UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

RAFAEL BRANCO NAKATSUBATA SAYAMA

**Efeitos da soldagem por laser de fibra de Yb na microestrutura do
compósito A356/SiCp**

São Carlos
2016

RAFAEL BRANCO NAKATSUBATA SAYAMA

**Efeitos da soldagem por laser de fibra de Yb na microestrutura do
compósito A356/SiCp**

Versão Corrigida
original na unidade

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

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais

Orientador: José Ricardo Tarpani

**São Carlos
2016**

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

S274e Sayama, Rafael Branco Nakatsubata
Efeitos da soldagem por laser de fibra de Yb na microestrutura do compósito A356/SiCp / Rafael Branco Nakatsubata Sayama; orientador José Ricardo Tarpani. São Carlos, 2016.

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, 2016.

1. Micro-TC. 2. Al₄SiC₄. 3. Al-CMM. 4. Soldagem por laser de fibra ótica. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **RAFAEL BRANCO NAKATSUBATA SAYAMA**.

Título da dissertação: "Efeitos da soldagem por laser de fibra de Yb na microestrutura do compósito A356/SiCp".

Data da defesa: 23/02/2016

Comissão Julgadora:

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

Prof. Dr. **Rudimar Riva**
(Instituto de Estudos Avançados/IEA)

Prof. Dr. **Claudemiro Bolfarini**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Resultado:

APROVADO

Aprovado

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais:
Prof. Associado **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Paulo César Lima Segantine**

Dedico esse trabalho especialmente aos meus pais, Nelson Sayama e Marcia Branco Sayama.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que me deu a oportunidade de estar aqui e sempre guiou minhas decisões.

Ao meu pai Nelson, responsável pela minha educação e minha mãe Marcia, pela inspiração, por me ensinar a lutar e por ser sempre meu porto seguro.

Ao orientador, Dr. José Ricardo Tarpani pela confiança, dedicação, orientação e paciência na administração deste trabalho.

Ao Dr. Rudimar Riva, pela colaboração prestada ao longo da execução desta pesquisa, por disponibilizar seu precioso tempo para a realização da soldagem dos corpos de prova no Laboratório DEdALO-CTA.

Ao Dr. Rodrigo Coelho, pela disponibilização do seu tempo na realização das imagens por EBSD no, Helmholtz-Zentrum Berlin.

Ao Dr. Ricardo Tadeu Lopes e seu orientado Átila Teles pela colaboração e disponibilização da estrutura do Laboratório de Instrumentação Nuclear da UFRJ para realização do ensaio de microtomografia computadorizada.

A Dr. Dalva Lúcia Araújo de Faria e sua orientada Isabela Sodré por toda atenção e disponibilização do Laboratório de Espectroscopia Molecular, do Instituto de Química da USP para realização do ensaio de espectroscopia Raman.

Aos professores Dr. Marcelo Falcão, Dr. Claudemiro Bolfarini e Dr. Alessandro Farah pelos esclarecimentos importantes ao longo deste trabalho.

Aos amigos e familiares que acompanharam este trabalho e sempre estiveram ao meu lado me apoiando, Gabriel, Yuri, Luiz Fernando, Rubens, Renato, Camila, Leonardo, Leandro, Elaine, Lucio Kimura, Mario Ino e todos os outros que não mencionei aqui.

Aos amigos que fiz na USP, Ricardo, Jeferson, Roger, Luis, Marcelo, Fabio, Marcos, Rogério, Gualter, Joseph e todos os demais colegas do Departamento, no qual tive o prazer de aprender e conviver todos os dias. Levarei essas amizades para a vida inteira.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais-EESC, ao pesquisador Erenilton, pela ajuda nos experimentos realizados neste trabalho e aos secretários Victor Barioto e Bruno pela competência e dedicação.

À CAPES pela bolsa Institucional concedida.

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

Não permita que ninguém destrua seus sonhos. Corra atrás deles, pois eles definirão o tamanho de sua vida.

Roberto Shinyashiki

RESUMO

SAYAMA, R. **Efeitos da soldagem por laser de fibra de Yb na microestrutura do compósito A356/SiCp**. 2015. 99p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

Materiais compósitos são projetados e fabricados para várias aplicações de alto desempenho, incluindo componentes para os segmentos automobilístico, aeroespacial, aeronáutico, naval, de defesa, de óleo e gás, energia eólica e até equipamentos esportivos. Porém, a união por soldagem de Compósitos de Matriz Metálica de Alumínio (Al-CMM) ainda é um grande obstáculo para a maior disseminação desta classe de materiais estruturais. As mudanças microestruturais decorrentes do ciclo de soldagem e/ou do tratamento térmico afetam sensivelmente as propriedades mecânicas e físico-químicas finais da junta e do metal base nas proximidades de mesma, daí a importância de se estudar a evolução microestrutural que prospera nestas etapas. O presente trabalho caracterizou a microestrutura do compósito liga-A356/SiCp soldado por laser de fibra de Itérbio, empregando-se nessa tarefa técnicas de microscopia óptica, radiografia e microscopia eletrônica de varredura, assim como difração de raios-X e de elétrons retroespalhados, ensaio instrumentado de dureza e microtomografia computadorizada. O foco das análises realizadas restringiu-se à geometria dos cordões de solda, à expulsão de SiC particulado da zona soldada, à volatilização de elementos químicos da poça de soldagem, à formação de precipitados fragilizantes de Al_4SiC_4 em formato de agulhas no cordão de solda e à determinação das regiões com concentração de poros, todos estes fenômenos tendo efeitos nocivos, em maior ou menor extensão, no desempenho global da junta do Al-CMM soldada a laser, notadamente em suas propriedades mecânicas e eletroquímicas.

Palavras-chave: Micro-TC. Al_4SiC_4 . Al-CMM. Soldagem por laser de fibra ótica.

ABSTRACT

SAYAMA, R. **Effects of laser welding by Yb fiber in the microstructure of A356/SiCp composite**. 2015. 99p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

Microstructural materials composites are designed and manufactured for various high performance applications, including components for different industries like automobile, aerospace, aeronautical, naval, defense, oil and gas, wind energy and even sports equipment. However, the junction by welding of Aluminum Metal Matrix Composite (Al-MMC) is still a major obstacle to the further spread of this class of structural materials. The microstructural changes resulting from the welding cycle and / or post-weld heat treatment significantly affect the final mechanical and physicochemical properties of the joint and the base metal near it, hence the importance of studying the microstructural evolution that thrives in these steps. This study aims to characterize the microstructure of the composite alloy-A356 / SiCp welding by Ytterbium fiber laser, using optical microscopy, X-ray, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, electron backscatter diffraction, instrumented test hardness and computed microtomography. The focus of the analyzes was restricted to the geometry of the weld bead, the particulate SiC expulsion of the welded zone, volatilization of chemical elements from the welding zone, formation of precipitates embrittlement of Al₄SiC₄ in needle shape in the weld bead and determining the concentration of regions with pores, all these phenomena have harmful effects to a greater or lesser extent, the overall performance of the joining Al-CMM laser welded, mainly in their mechanical and electrochemical properties.

Keywords: Micro-TC. Al₄SiC₄. Al-MMC. Welding fiber laser.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - A distribuição dos materiais em um avião de transporte Boeing 787	30
Figura 2 - Aumento da utilização dos CMM entre os anos de 1999 e 2013	31
Figura 3 - Representação das três classes de materiais e dos materiais compósitos, destacados na parte branca dos círculos	33
Figura 4 - Classificação hierárquica dos materiais compósitos	34
Figura 5 - Esquemático fundamental da constituição de um material compósito particulado	35
Figura 6 - Reforços particulados (a), espuma metálica (b), reforços de fibras curta (c) e fibras contínuas (d)	36
Figura 7 – Componentes com geometrias diversas fabricados a partir de materiais CMM	37
Figura 8 - A evolução do percentual de material utilizado em aviões ao longo dos anos	38
Figura 9 - Diagrama de equilíbrio Al-Si	41
Figura 10 - Os processos de soldagem comumente utilizados nas indústrias classificados pelas fontes de energia.....	44
Figura 11 - Relação entre o aporte térmico e a densidade da energia utilizada nos processos de soldagem	45
Figura 12 - Componentes comuns de um processo de soldagem simples em (a). Vista transversal de uma junta de topo soldada com a devida terminologia utilizada para identificar cada região da solda (b)	46
Figura 13 - A soldagem por feixe de laser pode ser dividida em dois princípios de funcionamento: condução térmica (a) e <i>keyhole</i> , como do tipo CO ₂ que utiliza alta intensidade para fundir e penetrar o MB (b).....	47
Figura 14 - Funcionamento do laser sólido Nd:YAG	48
Figura 15 - Funcionamento de um laser tipo fibra	49
Figura 16 - Solubilidade do hidrogênio no Al líquido.....	50
Figura 17 - Tipos de poros encontrados na soldagem <i>keyhole</i>	52
Figura 18 - Mecanismo de formação de poros durante método de soldagem <i>keyhole</i>	52
Figura 19 - Energia livre de Gibbs para as equações (1), (2) e (3)	54

Figura 20 - Esquemático do funcionamento básico de um Micro-TC	56
Figura 21 - Fluxograma das análises e ensaios realizados	57
Figura 22 - Disposições dos cordões de solda e sentido da movimentação do laser durante a soldagem do Al-CMM	60
Figura 23 - Amostra tratada termicamente (T6) e depois soldada com laser de fibra ótica	61
Figura 24 - Esquemático das etapas realizadas durante o ensaio de Micro-TC	64
Figura 25 - Penetração da solda em função da variação da velocidade de soldagem	65
Figura 26 - Largura do cordão de solda em função da variação da velocidade de soldagem para cada potência do <i>laser</i>	65
Figura 27 - Soldagem realizada com potência de 1200 W, variações da velocidade de trabalho de 30, 60 e 100 mm/s e aporte térmico de 4, 2 e 1.2 J/mm respectivamente. As setas pretas indicam a formações de bolsões de SiC no MB	66
Figura 28 - Soldagem realizada com potência de 1600 W, variações da velocidade de trabalho de 30, 60 e 100 mm/s e aporte térmico de 5.4, 2.7 e 1.6 J/mm respectivamente. As setas vermelhas indicam a presença de alguns poros formados na ZF	67
Figura 29 - Comparação entre os tipos de polimentos e ataques químicos utilizados durante as preparações das amostras: preparação metalográfica normal (a) e com polimento utilizando sílica coloidal com granulometria de 0.05 μ m e diluição de 10 ml do reagente Keller em 10 ml de água destilada (b).	68
Figura 30 - Cordão 7: potência de 1200 W e velocidade de soldagem de 30 m/s. Detalhamento das dendritas formadas no centro da ZF em (a), próximo ao reforço do cordão de solda, que contém a maior quantidade de precipitados acicular. Próximo da interface MB/ZF em (b) é possível ver espaçamentos dendríticos (DAS) maiores que no centro da ZF	69
Figura 31 - Cordão 8: potência de 1200 W e velocidade de soldagem de 60 m/s. Detalhe da formação das dendritas na ZF em (a) e na região livre de precipitados aciculares em (b)	70
Figura 32 - Radiografia dos 6 cordões de solda	72
Figura 33 - Micrografia com aspectos gerais das secções transversais dos cordões de solda 7 e 8 ..	73
Figura 34 - Precipitados aciculares encontrados preferencialmente próximos as superfícies dos topos dos cordões de solda. No cordão 7 as setas brancas indicam os precipitados aciculares. No cordão 8 as setas laranjas indicam a presença do eutético branco espalhados na ZF	74

Figura 35 - Mapeamento químico da ZF do cordão 7, região com grande concentração de precipitados aciculares	74
Figura 36 - Mapeamento químico da ZF do cordão 8, região com grande concentração de precipitados aciculares	75
Figura 37 - Pontos do cordão 8 analisados por EDS na ZF: (1) agulha, (2) matriz e (3) eutético	75
Figura 38 - Espectros dos elementos químicos encontrados nos 3 pontos da ZF referentes ao cordão 7. Os quadros a, b e c correspondem os pontos: (1) agulha, (2) matriz e (3) eutético	77
Figura 39 - Precipitado com altos teores de C-Fe-Cr- Mn encontrado no MB (a). Quantidade de elementos químicos presentes no precipitado (b)	78
Figura 40 - Elementos encontrados durante a difração de raios-x	79
Figura 41 - Dispersão dos SiC para as regiões adjacentes da ZF e variação no tamanho de grãos ..	80
Figura 42 - Indentações do penetrador no ensaio de microdureza	81
Figura 43 - Gráfico de microdureza.....	82
Figura 44 - Gráfico do módulo de elasticidade	83
Figura 45 - Três vistas do cordão de solda 7: (a) vista superior, (b) vista lateral e (c) vista transversal	83
Figura 46 - Três vistas do cordão de solda 8: (a) vista superior, (b) vista lateral e (c) vista transversal	84
Figura 47 - Detalhe da vista lateral do cordão 7: As linhas tracejadas e pontilhadas indicam, respectivamente, as presenças de poros oriundos do processo de soldagem e do processo obtenção do Al-CMM.....	85
Figura 48 - Detalhe da vista lateral do cordão 8: Em (a) as linhas tracejadas e pontilhadas indicam, respectivamente, as presenças de poros oriundos do processo de soldagem e do processo obtenção do Al-CMM. Em (b) os SiCp estão demarcados pela cor amarela e os poros pela cor azul.	86
Figura 49 - Reconstrução tridimensional da vista lateral dos cordões de solda 7 e 8 sem a presença dos elementos matriciais. Cordão 7: (a) distribuição de poros e (b) distribuição de partículas de SiC. Cordão 8: (c) distribuição de poros e (d) distribuição das partículas de SiC	87
Figura 50 - Vista lateral do cordão de solda com as distribuições de poros e partículas	88
Figura 51 - Vista lateral do cordão de solda com as distribuições de poros e partículas	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Solubilidade sólida máxima em Al dos principais elementos de liga	40
Tabela 2 – Liga A356 após o tratamento térmico T6 fundida em molde de areia.....	42
Tabela 3 - Composição química nominal da liga A356 (% em massa).....	42
Tabela 4 – Composição química do Al-CMM antes de soldar	57
Tabela 5 - Condições de soldagem por laser do Al-CMM	59
Tabela 6 - Composição química do reativo Keller.....	61

LISTA DE SIGLAS

Al-CMM Compósito de Matriz de Alumínio
AWS Associação Americana de Soldagem
BSE Elétrons Retroespalhados
CCD Dispositivo de carga acoplada
CFC Cúbica de Face Centrada
CMC Compósito de Matriz Cerâmica
CMM Compósito de Matriz Metálica
CMP Compósito de Matriz Polimérica
COOPE Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia
CTA Centro Técnico da Aeronáutica
Dedalo Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Lasers e Óptica
DRX Difração de Raios-X
EBSD Difração de Elétrons Retroespalhados
EDS Espectroscopia por dispersão de energia
EID Ensaio Instrumentado de Dureza
HV Dureza Vickers
IEAv Instituto de Estudos Avançados
ITA Instituto Tecnológico de Aeronáutica
LASER Luz Amplificada pela emissão estimulada de radiação
LIN Laboratório de Instrumentação Nuclear
MB Metal Base
MEV Microscópio Eletrônico de Varredura
Micro-TC Micro Tomografia Computadorizada
MIG Metal Gás Inerte
MO Microscópio Ótico
Nd:YAG Neodímio dopado: Granada de ítrio e alumínio
P&D Pesquisa e Desenvolvimento
SE Elétrons Secundários
T6 Tratamento Térmico de Solubilização Seguido de Revenimento Artificial
TIG Tungstênio Gás Inerte
UFRJ Universidade Federal do Rio de Janeiro
USP Universidade de São Paulo
ZF Zona Fundida
ZTA Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

