

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2012

RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL
DE JUNTAS DE ALUMÍNIO 6013 T4 SOLDADOS A LASER

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla

Co-Orientador: Prof. Dr. Rudimar Riva

Guaratinguetá
2012

S618c	Siqueira, Rafael Humberto Mota de Caracterização mecânica e microestrutural de juntas de alumínio 6013 T4 soldados a laser / Rafael Humberto Mota de Siqueira.- Guaratinguetá : [s.n.], 2012 125 f.: il. Bibliografia: f. 119-125 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012 Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla Co-orientador: Prof Dr. Rudimar Riva 1. Ligas de alumínio 2. Fadiga I. Título CDU 669.715
-------	--

RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Unesp-Feg



Prof. Dr. MILTON SÉRGIO FERNANDES DE LIMA
IEAv/DCTA

Fevereiro/2012

DADOS CURRICULARES

RAFAEL HUMBERTO MOTA DE SIQUEIRA

NASCIMENTO 04.02.1983 – Caçapava / SP

FILIAÇÃO Sinesio Humberto de Siqueira

Margarida Maria Ramos Mota de Siqueira

2006/2009 Curso de Graduação

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Universidade Estadual Paulista

Dedicatória

“Aos meus pais Sinesio e Margarida e as
minhas avós Maria Alice e Arminda.”

AGRADECIMENTOS

A Deus, acima de tudo e de todos, por me permitir viver este momento.

Aos meus pais Sinesio Humberto de Siqueira e Margarida Maria Ramos Mota de Siqueira, aos meus irmãos Daniel Humberto Mota de Siqueira e Raquel Mota de Siqueira e a grande companheira Andréia Gomes Guimarães Aragão, pelo total apoio e carinho.

Aos meus orientadores Dr. Antonio Jorge Abdalla e Dr. Rudimar Riva pela orientação dedicada, pela total disponibilidade, pelos ensinamentos transmitidos, pela paciência e, sobretudo, pela amizade.

Ao pesquisador e amigo Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima, pela colaboração e apoio em todas as fases do presente trabalho.

Ao EEL/USP, na figura do Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Batista pelo apoio e infraestrutura cedida.

Ao AMR/DCTA, nas figuras da Dra. Elizabeth Godoy Cezar Salgado e do Eng. Rogério Duque Gonçalves pelo apoio e infraestrutura cedida.

A Dra. Aline Capella de Oliveira pelo apoio no presente trabalho.

A todos os funcionários e alunos de Instituto de Estudos Avançados (IEAv) que de alguma maneira colaboraram com o presente trabalho, em particular: Alessandro R. Victor, Guilherme A. B. Simões, Juliana B. Matos, Márcio L. Oliveira; Leonardo Fanton, Gilson C. C. Correard, Josinaldo Miranda Alves, Valeria Serrano Faillace Oliveira Leite, Walter Miyakawa e Joely Edson Ferraz.

Este trabalho contou com o apoio da seguinte entidade:

CNPq – Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico.

Ninguém pode construir em teu lugar as pontes que precisarás, para atravessar o rio da vida – ninguém, exceto tu, só tu. Existem, por certo, atalhos sem número, e pontes, e semi-deuses que se oferecerão para levar-te além do rio; mas isso te custará a tua própria pessoa; tu te hipotecarás e te perderias. Existe no mundo um único caminho por onde só tu podes passar. Onde leva? Não perguntes, segue-o.

Nietzsche

SIQUEIRA, R. H. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de juntas de alumínio 6013 T4 soldados a laser**. 2012. 125f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

A soldagem a laser (*laser beam wealiding* – LBW) é uma tecnologia promissora entre os novos processos utilizados na fabricação de estruturas aeronáuticas. A tecnologia LBW pode ser aplicada na soldagem dos reforçadores ao revestimento em substituição ao processo tradicional de rebitagem. Este trabalho pretende realizar a caracterização química, microestrutural e mecânica de juntas, tipo “T”, de alumínio aeronáutico AA 6013 soldadas a laser, sem a introdução de metal de adição, e submetidas a dois diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem. As análises químicas e microestruturais foram realizadas para avaliar as alterações geradas pela soldagem nas regiões próximas ao cordão de solda e a influência do tratamento térmico pós-soldagem, em relação à composição química e a microestrutural. E os ensaios mecânicos foram realizados para avaliar as propriedades mecânicas da junta e o ganho em resistência mecânica nas amostras submetidas a tratamento térmico pós-soldagem. A análise química revelou que há uma variação nas concentrações dos principais elementos de liga e a análise microestrutural mostrou que no cordão de solda existe a presença de microtrincas e na interface entre o material de base e o cordão de solda há a formação de zonas de liquação. Já o ensaio de dureza mostrou que os tratamentos térmicos pós-soldagem não promovem alterações nos valores de dureza no cordão de solda, apenas no material de base, o ensaio de tração revelou que os tratamentos térmicos aumentam o limite de resistência, mas diminui a deformação para as amostras tratadas pós-soldagem e o ensaio de fadiga mostrou que os defeitos observados na análise microestrutural são determinantes na vida em fadiga. Portanto, a partir das análises e dos ensaios pode-se concluir que a tecnologia LBW é bastante promissora na substituição do processo de rebitagem, mas os defeitos observados na solda e na interface próxima a ela devem ser controlados para aumentar a vida em fadiga.

PALAVRAS-CHAVE: Soldagem a Laser. Liga de Alumínio AA 6013. Envelhecimento. Análise Microestrutural. Fadiga.

SIQUEIRA, R. H. M. **Mechanical and microstructural caracterizarion of laser welded joints of 6013 T4 aluminum.** 2012. 125f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

Laser Beam Welding (LBW) is a promising technology among the new processes used in aeronautical structures fabrication. The LBW technology may be applied in the welding of stringer of the skin and is able to replace the traditional method of riveting. This work intends to make a chemical, microstructural and mechanical characterization of “T” joints, using a laser welded AA 6013 aeronautical aluminum, without filler addition and after two different post welding heat treatments. The chemical and microstructural analyses were made in order to evaluate welding effects near to the weld and the influence of the post welding heat treatment. Mechanical tests were realized in order to evaluate the welding joint properties and the effects of post welding thermal treatments. The chemical analysis showed that there is a changing in concentration of main alloy elements. The microstructural analysis revealed that there exist some microcracks and there is a liquidaion zone between the weld and the base material. The hardness tests showed no changes on hardness of the weld after post weld heat treatment, but there is a difference in the base material. The tensile tests showed an increase in the ultimate strength after post weld heat treatments but with a decrease in elongation. The fatigue tests showed that the defects observed in the microstructural analyses are important to the fatigue life. Hence, after these tests and analysis, we can state that LBW technology is promising to the replacement of riveting processes, but the defects observed must be controlled in order to increase the fatigue life.

KEYWORDS: Laser beam welding. AA 6013 aluminum alloy. Thermal Treatment. Microstructural analysis. Fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama esquemático das ligas de alumínio e respectivo sistema de classificação (AIRES, 2007).	27
Figura 2 - Diagrama de fases binário de uma liga de composição química X1 (DoITPoMS).....	29
Figura 3 - Esquema das etapas do tratamento térmico de precipitação (SANTOS, 2006).....	29
Figura 4 - Micrografica da liga AA 6013 tratada a 300 °C por uma hora e a 180 °C por três horas (SIQUEIRA et al., 2011).....	31
Figura 5 - Diagrama esquemático mostrando a resistência e a dureza como função do logaritmo do tempo de tratamento (DoITPoMS).	32
Figura 6 - Esquema das transformações no interior da liga devido ao tratamento de precipitação (Adaptado de DoITPoMS).....	33
Figura 7 - Gráfico de dureza para diferentes tempos de tratamento, em amostras de alumínio AA 6013 (Adaptado de ABDALA et al., 2008).....	33
Figura 8 - Gráficos de tração versus deformação para diferentes tempos de tratamento, em liga de Al-Mg-Si-Cu (Adaptado de POOLE; LLOYD; EMBURY, 1997).....	34
Figura 9 - Gráfico refletividade versus comprimento (Adaptado de STEEN, 2003)....	36
Figura 10 – Formas esquemáticas dos fenômenos físicos de interação laser/matéria (Adaptado de READY, 1997).	37
Figura 11 – Gráfico relacionando intensidade, tempos de interação para diferentes processos (Adaptado de READY, 1997).....	38
Figura 12 - Esquema do processo de soldagem por condução (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009).	39
Figura 13 - Desenho esquemático do processo de soldagem por penetração (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009).....	41
Figura 14 - Características geométricas da solda: (a) Profundidade de penetração do cordão soldado em relação a velocidade do processo e (b) Largura no do cordão de solda em relação a velocidade de processo (OLIVEIRA, 2011).....	42

Figura 15 - Gráfico tensão versus deformação (Adaptado de FRABRÈGUE; DESCHAMPS; SUÈRY, 2009).....	44
Figura 16 - Conceito tradicional (rebitagem) e conceito de junta soldada (FRANK, 2007).....	47
Figura 17 - Reforçadores longitudinais unidos ao revestimento de uma aeronave (OLIVEIRA, 2011).....	48
Figura 18 - Esquema dos conjuntos soldados.	50
Figura 19 - Diagrama da estação de processamento de materiais com laser a fibra (GOIA, 2010).....	51
Figura 20 - Esquema da mesa de vácuo e o conjunto a ser soldado.	52
Figura 21 - Impressões realizadas no revestimento para ajuste do foco.	53
Figura 22 - Esquema do ângulo de soldagem.....	55
Figura 23 - Curva do tratamento térmico a 190 °C por quatro horas.	56
Figura 24 - Curva do tratamento térmico a 205 °C por duas horas.....	57
Figura 25 - Organograma de trabalho.	58
Figura 26 - Posição dos pontos analisados por EDS.	60
Figura 27 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração (dimensões em mm)....	63
Figura 28 - Esquema da amostra soldada e a disposição da retirada dos cdp's de tração.	65
Figura 29 - Esquema das laterais lixadas e polidas dos corpos de prova.....	65
Figura 30 - Esquema do corpo de prova de ensaio de tração <i>Hoop</i>	66
Figura 31 - Desenho do cdp de tração <i>Hoop</i>	67
Figura 32 - Desenho do dispositivo utilizado para a fixação do cdp no ensaio de tração <i>T-Pull</i>	68
Figura 33 - Esquema do corpo de prova de ensaio de tração <i>T-Pull</i>	68
Figura 34 - Imagens do cordão de solda nos ensaios de tração <i>Hoop</i> (a) e <i>T – Pull</i> (b).	69
Figura 35 - Monitoramento do Ensaio de Tração, (a) <i>Hoop</i> e (b) <i>T-Pull</i>	70
Figura 36 - Esquema do procedimento utilizado no ensaio de microdureza.	71
Figura 37 - Desenho do cdp de fadiga.....	72
Figura 38 - Imagem do cdp fixado a máquina de fadiga.....	73

Figura 39 - Gráfico resistência mecânica versus alongamento máximo, para os materiais de base (A propriedades mecânicas da liga AA 6013 TT e T4 foram determinadas neste trabalho).	75
Figura 40 - Imagens dos três corpos de prova utilizados: (a) Rebitado, (b) FSW e (c) LBW.	75
Figura 41 - Imagem do dispositivo utilizado no ensaio de comparação das juntas.	76
Figura 42 - Diagrama de fases pseudobinário, teórico, para a liga de alumínio AA6013.	78
Figura 43 – MO: Micrografia da liga de alumínio AA 6013.	79
Figura 44 – MO: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas.	80
Figura 45 – MO: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas.	80
Figura 46 – MEV: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, sem os tratamentos propostos.	81
Figura 47 – MEV: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas.	82
Figura 48 – MEV: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas.	82
Figura 49 - Difratomogramas de raios-X das amostras sem tratamento térmico, tratada a 190 °C por quatro horas e tratada a 205 °C por duas horas.	83
Figura 50 - Gráfico tensão versus deformação para cdp's sem solda na direção longitudinal de laminação.	84
Figura 51 - Gráfico tensão versus deformação para cdp's sem solda na direção transversal de laminação.	86
Figura 52 - Gráfico Tensão-N para amostras sem tratamento térmico e tratada a 190°C por 4 horas.	87
Figura 53 - Variação de concentração de cobre (Cu).	89
Figura 54 - Variação de concentração de magnésio (Mg).	90
Figura 55 - Variação de concentração de magnésio (Si).	90

Figura 56 – MO: Amostras soldadas, (a) não submetida a tratamento térmico, (b) submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas e (c) submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas.	92
Figura 57 – MEV: Amostra não submetida a tratamento térmico, (a) interface superior e (b) interface inferior.	93
Figura 58 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas, (a) interface superior e (b) interface inferior.	93
Figura 59 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas, (a) interface superior e (b) interface inferior.	93
Figura 60 – MEV: Amostra não submetida a tratamento térmico, (a) estrutura bruta de solidificação e (b) microtrincas de solidificação.	94
Figura 61 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas, (a) estrutura bruta de solidificação e (b) microtrincas de solidificação.	95
Figura 62 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas, (a) estrutura bruta de solidificação e (b) microtrincas de solidificação.	95
Figura 63 - Gráfico tensão versus deformação em tração <i>Hoop</i> para cdp's soldados. .	96
Figura 64 - Gráfico tensão versus deformação em tração <i>T-Pull</i> para cdp's soldados.	97
Figura 65 - Esquema do corpo de prova em um ensaio de tração <i>T-Pull</i>	98
Figura 66 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração <i>Hoop</i> do cdp sem tratamento térmico, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.	99
Figura 67 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração <i>Hoop</i> do cdp tratado a 190 °C por quatro horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.	99
Figura 68 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração <i>Hoop</i> do cdp tratado a 205 °C por duas horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.	100
Figura 69 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração <i>T-Pull</i> do cdp sem tratamento térmico, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.	100

Figura 70 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração <i>T-Pull</i> do cdp tratado a 190 °C por quatro horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.	100
Figura 71 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração <i>T-Pull</i> do cdp tratado a 205 °C por duas horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.	101
Figura 72 - Perfil de microdureza para as três condições consideradas.....	101
Figura 73 - Gráfico Tensão-N para cdp's sem tratamento térmico e submetidos aos dois tratamentos térmicos pós-soldagem propostos.	102
Figura 74 – MEV: Região da superfície de fratura.	104
Figura 75 – MEV: Macrografia de um segundo corpo de prova submetido a ensaio de fadiga nas mesmas condições do primeiro cdp.	105
Figura 76 – MEV: Macrografia da segunda região com uma maior ampliação.	105
Figura 77 – MEV: Macrografia da terceira região com uma maior ampliação.	106
Figura 78 – MEV: Macrografia da primeira região com uma maior ampliação.....	107
Figura 79 - Gráfico carga versus deslocamento para os três corpos de prova considerado.....	108
Figura 80 - Imagens dos corpos de prova durante ensaio de tração T-Pull: rebitado (a), FSW (b) e LBW (c).	109
Figura 81 - Diagrama de forças presentes durante o ensaio de tração <i>T-Pull</i> , (a) rebitado e soldado por FSW e (b) soldado a laser.....	110
Figura 82 - Macrografias da superfície de fratura dos cdp's: FSW (a) e LBW (b). ...	111
Figura 83 - Imagens do corpo de prova rebitado após o ensaio de tração T-Pull, (a) revestimento e (b) reforçador.	111
Figura 84 - Gráfico tensão versus deformação para os três corpos de prova considerado.....	112
Figura 85 – Gráfico resistência mecânica versus alongamento máximo.	113
Figura 86 - Macrografias da superfície de fratura dos cdp's: Rebitados (a), FSW (b) e LBW (c).....	114

