1399, 2006.

OLIVEIRA, J. Caracterização fractográfica de compósito de matriz metálica submetido a ensaios de impacto, flexão e fadiga. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

OLIVEIRA, R.O.M; ROCHA, F. L. Tratamento térmico de precipitação - T6 aplicado em roda de liga leve de motocicleta. *HOLOS*, v 5, p.372-382, 2014

OZDEN, S. EKICI, R; NAIR, F Investigation of impact behavior of aluminium based sic particle reinforced metal- matrix composites. *Composites*; v. 38, p. 484 – 494, 2007.

PERES, M. M; PINTO, C. P; RIOS, C.T *et al.* Caracterização da liga de alumínio A356 solidificada rapidamente por centrifugação e fundida em areia. *Revista Projeções*. v. 23, p. 55-62, 2005.

RANJBARAN, M. M. Experimental investigation of fracture toughness in Al 356-SiCp aluminium matrix composite. *dimensions*, v. 1, p. 549 - 557, 2010.

RICE, J.R A Path independent Integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, v.5, p. 379 - 386, 1973.

RODRÍGUEZ-CASTRO, R.; WETHERHOLD, R. C.; KELESTEMUR, M. H. Microstructure and mechanical behavior of functionally graded Al A359/SiCp composite. *Materials Science and Engineering: A*, v. 323, n. 1–2, p. 445-456, 2002.

SAJJADI, S. A.; EZATPOUR, H. R.; TORABI PARIZI, M. Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes. *Materials & Design*, v. 34, n. 0, p. 106-111, 2012.

SAVIOLI, R.G. Avaliação dos parâmetros CTOD e INTEGRAL J em juntas soldadas utilizando corpos de prova compactos C (T). Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

SHIN, D.-S. *et al.* Effect of the processing methods on the formation of Al₄C₃ in SiCp/2024 Al composites. *Materials Research Bulletin*, v. 32, n. 9, p. 1155-1163, 1997.

SOARES, M.R.N. Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio. Dissertação (Mestrado) Universidade de Aveiro - Departamento de Engenharia Cerâmica e Vidro, 2009.

SONG, M. Effects of volume fraction of SiC particles on mechanical properties of SiC/Al composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 19, n. 6, p. 1400-1404, 2009.

SONG, M; HUANG, B. Effects of particle size on the fracture toughness of SiCp/Al alloy metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, v. 488, n. 1–2, p. 601-607, 2008.

SU, Y. *et al.* Composite structure modeling and mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, v. 597, n. 0, p. 359-369, 2014.

TRONSKAR, J.P. Measurement of fracture initiation toughness and crack resistance. *Engineering Fracture Mechanics*, v.69, n.3, p. 321 – 338, 2002.

UREÑA, A; ESCALERA, M. D; GIL, L. Influence of interface reactions on fracture mechanisms in TIG arc-welded aluminium matrix composites. *Composites Science and Technology*, v. 60, n. 4, p. 613-622, 2000.

VENCL, A. *et al.* Structural, mechanical and tribological properties of A356 aluminium alloy reinforced with Al₂O₃, SiC and graphite particles. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 506, n. 2, p. 631-639, 2010.

VENTRELLA, V. A.; BERRETTA, J. R.; DE ROSSI, W. Influência da Energia de Soldagem em Uniões de Lâminas Finas através de Laser Pulsado de Nd: YAG. *Soldag Insp.* v.15, p.265 - 272, 2010. Artigo publicado no Consolda 2009.

YOUNG, M. Óptica e Lasers. Edusp, 1998.

ANEXO I