°C* graus Celsius

μm* micro metro

Al* alumínio

Al₂O₃* óxido de alumínio

Al₄C₃* carbeto de alumínio

Al-Si* alumínio-silício

Al₄SiC₄* carbeto de alumínio silício

B* boro

B₄C* carbeto de boro

C* carbono

CO₂* dióxido de carbono

Cr* cromo

Cu* cobre

Fe* ferro

GPa* giga Pascal

K graus Kelvin

kV* kilo volts

kW* kilo watts

Li* lítio

Mg* magnésio

min* minuto

ml* mililitro

mm* milímetro

Mn* manganês

MPa* mega Pascal

MW* mega watss

Nd* neodímio

Si* silício

SiC* carbeto de silício

Ti* titânio

TiC* carbeto de titânio

Y* ítrio

Yb* itérbio

Zn* zinco

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	27
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	27
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	28
1.3 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA	28
1.4 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO	31
2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	33
2.1 MATERIAIS COMPÓSITOS	33
2.1.1 COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA (CMM)	35
2.2 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	37
2.2.1 LIGA A356	41
2.3 SOLDAGEM	43
2.3.1 JUNTA SOLDADA	45
2.3.2 SOLDAGEM POR LASER	46
2.3.3 SOLDAGEM POR LASER EM AL	49
2.3.4 POROSIDADES.....	51
2.3.5 SOLDAGEM DE AL-CMM REFORÇADO COM SiC	53
2.4 TÉCNICAS DE ANÁLISES.....	55
2.4.1 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)	55
2.4.2 ENSAIO DE DUREZA INSTRUMENTADO (EDI)	55
2.4.3 MICROTOMOGRAFIA COMPUTADORIZADA (MICRO-TC)	56
3. MATERIAIS E MÉTODOS	57
3.1 CMM A356 REFORÇADO COM SiC	57
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO T6.....	58
3.3 SOLDAGEM POR LASER DO AL-CMM	58
3.4 MICROSCOPIA ÓTICA	61
3.5 RADIOGRAFIA.....	61
3.6 TÉCNICAS DE ANÁLISE.....	62
3.6.1 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	62
3.6.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	62
3.6.3 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS	62
3.6.4 ENSAIO DE DUREZA INSTRUMENTADO	63
3.6.5 MICROTOMOGRAFIA COMPUTADORIZADA	63
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
4.1 SOLDAGEM POR LASER DO AL-CMM	65
4.1.1 DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM	65
4.1.2 MICROSCOPIA ÓTICA	66
4.1.3 RADIOGRAFIA.....	70
4.2 TÉCNICAS DE ANÁLISE.....	72
4.2.1 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	72
4.2.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	79

4.2.3 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS	79
4.2.4 ENSAIO DE DUREZA INSTRUMENTADO	80
4.2.5 MICROTOMOGRAFIA COMPUTADORIZADA	83
<u>5. CONCLUSÕES.....</u>	<u>91</u>
<u>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</u>	<u>93</u>
<u>REFERÊNCIAS</u>	<u>95</u>

1. INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

O objetivo deste trabalho foi entender os efeitos dos parâmetros do processo de soldagem por feixe de laser de fibra na microestrutura compósito de matriz metálica (CMM) – A356 reforçado com partículas de carbeto de silício (SiC), após o processo de soldagem.

A soldagem de chapas de Al por si só é de grande complexidade e, por isso, exige-se uma atenção maior. Ao adicionarmos partículas cerâmicas no Al o grau de dificuldade dessa soldagem por laser aumenta consideravelmente. E as mudanças na microestrutura de uma liga de Al causam fortes alterações nas suas propriedades e, nesse sentido, é importante estudar a evolução microestrutural que ocorre durante, e após, o processamento do compósito de matriz metálica de alumínio (Al-CMM), a formação de precipitados, a influência do agente de reforço na matriz, bem como as concentrações e distribuições de poros e partículas de SiC ao longo do material.

Atualmente um dos grandes desafios da engenharia é conciliar propriedades mecânicas como ductilidade, dureza, tenacidade entre outras, com a baixa densidade do material. E os materiais compósitos têm se destacado justamente pelo alto valor apresentado na resistência específica.

A soldagem é um dos processos de fabricação mais utilizados na indústria e para alcançar um maior desempenho do Al-CMM é preciso que sua união seja projetada da melhor maneira possível, escolhendo o melhor processo de união para seu material e controlando o maior número de variáveis, como o tipo e geometria da junta, gás de proteção, velocidade de soldagem, tensão, corrente e etc. (BASSANI et al., 2007). Contudo, a soldagem do Al-CMM ainda tem sido objeto de estudo de muitos pesquisadores devido à complexidade e custos ainda relativamente altos do processo (HASHIM et al., 2001). No Brasil ainda há carência de publicações sobre o tema e por isso este trabalho tem grande importância para divulgação sobre a influência dos parâmetros do processo de soldagem (potência, aporte térmico, intensidade e velocidade de soldagem), por feixe de laser ótico, na microestrutura desse Al-CMM.

1.2 Objetivos específicos

- 1 - Realizar 12 cordões de solda autógena, utilizando laser de fibra e variando a potência e velocidade de soldagem, em chapa de Al A356 reforçado com carbeto de silício particulado (SiCp).
- 2 - Definir as melhores condições de soldagem com relação à presença de defeitos e melhor relação penetração e largura do cordão de solda.
- 3 - Identificar a formação de compostos intermetálicos na zona fundida (ZF).
- 4 – Identificar as alterações na composição química na ZF em relação ao metal base (MB), revelar detalhes da microestrutura e morfologia dos compostos intermetálicos na região soldada do compósito de matriz metálica de alumínio (Al-CMM).
- 5 - Analisar o empobrecimento de SiCp da ZF em relação ao MB e as orientações preferenciais dos grãos e SiCp da mesma região.
- 6 – Fazer um perfil de dureza em toda secção transversal do cordão, com objetivo de se detectar alterações no comportamento plástico e elástico ao longo do material.
- 7 - Realizar imageamento interno e reconstrução 3D dos cordões de solda com objetivo de investigar detalhes interno do material, distribuição espacial do reforço particulado, dos poros presentes no material e a geometria do cordão de solda.

1.3 Motivação e justificativa

Atualmente os materiais compósitos são projetados e fabricados para várias aplicações de alto desempenho, incluindo componentes para os segmentos automobilístico, aeroespacial, naval, defesa, óleo e gás e até diversos materiais esportivos (bicicletas, tacos de golf, raquetes de tênis, etc). São muitas as vantagens dos materiais compósitos, incluindo baixo peso, melhor resistência à fadiga, resistência à corrosão, e, com boas práticas de projeto é possível reduzir o custo de montagem devido ao menor número de peças e elementos de fixação, é possível ainda modelar e selecionar a melhor configuração do material durante o projeto e a manufatura para que se ajustem às tensões locais. Isso permite a produção de painéis com geometrias complexas, podendo até ser feita em um molde único. Essa flexibilidade dos materiais compósitos permite aos engenheiros, arquitetos e projetistas criar designs inovadores e que atendam as solicitações específicas para cada tipo de aplicação, que anteriormente não eram permitidos pelos materiais tradicionais. A resistência específica e módulo específico dos materiais compósitos são elevados, mesmo quando comparados com ligas aço, Al e Ti, que são muito

utilizadas na indústria aeroespacial. Substituindo componentes de aço por componentes de materiais compósitos é possível economizar de 60 a 80 % em peso do componente, e de 20 a 50 % de peso por substituição de partes de Al, isso traduz-se em menor peso, menor impacto ambiental, maiores cargas úteis, maior alcance e economia de combustível nos meios de transportes em geral, e portanto, maior eficiência (MAZUMDAR, 2002). Em contrapartida, os altos custos de montagem e de mão de obra são os grandes vilões dos materiais compósitos. Estima-se que o custo com montagem representa cerca de 50% do custo total da fabricação, enquanto o custo referente a mão de obra representa aproximadamente 60% do valor de cada avião em uma produção de 300 unidades. Por isso é de grande importância entendermos as melhores rotas de fabricação e montagem e, conseqüentemente, suas influências na microestrutura dos CMM. Sabe-se que o bombardeiro B-2 tem as maiores peças de compósitos fabricados até hoje e é a prova de que os problemas relacionados a montagem, fixação e processamento em geral, podem ser solucionados quando bem projetados e utilizando a técnica correta ou uma combinação delas com os meios de produção (CAMPBELL, 2006). Com máquinas e equipamentos especialmente desenvolvidos para a fabricação do B-2, ficou evidente que com a automatização dos processos de fabricação e montagem e um estudo amplo sobre as influências desses processos na microestrutura dos materiais compósitos, os resultados podem ser cada vez mais positivos, impulsionando uma maior utilização desses materiais para fins comerciais e tornando-os viáveis economicamente. Na Figura 1 é possível observar a grande evolução na utilização dos materiais compósitos em um Boeing 787. Para efeito de comparação cerca de 70% dos materiais utilizados na estrutura do Boeing 777 são ligas de Al e apenas 12% aproximadamente são materiais compósitos. Comparando com um modelo mais antigo ainda podemos notar que as estruturas de materiais compósitos necessitam de menor quantidade de horas na sua manutenção. Por exemplo, a cauda de material compósito do Boeing 777 é 25% maior do que a cauda de liga de Al do Boeing 767, e ainda requer 35% menos horas de manutenção programada (HALE, 2015). Esta redução de horas de trabalho é devido ao menor risco de corrosão e à fadiga de compósitos em comparação com as ligas de Al.

Figura 1 - A distribuição dos materiais em um avião de transporte Boeing 787
Fonte: Hale (2015)

Dentro da esfera dos materiais compósitos, destacamos a contínua aplicação dos CMMs nos segmentos de aviação e aeroespacial militar, além do aumento das oportunidades que surgiram em outros segmentos industriais. A necessidade de veículos mais leves, mais econômicos e, conseqüentemente, menos poluentes, abriu a porta para o uso expandido dos CMMs em automóveis. O aumento do desempenho dos microprocessadores resultou em desafios de geração de calor, que despertou um interesse crescente em aplicações de gerenciamento térmico para os CMMs. Além disso, muitas empresas possuem departamentos de pesquisa e desenvolvimento (P&D) dedicados na criação de novas oportunidades de mercado e geração de demanda para os seus produtos em segmentos industriais que 15 anos atrás, nunca tinham sequer ouvido falar de materiais compósitos. Na Figura 2 temos uma visão clara do aumento da utilização dos CMMs desde 1999 até o ano de 2013. Sendo que a maior quantidade de CMM utilizado está no segmento de transporte terrestre.

Figura 2 - Aumento da utilização dos CMM entre os anos de 1999 e 2013
 Fonte: Adaptado de BCC Research LLC (2013)

Esses avanços na utilização dos CMMs por vários segmentos da indústria também estão ligados aos desenvolvimentos específicos de novas técnicas de fabricação e montagem para esse tipo de material. Dentre os processos de produção mais utilizados destaca-se a soldagem. Neste estudo utilizamos o processo de soldagem por laser de Yb: fibra que é um processo automatizado, com grande precisão, baixo aporte térmico e alta produtividade.

1.4 Organização do trabalho

Capítulo I – O primeiro capítulo faz uma abordagem sucinta sobre a importância dos materiais compósitos na substituição das ligas tradicionais e enfatiza as vantagens da soldagem por laser de fibra em relação aos processos convencionais. Destaca também a importância do tema para a indústria em geral, assim como a motivação para a condução do estudo e os objetivos da pesquisa.

Capítulo II – O segundo capítulo inclui uma revisão da literatura científica acerca dos CMM, da liga de Al A356, do processo de soldagem por laser de fibra e soldagem de CMM. Adicionalmente, é apresentando um levantamento bibliográfico de conceitos teóricos relacionados as principais técnicas de análises utilizadas neste trabalho para caracterizar os efeitos causados nas microestruturas dos CMMs soldados via

laser de fibra.

Capítulo III – O terceiro capítulo apresenta os materiais utilizados neste estudo e descreve os procedimentos experimentais relacionados ao tratamento térmico, soldagem, preparações de amostras, ensaio mecânico e análise microestrutural do CMM utilizado nesse trabalho.

Capítulo IV – O quarto capítulo exhibe os resultados obtidos neste estudo, que são analisados e discutidos utilizando-se dos conceitos e procedimentos abordados nos Capítulos II e III, respectivamente.

Capítulo V – O quinto capítulo apresenta as conclusões deste trabalho e propõe temas para futuros trabalhos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Materiais compósitos

Durante a Segunda Guerra Mundial (SGM) foram desenvolvidos os primeiros materiais compósitos para fins militares e por isso essa tecnologia ficou por muito tempo restrita. Com o fim da SGM, iniciou-se um longo período conhecido como Guerra Fria, e foi durante esse período que a corrida armamentista entre as maiores potências econômicas impulsionaram grandes avanços tecnológicos na década de 60, que por sua vez, exigiram a pesquisa e desenvolvimento (P&D) de novos materiais de alto desempenho que combinassem as mais diversas propriedades físicas e mecânicas, como baixa densidade, dureza, resistência a corrosão, tenacidade, condutividade elétrica e baixo coeficiente de expansão térmica (CHAWLA, 2012; MAZUMDAR, 2002). Os materiais convencionais não atendiam tamanhas exigências, entretanto, assim como os compósitos naturais (madeira, madrepérola, osso, palmeira de coco, etc.), a solução estava na combinação de diferentes materiais que juntos uniam as propriedades solicitadas em um só composto (Figura 3).

Figura 3 - Representação das três classes de materiais e dos materiais compósitos, destacados na parte branca dos círculos

Os compósitos são materiais que consistem de pelo menos dois componentes: a matriz e o agente de reforço, também chamados com frequência de fase contínua e fase dispersa respectivamente. O principal objetivo é melhorar determinadas propriedades da matriz com as características complementares do reforço, alcançando propriedades diferentes das características individuais de cada um desses componentes. Os materiais compósitos podem ser classificados de acordo com o tipo de material da matriz: Compósito de Matriz Cerâmica (CMC), Compósito de Matriz Metálica (CMM) e Compósitos de Matriz Polimérica (CMP)

(CALLISTER JR., 2002; HARRYS, 1999). Considerando as diferentes classes relacionadas com as várias opções de matriz, pode-se enumerar uma série de outras classificações decorrentes das combinações dos tipos e arranjos dos reforços existentes (Figura 4).

Figura 4 - Classificação hierárquica dos materiais compósitos
Fonte: Adaptado de Levy Neto e Pardini (2006)

A matriz tem a função de proteger o reforço do ambiente externo, evitando que a fase dispersa entre em contato com meios ácidos ou corrosivos por exemplo. A matriz também tem como propósitos fixar o reforço e transferir as tensões de solicitação para o mesmo (Figura 5). Em contrapartida a rigidez e a resistência mecânica estão diretamente ligadas ao tipo, tamanho e formato do agente de reforço, que pode ser do tipo particulado, fibras curtas, fibras contínuas ou até mesmo estruturado em um painel sanduíche. Essas diversas possibilidades e características diferentes de matrizes e reforços permitem a possibilidade de desenvolver materiais compósitos específicos para cada tipo de solicitação.