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Significado dos dígitos para as ligas de alumínio trabalhadas e fundidas (ABAL, 2007).....	26
Tabela 2 - Coeficiente de absorção para alguns materiais (STEEN, 1998).	35
Tabela 3 - Composição química da liga AA 6013, em % peso (THE ALUMINUM ASSOCIATION, 2009).	49
Tabela 4 - Propriedades mecânicas da liga AA 6013 T4 (ALCOA).....	49
Tabela 5 - Parâmetros de soldagem utilizados nos conjuntos (OLIVEIRA, 2011).	54
Tabela 6 - Dimensões dos corpos de prova utilizados.	73
Tabela 7 - Ligas de alumínio utilizadas nos diferentes processos de fabricação.	74
Tabela 8 - Propriedades Mecânicas das ligas de alumínio utilizado na confecção dos corpos de prova rebitado e soldado por FSW (MATWEB).	74
Tabela 9 - Composição química da liga de alumínio AA6013.	77
Tabela 10 - Concentração das fases para os tratamentos térmicos considerados no estudo.....	79
Tabela 11 - Valores médios dos tamanhos dos grãos, para as três condições consideradas.....	81
Tabela 12 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova sem solda, direção longitudinal.....	85
Tabela 13 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova sem solda, direção transversal.....	86
Tabela 14 - Resultados do ensaio de dureza.....	88
Tabela 15 - Valores médios dos raios das zonas de liquação nas três condições consideradas.....	94
Tabela 16 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldado em tração <i>Hoop</i>	96
Tabela 17 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados em tração <i>T-Pull</i>	97
Tabela 18 - Valores das cargas e dos deslocamentos máximos para as juntas no ensaio de tração <i>T-Pull</i>	108
Tabela 19 - Valores das tensões e das deformações máximos para as juntas no ensaio de tração <i>Hoop</i>	112

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	-	<i>Aluminum Association</i>
DRX	-	Difratometria de Raios X
FSW	-	<i>Friction Stir Welding</i>
HV	-	<i>Hardness Vickers</i>
J	-	Joule
k	-	quilo (10^3)
<i>Keyhole</i>	-	Canal de vapor formado durante a soldagem
LASER	-	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
LBW	-	<i>Laser Beam Welding</i>
M	-	Mega (10^6)
m	-	metro
M^2	-	parâmetro de qualidade do feixe laser (direcionalidade)
MEV	-	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	-	Microscopia Óptica
min	-	minuto
mm	-	milímetro (10^{-3})
N	-	Newton
Pa	-	Pascal
T	-	Temperatura

TT	-	Tratamento Térmico
t	-	Tempo
v	-	velocidade
α	-	Coeficiente de expansão térmica

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	13
LISTA DE TABELAS	18
1 INTRODUÇÃO.....	23
1.1 Objetivos	24
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1 Alumínio e suas ligas	25
2.1.1 Ligas de alumínio	25
2.1.2 Classificação das ligas de alumínio	26
2.1.3 Liga de alumínio AA 6013.....	27
2.2 Endurecimento por precipitação	28
2.2.1 Mecanismo de modificação das propriedades mecânicas.....	31
2.3 Interação do laser com os materiais	34
2.4 Fundamento de Soldagem a laser	39
2.4.1 Soldagem por condução	39
2.4.2 Soldagem por penetração (<i>keyhole</i>)	40
2.5 Soldagem a laser em ligas de alumínio aeronáutico	42
2.6 Soldagem a laser aplicada em estruturas aeronáuticas.	46
3 MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1 Material	49
3.2 Soldagem.....	50
3.2.1 Laser a fibra de alta potência	50
3.2.2 Metodologia de soldagem	52
3.2.3 Preparo das amostras.....	54
3.2.4 Parâmetros de soldagem.....	54

3.3	Tratamentos térmicos.....	55
3.3.1	Tratamento térmico a 190 °C por quatro horas.....	56
3.3.2	Tratamento térmico a 205 °C por duas horas.....	56
3.4	Análises e ensaios	57
3.4.1	Análises químicas.....	59
3.4.1.1	Espectrometria de absorção atômica	59
3.4.1.2	Espectrometria de energia dispersiva de raios X	59
3.4.2	Análises microestruturais	60
3.4.2.1	Diagrama de fases	60
3.4.2.2	Microscopia óptica	61
3.4.2.3	Microscopia eletrônica de varredura	61
3.4.2.4	Preparação das amostras.....	61
3.4.2.5	Ataque químico	62
3.4.2.6	Difração de raios X.....	62
3.5	Ensaio mecânicos	62
3.5.1	Ensaio de tração	62
3.5.1.1	Ensaio de tração em corpos de prova padrão	63
3.5.1.2	Ensaio de tração Hoop e T-Pull	64
3.5.1.3	Preparo das amostras para ensaio de tração <i>Hoop</i> e <i>T-Pull</i>	64
3.5.1.4	Ensaio de tração <i>Hoop</i>	66
3.5.1.5	Ensaio de tração <i>T-Pull</i>	67
3.5.1.6	Monitoramento do ensaio de tração	69
3.5.2	Ensaio de microdureza	70
3.5.2.1	Ensaio de microdureza no material de base	70
3.5.2.2	Perfil de dureza.....	71

3.5.3	Ensaio de fadiga	72
3.6	Comparação entre junções	73
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	77
4.1	Material de Base	77
4.1.1	Espectrometria de absorção atômica	77
4.1.2	Diagrama de fases	78
4.1.3	Microscopia óptica e eletrônica de varredura	79
4.1.4	Difração de raios X	83
4.1.5	Ensaio de tração	84
4.1.6	Ensaio de fadiga	87
4.1.7	Ensaio de microdureza	88
4.2	Amostras Soldadas.....	88
4.2.1	Espectrometria de energia dispersiva de raios X	88
4.2.2	Microscopia óptica e eletrônica de varredura	91
4.2.3	Ensaio de tração <i>Hoop</i>	95
4.2.4	Ensaio de tração <i>T-Pull</i>	96
4.2.5	Monitoramento do ensaio de tração	99
4.2.6	Perfil de dureza	101
4.2.7	Ensaio de fadiga	102
4.2.7.1	Superfície de fratura	103
4.3	Comparação entre junções	107
5	CONCLUSÕES.....	115
6	TRABALHOS FUTUROS	118
	REFERÊNCIAS	119

1 INTRODUÇÃO

Existe, na indústria aeronáutica, uma busca constante pela redução de peso nas aeronaves, permitindo a utilização de motores menores e menos potentes, sendo assim, reduzindo o consumo de combustível e, portanto, diminuindo a emissão de gases na atmosfera (DITTRICH et al., 2011).

Na estrutura de uma aeronave existem duas formas de redução de peso, a primeira é a utilização de materiais leves e é por este motivo que as ligas de alumínio são tão empregadas, pois aliam baixa massa específica e boas propriedades mecânicas. A segunda maneira é a utilização de técnicas de união que não necessitem da utilização de um terceiro material e da sobreposição de chapas.

Os processos de soldagem são alternativas bastante promissoras na substituição do processo de rebitagem tradicionalmente utilizado na fabricação de estruturas aeronáuticas. Atualmente, técnicas de soldagem a laser (*laser beam wealding* – LBW) e soldagem por fricção (*Friction Stir Welding* – FSW) já estão sendo utilizados na indústria aeronáutica. (MENDEZ; EAGAR, 2001).

Atualmente, empresas como a Airbus estão soldando com laser os painéis laterais e inferiores de aviões da classe 300, ao invés de rebitá-los. A fábrica da Airbus em Toulouse dispõe de várias estações de trabalho com lasers para soldar os reforçadores com o revestimento. Com esta capacidade, o tempo de manufatura destes elementos diminuiu em 30%. O custo por elemento reduziu em 15% e o peso total da aeronave diminuiu de outros 15% com uso da tecnologia laser. Esta mesma tecnologia pode ser empregada para outras aeronaves, bem como para elementos estruturais diversos (RÖTZER, 2005).

No Brasil, o estabelecimento do projeto de soldagem a laser de estruturas aeronáuticas teve início em 2005 com a aprovação do projeto PROLASER (contrato MCT/FINEP/-01/05/183/00), desenvolvido pelo IEAv em parceria com a EMBRAER, dando origem à primeira estação de processamento de materiais utilizando um laser à fibra de alta potência para o desenvolvimento de novos processos de fabricação no setor aeroespacial.

Esta parceria resultou em três trabalhos de mestrado e um de doutorado, que permitiram determinar os principais parâmetros de processo de soldagem em ligas de alumínio aeronáutico e construir as primeiras cartas de processo de soldagem destes materiais utilizando um laser a fibra. Este projeto continua, com o objetivo futuro de desenvolver painéis estruturais para aeronaves fabricadas pela EMBRAER.

O presente trabalho é uma continuação de trabalhos anteriores desenvolvidos no IEAv que demonstraram a possibilidade de utilização do processo de solda a laser autógena em ligas de alumínio AA 6013, analisando os melhores parâmetros do laser a fibra, reunindo uma base de dados com os melhores resultados. As boas características obtidas para o cordão de solda (dimensionais, geométricas e baixa densidade de defeitos) associados a um comportamento mecânico em tração promissor (280 MPa) demonstraram a viabilidade do processo para a liga estudada.

Este trabalho, além de estudar as propriedades estáticas da liga soldada propôs-se a avaliar dois aspectos novos, o comportamento dinâmico através de ensaios de fadiga, de fundamental importância para o uso aeronáutico e as alterações produzidas na microestrutura e nas propriedades do material ao ser aplicado tratamento térmico de envelhecimento após o processo de soldagem a laser.

Ao final deste estudo foram também comparadas a resistência obtida em peças soldadas a laser com o tradicional processo de junção com rebites e com o processo de união através de solda por fricção (FSW).

1.1 Objetivos

O objetivo principal deste trabalho é a caracterização química, microestrutural e mecânica de juntas, tipo “T”, de alumínio aeronáutico AA 6013 soldadas a laser e submetidas a diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem. Para atender a este objetivo geral, devem ser atingidos os seguintes objetivos específicos:

- Análises químicas do material de base e do cordão de solda;
- Análises microestruturais do material de base e da junta soldada a laser;
- Avaliar as propriedades mecânicas do material de base e das juntas soldadas a laser em ensaios mecânicos de tração, fadiga e dureza.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Alumínio e suas ligas

O alumínio é o segundo metal mais abundante na crosta terrestre, possuindo um conjunto único de propriedades mecânicas, físicas e químicas sem similar na natureza. Tornou-se um competidor econômico em aplicações de engenharia no final do século XIX, depois que Charles Hall e Paul Heroult desenvolveram, independente e simultaneamente, a redução eletrolítica da alumina (Al_2O_3) (WHITE MARTINS, 2002).

O número de aplicações deste metal cresceu vertiginosamente e, em poucas décadas, uma nova indústria surgiu e cresceu em parceria com a indústria do alumínio, a partir do desenvolvimento de peças de aeronaves e motores, estruturalmente confiáveis, estáveis quimicamente e resistentes à fratura. Atualmente, o alumínio é amplamente utilizado em todos os segmentos da indústria aeronáutica, devido à alta resistência à corrosão e relação resistência/densidade (HIGASHI, 2011).

A densidade do alumínio é de apenas $2,7 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente um terço de outros metais como aço ($7,83 \text{ g/cm}^3$), cobre ($8,93 \text{ g/cm}^3$) ou latão ($8,53 \text{ g/cm}^3$). Apesar da sua baixa densidade, algumas de suas ligas superam o aço estrutural em resistência. Além disso, o alumínio apresenta excelente resistência à corrosão na maioria dos ambientes, incluindo atmosfera normal, água, *spray* salino, derivados petroquímicos e vários outros sistemas químicos. Melhores resistências à corrosão podem ser obtidas com o uso de revestimentos como ligas “Alclad” ou anodizadas, e podem ser ainda melhoradas com o uso de acabamentos orgânicos ou outros revestimentos de proteção (HIGASHI, 2011).

2.1.1 Ligas de alumínio

As principais limitações do alumínio referem-se à resistência mecânica e dureza, que são relativamente baixas, mas podem ser melhoradas pela adição de elementos de

liga. Assim, justifica-se o significativo crescimento do emprego do alumínio e suas ligas em um grande número de aplicações, inclusive naquelas sujeitas a severas solicitações mecânicas (WHITE MARTINS, 2002).

As ligas de alumínio são classificadas em dois grandes grupos: ligas de alumínio trabalháveis e ligas de alumínio de fundição. As ligas trabalháveis são aquelas que mediante o fornecimento de energia (calor ou deformação plástica a frio) tem suas propriedades mecânicas alteradas, já as ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição como solidificada (VICENTE, 1983).

As ligas de alumínio trabalháveis são subdivididas em duas classes: ligas não tratáveis termicamente e tratáveis termicamente. As ligas não tratáveis termicamente têm suas propriedades alteradas apenas por trabalho a frio ou encruamento, já as ligas tratáveis termicamente tem suas propriedades mecânicas melhoradas devido ao “endurecimento por precipitação” (ALCAN, 1993).

2.1.2 Classificação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio são classificadas de acordo com sua composição química, classe (trabalháveis ou fundidas) e condições de tratamento térmico e todas estas informações estão presentes no “nome” da liga; esta nomenclatura foi proposta pela *Aluminum Association* (AA), que atualmente é seguida pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), NBR 6834. A identificação das ligas de alumínio é composta por quatro dígitos, o significado para cada dígito é listado na Tabela 1.

Tabela 1 - Significado dos dígitos para as ligas de alumínio trabalhadas e fundidas (ABAL, 2007).

Dígito	Ligas trabalhadas	Ligas fundidas
1º	Elemento de liga principal	Elemento de liga principal
2º	Modificação na liga base	Composição específica das ligas
3º	Indica composição específica	Composição específica das ligas
4º	Indica composição específica	0 – Peça fundida / 1 – Lingote.

O sistema apresentado pela *Aluminum Association* classifica as ligas de alumínio de acordo com os critérios apresentados acima e, na Figura 1, é apresentado de forma esquemática a nomenclatura das ligas e respectivos tratamentos mecânicos e térmicos.

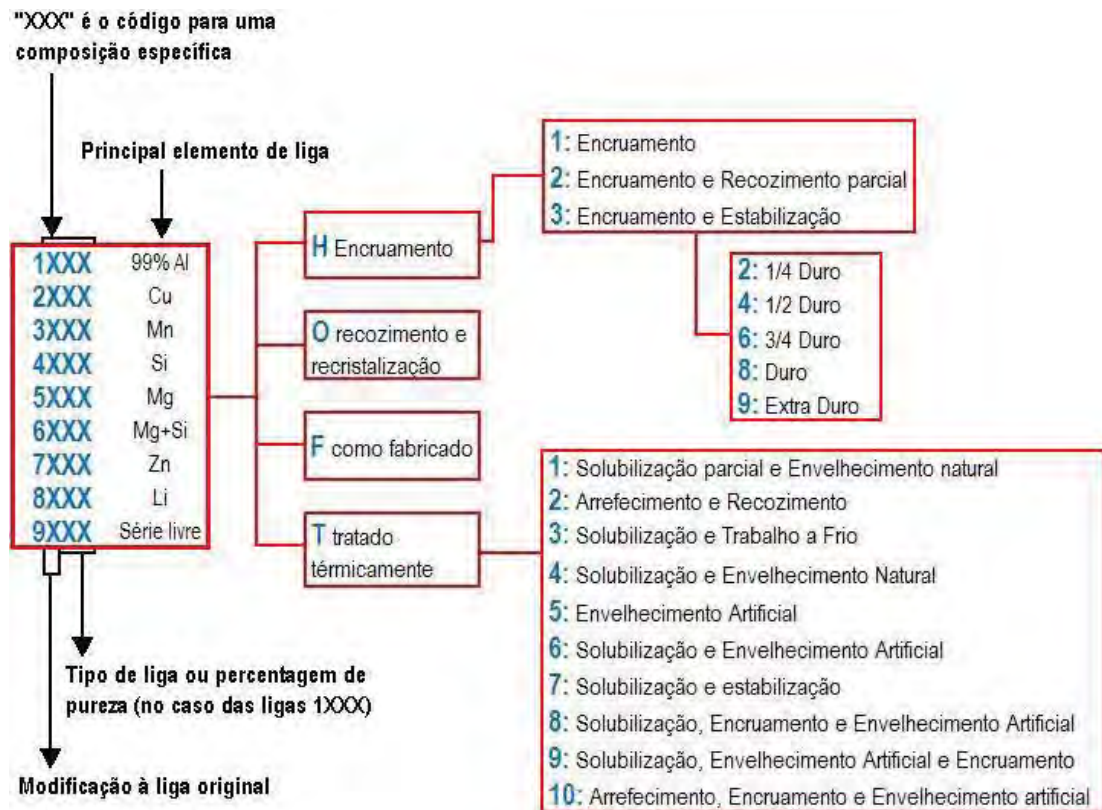


Figura 1 - Diagrama esquemático das ligas de alumínio e respectivo sistema de classificação (AIRES, 2007).

A única diferença na designação das ligas fundidas, em relação à nomenclatura das ligas trabalháveis, é a presença de um ponto separando o quarto dígito dos três primeiros. E a colocação posterior de uma letra maiúscula (A, B,...) aponta a modificação da liga base.

2.1.3 Liga de alumínio AA 6013

As ligas de alumínio da série 6XXX possuem como elementos de liga principal o silício (Si) e o magnésio (Mg), no entanto, a liga de alumínio AA 6013 possui concentração de cobre (Cu) que podem chegar até 1,1 %. A maior concentração de cobre confere maior resistência mecânica à liga, podendo ser comparada a algumas

ligas Al-Cu, sem prejudicar suas boas características de extrusão e soldabilidade (ABDALA et al., 2008).

As ligas de alumínio da serie 6XXX, em particular a liga de alumínio AA 6013, não endurecem pelo tratamento térmico de têmpera, como os aços; para a liga de alumínio AA 6013 ter sua resistência mecânica aumentada é necessário submetê-la ao tratamento térmico de envelhecimento.

No próximo item será abordado o processo de tratamento térmico de precipitação utilizado para algumas ligas de alumínio e serão colocados alguns exemplos encontrados na literatura para ilustrar os parâmetros utilizados com êxito para este tipo de tratamento com a liga de alumínio 6013.

2.2 Endurecimento por precipitação

Uma grande variedade de ligas metálicas possuem sua resistência e dureza melhoradas mediante a formação de partículas, intermetálicas, extremamente finas distribuídas uniformemente na matriz metálica. As ligas de alumínio que possuem suas propriedades mecânicas alteradas por este processo são as ligas das series 2XXX, 6XXX e 7XXX (ALCAN, 1993).

O endurecimento por precipitação é comumente chamado de envelhecimento em virtude da forte dependência com o tempo, em uma temperatura determinada (VLACK, 1970).

Para a formação das partículas intermetálicas, homogeneamente distribuídas na matriz metálica, é necessário submeter a liga a dois tratamentos térmicos diferentes, tratamento térmico de solubilização e de precipitação.

Na Figura 2 é apresentado um diagrama de fases binário para ilustrar a discussão dos tratamentos térmicos de solubilização e precipitação. Embora a maioria das ligas metálicas apresente um número maior de componentes, o diagrama binário facilita a compreensão.

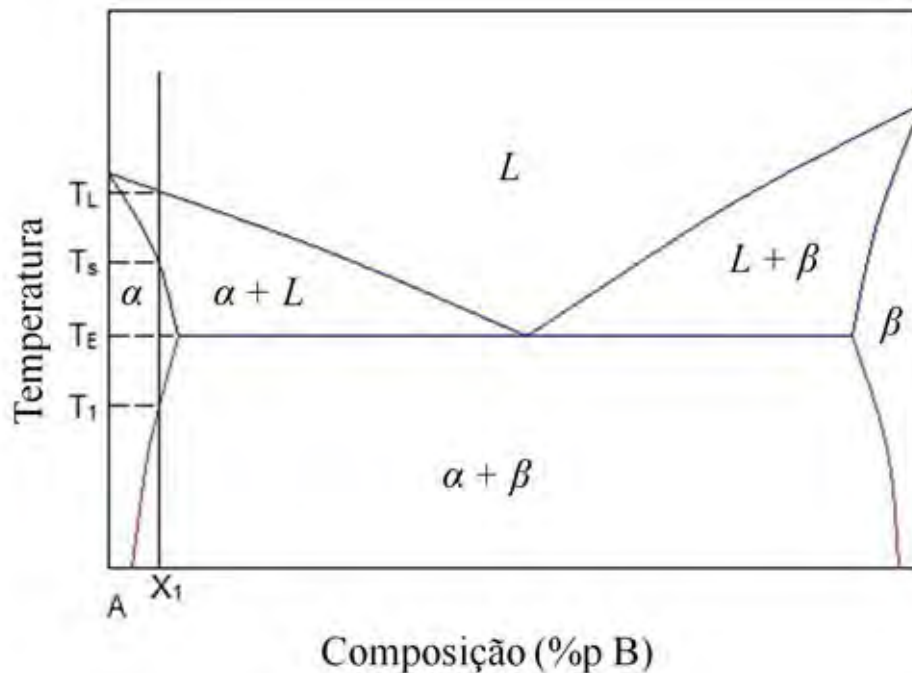


Figura 2 - Diagrama de fases binário de uma liga de composição química X1 (DoITPoMS).

O tratamento térmico de solubilização é necessário para que a fase intermetálica precipitada no contorno de grão, ilustrado na Figura 3 (a), seja solubilizada na matriz metálica. Este tratamento torna-se importante, pois, durante os processos de manufatura, as ligas de alumínio são resfriadas lentamente, portanto, tendo tempo suficiente para que os precipitados se formem em regiões convenientes, de maior energia (contornos de grão).

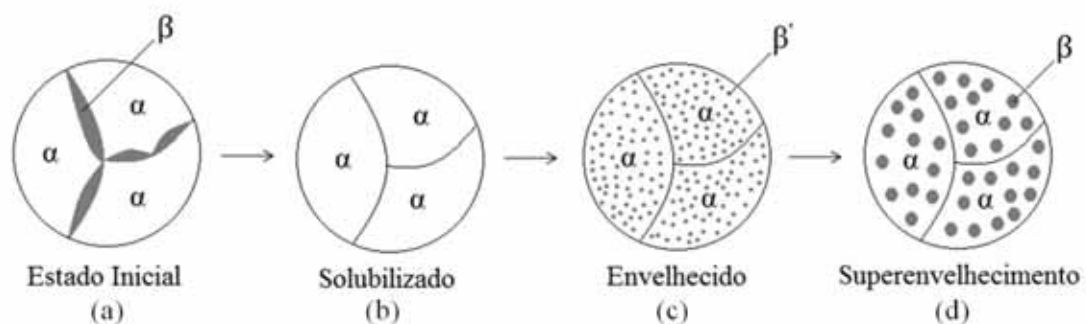


Figura 3 - Esquema das etapas do tratamento térmico de precipitação (SANTOS, 2006).

Para realizar a completa solubilização de fase β na matriz, fase α , é necessário aquecer a liga de modo a passar a região de estabilidade da mistura $\alpha + \beta$ do diagrama de fases para uma região de estabilidade da fase α apenas. De acordo com o diagrama

binário esquemático, Figura 2, a temperatura de solubilização para esta liga esta entre a temperatura T_1 e T_s , esta temperatura varia de liga para liga e com sua composição química. Após a temperatura de solubilização ser atingida mantém-se esta temperatura constante, por um tempo conveniente, suficiente para que toda a fase β seja solubilizada na matriz metálica, fase α . Terminado o tratamento é necessário resfriar rapidamente até a temperatura ambiente, na qual se previne qualquer processo de difusão e, novamente, a formação descontrolada da fase β (SANTOS, 2006).

Já o tratamento térmico de precipitação consiste na formação da segunda fase intermetálica a partir da solução sólida monofásica supersaturada. Portanto, é necessário aquecer a liga a uma temperatura abaixo da temperatura T_1 , Figura 2, na região onde coexistam as fases α e β . O tratamento térmico de precipitação possui duas variáveis importantes que são a temperatura e o tempo de tratamento.

A temperatura de tratamento deve ser escolhida de maneira que a velocidade de nucleação seja maior que a velocidade de crescimento, mas que seja baixo o suficiente para impedir a difusão de longo alcance, dificultando a movimentação dos átomos de soluto para os contornos de grão, de modo a provocar a nucleação da segunda fase no interior do grão (SANTOS, 2006).

O tempo de tratamento térmico é a variável que irá controlar o tamanho do precipitado, se o tempo de tratamento for muito longo poderá ocorrer o crescimento excessivo das partículas da fase β , como pode ser observado no esquema da Figura 3 (d). Esse fenômeno é conhecido com superenvelhecimento, e ele causa a redução da resistência e da dureza (CALLISTER, 2008).

Siqueira e colaboradores submeteram amostras da liga de alumínio AA 6013 a dois diferentes tratamentos térmicos de envelhecimento. Um lote de amostras foi tratado a 190 °C por quatro horas e outro lote foi submetido a temperatura de 300 °C por uma hora e a 180 °C por três horas. Na Figura 4 é apresentada uma imagem de microscopia eletrônica de varredura da amostra tratada a 300 °C por uma hora e a 180 °C por três horas observa-se que este tratamento propiciou a nucleação dos precipitados em contornos de grão, acontecimento não observado para o tratamento a 190 °C. Esta migração de precipitados para o contorno de grão causou a fragilização da liga de alumínio AA 6013; este fato foi observado em ensaio de tração, onde o

limite de resistência das amostras tratada a 300 °C por uma hora e a 180 °C por três horas diminui 30% e das amostras tratadas a 190 °C teve seu limite de resistência aumentado em 10% (SIQUEIRA et al., 2011).

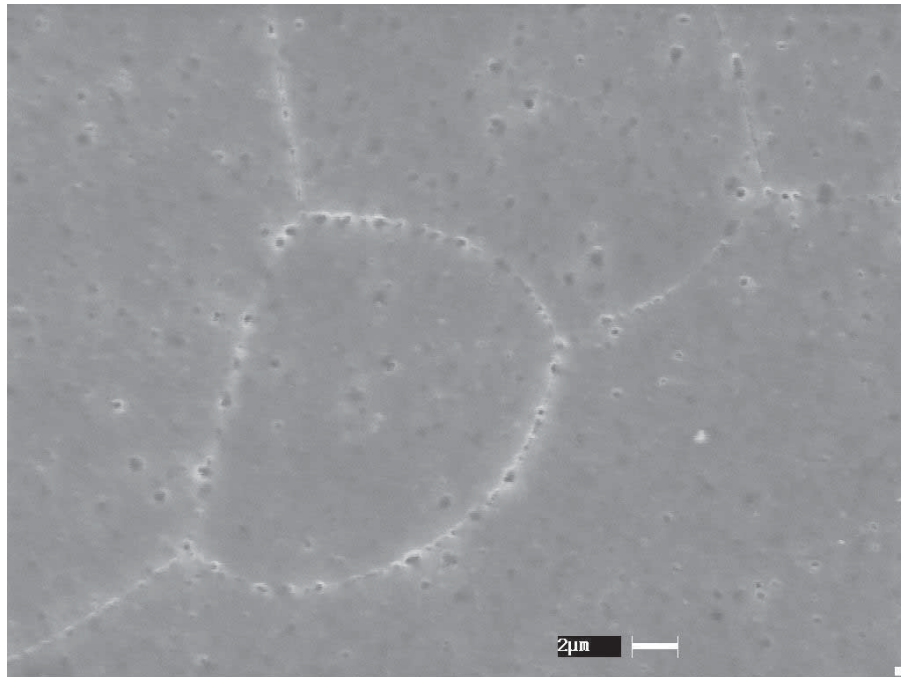


Figura 4 - Micrografia da liga AA 6013 tratada a 300 °C por uma hora e a 180 °C por três horas (SIQUEIRA et al., 2011).

2.2.1 Mecanismo de modificação das propriedades mecânicas

A deformação plástica de um material metálico está associada ao movimento de discordância sobre planos de deslizamento da estrutura cristalina e, portanto, há um endurecimento e um aumento da resistência mecânica do material quando são impostos obstáculos a esse movimento. No caso do endurecimento por precipitação, as partículas da segunda fase distribuídas homogeneamente no interior do grão constituem obstáculos ao deslocamento das discordâncias, o que não ocorre em condições normais quando essa fase está concentrada nos contornos de grão (SANTOS, 2006).

Durante o tratamento térmico de precipitação há a formação de fases de transição (θ' e θ'') antes da formação da fase de equilíbrio termodinâmica (θ). Esta seqüência de fases depende do tempo em que a liga é exposta a uma dada temperatura.

O comportamento para uma liga típica que pode ser endurecida por precipitação está representado esquematicamente na Figura 5. Com o aumento do tempo, a resistência ou a dureza aumentam, atingindo um valor máximo e, após este máximo, diminui. Essa redução na resistência e na dureza que ocorre após longos períodos de tempo é conhecida como superenvelhecimento (CALLISTER, 2008).