Os reforços de cerâmicas podem conter muitas propriedades desejáveis, tais como alta resistência a compressão, capacidade de suportar altas temperaturas, elevada dureza e resistência ao desgaste, baixa contração térmica e inércia química. No entanto, devido a sua baixa tenacidade à fratura, os materiais cerâmicos são limitados em aplicações estruturais. Defeitos volumétricos, como as trincas por exemplo, podem ser catastróficos para esse tipo de material. Mesmo uma pequena trinca pode rapidamente se propagar e logo comprometer todo o material. No entanto, para os AI-CMMs as cerâmicas, em partículas ou fibras, melhoram significativamente algumas propriedades do AI, como por exemplo a resistência ao

desgaste. Em outras ocasiões as cerâmicas particuladas funcionam como barreiras, impedindo a propagação de trincas na matriz metálica, defletindo suas extremidades, absorvendo a energia da trinca ou causando uma redistribuição das tensões nas regiões adjacentes às extremidades das trincas.

Figura 5 - Esquemático fundamental da constituição de um material compósito particulado

2.1.1 Compósitos de matriz metálica (CMM)

Os CMMs são materiais desenvolvidos com a finalidade de substituir as ligas metálicas, as cerâmicas e os polímeros convencionais, em aplicações estruturais. Para os CMM os reforços utilizados podem ser do tipo partículas grandes ou pequenas dispersas na matriz metálica, fibras curtas ou fibras contínuas ou até esferas ocas dispersas em uma matriz metálica (espuma metálica) (Figura 6). Dentre os reforços particulados, os mais utilizados para os CMMs são o carbetto de silício (SiC), alumina (Al₂O₃), carbetto de titânio (TiC) e carbetto de boro (B₄C). Sendo que, o SiC e o Al₂O₃ são excelentes materiais de reforço para os Al-CMMs, devido à sua elevada dureza e estabilidade química e térmica (PERSSON, 2001).

O SiC particulado é o material escolhido como reforço da liga A356 neste trabalho. Trata-se de um composto com ligações químicas predominantemente covalentes de baixa massa específica, densidade de 3,2 g/cm³, dureza de 3500 HV, decomposição acima de 2300 °C, baixo coeficiente de expansão térmica ($5,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-3}$) boa condutividade térmica e boa resistência ao choque térmico. Além disso, o SiC é relativamente estável em ambiente corrosivo (WIELAGE; WILDEN; SCHNICK, 2001).

No entanto, o SiC, tende a reagir com o Al fundido, formando o indesejável composto intermetálico Al₄C₃ e outros carbeto ternários Al-Si-C durante a solidificação.

Figura 6 - Reforços particulados (a), espuma metálica (b), reforços de fibras curta (c) e fibras contínuas (d)
Fonte: Beffort (2002)

Os CMMs oferecem uma série de vantagens em comparação com os materiais metálicos, tais como maior resistência a alta temperatura, menores coeficientes de expansão térmica, e, em alguns casos, melhor resistência ao desgaste. Contudo, o grande diferencial dessa classe de material está nos valores elevados de resistência e módulo específicos. Os CMMs têm também algumas vantagens em relação aos compósitos de matriz polimérica, incluindo maior resistência a temperaturas elevadas, nenhuma absorção de umidade, condutividade elétrica e térmica superior, além de não ser inflamável.

Devido à densidade relativamente baixa do CMM, esse material tem sido empregado em veículos de transportes em geral, que precisam ser cada vez mais leves e eficientes em termos de economia de combustível e baixa emissão de poluentes, associadas a um elevado desempenho em termos de resistência mecânica, rigidez, durabilidade, confiabilidade e rapidez de deslocamento.

No entanto, os CMMs possuem alguns pontos negativos, pois são normalmente mais caros do que os materiais convencionais e ainda são de difícil processamento fabril, especialmente para perfis estruturais complexos, por isso há poucas aplicações comerciais para os CMMs. Ainda assim, os materiais compósitos são considerados os materiais do futuro, pois muitos estudos e pesquisas estão

sendo feitos por vários países acerca desse tema, proporcionando uma busca por novas tecnologias e métodos que, conseqüentemente, irão baratear cada vez mais a produção e processamento dos materiais compósitos. Atualmente já existem fabricantes que assumiram esse desafio e estão fabricando componentes como bielas com diferentes dimensões para motocicletas, discos de freio com variação na quantidade de reforço particulado ao longo do material, cabos, juntas e até perfis estruturais antes fabricados com materiais convencionais (Figura 7).

Figura 7 – Componentes com geometrias diversas fabricados a partir de materiais CMM

2.2 Alumínio e suas ligas

O Al está presente em diversos equipamentos e utensílios do nosso dia a dia e o interesse pelo Al e suas ligas vai além das suas propriedades mecânicas, esse metal é um dos mais abundantes da crosta terrestre e altamente reciclável. Na sua forma metálica, apresenta estrutura CFC e é o segundo maior em volume de produção e consumo dentre as ligas metálicas, perdendo apenas para os materiais ferrosos, são amplamente utilizados na indústria devido a propriedades como baixa densidade, alta resistência mecânica específica, baixa expansão térmica, boas propriedades de resistência à corrosão, boa condutividade térmica e elétrica, além de boa conformabilidade. A versatilidade de algumas ligas de Al também chama a atenção, pois em alguns casos é possível conseguir aumentos consideráveis de dureza sem alterar sua composição. As ligas de alta resistência das séries 2XXX e 7XXX, por exemplo, podem ser trabalhadas em um estado relativamente dúctil e, em seguida, tratadas termicamente, alcançando níveis muito mais elevados de resistência, facilitando o processo e economizando no ferramental (CAMPBELL, 2006). Adicionalmente, ao contrário das ligas ferrosas comuns, as ligas de Al se

caracterizam por manter as propriedades de resistência mecânica, tenacidade à fratura e fadiga, mesmo a baixas temperaturas, o que, aliado às propriedades acima mencionadas, tornam as ligas de Al mais utilizadas do que as ligas ferrosas pela indústria aeroespacial.

É possível observar na Figura 8 o grande domínio na utilização de ligas de Al em aviões de transporte e de combate entre as décadas de 60 e 90. Porém, fica claro que nas duas últimas décadas indicadas no gráfico há uma queda na utilização de ligas de Al e um aumento considerável na aplicação de componentes feitos a partir de ligas de Ti e de compósitos para aviões de combate. Outro dado importante na mesma figura é o crescimento exponencial da utilização de materiais compósitos a partir do ano de 1994, consequência das aplicações militares e do lançamento do avião comercial Boeing 777. Atualmente os materiais compósitos já estão sendo utilizados em grande escala e muitas vezes substituindo as tradicionais ligas de aço, Al e Ti, porém a utilização desse material muitas vezes está relacionada a fins militares, isso dificulta, dentre outras coisas, o acesso a dados atualizados referentes ao crescimento da utilização e aplicação dos materiais compósitos.

Figura 8 - A evolução do percentual de material utilizado em aviões ao longo dos anos
Fonte: Adaptada de Campbell (2006)

Entretanto, o Al possui algumas limitações:

- Baixo ponto de fusão (660 °C para o Al 99,99%), para aplicações em altas temperaturas;
- Custo relativamente elevado para a sua produção, pois o óxido do qual ele é extraído é muito estável, o que acarreta em alto consumo de energia elétrica no processo de redução eletrolítica.

- Devido à sua dureza relativamente baixa, estas ligas não encontram muitas aplicações em situações cuja resistência ao desgaste seja necessária.
- Outro aspecto negativo é que, apesar de possuir altos valores de resistência mecânica e de módulo de elasticidade específicos, em certas aplicações seria inconveniente o uso de seções transversais espessas para resultar no valor de resistência mecânica desejado.

Em contrapartida, os recentes desenvolvimentos das novas ligas de alumínio-lítio (Al-Li) e compósitos de matriz de Al (Al-CMMs) fornecem não somente economia de peso, mas também muitos benefícios nas suas propriedades tais como excelente resistência à corrosão, melhor resistência à propagação de trinca por fadiga, tenacidade, maior resistência ao desgaste e ainda, compatibilidade com técnicas fabricação convencionais. Nesse ponto, devido aos avanços tecnológicos, as novas ligas de “terceira geração” Al-Li, disputam o mercado praticamente nos mesmos segmentos com os materiais compósitos.

As ligas de Al são normalmente classificadas em três grupos: trabalhável tratável termicamente, trabalhável não tratável termicamente e ligas de fundição. A liga A356 pertence ao grupo das ligas de fundição.

O sistema de designações de tratamentos térmicos das ligas de Al é baseado na sequência de tratamentos básicos usados para produzir várias transformações microestruturais e é representado por letras. O primeiro caractere na designação da têmpera é uma letra maiúscula indicando a classe geral do tratamento. Por exemplo, a letra T é aplicada para produtos que são tratados termicamente, com ou sem encruamento complementar, para produzir têmperas estáveis (ASM HANDBOOK, 2000). O primeiro número a seguir da designação T indica a combinação específica de operações básicas. Neste trabalho o tratamento térmico utilizado foi o T6:

- T6 – solução tratada termicamente (solubilização seguido de têmpera) e, então, envelhecimento artificial.

Embora vários elementos químicos formem ligas com o Al, há um número relativamente reduzido de elementos que sozinhos ou combinados fornecem propriedades gerais desejáveis. Os elementos químicos comumente adicionados ao Al são: Cu, Si, Mn, Mg e Zn. O Cu fornece alta resistência, enquanto o Si diminui o

ponto de fusão e propicia fluidez para a liga. O Mn confere um aumento moderado de resistência mecânica e uma excelente ductilidade, já o Mg é o elemento químico que fornece maiores resistências mecânicas, mantendo boa resistência a corrosão, ao ser adicionado na liga de Al. O Mg combinado com o Si produz uma família de ligas com boa resistência mecânica, plasticidade e extrudabilidade. O Zn quando combinado com o Mg e o Cu confere resistências muito elevadas, enquanto que as ligas contendo Zn e Mg são capazes de recuperar parte da resistência mecânica perdida através da soldagem por meio de envelhecimento em temperatura ambiente.

Designamos por liga de Al uma solução sólida obtida da mistura de um ou mais elementos de liga no Al em estado sólido. O Al consegue dissolver quantidades diferentes de cada elemento primário ou composto. Isto é mostrado na Tabela 1 que relaciona a solubilidade máxima de cada um deles no Al. Observe, também, que as temperaturas nas quais os elementos de liga atingem as suas solubilidades máximas variam amplamente.

Tabela 1 - Solubilidade sólida máxima em Al dos principais elementos de liga

Elemento	Solubilidade Máxima (% em peso)	Temperatura (°C)
Cu	5,6	548
Mg	14,9	450
Mn	1,8	658
Si	1,6	577
Zn	82,8	382
Mg₂Si	1,8	595
MgZn₂	16,9	475

As ligas Al-Si são muito usadas em diversos segmentos da indústria, principalmente pela atrativa combinação de boas propriedades físicas e propriedades mecânicas, entre as mais importantes podemos destacar: ótima fundibilidade, alta resistência à corrosão, usinabilidade, baixa contração de solidificação, fluidez e soldabilidade.

Para a obtenção das melhores combinações de propriedades mecânicas da liga binária Al-Si deve haver controle de fatores envolvidos na fusão e na solidificação, tais como: teor de hidrogênio dissolvido durante a fundição, grau de modificação do eutético, velocidade de solidificação e refino de grãos (COSTA, 1998).

O diagrama de fases Al-Si é um eutético simples, conforme é possível

observar na Figura 9. Em 12,6% Si e a 577 °C encontra-se o ponto eutético da liga. No entanto, as ligas Al-Si mais importantes são principalmente hipoeutéticas, contendo de 7% a 11% Si (BUSQUET, 1999).

Figura 9 - Diagrama de equilíbrio Al-Si
Fonte: ASM HANDBOOK (1993)

A microestrutura das ligas Al-Si hipoeutéticas são formadas, basicamente, de dendritas de fase alfa (Al quase puro com alguma solubilidade de Si, Mg ou outros elementos de liga) e, principalmente, do eutético Al-Si.

Fora da condição de equilíbrio, em alta taxa de resfriamento, pode ocorrer a formação de uma microestrutura, granulometricamente, mais refinada, aumentando a solubilidade do (s) soluto (s) e a formação de fases metaestáveis ou de precipitados intergranulares. Os espaçamentos dendríticos (DAS – *Dendritic Arm Spacing*), também são fortemente influenciados pela taxa de resfriamento. Foi observado que quanto menor o tempo de solidificação, menor é o DAS e, conseqüentemente, há melhorias nas propriedades mecânicas da liga (MOREIRA, 2011).

2.2.1 Liga A356

A liga A356, também conhecida como Al-7Si-0,3Mg, é uma das mais utilizadas na indústria por apresentar uma das melhores combinações de propriedades mecânicas, físicas e químicas dentre as ligas de Al fundidas. A melhora no desempenho dessa liga, obtidas pelo tratamento térmico T6, são de interesse

especial para aplicações automotivas, aeroespaciais e militares (Tabela 2).

Tabela 2 – Liga A356 após o tratamento térmico T6 fundida em molde de areia¹.

Fonte: Adaptado de Alcan (1993)

Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento* (%)	Dureza** (HB)
276	207	6	75

Na Tabela 3 é possível conferir a composição química nominal da liga de Al A356.

Tabela 3 - Composição química nominal da liga A356 (% em massa)

Al	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Ti	Zn
Bal.	7,5 - 8,5	0,20 -0,45	0,25 (máx.)	0,35 (máx.)	0,60 (máx.)	0,25 (máx.)	0,35 (máx.)

O Si é importante nessas ligas por aumentar a fluidez e fundibilidade, reduzir a contração durante a solidificação, reduzir a porosidade e o coeficiente de expansão térmica e melhora a soldabilidade. Além disso, assim como o Al, o Si possui uma baixa densidade (2,3 g/cm³). Em consequência, a liga A356, por exemplo, apresenta densidade de 2,67 g/cm³, aproximadamente um terço do aço (7,85 g/cm³), Cu (8,85 g/cm³), ou bronze (8,83 g/cm³). Portanto, é um dos poucos elementos que pode ser adicionado ao Al, sem alterar significativamente sua densidade (KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L., 2004).

Além dos elementos de ligas comumente encontrados na liga A356, é comum adicionar pequenas quantidades de elementos modificadores (sódio ou estrôncio) para alterar a morfologia da fase eutética do Si da liga, e também Ti ou Ti e boro (B) para refinar os grãos da microestrutura (DA SILVA, 2004).

O Mg é o responsável por formar micropartículas de Mg₂Si precipitadas na matriz, que conferem ao material dureza e resistência após tratamento térmico T6. Já o Cu e o Fe são impurezas que devem ser controladas, pois o Fe pode formar plaquetas aciculares que reduzem significativamente a ductilidade e a tenacidade à fratura da liga. A presença do Cu em ligas de Al pode ocasionar corrosão intergranular. Isso porque os precipitados de CuAl₂ são mais nobres que a matriz, aparentemente agindo como catodos e acelerando a corrosão da região vizinha ao contorno de grão, empobrecida em cobre (VERRAN; ROSSI; PESCADOR, 2004).