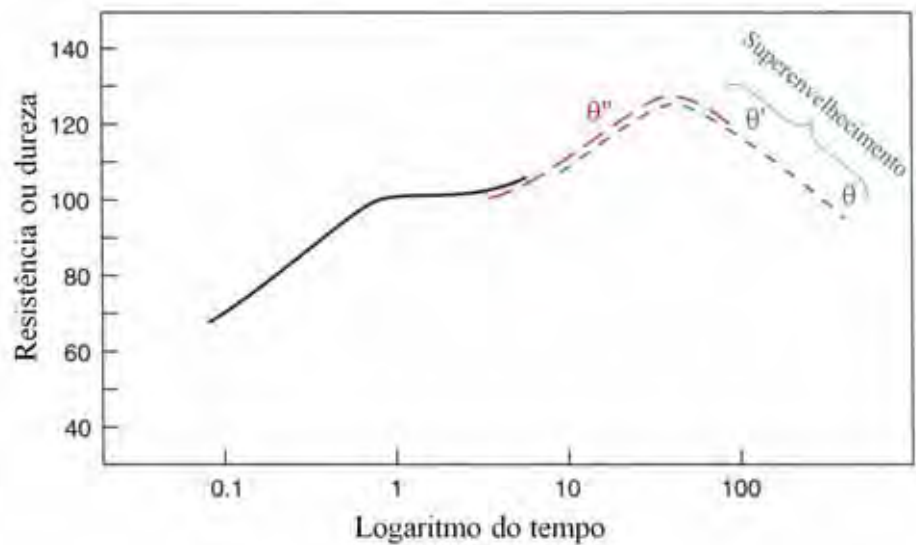


Figura 5 - Diagrama esquemático mostrando a resistência e a dureza como função do logaritmo do tempo de tratamento (DoITPoMS).

A Figura 6 ilustra as transformações no interior da liga devido ao tratamento de precipitação, a partir de uma solução supersaturada, Figura 6 (a), ocorre na temperatura de precipitação, inicialmente a aproximação dos átomos de soluto. Num momento seguinte, há a formação de pequenas partículas coerentes com a matriz com o mesmo parâmetro de rede Figura 6 (b). Com a permanência na temperatura de precipitação inicia-se o superenvelhecimento, a partícula perde a coerência com a matriz e continua o seu crescimento até atingir a fase estável Figura 6 (c).

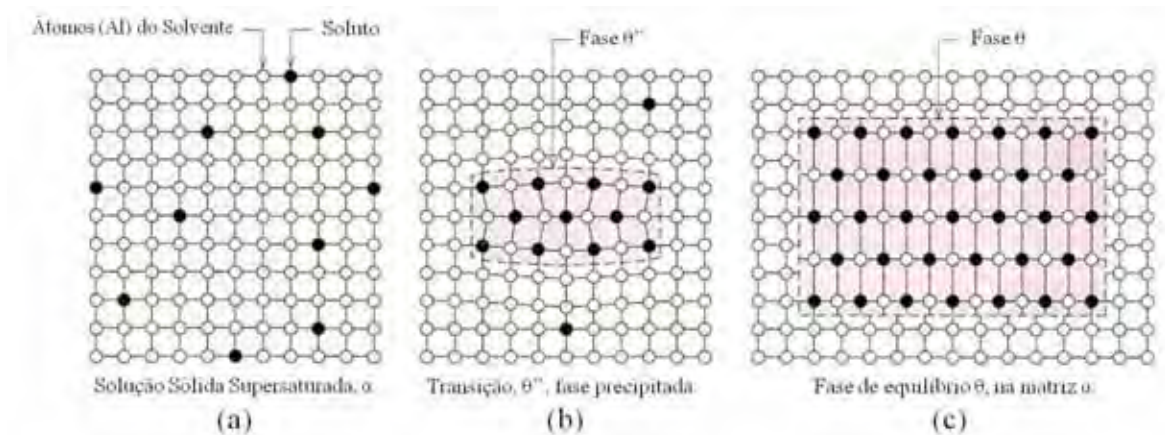


Figura 6 - Esquema das transformações no interior da liga devido ao tratamento de precipitação (Adaptado de DoITPoMS).

Abdala e colaboradores submeteram amostras da liga de alumínio AA 6013 ao envelhecimento em diferentes tempos e a uma temperatura constante de 180 °C. O ensaio de dureza, realizado nas amostras tratadas, revelou o maior valor de dureza para o tempo de 240 minutos, como é observado na Figura 7. É interessante notar que o gráfico da Figura 7 apresenta o mesmo formato do gráfico da Figura 5, portanto, pode-se atribuir o alto valor de dureza a fase de transição θ'' (ABDALA et al., 2008).

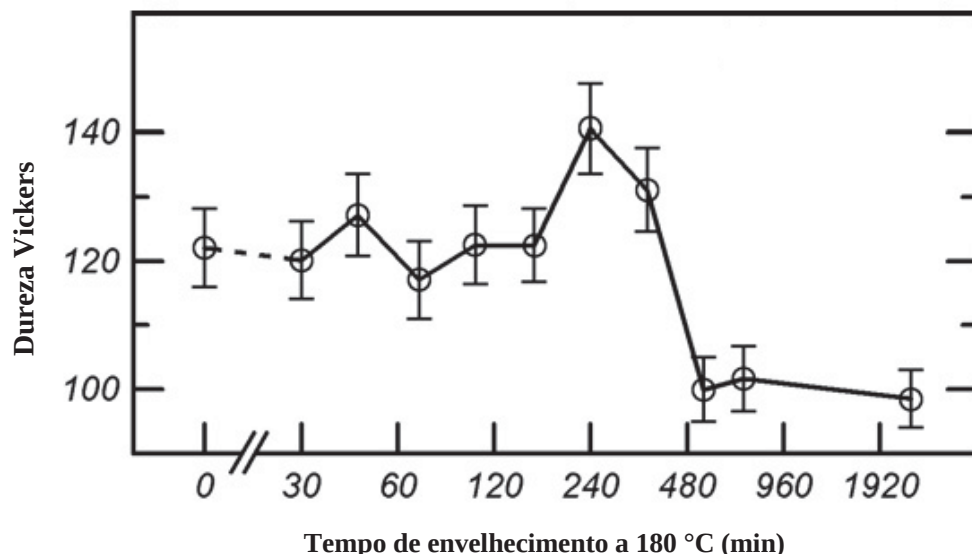


Figura 7 - Gráfico de dureza para diferentes tempos de tratamento, em amostras de alumínio AA 6013 (Adaptado de ABDALA et al., 2008).

Poole e colaboradores, também, realizaram estudos em liga de Al-Mg-Si-Cu, concentração e composição química similar a liga de alumínio AA 6013, para

diferentes tempos de tratamento térmico de precipitação e, também, a uma temperatura constante de 180 °C. Observa-se na Figura 8 que o maior limite de resistência é obtido para tempos de tratamentos acima de 4 horas (240 min.), o mesmo tempo obtido por ABDALA et. al. (2008). Embora os ensaios mecânicos sejam diferentes nos dois estudos é indiscutível que em ambos os trabalhos constata-se alterações nas propriedades mecânicas com o tempo de tratamento (POOLE; LLOYD; EMBURY, 1997).

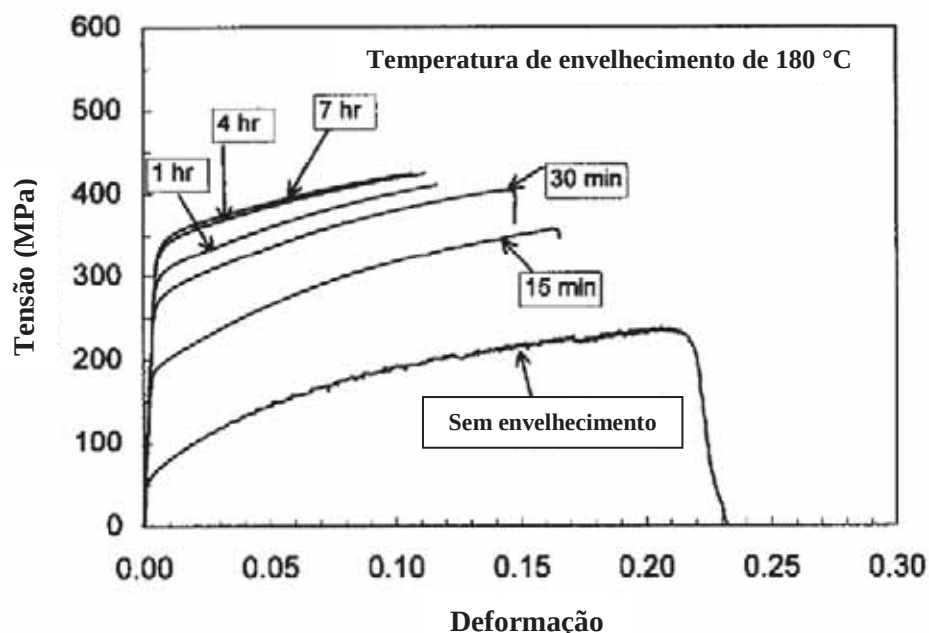


Figura 8 - Gráficos de tração versus deformação para diferentes tempos de tratamento, em liga de Al-Mg-Si-Cu (Adaptado de POOLE; LLOYD; EMBURY, 1997).

2.3 Interação do laser com os materiais

A luz laser pode interagir de três maneiras com o material. Quando o laser atinge a superfície do material o feixe pode ser absorvido, refletido ou transmitido, no caso dos materiais transparentes. A maneira como o feixe irá interagir com o material está diretamente ligada com as características e propriedades do material. Entretanto, para o processamento de materiais, somente a energia absorvida é relevante, pois a parte do laser que é refletida ou transmitida não irá fornecer energia para o material.

Um feixe de laser ao atingir a superfície de um material opaco irá aquecer uma camada fina próxima à superfície do material. A variação da intensidade absorvida pelo material em função da profundidade pode ser descrita pela lei de Beer (READY, 1997):

$$I(x) = I_0 e^{-\alpha x} \quad (1)$$

Onde:

$I(x)$ – intensidade do feixe de laser em uma profundidade x do material;

I_0 – Intensidade incidente na superfície ($x = 0$);

α – Coeficiente de absorção do material.

O coeficiente de absorção é uma propriedade do material que define a profundidade da energia absorvida pelo material. A profundidade de absorção obedece à proporção $1/\alpha$ e para a maioria dos materiais metálicos o coeficiente de absorção é da ordem de 10^{-5} (READY, 1997). Na Tabela 2 são listados os valores típicos para o coeficiente de absorção de alguns metais.

Tabela 2 - Coeficiente de absorção para alguns materiais (STEEN, 1998).

Material	Coeficiente de Absorção (cm^{-1})
Alumínio	$8,0 \times 10^{-5}$
Prata	$7,0 \times 10^{-5}$
Cobre	$5,0 \times 10^{-5}$
Ferro	$3,0 \times 10^{-5}$

Estes valores de coeficiente de absorção indicam que praticamente toda a energia do feixe do laser é absorvida na superfície do metal. Dessa forma, pode-se estimar a fração da energia absorvida no material conhecendo-se a fração da energia refletida, que é uma medição mais simples.

A refletividade (R) é definida como uma diferença entre a radiação laser incidente na superfície do material e a radiação refletida e é uma grandeza adimensional, podendo assumir valores entre 0 e 1. Assim, a quantidade de luz absorvida pela superfície de um material é proporcional a $1-R$, onde R é a refletividade, que depende fortemente do comprimento de onda da radiação incidente e

do material absorvedor. A Figura 9 mostra o coeficiente de refletividade em função do comprimento de onda da radiação incidente para alguns metais. (STEEN, 2003).

Observa-se que os metais possuem refletividades bem distintas para diferentes comprimentos de onda. Por exemplo, o alumínio reflete da ordem de 98 % da radiação emitida pelo laser de CO₂ ($\lambda \approx 10 \mu\text{m}$); para o laser de Nd: YAG ($\lambda \approx 1,0 \mu\text{m}$) a refletividade cai para 83%.

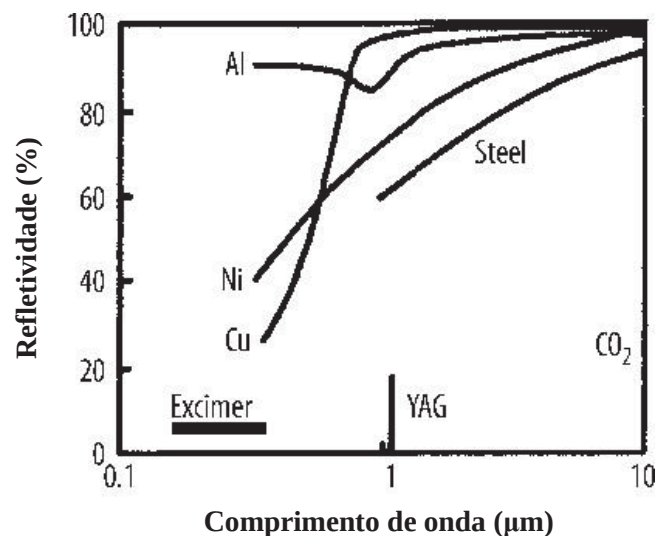


Figura 9 - Gráfico refletividade versus comprimento (Adaptado de STEEN, 2003).

De certa forma o processo de interação do laser com metais pode ser comparado ao problema de uma fonte de calor localizada na superfície do material. Quanto maior a potência dessa fonte maior o aumento de temperatura na superfície e, quanto maior o tempo de interação, maior a profundidade de penetração do calor no material.

Outro fator determinante é a área de concentração do feixe de radiação na superfície do material. Com uma redução na área, a potência ou energia se distribui em um volume menor e, portanto, é possível aumentar muito a temperatura local sem afetar todo o material. O feixe do laser pode ser focalizado em uma área muito pequena da ordem de dezenas de micrometros e, por isto, é uma das fontes de energia existentes com maior intensidade (densidade de potência/área), comparável aos valores obtidos com feixes de elétrons (STEEN, 2003). Obviamente, tanto a profundidade de penetração quanto o aumento de temperatura na superfície e no volume irão depender,

além da intensidade do feixe de laser focalizado, das propriedades térmicas do material (condutividade, calor específico e temperaturas de transformação).

Na Figura 10 são apresentados de forma esquemática os fenômenos físicos que ocorrem nos metais com o aumento da intensidade do feixe de laser. Com aproximadamente 10^5 W/cm^2 os metais são fundidos, com intensidades entre 10^6 e 10^8 W/cm^2 os metais são vaporizados e com intensidades acima de 10^9 W/cm^2 há a formação de plasma (READY, 1997).