¹ * Em corpo de prova de 12,5 mm

** Carga de 500 g e esfera de 10 mm

Além de controlar as quantidades de impurezas e elementos de liga, faz-se necessário o monitoramento da formação da microestrutura durante a solidificação, nas diversas etapas da fabricação do Al, não só porque a microestrutura determina as propriedades mecânicas do material, mas também porque é o fator limitante do design da peça, fundibilidade e susceptibilidade à formação de defeitos (DAHLE et al., 2001).

Dentro da esfera dos CMM o Al representa um papel muito importante, pois é o metal mais utilizado como matriz para aplicações estruturais e eletrônicas. De todas as propriedades mecânicas, físicas e químicas do Al, destaca-se o baixo ponto de fusão (615 °C para a liga A356), pois o Al líquido facilita a obtenção do CMM e ainda tem um custo menor do que outras rotas de fabricação. No entanto, ao adicionar partículas de SiC, a temperatura de fundição catalisa a reação entre SiC e Al, favorecendo a formação de carbetos de Al e do composto ternário Al-Si-C, que por sua vez, são prejudiciais as propriedades mecânicas do Al-CMM (CHUNG, 2001).

2.3 Soldagem

A soldagem é um processo de união entre duas ou mais partes, podendo ser realizada usando fonte de calor ou sem aplicação de calor, com ou sem pressão e/ou material de adição. Ainda podemos utilizar a definição de soldagem baseando-se no estabelecimento das forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais, na região de união (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Esse processo de fabricação é o método de união mais comumente utilizado, está presente desde um simples aparelho doméstico até em equipamentos automotivos, navais e aeroespaciais (CARY; HELZER, 2005).

Os processos de soldagem são muito flexíveis, há diversas variáveis que podem ser retiradas ou adicionadas de acordo com o trabalho realizado, o que permite uma combinação entre os mais diversos processos de soldagem, como no caso da utilização de um processo TIG (*Tungsten Inert Gas*), para fazer a solda de raiz, em conjunto com o processo MIG (*Metal Inert Gas*), para fazer o passe de enchimento posterior, ou ainda os processos de soldagem híbridos, que estão sendo desenvolvidos para aumentar a produtividade, melhorar a relação da largura do cordão de solda com a penetração, refinar os grãos e melhorar as propriedades de

solda. A dinâmica e flexibilidade desse processo de união de materiais permitem atender as adversidades da indústria, consolidando a soldagem como o principal processo de união permanente de componentes metálicos. Atualmente existem mais de 60 processos de soldagens que são comumente utilizados na indústria. Os processos de soldagens quando ajustados corretamente e/ou combinados entre si permitem uma variação muito grande, podendo soldar diferentes espessuras, metais dissimilares, alterar o projeto mesmo depois de pronto, trabalhar sob diversas condições de soldagens (de ambientes controlados até soldagem no campo), embaixo d'água, manual, mecânica, automática, e etc. (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Na literatura existem diversas classificações para os processos de soldagem que consideram diferentes variáveis. Neste trabalho optamos por classificar os processos de soldagem de acordo com a fonte utilizada. Na Figura 10 é possível observar o fluxograma de alguns dos processos de soldagens comumente encontrados nas indústrias e algumas de suas características.

Figura 10 - Os processos de soldagem comumente utilizados nas indústrias classificados pelas fontes de energia
Fonte: Spinelli et al (2004)

As fontes de energia não só classificam os processos de soldagem, mas também influenciam diretamente no resultado da solda. Quanto mais denso for o feixe de energia durante a soldagem, maior será a penetração do cordão de solda, maior poderá ser a velocidade de soldagem, pois o feixe irá fundir o MB, e metal de

adição quando houver, em menor tempo, mais estreita será a ZTA do cordão de solda. É possível observar na Figura 11 a relação entre o aporte térmico com a densidade das fontes de energia.

Figura 11 - Relação entre o aporte térmico e a densidade da energia utilizada nos processos de soldagem
Fonte: Adaptado de Kou (2003)

Neste trabalho, o processo de soldagem por laser foi classificado pela sua fonte radiante eletromagnética. O laser, possui um feixe de alta densidade que permite alta penetração da solda, aumento da velocidade de soldagem, excelente produtividade e uma melhor qualidade no serviço, porém os custos dos equipamentos desse processo ainda são relativamente altos, necessita de mão de obra qualificada e, normalmente, não é possível realizar a soldagem em campo. Diferentemente, os processos que utilizam fontes termoquímicas são baratos, simples de operar e podem ser transportados com certa facilidade. O problema nesse caso é o aporte térmico, pois uma vez que a energia de soldagem não é concentrada, faz-se necessário uma maior quantidade de calor para fundir os materiais. Essa quantidade maior de calor gera, dentre outras alterações, um grande gradiente térmico, distorções e, conseqüentemente, tensões residuais que comprometem o desempenho de toda junta soldada.

2.3.1 Junta soldada

A junta soldada pode apresentar diversas configurações e durante o projeto de soldagem, o dimensionamento, bem como o formato da junta são essenciais para garantir a segurança do projeto, pois além da responsabilidade estrutural a junta

pode ajudar a dissipar calor da estrutura, aumentando a taxa de resfriamento e com isso alterando a morfologia dos grãos, influenciando ou não a formação de fases secundárias e até diminuir as tensões residuais. Neste estudo será feita uma solda de penetração sem metal de adição, sem preparação de junta e, conseqüentemente, sem o dispositivo cobre junta, (Figura 12), pois, neste caso, o objetivo é estudar e caracterizar o efeito do laser na microestrutura da região soldada – metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF) – do Al-CMM.

Figura 12 - Componentes comuns de um processo de soldagem simples em (a). Vista transversal de uma junta de topo soldada com a devida terminologia utilizada para identificar cada região da solda (b)

Fonte: Adaptada de Marques, Modenesi e Bracarense (2011)

2.3.2 Soldagem por laser

O laser (*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*) é o resultado da emissão de fótons de um átomo que, quando excitado, libera energia em forma de luz ao voltar para seu estado fundamental. O processo quando feito dentro de um tubo preparado adequadamente ocorre repetidas vezes, amplificando a emissão inicial e resultando numa cadeia de emissão fotônica.

O desenvolvimento do equipamento de laser revolucionou diversos campos da ciência, das engenharias e até da medicina. Na indústria a soldagem por laser é um processo muito requerido na fabricação, pois além de soldar é possível fazer inúmeros trabalhos, como por exemplo: cortar, tratamentos térmicos localizados, depositar camadas de reforço, perfurar, sinterizar, aquecer, texturizar e gravar. Devido a necessidade do mercado em automatizar processos para aumentar a sua produtividade e eficiência, os processos de soldagem por pino, por feixe de laser, por fricção, por feixe de elétrons e ultrassônica estão em evidência, sendo objetos de pesquisas e investimentos.

Segundo Cary e Helzer (2005), o processo de soldagem por laser é caracterizado pelo feixe de luz concentrado, de alta densidade de energia e,

consequentemente, fusão localizada da junta soldada. Isso proporciona uma baixa tensão residual e, portanto, estreita ZTA. Os equipamentos para soldagem por laser podem ser de dois tipos básicos: estado sólido, que pode ser um cristal de neodímio (Nd) dopado com ítrio (Y) granada de Al (Nd: YAG), e o gás que normalmente, é uma mistura de CO₂, hélio e nitrogênio.

Uma importante característica da soldagem por laser é a possibilidade de se alterar a densidade de energia na superfície do material, variando-se a potência e o foco do feixe. Esses dois fatores contribuem diretamente para a penetração e largura do cordão de solda e a formação e tamanho da ZTA do material soldado.

Na Figura 13 podemos observar dois princípios de funcionamento do laser: (a) condução térmica e (b) *keyhole*.

Figura 13 - A soldagem por feixe de laser pode ser dividida em dois princípios de funcionamento: condução térmica (a) e *keyhole*, como do tipo CO₂ que utiliza alta intensidade para fundir e penetrar o MB (b)

Fonte: Adaptado de Rofin (2015)

O gás plasma que é indicado pelo número 1 da Figura 13 é oriundo do processo de volatilização de elementos de liga do MB após serem aquecido com grandes quantidades de energia. Esse gás precisa ser removido pois ele pode absorver parte do feixe de laser e até mesmo desvia-lo. Para remover o plasma, utiliza-se gás de proteção, também denominado gás de assistência, que pode ser argônio ou hélio. O tipo de gás utilizado, seus diferentes potenciais de ionização e a vazão, proporcionarão diferenças na interação feixe-matéria, alterando a transferência da energia e, portanto, influenciando na penetração, geometria e qualidade do cordão de solda.

No método *keyhole* o laser penetra boa parte no material criando um orifício inicial e, com alta densidade do feixe, volatiliza o MB, formando um plasma ao redor do feixe de laser que é circundado pela poça de fusão. A medida que a coluna do

feixe de laser se desloca, o metal fundido flui em torno da superfície das “paredes” do orifício e se solidifica na parte de trás. A coluna do *keyhole* pode ser estabilizada pelo balanço entre a densidade de energia do feixe e a velocidade da soldagem.

Assim como o equipamento do laser a gás, o laser sólido (Nd: YAG, por exemplo) também pode ser usado no modo de condução térmica ou *keyhole*. Na Figura 14 é possível observar esquematicamente um laser do tipo sólido.

Figura 14 - Funcionamento do laser sólido Nd:YAG
Fonte: Adaptado Da Silveira (2012)

2.3.2.1 Laser de fibra

Neste estudo utilizaremos um laser do tipo sólido Yb: fibra, que é constituído por uma fibra ótica dopada com itérbio (Figura 15). Os lasers de fibra têm se destacado por serem menos susceptíveis aos efeitos termo óticos, em parte, devido à sua geometria diferenciada, são compactos, pois a fibra pode ser dobrada ou enrolada para economizar espaço, eficientes, tem boa qualidade do feixe, baixa manutenção, contaminação e problemas de alinhamento, como visto com outros tipos de lasers. Sua excelente capacidade de dissipação de calor vem da elevada relação superfície-volume ativo. Adicionalmente, a qualidade do feixe do modo guiado é determinada pela forma do núcleo da fibra, sendo então totalmente independente da potência (JAKULIS NETO, 2008). Essas são algumas vantagens que fazem com que esse tipo de laser seja apontado como o novo padrão para a soldagem estrutural.

Figura 15 - Funcionamento de um laser tipo fibra
 Fonte: Adaptado de Hypertherm (2015)

2.3.3 Soldagem por laser em Al

A soldagem por laser tem sido uma alternativa interessante para união de juntas de Al devido à sua complexidade, pois durante a soldagem o Al reage prontamente com o oxigênio do ar formando uma camada superficial de óxido cujo ponto de fusão, de aproximadamente 2000 °C, o que é muito superior ao do Al. Esse óxido protege o Al contra a corrosão, porém forma uma barreira física que impede o contato e mistura do metal base fundido e do metal de adição, formando inclusões na solda. Adicionalmente, a medida que se torna mais espessa, a camada de óxido absorve umidade do ar. A umidade, juntamente com outras contaminações superficiais, como graxa, óleo e tinta, são fontes de hidrogênio capaz de gerar porosidade na ZF (MODENESI, 2011).

Outra dificuldade para soldar o Al, está diretamente relacionada com a sua propriedade física. A condutividade térmica da liga A356 (1,59 W/cm °K) é aproximadamente 3 vezes maior que a do aço comum, com isso se soldarmos duas juntas iguais, uma de aço comum e outra de A356 será necessário um aporte térmico maior para soldar a junta de Al (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO - ABAL, 2006). Assim, o uso de pré-aquecimento e de um maior aporte térmico é comum na soldagem de juntas de maior espessura de Al, com objetivo de garantir a formação da poça de fusão e evitar problemas por falta de fusão.

A elevada condutividade térmica do Al favorece a rápida extração de calor e, assim, a rápida solidificação da poça de fusão o que facilita a formação de dendritas

e aprisionamento de gases (MODENESI, 2011). Além disso, o coeficiente de expansão térmica da liga A356 ($21,5 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{K}$) é aproximadamente o dobro do aço. Isto favorece a ocorrência de distorção e o aparecimento de trincas (ABAL, 2006).

A influência dos defeitos metalúrgicos e descontinuidades microestruturais na iniciação e propagação de trincas por fadiga ou danos tem sido um importante tópico de preocupação, especialmente quando se trata de microporos e fissuras à quente em ligas de Al soldadas. Os gases oriundos do processo de soldagem ficam presos e, em seguida, com a solidificação da solda, podem formar microcavidades ou pequenos bolsões de gases que prejudicam o desempenho da junta soldada podendo levar a sua fratura prematura.

O gás que mais acarreta problemas de porosidade no Al é o hidrogênio. Ele possui alta solubilidade com o Al no estado líquido, e baixa no estado sólido. Durante a solidificação o hidrogênio difunde para os últimos pontos a se solidificar, concentrando mais porosidades nestas regiões.

Na Figura 16 é possível observar que a temperatura aumenta significativamente a solubilidade do hidrogênio no Al líquido. A variação da solubilidade indica um elevado potencial para ocorrência de super saturação de hidrogênio na região de temperatura mais baixa do cordão de solda. O Al dissipa rapidamente o calor, resfriando o cordão de solda e diminuindo a solubilidade do hidrogênio no Al líquido. Porém, para fundir o metal base são utilizadas altas temperaturas o que aumenta portanto a solubilidade do hidrogênio.

Figura 16 - Solubilidade do hidrogênio no Al líquido
Fonte: Adaptado de Kaufman e Rooy (2004)

Portanto, apesar de reconhecer o processo de soldagem por laser como uma excelente alternativa para a união de Al, ainda é necessário entender os fenômenos envolvidos durante e após o processo de soldagem, pois sabe-se que tal processo causa grande mudança na microestrutura do material e pode ser melhorada com o conhecimento sistemático da evolução microestrutural e textura cristalográfica do material trabalhado (SOUZA et al., 2012).

2.3.4 Porosidades

O número, tamanho e morfologia dos poros prejudicam seriamente, dentre outras propriedades mecânicas, a resistência à fadiga, em diferentes níveis de tensão, tanto no Al fundido, como em ligas de Al soldadas. Os poros tendem a agir como locais de iniciação de trincas e, portanto, afetam significativamente a resistência à fadiga de componentes de engenharia. Por exemplo, tem sido reconhecido que as fissuras de fadiga são iniciadas a partir de poros na superfície da amostra de material ou logo abaixo da superfície. Isso ocorre porque a nucleação, assim como todo o processo de fadiga, é controlada pela deformação plástica cíclica. Dessa forma, espera-se que a trinca se nucleie em regiões em que a deformação plástica cíclica é maior do que a média, ou seja, em regiões de concentração de tensões. Essas regiões de concentração de tensões podem ser macroscópicas, como os poros, ou microscópicas como os microporos, por exemplo, partículas de fases secundárias, assim como inclusões e precipitados, pois tendo propriedades elásticas diferentes da matriz, também servem como concentradores de tensões.

Dois tipos diferentes de porosidades podem surgir durante a soldagem *keyhole*: porosidade metalúrgica e porosidade induzida pelo colapso do *keyhole* (Figura 17). O tipo mais comum de porosidade, é a porosidade metalúrgica, que depende principalmente da reação e solubilidade do gás no metal líquido durante a soldagem (LI et al., 2015).

Figura 17 - Tipos de poros encontrados na soldagem keyhole
 Fonte: Adaptado de Li et al. (2015)

No caso da soldagem por *keyhole*, há uma ocorrência frequente de formações de poros no cordão de solda. Estudos recentes tentam elucidar todos os fenômenos que causam o colapso do *keyhole*.

Figura 18 - Mecanismo de formação de poros durante método de soldagem *keyhole*
 Fonte: Adaptado de Matsunawa et al. (2003)

Na Figura 18 podemos observar que com o deslocamento da soldagem o *keyhole* sofre, a partir do quadro (2), uma certa inclinação que faz com que o feixe de laser passe a fundir outra parte do MB, ao fundir outra parte o feixe volatiliza alguns elementos e o gás gerado fica preso no meio da coluna do *keyhole*, indicado pela protuberância (seta vermelha). A pressão dinâmica do feixe e o próprio gás de proteção impendem que os gases volatilizados escapem. Eventualmente, quando essa bolha atinge a parte inferior do *keyhole*, ela desliza para dentro do metal fundido e, finalmente, permanece como um grande poro. Tal formação de porosidade é uma característica única da soldagem por laser e não é visto na outra fusão processos de soldagem (MATSUNAWA et al., 2003).

2.3.5 Soldagem de Al-CMM reforçado com SiC

As dificuldades na soldagem do Al-CMM são superiores as encontradas na soldagem do Al, isso porque além de todas dificuldades já aqui mencionadas para soldagem da matriz, temos como atenuante partículas cerâmicas distribuídas pela matriz, cujo ponto de fusão (2300 °C) é superior ao do óxido do Al.

Em virtude das excelentes propriedades dos Al-CMMs, é de interesse de todos, principalmente das indústrias do segmento metal mecânico, que se estabeleçam os melhores processos de fabricação para então poder transformar o Al-CMM bruto em produto comercial. E dentre os processos de fabricação a soldagem tem um papel de grande representatividade; é o método de união permanente para componentes metálicos mais utilizado no mundo. Porém, a soldagem dos Al-CMMs têm sido um grande obstáculo, pois a perda de SiC da zona fundida e a formação de composto intermetálicos do tipo Al₄C₃ e Al₄SiC₄ em formato de agulhas contribuem negativamente, em maior ou menor extensão, no desempenho final da junta soldada.

A formação dos compostos intermetálicos de segunda fase tem sido amplamente divulgada em Al-CMMs reforçado com SiC particulado, produzido por fundição agitada, onde as temperaturas envolvidas são relativamente baixas (abaixo de 927 °C) (ANANDKUMAR et al., 2007). Em revestimentos de SiC em matriz de Al produzidos por feixe laser ou em juntas soldadas de Al-CMMs reforçado com SiCp, foram encontrados os compostos intermetálicos Al₄C₃ e Al₄SiC₄ em formatos de agulha. Estes compostos intermetálicos podem resultar de reações químicas entre o SiC e Al fundido. Segundo Anandkumar et al. (2007) o Al não reage com o SiC até à sua temperatura de fusão, porém após 660 °C o Al fundido reage prontamente com o SiC, resultando em diferentes tipos de compostos intermetálicos, em função da temperatura. Entre 667 e 1347 °C, Al₄C₃ é produzido de acordo com a reação:

Quando a temperatura ultrapassa 1397 °C, ocorre uma reação que produz o carbeto ternário Al₄SiC₄, cuja a reação é dada pela seguinte equação:

Além disso, quando utilizadas temperaturas superiores a 2300 °C, o Si e C

resultante da dissolução térmica parcial de SiC dissolvem-se no Al líquido, aumentando a saturação do material fundido. Como resultado, Al_4C_3 e Al_4SiC_4 podem precipitar a partir dessa solução saturada (ANANDKUMAR, 2007; WIELAGE, B.; WILDEN, J.; SCHNICK, T, 2001).

A dissolução do SiC ocorre da seguinte forma:

O composto intermetálico Al_4C_3 pode se formar com maior facilidade devido a sua energia de entalpia. Na Figura 19 podemos observar que o composto Al_4SiC_4 pode se formar a partir do composto Al_4C_3 .

Figura 19 - Energia livre de Gibbs para as equações (1), (2) e (3)
Fonte: Adaptado de Inoue e Yamaguchi (2003)

As equações da Figura 19 são descritas abaixo:

Nesse caso Inoue e Yamaguchi (2003) propõem a formação do composto Al_4C_3 até 1106 °C e do Al_4SiC_4 acima dessa temperatura. Diferente de Anandkumar et al. (2007), podemos usar as equações de Inoue e Yamaguchi (2003) para propor

um mecanismo de formação do precipitado durante o resfriamento. Portanto, após a degradação térmica do SiCp, há a saturação de Si e C no banho metálico, o resfriamento acima de 1106 °C e a solidificação rápida do material não permite a formação do composto Al₄C₃.

2.4 Técnicas de análises

Mesmo utilizando técnicas avançadas de caracterização, fez-se necessário a combinação com técnicas convencionais, como a microscopia ótica (MO), ensaio de radiografia, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-x (DRX).

2.4.1 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A técnica de EBSD (*Electron BackScatter Diffraction*) permite a análise cristalográfica de um material, ou seja, a determinação da orientação cristalina pontualmente ou em áreas específicas. A superfície da amostra a ser analisada é posicionada no porta amostras a um ângulo de 70° a 80° em relação ao feixe de elétrons de modo a diminuir o percurso dos elétrons retroespalhados e diminuir a fração de elétrons absorvidos. O feixe de elétrons é direcionado para o ponto ou a área de interesse (SCHWARTZ et al., 2009). As figuras de difração são capturadas por uma tela de fósforo posicionada no interior da câmara de vácuo, processada e então comparada com padrões pré-estabelecidos via *software*. A largura das bandas de Kikuchi formadas devido à difração está relacionada com a distância interplanar, e os ângulos entre as bandas correspondem ao ângulo entre os planos cristalinos (PINTO; LOPES, 2003).

2.4.2 Ensaio de dureza instrumentado (EDI)

O ensaio de dureza instrumentado tem sido amplamente utilizado devido a sua maior precisão. Esse ensaio permite obter dados mesmo em camadas muito finas (micro e nanométrica), sem que o resultado sofra influência das propriedades do restante do material. Pode-se aplicar cargas de 1 à 10 mN com resolução de 1 nm. Este tipo de técnica permite obter a dureza e o módulo de elasticidade por meio da curva carga/profundidade e a área de contato do penetrador em função da profundidade (RAMIREZ, 2008). As medidas são realizadas com penetrador tipo Berkovich e os dados são analisados utilizando o método de Oliver e Pharr (1992).

2.4.3 Microtomografia computadorizada (Micro-TC)

A microtomografia pode representar uma solução adequada para a investigação microestrutural de diversos tipos de materiais durante e após os processos de fabricação e/ou montagem em uma série de casos em que as técnicas tradicionais não são sensíveis o suficiente ou não são as mais adequadas para revelar as características chave dos materiais investigados.

A aquisição das projeções, em equipamentos de tomografia, é realizada por uma câmera CCD (*Charge-Coupled Device*). O CCD é um conjunto de fotocélulas, para captação de fótons por um circuito integrado, formada por uma matriz de capacitores conectados. Em geral, os sensores são constituídos por silício. Ao atravessar uma amostra, o feixe é atenuado, a leitura dessa atenuação ocorre na CCD em forma de imagem, a qual se denomina projeção (MONTOVANI, 2013).

Os equipamentos de Micro-TC com feixe cônico podem utilizar diversas técnicas de reconstrução da imagem. Contudo, a mais divulgada é baseada no trabalho pioneiro de Feldkamp e que por isso é frequentemente referido como algoritmo de Feldkamp-Davis-Kress (FDK) ou de Retroprojeção Filtrada. A reconstrução é um processo matemático que converte as informações contidas no conjunto de projeções em imagens tomográficas (seções 2D) (Figura 20).

Figura 20 - Esquemático do funcionamento básico de um Micro-TC
Fonte: Montovani (2013)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A obtenção, processamento e sequências de realizações dos ensaios mecânicos no Al-CMM, além da utilização das técnicas para caracterização microestrutural, podem ser acompanhadas com ajuda do fluxograma (Figura 21).

Figura 21 - Fluxograma das análises e ensaios realizados

3.1 CMM A356 reforçado com SiC

As placas de Al-CMM utilizadas neste estudo foram obtidas a partir de um processo de fundição especial, conhecido como compofundição por agitação em vórtice. Nesse tipo de fundição a agitação provoca a modificação da estrutura do semi-sólido, quebra da estrutura dendrítica e a globularização da parte sólida, permite a característica tixotrópica do fundido. Em seguida o material foi rapidamente resfriado e após a usinagem o mesmo foi laminado e seccionado para retirada das amostras. As amostras foram obtidas durante a tese de pós-doutorado do Dr. Omar Maluf, do grupo de Materiais Compósitos da USP – São Carlos. Maiores detalhes do sistema, equipamentos e do processo de obtenção do Al-CMM podem ser encontrados em Maluf (2011). O Al-CMM é uma liga Al A356 reforçada com cerca de 10% em volume de SiC particulado com granulometria na faixa de 20-50 μm .

Na Tabela 4 é possível analisar a quantidade de elementos químicos presentes nas placas de Al-CMM antes do processo de soldagem.

Tabela 4 – Composição química do Al-CMM antes de soldar

Al	Si	Mg	Cr	Mn	Fe	C	Zn
93,51	0,99	0,92	2,49	ND	ND	2,10	ND

3.2 Tratamento térmico T6

Antes do material ser soldado foi feito o tratamento térmico T6. Primeiro a amostra foi solubilizada, em um forno de indução, a uma temperatura de 535 °C durante 6 horas em atmosfera protegida por argônio e depois resfriado em água a 80 °C. Após a têmpera foi feito o envelhecimento a 200 °C durante 5 horas e resfriamento dentro do próprio forno (MERLE, 2000).

3.3 Soldagem por laser do Al-CMM

Foram confeccionados 12 cordões de solda, com penetração, porém, sem a preparação de junta. Para isso foi utilizado um laser de Yb: fibra com suporte automático e dispositivos de serviço desenvolvidos no Dedalo (Laboratório de Desenvolvidos de Aplicações de Lasers e Óptica) do IEAv (Instituto de Estudos Avançados), em São José dos Campos.

A amostra de A356/SiCp a ser soldada foi confeccionada nas seguintes dimensões: 122 x 27,5 x 3,4 mm.

Durante o processo de soldagem foi utilizado um laser de Yb: fibra de 2 kW de potência (IPG, Mod. YLR 2000S), acoplado a uma fibra ótica com 100 µm de diâmetro, com lente de colimação de 160 mm e cabeçote de soldagem com lente de distância focal de 160 mm. Nesta configuração o diâmetro do feixe na posição focal é de 100 µm.

Foram utilizados 4 diferentes valores de potência média do laser: 400 W, 800 W, 1200 W e 1600 W. A densidade de potência (intensidade) do laser nestas 4 condições é de 10,2 MW/cm², 20,4 MW/cm², 30,6 MW/cm² e 40,8 MW/cm², respectivamente. Para cada valor de potência, usamos 3 valores de velocidade de soldagem: 30 mm/s, 60 mm/s e 100 mm/s. A Tabela 5 resume as principais condições utilizadas durante o processo soldagem por laser do Al-CMM. Além disso, foi utilizado argônio como gás de proteção, com fluxo de 15 L/min.

Para encontrar o valor da intensidade do feixe utilizamos a seguinte equação:

$$I = \frac{2P}{\pi(\omega)^2} \quad (7)$$

Onde,

I: intensidade do feixe (MW/cm²);

P: potência (W);

ω : raio do feixe (50.10⁻⁴ cm)

Para calcular o aporte térmico de cada cordão de solda *bead on plate* foi utilizada a seguinte equação:

$$E = \eta \left(\frac{P}{V} \right) \quad (8)$$

Onde,

E: energia de soldagem (J/mm);

η : eficiência do processo de soldagem (%);

P: potência utilizada no processo de soldagem (W);

V: velocidade de soldagem (mm/s)

Tabela 5 - Condições de soldagem por laser do Al-CMM

Cordões de solda	Potência do feixe (W)	Intensidade do feixe (MW/cm ²)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Aporte térmico (J/mm)	Fluxo do gás de proteção (L/min)
1	400	10,2	30	1,4	15
2			60	0,7	
3			100	0,4	
4	800	20,4	30	2,7	
5			60	1,4	
6			100	0,8	
7	1200	30,6	30	4	
8			60	2	
9			100	1,2	
10	1600	40,8	30	5,4	
11			60	2,7	
12			100	1,6	

Na Figura 22 é possível observar a direção em que é realizada a soldagem por laser e a disposição dos cordões de solda de acordo com a potência do feixe e a velocidade de soldagem. As regiões pontilhadas A e B foram descartadas para as análises microestruturais.

Figura 22 - Disposições dos cordões de solda e sentido da movimentação do laser durante a soldagem do Al-CMM

A solda *bead on plate* feita no corpo de prova foi do tipo autógena (sem metal de adição) e sem a prévia preparação da junta. Anteriormente foi ressaltado a importância da preparação e do tipo de junta para as soldagens estruturais. Porém, o objetivo desse trabalho foi estudar os efeitos da soldagem por laser na microestrutura do Al-CMM após ser tratado termicamente. Uma vez identificado os fenômenos presentes durante e após a soldagem do Al-CMM, sugere-se novas pesquisas a fim de encontrar as variáveis ideais para o projeto, considerando o melhor tipo junta a ser utilizado, parâmetros da máquina, gás de proteção e outras variáveis que possam influenciar positivamente a soldagem do Al-CMM.

Na Figura 23 é possível observar nas duas placas de Al-CMM soldadas que o final da soldagem estão rachuradas com marcador vermelho. No final da solda uma parte é descartada devido a inércia mecânica da mesa automática de soldagem; há uma desaceleração relativamente lenta (aproximadamente 5 mm de, quando utilizada uma velocidade de soldagem de 100 mm/s). No início da soldagem também devemos descartar uma parte do material, no entanto, nesse caso o motivo é a inércia térmica, pois a velocidade de soldagem já está no máximo, porém a chapa a

ser soldada ainda está a temperatura ambiente.

As setas pretas apontam para o sentido de início da soldagem e a parte que está destacada em amarelo indica a área de onde foram extraídos os corpos de prova para a realização das análises posteriores.