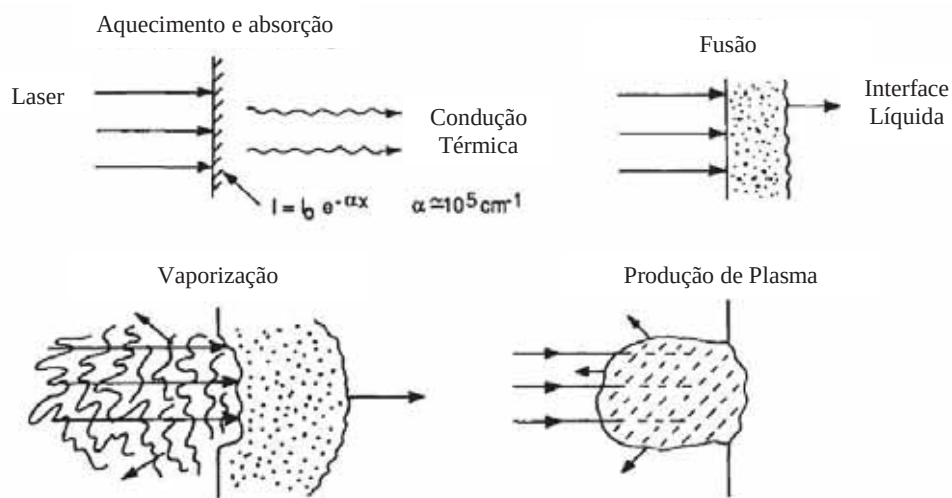


Figura 10 – Formas esquemáticas dos fenômenos físicos de interação laser/matéria (Adaptado de READY, 1997).

Para alguns processos a formação do plasma é deletéria, pois ele pode impedir a passagem do feixe e, dessa forma, interromper o aquecimento do material. Por exemplo, no processo de soldagem o desacoplamento do feixe com a junta a ser soldada causa a formação de defeitos. Assim, existe um intervalo de valores de intensidade adequado para cada processo (ION, 2005).

Os intervalos de intensidade do feixe e os tempos de interação típicos para cada diferente tipo de processo são mostrados na Figura 11. No processamento de metais a laser uma variável importante é o tempo de interação, pois, mesmo em níveis de intensidade adequados, se o tempo de exposição for insuficiente, o fenômeno físico esperado não é alcançado. Por exemplo, para o processo de soldagem, o tempo de interação do feixe com a junta, a ser soldada, deve estar entre 10^{-4} e 10^{-2} segundos.

Observa-se também que o intervalo de valores de intensidade para este processo são mais críticos que em outras aplicações.

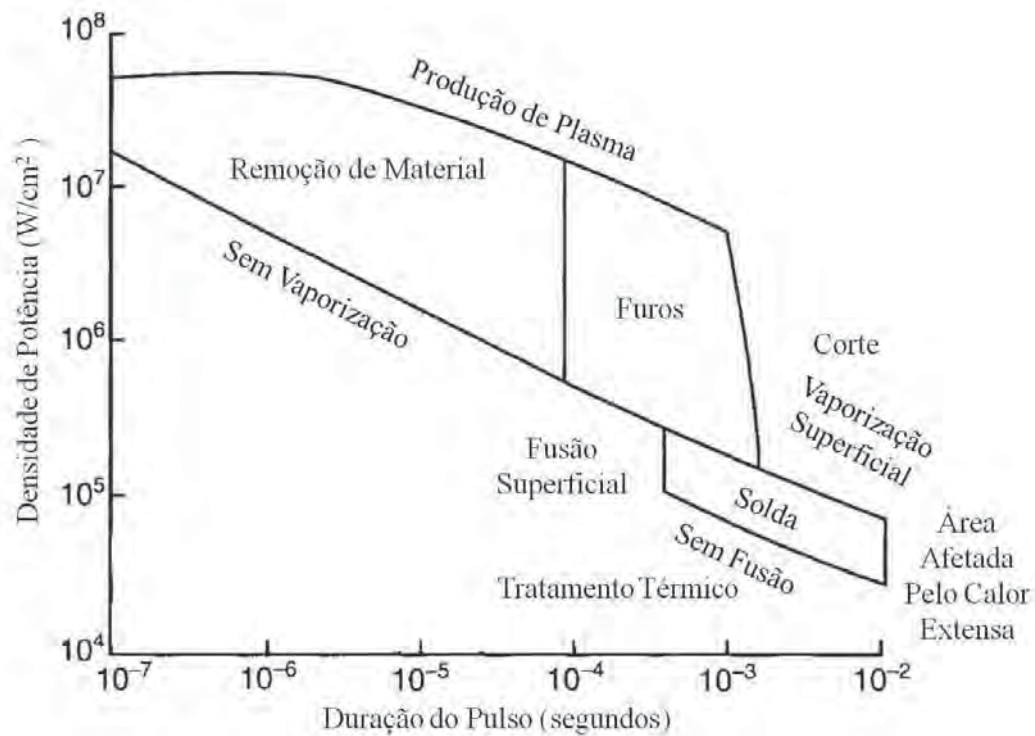


Figura 11 – Gráfico relacionando intensidade, tempos de interação para diferentes processos (Adaptado de READY, 1997).

O tempo de interação para os lasers pulsados é o tempo de pulso e já para os lasers contínuos (CW) o tempo de interação é controlado a partir da velocidade do processo, aproximadamente dado pela expressão abaixo:

$$t = D/v \quad (2)$$

Onde:

t – Tempo de interação;

D – Diâmetro do *spot*;

v – Velocidade de soldagem.

Obviamente quanto menor a velocidade de processamento maior será o tempo de interação. Por exemplo, para um diâmetro de feixe de laser de 100 μm e utilizando o intervalo de tempo de soldagem mostrados na Figura 11, as velocidades adequadas para soldagem estão entre 0,2 e 10 m/s. Os conceitos básicos deste processo são descritos a seguir.

2.4 Fundamento de Soldagem a laser

O processo de soldagem por feixe de laser (*laser beam welding* – LBW) como foi discutido acima possui um intervalo de intensidade muito estreito que pode gerar a fusão das juntas a serem soldadas.

De acordo com a intensidade, o processo de soldagem pode ser dividido em soldagem por condução e por penetração (*keyhole*). A diferença principal entre eles é a profundidade de penetração da solda.

2.4.1 Soldagem por condução

A soldagem a laser por condução ocorre em processos com baixas intensidades ($\sim 10^5 \text{ W/cm}^2$) e com elevados tempos de interação. No processo, o material de base é aquecido pelo feixe de laser até sua temperatura de fusão, sendo sua temperatura na superfície igual ou inferior a de vaporização. A partir daí, a quantidade de energia do feixe absorvida pela superfície penetra no material por condução térmica, Figura 12. A profundidade de penetração neste caso é definida basicamente pelo produto da difusividade térmica do material e do tempo de interação (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009).

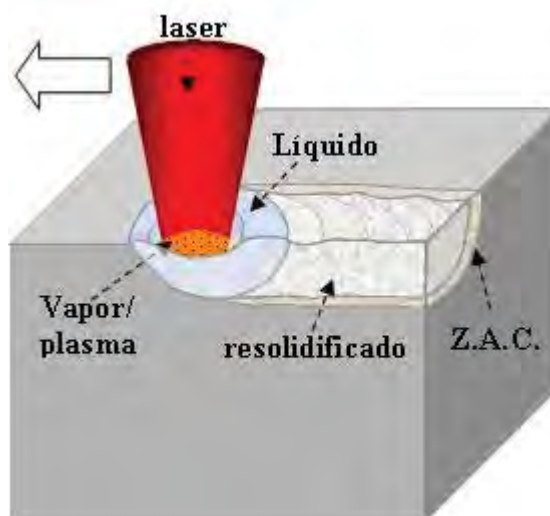


Figura 12 - Esquema do processo de soldagem por condução (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009).

Em geral, o processo por condução produz soldas com pouca profundidade de penetração e um perfil transversal aproximadamente circular, com uma razão de aspecto, definida pela razão entre a profundidade e largura do cordão, de aproximadamente 0,5. Limita-se a sua aplicação para juntas de espessura inferior a 1,0 mm. A eficiência energética do processo também é reduzida já que boa parte da potência do laser é perdida por condução. Por outro lado, o cordão de solda por condução tem um excelente acabamento e apresenta poucos defeitos.

2.4.2 Soldagem por penetração (*keyhole*)

Já o processo de soldagem por penetração consiste na formação de um canal (*Keyhole*) entre as duas superfícies a serem soldadas. Este canal é formado em decorrência da fusão e vaporização do material, que são obtidas com intensidades da ordem de 10^6 W/cm^2 .

O início do processo de soldagem por penetração (*keyhole*) é como no processo de condução, com a formação de uma poça líquida. Com intensidade suficiente, a temperatura na superfície é igual à temperatura de vapor. Com isso forma-se uma depressão na superfície líquida que pode guiar o feixe de radiação para o seu interior causando um aumento da intensidade do feixe, e com isto aumentando a taxa de vaporização. Esse processo permite a formação de um canal profundo (*keyhole*) que funciona como um guia de condução de energia do laser.

O *keyhole* é mantido mediante o equilíbrio entre a pressão de vapor e a pressão do líquido criado. Este equilíbrio acontece quando a temperatura da parede do *keyhole* é aproximadamente igual a temperatura de vaporização do material. Obviamente, à medida que o feixe de radiação penetra no canal sua intensidade diminui devido a absorção nas paredes e no vapor formado no interior do canal. Como consequência, a profundidade do cordão de solda aumenta com a intensidade do feixe de laser focalizado na superfície e diminui com a velocidade do processo (menor tempo de interação).

Após a formação do *keyhole*, ele é deslocado sobre a superfície da junta formando, assim, o cordão de solda, Figura 13 (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009).

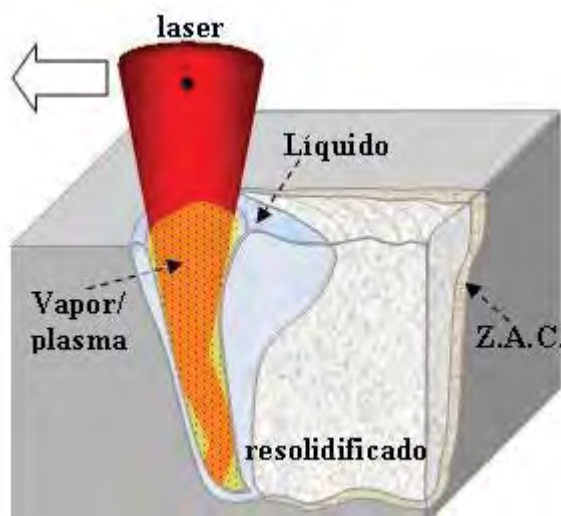


Figura 13 - Desenho esquemático do processo de soldagem por penetração (RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009).

Diferentemente do processo de condução, onde a energia é absorvida na superfície, na soldagem por penetração a energia é distribuída ao longo deste canal cujas paredes são mantidas a temperatura de vaporização do material. O fluxo de calor é na direção radial e é fortemente influenciado por correntes de convecção que ocorrem tanto na superfície do líquido como no seu interior. A condução de calor por mecanismos de convecção é dependente basicamente do gradiente de temperatura na direção do fluxo de calor e da velocidade de movimentação da fonte de calor. Como a temperatura da parede do canal é mantida sempre na temperatura de vaporização, independentemente da intensidade do feixe de laser, este gradiente é praticamente constante. Assim a largura do cordão de solda depende apenas da velocidade do processo, que determina o tempo de interação do feixe de laser com o material. Ou seja, a largura do cordão é inversamente proporcional a velocidade de deslocamento do feixe.

OLIVEIRA (2011) realizou estudos para o levantamento de parâmetros de soldagem por penetração em chapas de alumínio AA 6013 – T4, com 1,6 mm de espessura. Na Figura 14 são apresentadas as características geométricas da solda, em termos de profundidade de penetração, Figura 14 (a), e largura do cordão, Figura 14 (b), em função da variação da velocidade de soldagem e da potência média do feixe de

laser, obtidas experimentalmente e através de um modelo térmico de soldagem proposto por OLIVEIRA (2011).

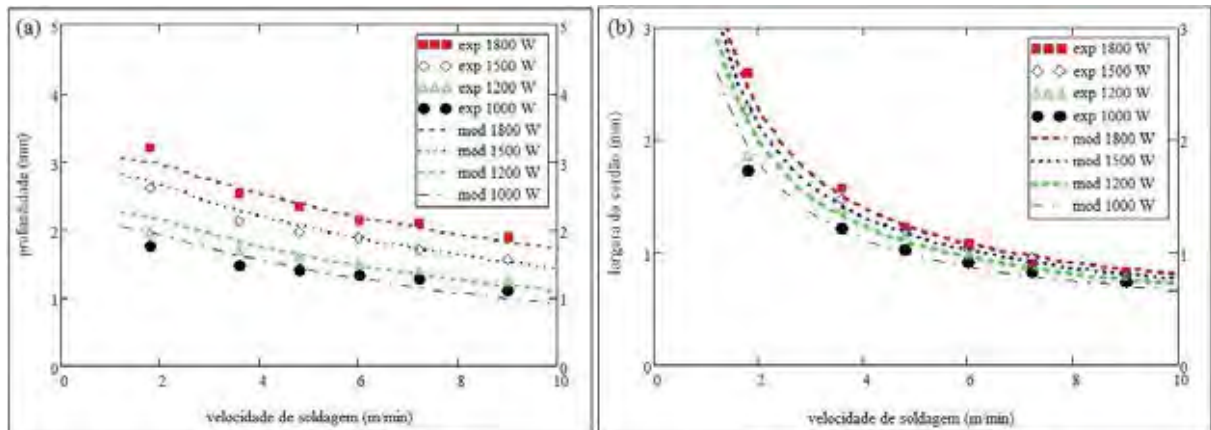


Figura 14 - Características geométricas da solda: (a) Profundidade de penetração do cordão soldado em relação a velocidade do processo e (b) Largura no do cordão de solda em relação a velocidade de processo (OLIVEIRA, 2011).

Nestes resultados, observa-se que a profundidade do cordão diminui com o aumento da velocidade de soldagem e aumenta com a potência, como esperado. Já a largura do cordão de solda diminui em função do aumento da velocidade, e depende muito pouco da potência do laser.

2.5 Soldagem a laser em ligas de alumínio aeronáutico

Em um processo real de soldagem, a potência do laser e a velocidade de processo não são os únicos parâmetros importantes. Em especial, para ligas de alumínio, outros parâmetros podem ser críticos na obtenção de soldas de boa qualidade e resistência, como por exemplo: gás de proteção, ângulo de soldagem, metal de adição, número de passes, etc. Assim, nesta seção serão revisados os principais aspectos do processo de soldagem em ligas de alumínio aeronáutico.

Alguns processos de soldagem utilizam metal de adição para melhorar as propriedades mecânicas da junta soldada. No entanto, a soldagem a laser propicia a soldagem sem metal de adição, soldagem autógena, com boas propriedades mecânicas.