Figura 23 - Amostra tratada termicamente (T6) e depois soldada com laser de fibra ótica

3.4 Microscopia ótica

As micrografias foram feitas utilizando um MO, Olympus BX60M, com uma câmera digital de 5,0 Mpixels de resolução. As amostras foram embutidas em resina baquelite para facilitar o manuseio. Para o lixamento foram utilizadas lixas de SiC na sequência 320, 400, 600, 800 mesh. Os polimentos mecânicos foram realizados com pasta de diamante na sequência 9, 6, 3 e 1 μm . O ataque metalográfico foi realizado por fricção com algodão umedecido do reativo Keller e o tempo de ataque foi em média de 5 segundos. A composição química do reativo de Keller é mostrada na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição química do reativo Keller

HF (48%)	2 ml
HCl concentrado	3 ml
HNO3 concentrado	5 ml
Água destilada	100 ml

3.5 Radiografia

O ensaio de radiografia foi realizado na empresa Spectroscan, na cidade de Pinhais-PR. Para o ensaio de radiografia foi utilizado um equipamento da marca Rich & Seifert Co., modelo Radioscopic System DP-419, com tensão máxima de 160 kV. Esse equipamento é muito utilizado para analisar pequenas peças, de baixas densidades e de diferentes tipos de materiais, tais como o Al e polímeros.

A distância entre o intensificador de imagem e a amostra foi de 1000 mm. O

equipamento operou com corrente no tubo de 4,0 mAh e tensão de aproximadamente 80 kV.

3.6 Técnicas de análise

3.6.1 Microscopia eletrônica de varredura

O MEV utilizado está situado na Central de Análises Químicas Instrumentais, do Instituto de Química de São Carlos (CAQI/IQSC/USP), possui um detector Oxford, modelo 7060, para imageamento com elétrons secundários (SE), e operou com feixe de elétrons de 20 kV. As imagens feitas com elétrons retroespalhados (BSE) foram obtidas utilizando-se um detector Four Quadrant Backscattered Electron Detector Type 400. A espectroscopia por dispersão de energia (EDS), acoplada ao MEV, foi utilizada para a determinação das composições dos elementos químicos presentes nas amostras.

3.6.2 Difração de raios-X

As análises de difração de raio-X foram realizadas nas dependências do Departamento de Ciências e Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos (SMM/EESC) em um equipamento da marca Panalytical, modelo X Pert PRO, operando com feixe de elétrons paralelo e monocromático com tensão de 40 kV e corrente de 40 mA. Para calibrar o equipamento foi utilizado uma fonte de cobalto.

Para conseguir identificar o precipitado acicular formado após a soldagem foi necessário dissolver a matriz (Al) com uma solução de 20% de NaOH em água por 24 horas, em temperatura ambiente. Após a total dissolução do Al, o pó obtido foi filtrado por um sistema a vácuo utilizando uma membrana de celulose de 0,2 µm. O pó que ficou retido na membrana de celulose foi seco a 80 °C por 5 horas em estufa. Esse pó foi utilizado para as análises de DRX e as tentativas de análise Raman. Toda preparação foi realizada na empresa Engemasa, em São Carlos.

Os picos obtidos nas análises de DRX foram indexados a partir de cartas cristalográficas dos bancos de dados do software Crystallography, v. 3.0 e do site <https://www.fiz-karlsruhe.de/de/leistungen/kristallographie/icsd.html>.

3.6.3 Difração de elétrons retroespalhados

A preparação da superfície da amostra é o ponto crítico dessa análise, pois

as informações coletadas durante a difração de elétrons retroespalhados são provenientes de uma região com profundidade de apenas 20 nm aproximadamente. Por isso, as amostras para análise de EBSD foram embutidas, lixadas e polidas mecanicamente, com uma atenção muito maior que as amostras utilizadas nos ensaios de MO e MEV. Após isso as amostras foram enviadas para o Helmholtz-Zentrum Berlin, na Alemanha. Para realização do ensaio foram utilizados dois equipamentos: Um MEV da marca Zeiss, modelo Neon 40 FEG (*field emission gun*), com detector Hikari EDAX/TSL EBSD e outro MEV da marca Jeol, modelo Jsm-6490 com filamento de tungstênio e detector Pegasus EDAX/TSL EBSD.

3.6.4 Ensaio de dureza instrumentado

O EDI foi realizado utilizando equipamento da marca Nanovea, modelo PB-1000, com plataforma automatizada de 150 mm nos eixos X e Y e 50 mm no eixo Z, situado no SMM/EESC. As medidas de microdureza foram realizadas com carga de 500 g, penetrador Berkovich de 20 mm de diâmetro e seguindo os critérios da norma ASTM E384-10 (2010).

3.6.5 Microtomografia computadorizada

O ensaio de Micro-TC foi realizado em parceria com o Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia (COPPE), no Laboratório de Instrumentação Nuclear (LIN), situado na Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ). O equipamento utilizado é da fabricante Bruker, modelo Skyscan 1173; operou com fonte de raios-x de 100 kV e potência de 8 W. A resolução espacial do equipamento é de aproximadamente 18 μm . Logo, componentes menores dificilmente são detectados. Assim, quanto menor a resolução espacial do sistema maior o poder de resolução, ou seja, maior o seu poder de distinguir objetos muito próximos.

É possível observar na Figura 24 as etapas realizadas do ensaio de Micro-TC.

Figura 24 - Esquemático das etapas realizadas durante o ensaio de Micro-TC

A aquisição dos dados foi feita por meio de um computador que é integrado ao microtomógrafo e possui um *software* específico do fabricante. Já as reconstruções e análises foram feitas por computadores mais potentes e com a utilização de *softwares* dedicados. As projeções foram reconstruídas com o auxílio do *software* NRecon, versão 1.6.9.4, e para as análises e manipulações das imagens utilizou-se o *software* Avizo Fire, da VSG. A quantidade de dados gerados durante o ensaio é tão grande que é necessário a utilização de um computador para cada *software*. Algumas imagens utilizadas nesta dissertação foram feitas com o auxílio do *software* DataViewer, versão 1.5.1.2.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Soldagem por laser do Al-CMM

4.1.1 Definição dos parâmetros de soldagem

Inicialmente neste trabalho foram consideradas apenas as soldagens realizadas com as potências de 1200 e 1600 W, que correspondem a seis cordões de solda, numerados de 7 a 12. Isso porque os cordões de solda realizados com as demais potências apresentaram cordão estreito e penetração insuficiente da solda, conforme pode ser observado nas Figuras 25 e 26.

Figura 25 - Penetração da solda em função da variação da velocidade de soldagem

Figura 26 - Largura do cordão de solda em função da variação da velocidade de soldagem para cada potência do laser

Correlacionando as Figuras 25 e 26 com os dados apresentados na Tabela 5, podemos observar que as maiores penetrações e larguras dos cordões das soldas ocorrem na velocidade de 30 mm/s. Isso acontece porque quanto menor a velocidade de soldagem, mais tempo o feixe fica focado em um determinado ponto e, por isso maior é a energia específica. Consequentemente, há maior absorção de calor por parte do material, maior energia vibracional no nível molecular e isso faz com que o material alcance mais rapidamente o seu ponto de fusão, aumentando a penetração e largura do cordão de solda.

4.1.2 Microscopia ótica

Durante a análise das micrografias a quantidade de poros observados em todo o material chamou a atenção. A ZF recebeu uma atenção especial devido à sua importância para este trabalho, por isso além dos poros, levou-se em consideração a penetração e a largura do cordão de solda (Figuras 27 e 28). Assim como a largura e penetração do cordão solda, a quantidade de poros também está relacionada com a intensidade do feixe de *laser* e a velocidade de soldagem.

Figura 27 - Soldagem realizada com potência de 1200 W, variações da velocidade de trabalho de 30, 60 e 100 mm/s e aporte térmico de 4, 2 e 1.2 J/mm respectivamente. As setas pretas indicam a formações de bolsões de SiC no MB

Outro detalhe observado na Figura 27, durante a MO, foi a concentração de SiCp em forma de “bolsões” (indicados pelas setas pretas) apenas no MB. Ainda na etapa de obtenção do Al-CMM, durante a solidificação do MB os SiC não se

espalharam de maneira uniforme, formando aglomerados de partículas que tornam o Al-CMM ainda mais heterogêneo. As partículas aglomeradas agem como sítios de iniciação da trinca e, geralmente, têm um efeito negativo sobre a resistência à tração, ductilidade, dureza, e resistência à fadiga do Al-CMM (DENG; CHAWLA, 2006).

Figura 28 - Soldagem realizada com potência de 1600 W, variações da velocidade de trabalho de 30, 60 e 100 mm/s e aporte térmico de 5.4, 2.7 e 1.6 J/mm respectivamente. As setas vermelhas indicam a presença de alguns poros formados na ZF

Devido ao alto aporte de energia térmica localizada, alguns elementos químicos volatilizam em diferentes temperaturas e acredita-se que esses gases, juntamente com o gás de proteção e uma pequena quantidade de gases presentes na atmosfera, ficam aprisionados dentro da solda dando origem aos poros (Figura 28). Outro problema verificado durante a soldagem por *laser* foi a absorção da energia térmica, do feixe pelo Al-CMM. Quando o feixe de *laser* incide sobre o material a ser soldado, ocorre um choque térmico, pois o feixe de *laser* em alta temperatura colide com o MB que está em uma temperatura muito inferior, a grande diferença na temperatura entre feixe de *laser* e MB causa distorções bruscas que podem alterar o posicionamento da amostra mesmo presa e, conseqüentemente, o posicionamento do foco do feixe de *laser* no material. Todas essas alterações influenciam diretamente na microestrutura da solda e contribuem diretamente para formação de defeitos na região soldada.

Durante as análises das micrografias notou-se a ausência das dendritas na ZF, pois sabe-se que o resfriamento rápido favorece sua formação. Após diversas preparações metalográficas decidimos adicionar mais uma etapa para o polimento, porém com utilização de sílica coloidal, com granulometria de $0.05\ \mu\text{m}$ e a diluição de 10 ml do reagente Keller em 10 ml de água destilada. Para evitar que o reagente oxide a superfície da amostra, impedindo a observação de algum detalhe da microestrutura.

Na Figura 29 é possível observar duas micrografias tiradas da mesma região, porém, com polimentos e ataques químicos diferentes. Fica muito evidente que a preparação da amostra é uma etapa de extrema importância e que pode comprometer a investigação microestrutural quando não realizada da maneira correta.

Figura 29 - Comparação entre os tipos de polimentos e ataques químicos utilizados durante as preparações das amostras: preparação metalográfica normal (a) e com polimento utilizando sílica coloidal com granulometria de $0.05\ \mu\text{m}$ e diluição de 10 ml do reagente Keller em 10 ml de água destilada (b).

A melhor preparação da amostra permitiu observar detalhes da ZF que até então tinham passados despercebidos. Dessa forma, conseguimos identificar as partículas de Si arredondadas no MB, características da liga A356 – T6, e as dendritas que se formaram na ZF em consequência do resfriamento rápido após a soldagem (Figura 30).

Figura 30 - Cordão 7: potência de 1200 W e velocidade de soldagem de 30 m/s. Detalhamento das dendritas formadas no centro da ZF em (a), próximo ao reforço do cordão de solda, que contém a maior quantidade de precipitados acicular. Próximo da interface MB/ZF em (b) é possível ver espaçamentos dendríticos (DAS) maiores que no centro da ZF

A ocorrência de precipitados acicular próximos a superfície do cordão de solda (reforço) podem ser explicados pela sua densidade relativamente baixa. O metal líquido começa a resfriar e, à medida que vai se solidificando, do MB em direção a ZF, os grãos vão segregando precipitados e impurezas menos densas para a região de reforço do cordão de solda.

Na Figura 30(a) podemos observar grande quantidade de precipitados aciculares na ZF. Também podemos observar regiões de eutético aprisionadas entre as dendritas e os precipitados aciculares. Na Figura 30(b) nota-se que nas regiões que contém partículas de Si e/ou SiC funcionaram como pontos de nucleação das dendritas e o DAS próximo da interface MB/ZF é maior que na ZF. Além disso podemos ver que as dendritas segregaram eutético da ZF em direção ao MB.

Na Figura 31 podemos observar que o cordão 8 mesmo com aporte térmico menor do que o utilizado no cordão 7, ainda assim possui a mesma formação de precipitados acicular na região de reforço da solda.

Figura 31 - Cordão 8: potência de 1200 W e velocidade de soldagem de 60 m/s. Detalhe da formação das dendritas na ZF em (a) e na região livre de precipitados aciculares em (b)

Na Figura 31(a) é possível observar os precipitados aciculares e também alguns poros oriundos do processo de soldagem. Na Figura 31(b) nota-se uma região livre dos precipitados com formatos de agulhas, de partículas de Si, de SiCp e com pequenos DAS.

4.1.3 Radiografia

Com a utilização do ensaio de radiografia foi possível visualizar detalhes da integridade no interior do material, complementando as informações obtidas na MO e optar pela utilização do cordão 8, com as melhores condições de soldagem, para

as análises posteriores. O critério para exclusão dos demais cordões de solda foi a presença de poros (identificados pela cor mais escura ao longo dos cordões de solda) e pela geometria do cordão solda (penetração e largura). Essa diferença nas cores do filme radiográfico é resultado da absorção da radiação de diferentes densidades (LOPES; REBELLO; OLIVEIRA, 2012). Foi observado uma grande concentração de poros em alguns locais ao longo do cordão de solda e isso explica a estrutura heterogênea do cordão. Mesmo durante a MO foi possível perceber a dificuldade em reproduzir micrografias utilizando parâmetros iguais, pois a medida em que a amostra era cortada, lixada e polida para ser analisada, a superfície era alterada. Com isso, características da solda identificadas em uma micrografia não eram sempre encontradas em micrografias posteriores.

Para fins comparativos, além do cordão 8 (escolhido por apresentar as melhores condições de soldagem entre penetração, largura do cordão e aspecto visual) decidimos considerar o cordão 7 em todas as análises posteriores, pois esse mesmo cordão foi tema de diversas análises no estudo de Aureliano (2015). Sendo que o cordão 7 foi soldado com potência de 1200 W com velocidade de soldagem de 30 mm/s e o cordão 8 utilizou a mesma potência, porém com uma velocidade de 60 mm/.

Na Figura 32 é possível observar a presença de poros ao longo de todos os cordões de solda. A princípio os cordões 7 e 8 são os que aparentam ter as menores quantidades de poros. No entanto, o fato de ter sido encontrado poros em todos os cordões de solda nos chamou a atenção para uma investigação mais aprofundada sobre a formação e distribuição dessa descontinuidade.

Figura 32 - Radiografia dos 6 cordões de solda

4.2 Técnicas de análise

4.2.1 Microscopia eletrônica de varredura

Após definir o cordão 8 como sendo aquele que apresenta as melhores condições de soldagem em relação aos outros 11 cordões de solda que foram confeccionados, iniciou-se diversas sequências de análises com o objetivo de avaliar a influência do feixe de *laser* de fibra nas alterações microestruturais do Al-CMM. Para efeito comparativo, daqui em diante iremos considerar também o cordão 7 em todas as análises que venham a ser realizadas. Nas imagens feitas por MEV (Figura 33) podemos observar mais uma evidência de que a quantidade de SiC na ZF de ambos os cordões de solda é menor em relação ao restante do material. Outra informação obtida nas imagens feitas no MEV, no modo BSE (*backscattering electron*), é a presença de precipitados mais densos (destacados na cor branca e indicados pelas setas vermelhas) do que a matriz de Al A356 ao longo das duas amostras. Nota-se que assim como os SiC, esses precipitados estão distribuídos preferencialmente no MB. Portanto, a presença e distribuição de SiC e precipitados está diretamente ligado a soldagem por laser.

Figura 33 - Micrografia com aspectos gerais das secções transversais dos cordões de solda 7 e 8

Os bolsões de partículas de SiC já mencionados e que estão distribuídos ao longo do MB devem ser evitados pois, quando esses reforços se aglomeram, diminuem a sua própria área de contato com a matriz e, conseqüentemente, não ficam bem aderidos. As setas em amarelo da Figura 33 indicam vazios deixados pelos bolsões de partículas de SiC que foram arrancados da matriz durante a preparação metalográfica.

Na superfície do topo dos cordões de solda (ZF) 7 e 8, foi verificado a formação de precipitados aciculares (setas brancas), decorrentes do processo de soldagem, e a presença de um composto eutético não encontrado no MB. Sabe-se que os precipitados do tipo Al_4C_3 e Al_4SiC_4 são prejudiciais as propriedades mecânicas, e conseqüentemente diminuem o desempenho da junta soldada. Dada a importância da investigação da formação desses precipitados foram feitas micrografias nas secções transversais dos cordões de solda, próximas à superfície (Figura 34) onde é possível observar melhor os detalhes e descobrir mais informações sobre o precipitado em formato de agulha.

Figura 34 - Precipitados aciculares encontrados preferencialmente próximos as superfícies dos topos dos cordões de solda. No cordão 7 as setas brancas indicam os precipitados aciculares. No cordão 8 as setas laranjas indicam a presença do eutético branco espalhados na ZF

Para ter uma maior clareza da composição química desses precipitados, foram feitos mapeamentos químicos da ZF em ambos os cordões de solda (Figura 35 e 36), na mesma região onde foram identificados os precipitados na Figura 34.

Figura 35 - Mapeamento químico da ZF do cordão 7, região com grande concentração de precipitados aciculares

Os mapeamentos químicos mostraram que as ZF dos dois cordões de solda são basicamente constituídas de Al com concentrações baixas de Si e C. A região

eutética possui pequenas quantidades de Fe e Mg.

Figura 36 - Mapeamento químico da ZF do cordão 8, região com grande concentração de precipitados aciculares

Adicionalmente, por meio da análise de EDS foram feitos espectros pontuais na ZF de ambos os cordões. No cordão 7 foram escolhidos 3 pontos para serem analisados: (1) agulha, (2) matriz e (3) eutético (Figura 37).

Figura 37 - Pontos do cordão 8 analisados por EDS na ZF: (1) agulha, (2) matriz e (3) eutético

No EDS pontual da agulha foi detectado uma composição basicamente de Al (78,18%), Si (5,19%) e C (16,43%), sendo que há relatos na literatura sobre a formação de precipitados aciculares (Al_4C_3 e Al_4SiC_4) após a soldagem do Al-CMM em temperatura acima de 667 °C (ANANDKUMAR et al., 2007). Na matriz, os elementos químicos que predominaram foi Al e Si. A presença de C nesse caso foi de apenas 0,75%. Por último, a análise foi feita pontualmente no eutético da ZF. Além de Al e Si presentes no eutético foram detectados Mn (0,67%) e Fe em alta quantidade (5,37%). Nesse caso, o Mn e o Fe são contaminantes comuns que podem vir tanto do processo de obtenção da bauxita, quanto no próprio processo de fundição do Al-CMM e devem ser evitados sempre que possível, pois prejudicam o desempenho mecânico do Al-CMM, podendo levar até a sua falha prematura.

Na Figura 38 há 3 quadros que correspondem aos respectivos pontos analisados na Figura anterior.

(a)

(b)

(c)

Figura 38 - Espectros dos elementos químicos encontrados nos 3 pontos da ZF referentes ao cordão 7. Os quadros a, b e c correspondem os pontos: (1) agulha, (2) matriz e (3) eutético

No MB foi analisado um precipitado com altos teores de C-Fe-Cr-Mn (Figura 39). Esses precipitados estão em boa parte do MB e podem ter contaminado a amostra durante o processo de obtenção do Al-CMM ou até mesmo durante a extração da bauxita.

(a)

(b)

Figura 39 - Precipitado com altos teores de C-Fe-Cr- Mn encontrado no MB (a). Quantidade de elementos químicos presentes no precipitado (b)

Acredita-se que esse precipitado do MB pode estar relacionado de alguma forma com o a quantidade de teor de Fe encontrado no eutético da ZF. Ainda assim, as quantidades de elementos químicos encontrados no precipitado do MB são muito diferentes do que foi encontrado no eutético da ZF. O eutético da ZF, denominado ponto 3 da Figura 37 e que corresponde ao quadro (c) da Figura 38, apresenta na sua composição química uma quantidade muito superior de Al (87,73%), do que o precipitado do MB (Figura 39), onde a quantidade de Al detectada foi de 57,31%. No entanto, a quantidade de Si, C, Mg, Mn e Fe são bem inferiores ao que foi encontrado no precipitado do MB. Além disso, no precipitado do MB também foi encontrado uma quantidade significativa de Cr (7,98%).

4.2.2 Difração de raios-X

Para identificar as fases presentes no cordão de solda do Al-CMM foi preciso dissolver a matriz, visto que as quantidades de precipitados aciculares encontrados nos interiores dos cordões de solda não foram suficientes para detectá-los pelo raio-X. Na Figura 40 é possível observar a presença do composto intermetálico Al_4SiC_4 , ao passo que não foi detectada a presença do composto Al_4C_3 . Esse fato reforça a ideia de que a formação do precipitado Al_4SiC_4 pode ter sido originado a partir da degradação térmica parcial do SiC, devido a altas temperaturas empregadas durante a soldagem por *laser*. Com o banho metálico saturado de Si e C, houve a formação preliminar do Al_4C_3 e com a alta temperatura ocorreu finalmente a formação do precipitado Al_4SiC_4 .

Figura 40 - Elementos encontrados durante a difração de raios-x

4.2.3 Difração de elétrons retroespalhados

Foram realizadas mais de 11 tentativas e diversos métodos de preparação de amostras. Entretanto, não foi possível encontrar bons padrões de difrações, o que acabou impedindo a obtenção de imagens com qualidade aceitável. Na Figura 41 é

possível observar o resultado de uma imagem EBSD sem um bom padrão de difração. Mesmo assim, é possível perceber as pequenas partículas de SiC destacados com diversas cores e mais fortes que o restante da imagem. Isso acontece devido as diferentes orientações cristalográficas de cada partícula de SiC. Cada cor representa um plano cristalográfico. Ao fundo da imagem podemos ver os grãos maiores na ZF do que no restante do material. Na imagem também podemos observar que há uma maior concentração de SiC nas regiões adjacentes a ZF. Esse empobrecimento de SiC na ZF, causado pela soldagem de *laser* de fibra, altera significativamente as propriedades mecânicas do Al-CMM.

Figura 41 - Dispersão dos SiC para as regiões adjacentes da ZF e variação no tamanho de grãos

4.2.4 Ensaio de dureza instrumentado

Para se ter uma dimensão sobre efeito do empobrecimento de SiCp na microestrutura do Al-CMM, foi realizado EDI. Na Figura 42 podemos observar as indentações do penetrador varrendo toda a secção transversal do cordão 8. Apenas olhando para a geometria das indentações é possível perceber que as regiões mais

rígidas possuem tamanhos menores de indentações. Por sua vez, as regiões menos rígidas, com bolsões de SiC e/ou com muita quantidade de poros, se deformam com muita facilidade e consequentemente apresentam indentações com maiores dimensões. Além disso, como foi visto nas micrografias, o DAS foi menor no centro da ZF.

Figura 42 - Indentações do penetrador no ensaio de microdureza

Os valores de microdureza foram dados em Vickers (HV), e no gráfico do ensaio de microdureza (Figura 43) observa-se uma evolução dos valores de microdureza, desde o MB até a ZF. Após alcançar um pico de 115 HV os valores microdureza vão diminuindo a medida em que as indentações vão se afastando da ZF em direção a outra extremidade do MB. Sendo que, o menor valor de microdureza

encontrado foi de 60 HV no MB. Esse valor é quase a metade do pico de dureza encontrado na ZF.

Moreira (2011) relatou dureza máxima de 113 HV na liga A356 fundida em molde metálico, com refrigeração e tratada termicamente (T6 - solubilização a 530°C por 5h e envelhecimento artificial a 155°C por 4h).

Figura 43 - Gráfico de microdureza

Na Figura 44 podemos observar o gráfico do módulo de elasticidade na mesma região que foram feitas as indentações de microdureza. Podemos observar que o centro da ZF possui um módulo de elasticidade de aproximadamente 83 GPa, maior do que o valor nominal da liga A356 que é de 72 GPa (KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L., 2004).

Figura 44 - Gráfico do módulo de elasticidade

4.2.5 Microtomografia computadorizada

Com a micro-TC foi possível analisar a parte interna do Al-CMM sem alterar sua microestrutura. Os cordões 7 e 8 foram escaneados completamente com objetivos de reconstruí-los tridimensionalmente, utilizando algoritmo de Feldkamp, facilitando assim a observação da distribuição de partículas de SiC e poros ao longo do material. Na Figura 45 é possível observar as três vistas do cordão 7. Na parte de cima da Figura é possível observar a vista superior do cordão de solda (a), no centro da Figura temos a vista lateral do cordão de solda (b) e do lado esquerdo da Figura temos a secção transversal (c). As três vistas são de um único ponto do material. Essas vistas foram indexadas a partir das centenas de projeções que foram feitas durante a análise.

Figura 45 - Três vistas do cordão de solda 7: (a) vista superior, (b) vista lateral e (c) vista transversal

Nas Figuras 45 e 46 podemos observar que as vistas superiores dos cordões de soldas (a) apresentam grandes quantidades de poros (isso explica as diferentes micrografias durante as análises por MO e MEV, pois a cada preparação de amostra a secção transversal do cordão de solda era alterada). Nas vistas das secções transversais dos cordões 7e 8 (c) nota-se que o reforço do cordão 7 é maior do que o reforço do cordão 8. É possível notar também na vista lateral de ambos os cordões de solda que há uma região central livre de poros.

Figura 46 - Três vistas do cordão de solda 8: (a) vista superior, (b) vista lateral e (c) vista transversal

Na Figura 47 podemos observar em detalhes que a demarcação branca tracejada separa a região com concentração de poros superficiais, causados pela soldagem por *laser*, da região central do material, denominada zona homogênea. Já a demarcação pontilhada, na parte inferior da Figura, indica os poros do MB oriundos do processo de obtenção do Al-CMM e a distribuição de partículas de SiC também no MB. Essa região abaixo da linha pontilhada não foi fundida durante a soldagem. Além disso, podemos observar que a região homogênea do Al-CMM não apresenta significativas quantidades de poros ou partículas de SiC.

Figura 47 - Detalhe da vista lateral do cordão 7: As linhas tracejadas e pontilhadas indicam, respectivamente, as presenças de poros oriundos do processo de soldagem e do processo obtenção do Al-CMM.

Foi utilizada coloração diferente para facilitar a visualização das distribuições dos poros e partículas de SiC ao longo do Al-CMM. Os SiCp estão destacados na cor amarelo e os poros na cor azul. Na Figura 48 fica claro que os poros do MB, oriundos do processo de fabricação, tem um formato diferente dos poros encontrado próximos a superfícies do cordão de solda. Os poros oriundos da soldagem possuem uma forma esférica bem definida, característica de aprisionamentos de gases. Já os poros formados a partir do processo de tixofundição possuem um formato irregular, podendo ter diversas causas para a ocorrência dessa descontinuidade. No entanto, neste trabalho iremos focar apenas nos mecanismos de formações de poros relacionados com o processo de soldagem por *laser*.

As setas na cor branca indicam a formação preferencial dos poros após a soldagem. Isso acontece porque a alta intensidade do feixe de *laser* volatiliza ($> 2300^{\circ}\text{C}$) alguns elementos químicos e impurezas contidas no MB, consequentemente, os gases resultantes tendem a subir e escapar para a atmosfera, porém com o rápido resfriamento do MB a poça de fusão se solidifica e alguns poros que não conseguiram escapar ficam aprisionados próximos a superfície.

Na Figura 48 podemos observar que a faixa da região tracejada ou a parte em azul da superfície são menores do que as respectivas regiões na Figura 47. Isso pode ser explicado pela diferença no aporte térmico utilizado em cada cordão de solda. No cordão 7 o aporte térmico foi o dobro (4 J/mm) do utilizado para confeccionar o cordão 8.

Figura 48 - Detalhe da vista lateral do cordão 8: Em (a) as linhas tracejadas e pontilhadas indicam, respectivamente, as presenças de poros oriundos do processo de soldagem e do processo obtenção do Al-CMM. Em (b) os SiCp estão demarcados pela cor amarela e os poros pela cor azul.

Na Figura 48 é possível observar dois poros de soldagem indicados pelas setas pretas. O poro menor é característico do aprisionamento de gases volatilizados durante a soldagem, já o poro maior apresenta características típicas de uma bolha aprisionada após o colapso do *keyhole*.

Para se ter uma maior precisão da distribuição das partículas de SiC e poros ao longo do material, foram feitas reconstruções tridimensionais dos cordões 7 e 8 excluindo a matriz. Na Figura 49 podemos observar as vistas tridimensionais dos cordões 7 e 8 contendo apenas as partículas de SiC e poros separadamente.

Figura 49 - Reconstrução tridimensional da vista lateral dos cordões de solda 7 e 8 sem a presença dos elementos matriciais. Cordão 7: (a) distribuição de poros e (b) distribuição de partículas de SiC. Cordão 8: (c) distribuição de poros e (d) distribuição das partículas de SiC

É possível observar nas Figuras 49 (a) e (c) uma grande quantidade de poros distribuídos por todo o material. Contudo, há uma maior concentração de poros na superfície do cordão de solda, o que indica que o processo de soldagem por *laser* introduziu ainda mais poros no Al-CMM.

Nas Figuras 49 (b) e (d) fica claro que na superfície do cordão de solda, onde há uma maior concentração de poros, há, por sua vez, uma menor quantidade de partículas de SiC. Esse empobrecimento de SiC na ZF pode ser causado tanto pela dinâmica de material fundido na poça de fusão, quanto pela degradação térmica das partículas, devido à alta temperatura ($> 2300\text{ }^{\circ}\text{C}$) e intensidade do feixe de *laser*.

Para um maior entendimento da relação entre porosidade e empobrecimento de SiC na ZF do Al-CMM o cordão de solda 7 foi reconstruído tridimensionalmente sem a matriz, mantendo apenas as partículas de SiC e poros (Figura 50).

Figura 50 - Vista lateral do cordão de solda com as distribuições de poros e partículas de SiC em (a). Em (b) Vista da secção transversal do cordão de solda: ponto (1) indica a zona homogênea e ponto 2 indica a interface ZF/MB

Na Figura 50(a) temos um melhor panorama sobre as distribuições de poros e partículas de SiC no cordão de solda. Em (b), na vista da secção transversal do cordão de solda, é possível distinguir bem as regiões onde estão concentrados, preferencialmente, poros e partículas de SiC. A região (1) indica a zona homogênea, onde foi feito um cubo dessa região com área de 0,00823 mm³, com resolução espacial de 19 μm, e não foi encontrado nenhum poro ou SiCp. O método foi repetido

na região (2), fora da zona homogênea. Nesse caso, área analisada foi de 0,00812 mm³ e foram encontradas duas áreas de 0,00001 mm³ cada, referentes as quantidades de poros e SiCp no cordão de solda.