A soldagem a laser apresenta alguns inconvenientes, comum a todos os processos de soldagem por fusão: porosidade, trincas a quente e a presença de zonas de liquação nos contornos de grão, nas proximidades da zona de fusão. Porosidade na solda pode ser evitada, ou pelo menos reduzida, por uma correta preparação dos materiais a serem soldados ou o uso de uma atmosfera protetora. Já as trincas a quente podem ser reduzidas diminuindo o gradiente de temperatura, durante a processo de soldagem, entre cordão de solda e o material de base e aplicando uma pressão adequada à junta a ser soldada. As zonas de liquação nos contornos de grão, nas proximidades da zona de fusão, e também as trincas a quente, podem ser diminuídas adicionando metal de adição durante o processo de soldagem, a composição deste metal varia com as ligas a serem soldadas (BADINI et al., 2009; FRABRÈGUE; DESCHAMPS; SUÈRY, 2009).

Dentre os problemas discutidos acima, as trincas a quente e as zonas de liquação são os defeitos que mais comprometem as propriedades mecânicas da junta soldada, por este motivo, são encontrados diversos trabalhos onde são estudadas maneiras de resolver estes problemas.

Frabrègue e colaboradores estudaram a soldagem a laser, utilizando um laser de Nd:YAG (3,0 kW), da liga do alumínio AA 6056 utilizando a liga 4047 (Al-12Si%) como metal de adição. Neste estudo, foram medidas as propriedades mecânicas para diferentes quantidades de metal de adição adicionados a solda. O estudo demonstrou que o aumento na concentração de silício (Si) na zona de fusão induz a uma melhoria nas propriedades mecânicas da solda em tração, não só em termos de tensão máxima, mas também em termos de deformação máxima. Na Figura 15 é apresentado o resultado em tração para diferentes quantidades de metal de adição, observa-se que a tensão e a deformação máxima aumentam com o aumento da concentração de silício (Si) (FRABRÈGUE; DESCHAMPS; SUÈRY, 2009).

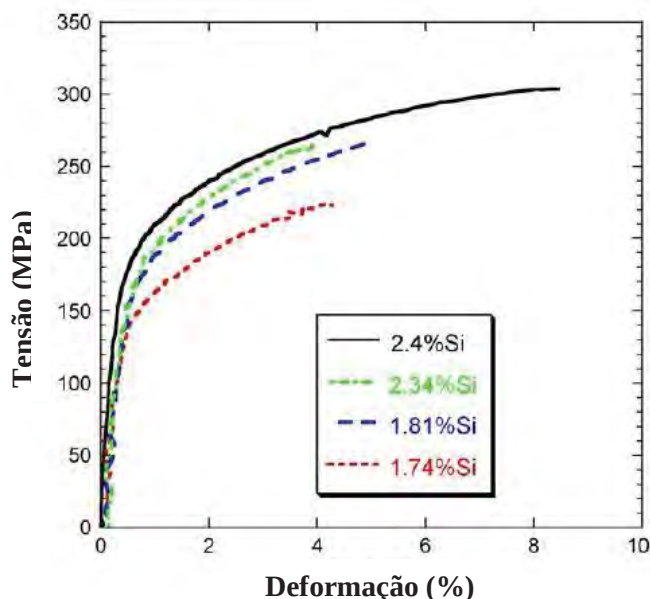


Figura 15 - Gráfico tensão versus deformação (Adaptado de FRABRÈGUE; DESCHAMPS; SUÈRY, 2009).

Braun realizou estudos de soldagem a laser, utilizando um laser de Nd:YAG (3,0 kW), em liga de alumínio AA 6013 e usando metal de adição de diferentes concentrações de silício (Si). No cordão de solda foram encontradas macro e microporosidades e, mesmo com a adição de metal de adição, foram observadas zonas de liquação. Mas, os ensaios de microdureza revelaram que, com o aumento da concentração de silício no metal de adição, maiores foram os valores de dureza (BRAUN, 2006).

Squillace e Prisco investigaram a microestrutura e o comportamento mecânico de juntas (tipo “T”) soldadas a laser, utilizando um laser de Nd:YAG (3,6 kW), em ligas de alumínio da série 7XXX (Al-Zn-Mg-Cu) e a influência da composição do metal de adição. Independente da composição do metal de adição foram observadas zonas de liquação nos contornos de grão nas regiões próximas ao cordão de solda. E, tanto o ensaio de tração, quanto o de dureza, mostraram que o metal de adição mais apropriado para as ligas da série 7XXX são as ligas da série 5XXX (SQUILLACE; PRISCO, 2009).

Ainda com a finalidade de melhorar as propriedades mecânicas das ligas de alumínio e das juntas soldadas a lasers, existem estudos que mostram que com a realização de tratamento térmico antes ou após a soldagem ocorre uma melhoria das propriedades mecânicas.

Badini e colaboradores realizaram estudos de soldagem a laser, utilizando um laser de Nd:YAG (4 kW), em ligas de alumínio da serie 2XXX e 7XXX e uma liga de Al-Si como metal de adição; e foram realizados tratamentos térmicos após a soldagem. Os resultados mostraram que as amostras submetidas a tratamento térmico pós-soldagem apresentaram melhores propriedades em tração e um aumento nos valores de dureza (BADINI et al., 2009).

Braun, também, realizou estudos de tratamentos térmicos pós soldagem em juntas soldadas a laser, utilizado laser de Nd:YAG (3,0 kW), com a adição de metal de adição rico em silício. Neste trabalho, a liga de alumínio AA 6013, na condição T4, após a soldagem foi tratada para a condição T6, e as propriedades em tração foram melhoradas em 10%. Já os valores de dureza não foram alterados com os tratamentos térmicos, mostrando serem modificados apenas pelos metais de adição (BRAUN, 2006).

Como foi mencionado, a solda a laser propicia a soldagem sem a utilização de metal de adição. Estudos realizados no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (Dedalo), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv – CTA), revelaram bons resultados em juntas soldadas a laser de ligas de alumínio AA 6013, sem metal de adição e com tratamento térmico pós soldagem. Outro diferencial das soldas realizadas no Dedalo é a utilização de um laser à fibra de alta potência.

O primeiro trabalho realizado no Dedalo foi o de SIQUEIRA (2007), onde foi realizada solda topo, autógena, em liga de alumínio AA 6013. Foram estudados os efeitos dos parâmetros de processo, velocidade e potência do laser, além de dois valores diferentes de espessuras das chapas. O estudo mostrou que é possível obter soldas com boa qualidade macroscópica, em relação a regularidade do cordão e furos, e com isenção de trincas ou porosidades em velocidades em torno de 100 mm/s e com potência do laser de cerca de 1,0 kW. Também foi verificado que a zona afetada pelo calor é bastante concentrada, com regiões de liquação em torno de 50 μm (SIQUEIRA, 2007).

O segundo trabalho realizado no Dedalo foi o de OLIVEIRA (2011), onde foi estudado a viabilidade de realizar soldas autógenas em juntas tipo “T”. Um amplo levantamento experimental foi realizado utilizando chapas de alumínio estrutural

6013-T4 com espessura de 1,6 mm. Os principais parâmetros de influência sobre o processo foram analisados, permitindo a construção de uma base de dados para a soldagem deste tipo de junta com o laser a fibra. Os resultados obtidos indicaram que é possível o ajuste de tais parâmetros para a obtenção de cordões de solda de penetração com boas características dimensionais, geométricas e com poucos defeitos. O comportamento mecânico do conjunto soldado também foi avaliado. Ensaio visando a obtenção da resistência à tração do reforçador em relação ao revestimento foram realizados. Foram conduzidos, também, ensaios adicionais com aplicação de uma carga ao revestimento. Os resultados mostram uma resistência mecânica do cordão de solda de até 280 MPa, valor próximo aos de referência do material de base, entre 275 e 325 MPa. Resultados ainda mais expressivos foram observados em conjuntos submetidos ao tratamento térmico pós-soldagem, onde a eficiência de junção alcançou 90% (OLIVEIRA, 2011). Estes resultados mostraram de forma inequívoca a superioridade do laser a fibra que permitiu a soldagem de alumínio estrutural com uma redução de mais de 50 % na potência normalmente utilizada com os laser de Nd:YAG e de CO₂.

2.6 Soldagem a laser aplicada em estruturas aeronáuticas.

A indústria aeronáutica mundial desde o final do século passado até os dias atuais vem estudando processos alternativos de junção em estruturas aeronáuticas, em substituição ao processo tradicional de rebiteagem (MENDEZ; EAGAR, 2001).

As técnicas de soldagem são processos com grande potencial de aplicação às estruturas aeronáuticas. Dentre as técnicas de soldagem em aeronáutica, a soldagem por fricção (*Friction Stir Welding* – FSW) e a soldagem a laser (*laser beam wealding* – LBW) merecem destaque (BANDINI et al., 2009).

A soldagem a laser é capaz de substituir o processo de rebiteagem, sendo utilizada para soldagem de juntas do tipo T, ou seja, entre a fuselagem e reforçador.

Mais recentemente, a soldagem por FSW está sendo qualificada para a produção de juntas de topo (*butt joints*) no fechamento do barril. Na Figura 16 é apresentado o

conceito tradicional de junção, que utiliza a rebiteagem, e o conceito de junta soldada a laser (FRANK, 2007).

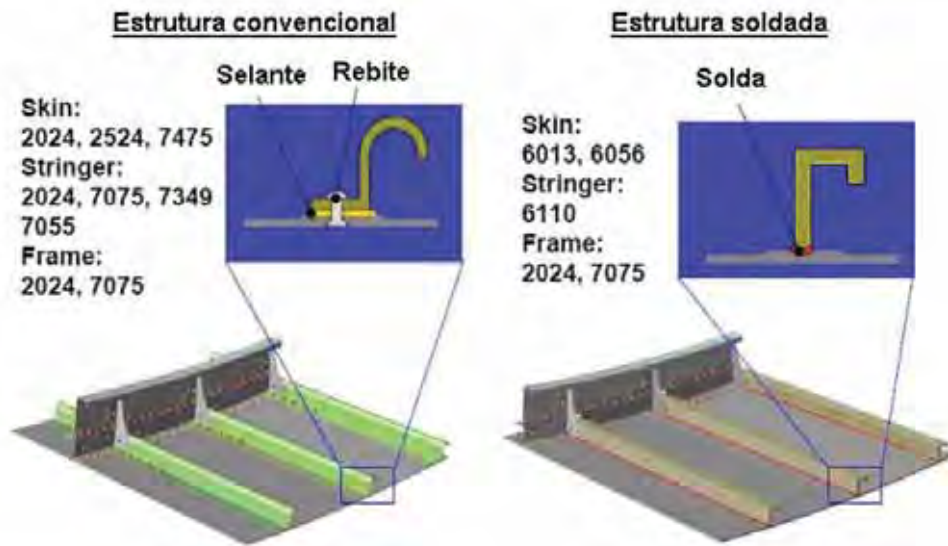


Figura 16 - Conceito tradicional (rebiteagem) e conceito de junta soldada (FRANK, 2007).

A soldagem a laser tem apresentado bons resultados, até o presente momento, no processo de junção entre os reforçadores longitudinais e o revestimento de aeronaves. Aeronaves da série A3xx, do consórcio europeu AIRBUS, já contêm partes da fuselagem fixadas pelo processo de soldagem a laser. Com a introdução desta tecnologia no processo de fabricação, foi obtida uma redução de 5% no peso da aeronave (RÖTZER, 2005).

O sucesso da aplicação da soldagem nas aeronaves de grande porte da série A3XX motivou recentemente a implementação de um grande projeto de pesquisa europeu, denominado *Clean Sky Joint Technology Initiative* para estudar a viabilidade desta tecnologia em aeronaves de menor porte, utilizadas na aviação regional. No projeto, procura-se demonstrar que os ganhos em redução de peso e custo de fabricação podem ser estendidos para este tipo de aeronave, utilizando novas ligas de alumínio – lítio (DITTRICH et al., 2011).

Dentre todas as partes estruturais de uma aeronave, a maioria dos estudos, em soldagem a laser, têm se concentrado às partes menos tensionadas da aeronave, ou

seja, na união de seus reforçadores longitudinais (*stringers*) aos painéis de fuselagem ou revestimento (*skin*), Figura 17 (OLIVEIRA, 2011).



Figura 17 - Reforçadores longitudinais unidos ao revestimento de uma aeronave (OLIVEIRA, 2011).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

O material utilizado nos experimentos foi uma liga de alumínio classe AA 6013 T4 na forma de chapas com 1,6 mm de espessura. As chapas foram cedidas pela Empresa Brasileira de Aeronáutica S/A – EMBRAER, na dimensão de 200 mm de comprimento por 100 mm de largura.

Os limites mínimos e máximos de composição química dessa liga são mostrados na Tabela 3, e a Tabela 4 apresenta algumas propriedades mecânicas.

Tabela 3 - Composição química da liga AA 6013, em % peso (THE ALUMINUM ASSOCIATION, 2009).

Elemento	Mínimo	Máximo
Si	0,60	1,00
Fe	-	0,50
Cu	0,60	1,10
Mn	0,20	0,80
Mg	0,80	1,20
Cr	-	0,10
Zn	-	0,25
Ti	-	0,10

Tabela 4 - Propriedades mecânicas da liga AA 6013 T4 (ALCOA).

Propriedade	
Limite de Resistência (MPa)	325
Limite de Escoamento (MPa)	185
Deformação (%)	24

3.2 Soldagem

Este estudo propõe a soldagem autógena em ângulo de duas chapas de alumínio AA 6013. As amostras tentam simular o conjunto revestimento e reforçador de uma estrutura aeronáutica, conforme apresentado na Figura 18.

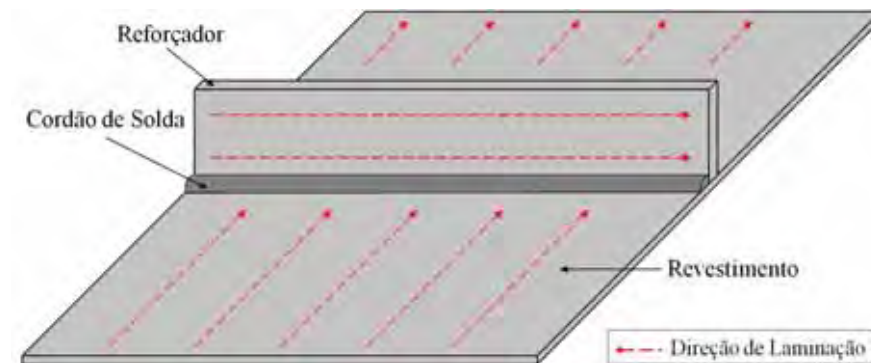


Figura 18 - Esquema dos conjuntos soldados.

A soldagem dos conjuntos foi realizada em um laser a fibra de alta potência em passe único, em apenas um lado do reforçador, não foi utilizado metal de adição. Em um estudo anterior realizado por OLIVEIRA (2011) mostrou-se que configurações diferentes nas direções de laminação do revestimento e do reforçador podem gerar propriedades mecânicas distintas nas juntas. Sendo assim foi adotado o sentido de laminação longitudinal para o revestimento e transversal para o reforçador que naquele estudo apresentaram as melhores propriedades mecânicas.