Os mesmos procedimentos foram adotados para análise do cordão 8 (Figura 51) e não foram encontrados poros e partículas de SiC na região (1). Outro fato que chamou a atenção foi que durante todas as análises de micro-TC não foi possível encontrar as agulhas de Al₄SiC₄, visto que a sua densidade (3,03 g/cm³) é próxima da densidade da liga A356 (2,67 g/cm³). Para identificar os precipitados de Al₄SiC₄ por meio de micro-TC é necessário a utilização de um equipamento mais potente.

Figura 51 - Vista lateral do cordão de solda com as distribuições de poros e partículas de SiC em (a). Em (b) Vista da secção transversal do cordão de solda: ponto (1) indica a zona homogênea e ponto 2 indica a interface ZF/MB

Em consequência da utilização de menor energia de soldagem durante a confecção do cordão 8, podemos notar na Figura 51 que a faixa de concentração de poros é mais estreita, mais definida e menos ondulada do que a concentração de poros do cordão 7 (Figura 50).

Na Figura 51(b) a área de SiCp encontrada foi maior do que a encontrada no cordão 7 (Figura 50). Em uma área analisada de $0,00823 \text{ mm}^3$, foram encontradas uma área de $0,00001 \text{ mm}^3$, referente a quantidade de poros, e outra de $0,00007 \text{ mm}^3$, referente a quantidade de SiCp.

5. CONCLUSÕES

Por meio das análises realizadas neste trabalho podemos afirmar que o processo de soldagem por *laser* utilizado nesse trabalho proporciona grandes interferências na microestrutura do Al-CMM. A primeira delas ocorre logo após a soldagem, com a formação de precipitados Al_4SiC_4 , em formato de agulhas, que são prejudiciais ao desempenho mecânico do Al-CMM. Outra consequência da soldagem por *laser* neste trabalho foi a formação de dois tipos de poros. O primeiro é causado pelo aprisionamento de gases dos elementos de ligas volatilizados. O segundo tipo de poro é causado pelo colapso do *keyhole*. Nesse caso, há um conjunto de fatores que levam a formação de poros no cordão de solda, podemos destacar: volatilização de elementos de liga, excesso e tipo de gás de proteção, inclinação da coluna do *keyhole*, alta potência e velocidade de soldagem.

Foi constatado que a inspeção visual da solda não é eficaz, pois existem grandes alterações microestruturais que não são possíveis de serem identificadas com essa técnica. Mesmo com a utilização do ensaio radiográfico não possível tomar uma decisão precisa sobre a melhor condição e soldagem, pois a resolução espacial do equipamento não conseguiu identificar as grandes concentrações de microporosidades nos cordões de solda.

Pelas análises de MEV, no modo EDS, e pelo imageamento por EBSD podemos observar que o feixe de *laser* volatiliza alguns elementos químicos e expulsa parte das partículas de SiC para as regiões adjacentes da ZF, causando um empobrecimento do agente de reforço no cordão de solda e, portanto, comprometendo o desempenho do Al-CMM. As análises de MEV detectaram também precipitados contendo teores consideráveis de C-Fe-Cr-Mn no MB. Esses precipitados não são preferencialmente encontrados na ZF. No entanto, o alto teor de Fe encontrado no eutético da ZF indica que esses precipitados do MB, que são prejudiciais as propriedades mecânicas do Al-CMM, foram dissolvidos durante a soldagem, ficando uma parte retida no eutético da ZF.

Com a realização do EID podemos concluir que apesar da grande quantidade de poros e empobrecimento de SiC na ZF, em ambas as condições de soldagem (1200 W – 30 e 60 mm/s), por conta da rápida solidificação, houve um refinamento da microestrutura, com pequenos espaçamentos dendríticos, livre de poros e SiC, em uma pequena região no centro da ZF. Essa região, mais tarde denominada de

zona homogênea, alcançou um pico de dureza de 115 HV, maior do que o relatado em estudos na liga A356-T6. O módulo de elasticidade também apresentou um acréscimo de 13% em relação ao valor nominal da liga A356.

Por meio da DRX foi possível identificar o precipitado acicular Al_4SiC_4 . Propomos que a partir da degradação térmica de algumas partículas de SiC houve saturação de Si e C. Isso levou a formação do composto Al_4SiC_4 .

As análises por Micro-TC mostraram que se trata de uma importante técnica no auxílio a investigação das alterações microestruturais. Com ela foi possível observar detalhes da microestrutura interna do material e revelar alterações causadas pelo processo de soldagem que anteriormente não foram detectadas. Por meio das análises de Micro-TC podemos constatar que o processo de soldagem por *laser* de fibra adicionou ainda mais poros ao Al-CMM, nas duas condições de soldagem analisadas. Também foi confirmado que o feixe de *laser* volatilizou alguns elementos matriciais e expulsou grandes quantidades de partículas de SiC da ZF. No entanto, com auxílio da Micro-TC, foi possível identificar uma região de microestrutura refinada, praticamente livre de poros e SiCp, denominada zona homogênea.

Por fim, podemos concluir que a soldagem de Al-CMM por meio de laser de fibra ótica é uma técnica promissora, porém os ajustes dos parâmetros de soldagem precisam ser melhores definidos a fim de se evitar introduzir grandes concentrações de poros, expulsar SiCp da ZF e evitar a formação carbeto prejudiciais as propriedades mecânicas e físico-químicas do Al-CMM.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Durante o desenvolvimento desse trabalho, foram observadas novas linhas de pesquisa que poderão adicionar novas informações para esta Dissertação. Podemos destacar as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- Comparar os processos de soldagem por laser por CO₂, estado sólido e laser de fibra com outros processos de soldagem para fazer um comparativo da viabilidade técnica-econômica dos processos envolvidos;
- Buscar alternativas para evitar o colapso do *keyhole* e, conseqüentemente, a formação poros, alterando variáveis do processo de soldagem, como fluxo e tipo de gás de proteção e utilização de pulso de laser modulado e modelagem computacional;
- Utilizar material de adição durante o processo de soldagem com o objetivo de evitar a formação de precipitados prejudiciais ao desempenho da junta soldada;
- Investir na utilização de EBSD, Micro-TC e outras técnicas de análises avançadas para investigação microestrutural de Al-CMMs;
- Analisar a tensão residual após a soldagem;
- Quantificar a presença de hidrogênio antes e após a soldagem.

REFERÊNCIAS

- ABAL. **Guia técnico do alumínio**: Características físico-químicas. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio - ABAL, 2006. 184 p.
- ALCAN **Manual de soldagem**. Santo André: Alcan Alumínios do Brasil S/A, 1993.
- ANANDKUMAR, R. et al. Microstructure and wear studies of laser clad Al-Si/SiC(p) composite coatings. **Surface and coatings technology**, [s.l.], v. 201, n. 24, p.9497-9505, out. 2007.
- ASM HANDBOOK. **Mechanical testing and evaluation**. Ed. ASM International, v.8, p. 2235, 2000.
- ASM HANDBOOK. **Welding, brazing and soldering**. Ed. ASM International, v.6, p. 2873, 1993.
- ASTM E384-10. **Standard test method for microindentation hardness of materials**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.
- AURELIANO JR., R **Interferência do tratamento térmico T6 em juntas soldadas a laser de compósitos de liga de alumínio AA356 reforçada com partículas de SiC**. Dissertação (Mestrado) 2015. 105 p. – Departamento de Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.
- 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.1089-98, Apr. 2007.
- BCC RESEARCH LLC (Massachusetts). **Metal Matrix Composites: The Global Market**. 2013. Disponível em: <<http://www.bccresearch.com/market-research/advanced-materials/metal-matrix-composites-market-avm012d.html>>. Acesso em: 09 set. 2015.
- BEFFORT, O. **Metal matrix composites** – properties, applications and machining. Dübendorf: EMPA - Swiss Federal Laboratories for Materials Research and Testing, 2002.
- BUSQUET, M.D. **Invertigación de la interacción matriz-partícula en materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con intermetálicos**. Influencia en las características resistentes. España: Universidad Politécnica de Valencia, 1999.
- CALLISTER JR., W.D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. Traduzido por S.M.S. Soares. 5.ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2002.
- CAMPBELL, F.C. **Manufacturing technology for aerospace structural materials**. Berlin: Elsevier, 2006.

CARY, H.; HELZER, S. **Modern welding technology**. 6.ed. New Jersey: Person Prentice Hall, 2005.

CHAWLA, K.K. **Composite materials: science and engineering**. 3.ed. New York: Springer, 2012.

CHUNG, D. D. L. **Materiais for thermal conduction**. Applied Thermal Engineering. Buffalo, p. 1593-1605. Jan. 2001.

COLPAERT, H. **Metalografia do produtos siderúrgicos comuns**. 4.ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

COMPOSITE Materials handbook. Warrendale: SAE, 2012. v.4: Metal matrix composites. (MIL-HDBK-17-4).

COSTA, C.E. **Obtencion de materiales compuestos de matriz de alumínio reforçados com intermetálicos vis pulvimentalurgica**. Estudio e optimizacion de la aleación base y los intermetálicos obtenidos por aleación mecánica. España: Universidad Politécnica de Madrid, 1998.

DA SILVA, V. F. **Comportamento da liga fundida A356-T6 e tixoestrudada sob fadiga isotérmica e termomecânica**. 2004. 177 f. Tese (Doutorado) - Curso de Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2004.

DA SILVEIRA, G. V. **Efeito da alteração dos parâmetros do processo laser sobre a geometria do cordão de solda**. 2012. 49 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

DAHLE, A.K. et al. **Eutectic nucleation and growth in hypoeutectic Al-Si alloys at different strontium levels**. Metallurgical and Materials Transactions A, v.32, n.4, p.949-960, Apr. 2001.

DENG, X.; CHAWLA, N. **Modeling the effect of particle clustering on the mechanical behavior of SiC particle reinforced Al matrix composites**. Journal of Materials Science, v.41, n.17, p.5731-5734, 2006.

GRIFFITHS, B. Boeing sets pace for composites usage in large civil aircraft. **Composites World**, May 2005. Disponível em: <<http://www.compositesworld.com/articles/boeing-sets-pace-for-composite-usage-in-large-civil-aircraft>>. Acesso em: 15 Apr. 2015.

HALE, D. **Boeing 787 from the ground up**. 2006. Disponível em: <http://www.boeing.com/commercial/aeromagazine/articles/qtr_4_06/article_04_2.html>. Acesso em: 10 Apr. 2015.

HARRIS, B. **Engineering composite materials** London: The Institute of Materials, 1999. 193 p.

HASHIM, J. et al. **The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminum composites**. International conference on advances in materials processing technology, 2001, Dublin: Dublin City University, 2001. v.119, n.3.

HATCH, J.E. **Aluminum**: properties and physical metallurgy. Metals Park: ASM, 1990.

HYPERTHERM. Corte com confiança. Disponível em: <http://www.hypertherm.com/pt/Products/Automated_cutting/Laser_systesy/Fiber_laser/hfl030.jsp>. Acesso em: 10 Apr. 2015.

INOUE, K.; YAMAGUCHI, A. Synthesis of Al₄SiC₄. **American Ceramic Society**. Nagoya, p. 1028-1030. dez. 2003.

JAKULIS NETO, J. **Laser de fibra monocristalina de fluoretos e caracterização de fibras dopadas com terras raras**. 2008. Dissertação (Mestrado) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminum alloy castings**: properties, processes and applications. 2. ed. ASM International, 2004. 340 p.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2003. 461 p.

LEVY NETO, F.; PARDINI, L.C. **Compósitos estruturais**: uma introdução. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

LI, K. et al. Porosity sensitivity of A356 Al alloy during fiber laser welding. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Shanghai, n. 25, p.2516-2523, 7 maio 2015.

LOPES, R.T.; REBELLO, J.M.A.; OLIVEIRA, D.F. **Estudo comparativo de sistemas de radiografia digital na inspeção de solda**. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2012.

MALUF, O. **Obtenção e caracterização de compósitos de matriz metálica de alumínio com partículas dispersas de carbeto de silício para aplicação automotiva**. São Carlos: SMM/EESC/USP, 2011. Projeto de Pós-Doutoramento FAPESP 2007/00762-7.

MARQUES, P.; MODENESI, P.; BRACARENSE, A. **Soldagem**: fundamentos e tecnologia. 3.ed. Belo Horizonte: UFMG, 2011.

MATSUNAWA, A. et al. Porosity formation mechanism and its prevention in laser welding. **Welding International**. v. 17, n. 6, p.431-437, jun. 2003.

MAZUMDAR, S.K. **Composites manufacturing**: materials, product, and process engineering. Boca Raton: CRC Press LLC, 2002.

MERLE, P. Thermal Treatments of age-hardenable metal matrix composites. **MMC-assess thematic network**. Vienna, p. 1-16. ago. 2000.

METALS Handbook. 10.ed. Ohio: American Society for Metals, 1993. v.3: Alloy phase diagrams.

MODENESI, P. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Alfenas: UFMG, 2011. Apostila.

MONTOVANI, I.F. **Microtomografia e nanotomografia de raios-x aplicada a caracterização multiescalar de sistemas porosos carbonáticos**. 2013. 168 p. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Florianópolis, 2013.

MOREIRA, P. S. **Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg (A356.0) fundida**. 2011. 104 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Redemat, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011

OLIVER W.C.; PHARR G.M. **A new improved technique for determining hardness and modulus using load and sensitive indentation experiments**. Journal of Materials Research, v.7, n.6, p.1564-1582, 1992.

PERSSON, H. **Guidelines for joining of metal matrix composites**. Vienna: MMC-Assess Thematic Network; Vienna University of Technology, 2001. v.4.

PINTO, A.L.; LOPES, A.M. **Textura e relações de orientação**: deformação plástica, recristalização e crescimento de grão. 2.ed. São Paulo: André P. Tschiptschin; IPEN, 2003. p.441-59.

RAMIREZ, M.F.G. **Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo**. São Paulo: [s.n.], 2008.

ROFIN. **Welding methods**. Disponível em: <http://www.rofin.com/en/applications/laser_welding/welding_methods/>. Acesso em: 10 fev. 2015.

SCHWARTZ, A. J. et al (Ed.). **Electron backscatter diffraction in materials science**. 2. ed. New York: Springer Science + business Media, LLC, 2009. 406 p.

SOUZA, F.M. et al. **Um Estudo comparativo entre chapas produzidas pelos processos de lingotamento contínuo e de lingotamento semicontínuo da liga AA4006: microestrutura e textura cristalográfica**. Revista da Escola Minas, v.65, n.2, p.207-2016, 2012.

SPINELLI, D. et al. **Metais** - uma visão objetiva. São Carlos: Suprema, 2004.

VERRAN, G. O.; ROSSI, V. L.; PESCADOR, W. A. **Corrosão intergranular em ligas de fundição AlSiMg: Influência dos elementos residuais e do acabamento superficial**. Revista Matéria, Rio de Janeiro, v. 9, n. 4, p.334-343, jan. 2004.

WIELAGE, B.; WILDEN, J.; SCHNICK, T. Manufacture of SiC composite coatings by HVOF. **Thermal Spray 2001: New surfaces for new millennium**. Singapore, p. 251-258. maio 2001.