3.2.1 Laser a fibra de alta potência

O laser a fibra utilizado pertence ao Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv – CTA). Trata-se de um laser de 2,0 kW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) dotado de uma fibra de saída com 50 μm de diâmetro e 5,0 m de extensão. Uma unidade de acoplamento de fibra faz a conexão a uma fibra de trabalho com 100 μm de diâmetro e 10 m de comprimento que é utilizada nos processos de solda. A fibra de trabalho é conectada a um colimador óptico formando o sistema de

acoplamento do feixe. O feixe de saída possui qualidade M^2 de aproximadamente 12 e distribuição de intensidade aproximadamente gaussiana (TEM_{00}) (RIVA; 2007).

Este laser está inserido numa cabine de processamento em alumínio ($3,0 \text{ m}^3$) equipada com sistemas de gases auxiliares de processo. Um esquema simplificado desta estação de processamento está mostrado na Figura 19 (GOIA, 2010).

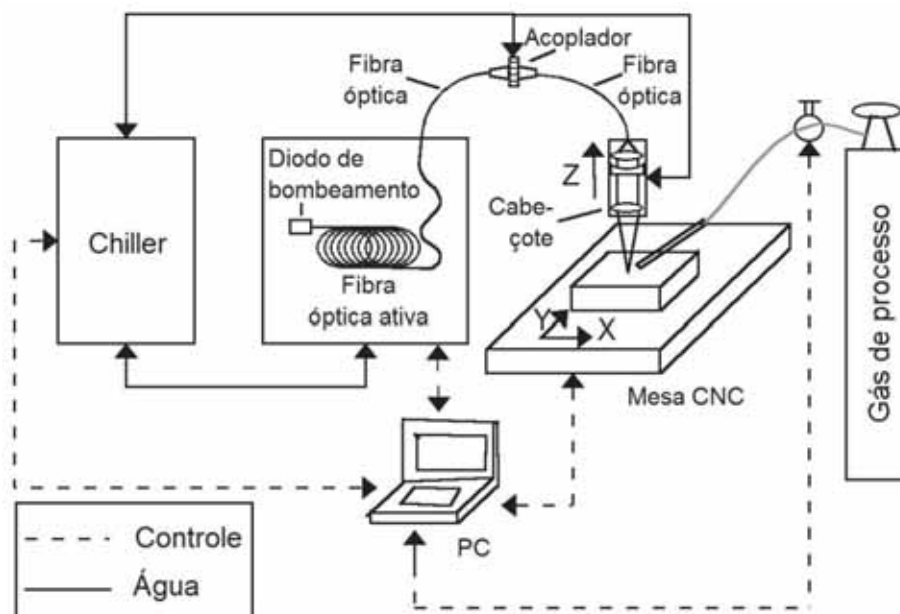


Figura 19 - Diagrama da estação de processamento de materiais com laser a fibra (GOIA, 2010).

A cabeça de processo foi acoplada a uma mesa XYZ controlada por computador e acionada por motores de passo, com velocidade controlada entre 1,0 mm/s até 160 mm/s e curso dos eixos X de 430 mm e Y de 508 mm, ambos com resolução de 5,0 μm . Um eixo Z – vertical com curso de 215 mm e resolução de 1,0 μm foi incorporado à mesa. A cabeça de processo com uma óptica de focalização com distância focal de 160 mm produz um diâmetro de feixe de laser de 100 μm . Junto à cabeça de soldagem ficam ligadas às mangueiras do sistema de resfriamento e do sistema de gases de processo e de proteção da óptica. Esse último gás é utilizado para proteger a óptica contra eventuais respingos da solda (HIGASHI, 2011).

Ao sistema é possível conectar gases de processo que irão auxiliar no processo de soldagem, seja ele reativo ou não. Os gases disponíveis no Dedalo são: Nitrogênio (N_2), Oxigênio (O_2), Argônio (Ar) e Hélio (He). No presente trabalho os gases utilizados

foram nitrogênio e hélio, o primeiro para proteger a óptica e o segundo para evitar a oxidação durante a soldagem e deslocar a pluma de vapor acima da solda que diminui a absorção do laser na superfície da chapa (OLIVEIRA, 2011).

3.2.2 Metodologia de soldagem

O processo de soldagem inicia com o alinhamento de todo o sistema em relação à mesa de vácuo, utilizada para a fixação das amostras a serem soldadas, e ela foi colocada sobre a mesa XYZ controlado por computador.

A mesa de vácuo, Figura 20, foi desenvolvida para facilitar a soldagem do conjunto, revestimento e reforçador, nela foi acoplado um travessão utilizado para posicionar o reforçador de maneira que ele forme um ângulo de noventa graus com o revestimento. Ela e o travessão foram usinados em alumínio e nas extremidades do travessão foi colocado um conjunto de barra roscada e porca permitindo que o reforçado seja pressionado contra o revestimento de forma a eliminar fendas (*gaps*) entre o reforçador e o revestimento.

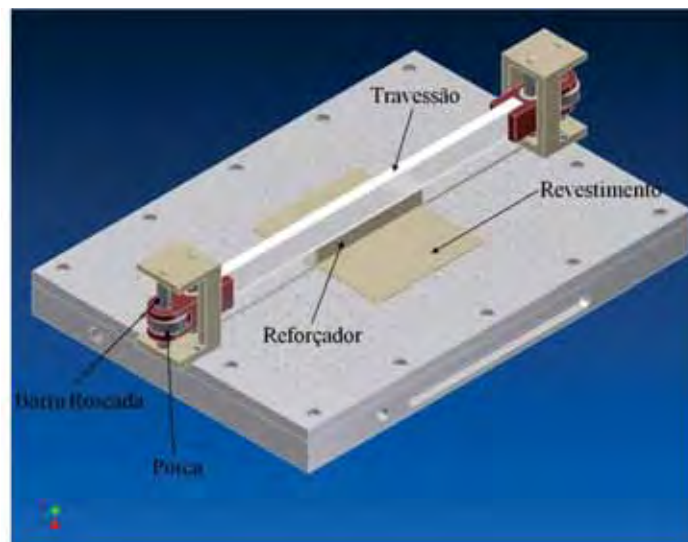


Figura 20 - Esquema da mesa de vácuo e o conjunto a ser soldado.

Terminado o alinhamento do sistema e a fixação do conjunto, revestimento e reforçador, é efetuado o ajuste de foco do laser de forma que toda potência liberada pelo laser seja focalizada em uma área (*spot*) de 100 μm de diâmetro.

Com o objetivo de ajuste do foco foi desenvolvido um programa em linguagem CNC que permite a variação simultânea da altura do cabeçote (coordenada Z) e do movimento transversal da amostra (coordenada X). Dessa forma fica fácil localizar a reposição de maior intensidade do feixe de laser observando a região fundida na superfície do revestimento, conforme mostrado na Figura 21 (OLIVEIRA, 2011). Ao lado desta linha é impressa uma escala centrada na posição $Z = 0$. A escala contém três traços transversais com espaçamento entre eles de 1,0 mm e dois traços transversais a 4,0 mm do traço central. A posição focal correta é obtida quando o traço central desta escala está alinhado com o centro da região de fusão. Caso não haja o casamento do foco com o traço central a posição central $Z = 0$ é reprogramada para a distância correta, tendo como referência o espaçamento entre os traços. Este procedimento deve ser repetido até se obter o casamento entre a região fundida (foco) e o traço central. No entanto esta rotina não precisa ser repetida para todo o conjunto a ser soldado, apenas para o primeiro conjunto.

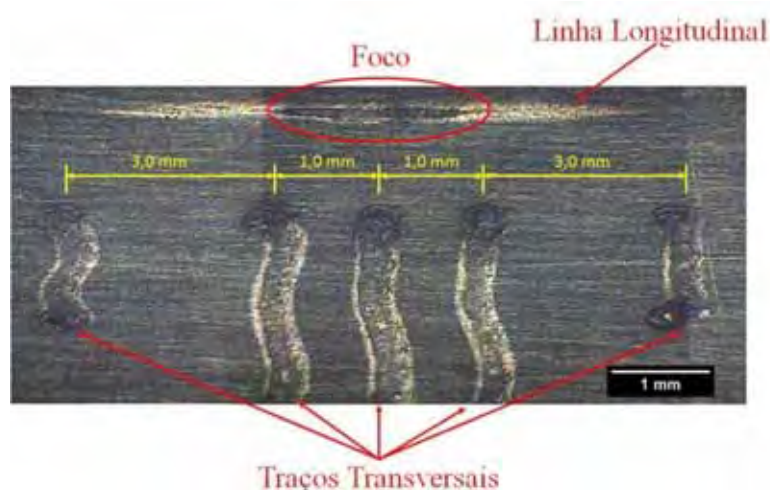


Figura 21 - Impressões realizadas no revestimento para ajuste do foco.

3.2.3 Preparo das amostras

As chapas foram cortadas em serra metalográfica, com disco de corte apropriado para materiais não ferrosos, em duas chapas menores, a primeira com 120 mm de comprimento por 100 mm largura e a segunda com 100 mm de comprimento por 60 mm de largura, estas chapas foram utilizadas como revestimento (*skin*).

Outras chapas de alumínio AA 6013 T4 com dimensões de 100 mm de comprimento por 18 mm de largura com 1,6 mm de espessura, já se encontravam cortadas nesta dimensão, pois foram empregadas em experimentos anteriores. Estas chapas também foram cortadas em serra metalográfica e as laterais fresadas para serem utilizadas como reforçadores (*stringer*).

Para evitar que um filme de óxido de alumínio (Al_2O_3) formado na superfície da chapa seja introduzido no cordão de solda, podendo assim causar fragilização, tanto o revestimento quanto o reforçador foram lixados com lixa d'água de carbeto de silício de grana 600 e em seguida lavados em água corrente, secadas em ar comprimido e por fim limpos com Acetona PA.

3.2.4 Parâmetros de soldagem

Os parâmetros de soldagem utilizados nos conjuntos, revestimento e reforçador, foram baseados em estudos realizados anteriormente por OLIVEIRA (2011), onde foram determinadas as melhores condições de soldagem para a liga de alumínio AA 6013. Na Tabela 5 são apresentados os parâmetros adotados.

Tabela 5 - Parâmetros de soldagem utilizados nos conjuntos (OLIVEIRA, 2011).

Parâmetro	Condição
Potência média	1.500 W
Ângulo de soldagem	12,5°
Velocidade de soldagem	6,0 m/min.
Gás de proteção	Hélio (40 L/min.)

O ângulo de soldagem é o ângulo formado entre o feixe de laser e o revestimento, conforme esquema mostrado na Figura 22. Este ângulo foi adotado, pois com esta inclinação há soldagem de todo o reforçador no revestimento.

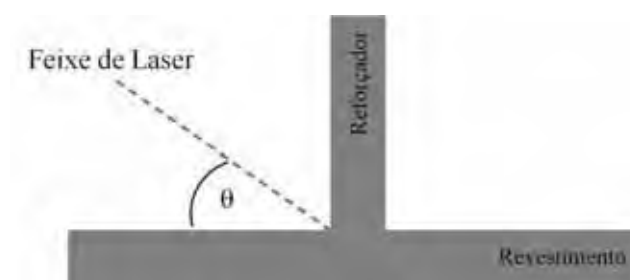


Figura 22 - Esquema do ângulo de soldagem.

3.3 Tratamentos térmicos

São propostos dois tratamentos térmicos pós-soldagem, um a 190 °C por quatro horas e outro a 205 °C por duas horas, baseados no tratamento térmico T6 padrão para as ligas de alumínio. Estes tratamentos térmicos visam melhorar as propriedades mecânicas da liga de alumínio AA6013 explorando a capacidade que ela tem de alterar suas propriedades por tratamento térmico de precipitação.

Os tratamentos térmicos foram realizados no Instituto de Estudos Avançado (IEAv), Subdivisão de Laser e Aplicações (EFO – L), em estufa (Brasimet, modelo Profissional 50). Os corpos de prova são colocados em uma placa metálica no centro da estufa com um espaçamento entre eles de aproximadamente 10 mm. A temperatura é monitorada por um termômetro digital (Minipa, modelo MT – 401 A), posicionado sobre a placa metálica. Após o término do tratamento, abre-se a porta da estufa e aguarda-se até a temperatura da estufa estabilizar com a temperatura ambiente o que leva aproximadamente uma hora.

3.3.1 Tratamento térmico a 190 °C por quatro horas

Neste tratamento os corpos de prova foram deixados em estufa à temperatura constante por quatro horas, a curva do tratamento é apresentada na Figura 23. Este tratamento é baseado no tratamento térmico T6 padrão para as ligas de alumínio (METALS HANDBOOK, 1973).

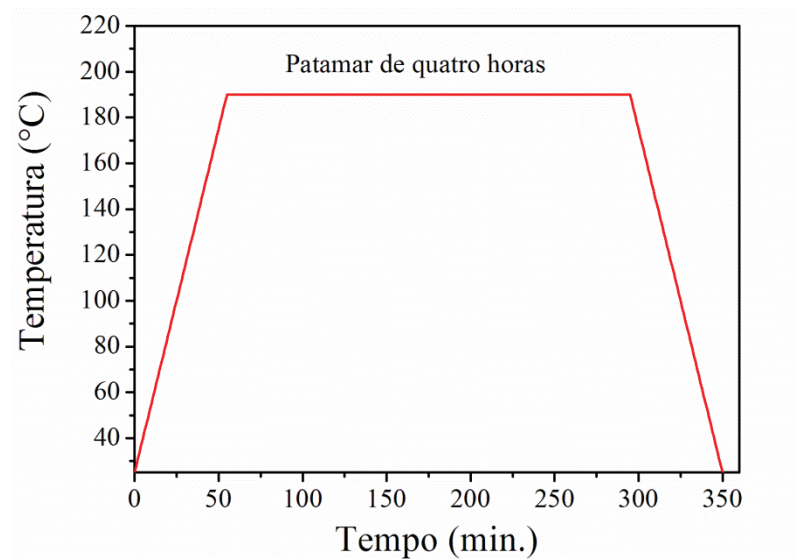


Figura 23 - Curva do tratamento térmico a 190 °C por quatro horas.

3.3.2 Tratamento térmico a 205 °C por duas horas

Neste tratamento os corpos de prova foram deixados em estufa à temperatura constante por duas horas, a curva do tratamento é apresentada na Figura 24. Com este tratamento tenta-se obter propriedades mecânicas similares às propriedades do tratamento térmico a 190 °C por quatro horas, no entanto, diminuindo o tempo de tratamento pela metade e com um aumento de apenas 15 °C na temperatura de tratamento (AMAG AUSTRIA METALL, 2011).

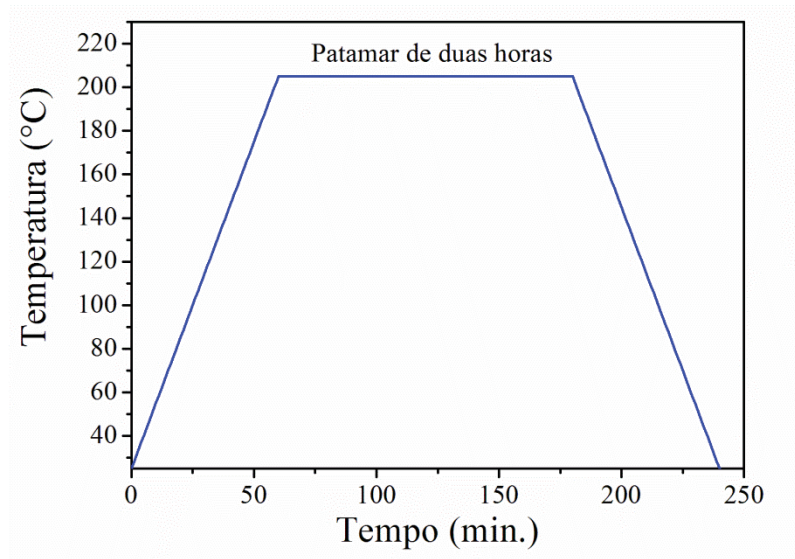


Figura 24 - Curva do tratamento térmico a 205 °C por duas horas.

3.4 Análises e ensaios

O organograma da Figura 25 mostra o material base utilizado, os tratamentos térmicos aplicados nos corpos de prova soldados e sem solda, as análises químicas e microestruturais e os ensaios mecânicos realizados. O esquema é apresentado para se ter uma noção geral do experimentos realizados.

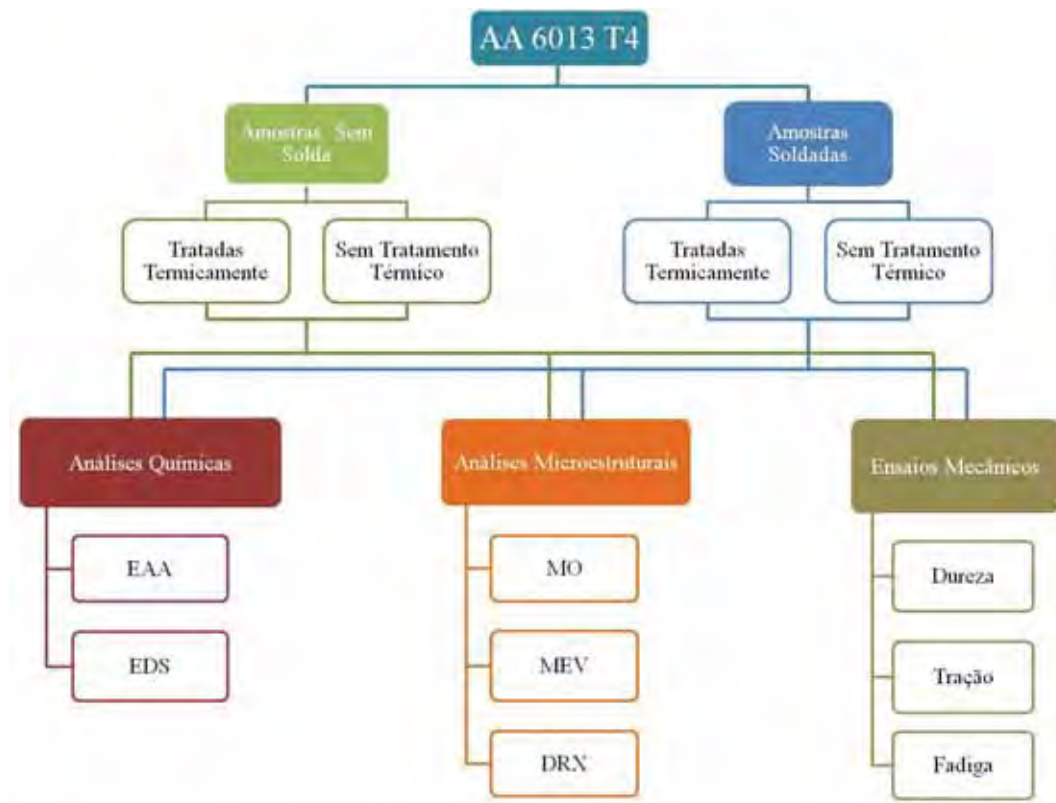


Figura 25 - Organograma de trabalho.

Após as amostras serem cortadas e/ou usinadas foram divididas em três lotes, dois deles foram submetidos a diferentes tratamentos térmicos e o terceiro lote não foi feito tratamento térmico.

Terminado os tratamentos térmicos foram realizadas as análises químicas por Espectrométrica de Absorção Atômica (EAA) e Espectrometria de Energia Dispersiva de Raios X (Energy Dispersive X-Ray Detector, EDS ou EDX), nas amostras soldadas.

A partir da análise de EAA foi levantado o diagrama de fases da liga de alumínio AA 6013, utilizando o *software* Thermo-Calc.

Após as análises químicas foram realizadas análises microestruturais por Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), e com o *software* NIH Image J foi realizado o processamento das imagens, e análise de Difração de Raios X (DRX).

E por fim, foram realizados os ensaios de mecânicas de microdureza vickers, nas amostras soldadas visando o mapeamento de propriedades na interface do cordão de solda, os ensaios de tração e os ensaios de fadiga.

3.4.1 Análises químicas

3.4.1.1 Espectrometria de absorção atômica

A análise de Espectrometria de Absorção Atômica (EAA) foi realizada na Divisão de Materiais (AMR), do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), no espectrômetro VARIAN modelo SpectrAA-20 Plus. Para a Determinação dos teores de Silício (Si), Ferro (Fe), Cobre (Cu), Manganês (Mn), Magnésio (Mg), Cromo (Cr), Níquel (Ni), Zinco (Zn) e Titânio (Ti).

3.4.1.2 Espectrometria de energia dispersiva de raios X

As análises de espectrometria de energia dispersiva de raios X (Energy Dispersive X-Ray Detector, EDS ou EDX) foram realizadas na Divisão de Materiais (AMR), do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), acoplado ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) LEO 435 VPi.

Esta análise foi realizada para determinar a variação de composição química na solda e nas regiões próximas a ela. Foram consideradas três regiões, de acordo com o esquema da Figura 26, onde os pontos 1, 2 e 3 estão localizados no material de base, os pontos 4, 5 e 6 estão localizados na interface entre o material base e o cordão de solda e os pontos 7, 8 e 9 estão localizados no cordão de solda

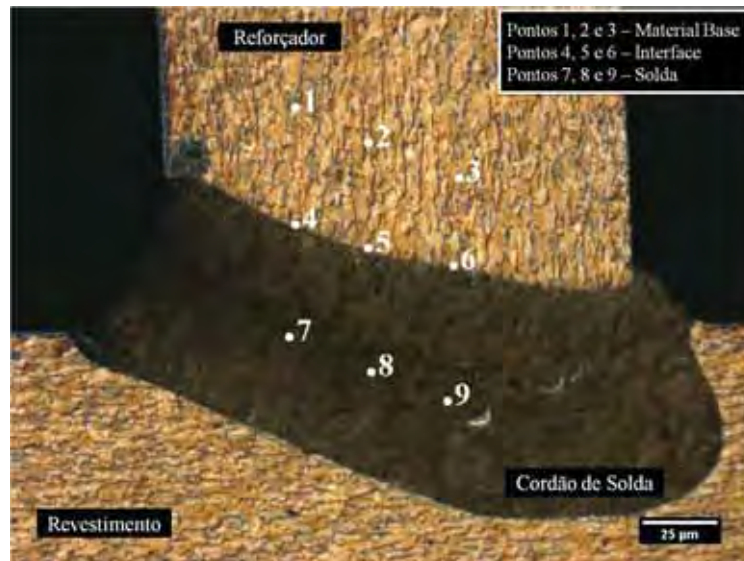


Figura 26 - Posição dos pontos analisados por EDS.

Para a análise estatística dos dados obtidos, foi calculado o valor médio e desvio padrão para as três regiões, considerando-se os três pontos obtidos em cada região e para cada condição de tratamento térmico.

3.4.2 Análises microestruturais

3.4.2.1 Diagrama de fases

A partir da composição química obtida pela análise de EAA foi realizado o levantamento do diagrama de fases da liga de alumínio AA 6013, utilizado o *software* Thermo-Calc, versão L (DEPARTMENT OF COMPUTACIONAL THERMODYNAMICS, 1995). Para o levantamento do diagrama foram considerados apenas os principais elementos de liga (Al, Mg, Si e Mn), formadores da fase líquida e da cúbica de face centrada (Al) e dos precipitados Mg_2Si e $Al_{12}Mn$, termicamente estáveis à temperatura ambiente.

3.4.2.2 Microscopia óptica

As análises por microscopia óptica foram realizadas no microscópio Nikon modelo Epiphot 200 do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT), da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG) – UNESP e no microscópio de varredura a laser confocal Olympus modelo Lext OLS3100 da Divisão de Fotônica, do Instituto de Estudo Avançados (IEAv/DCTA).

3.4.2.3 Microscopia eletrônica de varredura

As análises por microscopia eletrônica de varredura foram realizadas na Divisão de Materiais (AMR), do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), no microscópio eletrônico de varredura (MEV) LEO 435 VPi, utilizando elétrons retroespalhado para a obtenção das imagens, com voltagem de 15 kV e corrente na amostra de 500 pA.

A partir das imagens da região da interface entre o cordão de solda e o material de base foram medidas as dimensões da zona de liquação, com o auxílio do *software* NIH ImageJ. As medidas foram feitas a partir da interface entre o cordão de solda e o material de base até o limite onde se observou a presença de zonas de liquação, em uma mesma imagem foram feitas várias medidas.

3.4.2.4 Preparação das amostras

As amostras para análise Microestrutural foram cortadas em serra metalográfica com disco abrasivo para materiais não ferrosos, com lubrificação constante, e embutidas, na embutidora AROTEC/PRÉ – 30, em resina sintética de baquelite.

O processo de lixamento foi realizado em uma lixadeira motorizada, Pantec MTA/Polipan – 2D, com velocidade de 300 rpm, com lixas d'água de carbetto de silício de grana 800, 1200 e 4000 e por fim polidas em politriz rotativa, AROTEC/APL – 4, com velocidade de 600 rpm, com solução de alumina de granulometria 1,0 e 0,3 μm .

3.4.2.5 Ataque químico

Para visualização da microestrutura, após o polimento, as amostras foram atacadas com o reagente *Keller* modificado (2,0 ml de HF, 1,0 ml de HNO₃ e 88 ml de H₂O) por 30 segundos, lavadas em água, e secas com jato de ar comprimido.

3.4.2.6 Difração de raios X

As análises por difratometria de raios-X (DRX) foram realizadas no equipamento da marca Rigaku, modelo Utima IV, utilizando radiação CuK α ($\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$), com corrente de 40 mA e tensão de 40 kV. Os difratogramas de raios-X foram obtidos com 2θ variando de 30 a 90°.

Foram escolhidas amostras tratadas e uma amostra sem tratamento para que fosse possível a comparação.

3.5 Ensaios mecânicos

3.5.1 Ensaio de tração

Foram realizados três diferentes ensaios de tração, em três diferentes grupos de corpos de prova: o primeiro ensaio foi realizado em corpos de prova padrão para a obtenção das propriedades mecânicas da liga de alumínio AA6013 T4 e os outros dois ensaios de tração, ensaio *Hoop* e *T-pull*, foram realizados para a caracterização das propriedades mecânicas de corpos de prova soldados a laser.

Para cada ensaio foram preparados três lotes de amostras, o primeiro com cdp's não submetidos a tratamento térmico, o segundo com cdp's tratados a 190 °C por quatro horas e o terceiro com cdp's tratados a 205 °C por duas horas. Os ensaios de tração foram realizados no Instituto de Estudos Avançado (IEAv), Subdivisão de Laser e Aplicações (EFO – L), em uma máquina universal de ensaios (Emic, modelo DL

100kN), com capacidade máxima 10000 kgf, com uma velocidade de ensaio de 1 mm/min à temperatura ambiente.

3.5.1.1 Ensaio de tração em corpos de prova padrão

Este ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E 8M. Os corpos de prova foram retirados de uma chapa de espessura de 1,6 mm, Figura 27. A chapa, em sua manufatura, foi submetida ao processo de laminação, portanto, seus grãos estão alongados na direção da laminação (sentido longitudinal) e delgados na direção perpendicular a direção de laminação (sentido transversal). Portanto, foram ensaiados corpos de prova no sentido longitudinal e no sentido transversal, para cdp's sem tratamento térmico e para cdp's tratados a 190 °C por quatro horas e a 205 °C por duas horas.

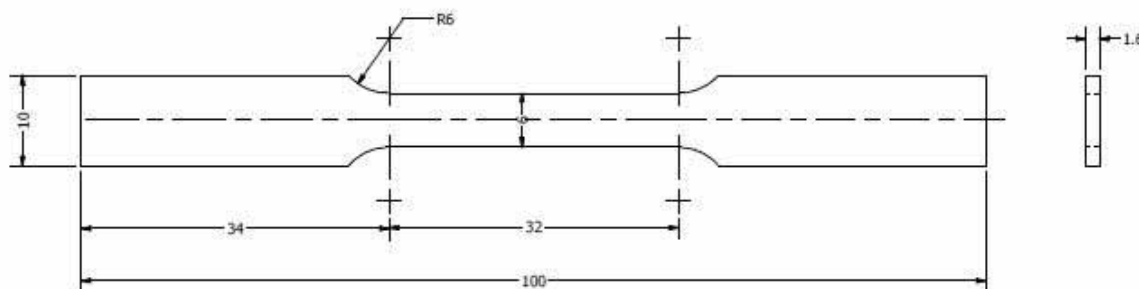


Figura 27 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração (dimensões em mm).

Para o monitoramento preciso da deformação da área útil do corpo de prova foi engastado a ele um extensômetro eletrônico (Emic, modelo EE09).

Para a apresentação dos resultados foram considerados como limite de resistência (σ_r) a tensão máxima de resistência à tração, limite de escoamento (σ_e) como a tensão calculada a 0,2% de deformação plástica e deformação total (ϵ) como a deformação percentual total observada no ensaio de tração. O módulo de elasticidade foi obtido pelo coeficiente angular na região de deformação elástica, observando a curva tensão versus deformação obtida no ensaio de tração.

3.5.1.2 Ensaios de tração Hoop e T-Pull

Os ensaios de tração *Hoop* e *T-Pull* tem a finalidade de caracterizar as amostras soldadas a laser, pois o cordão de solda e a zona termicamente afetada (ZTA) possuem suas propriedades mecânicas alteradas devido o aporte de calor, portanto, o conhecimento dos níveis de tensão suportado pela junta é de fundamental importância para o projeto de estruturas aeronáuticas.

O ensaio de tração *Hoop* tem a finalidade de avaliar as tensões suportadas pelo revestimento (*skin*) após o reforçador (*stringer*) ter sido soldado a ele, conforme o desenho da Figura 18. Este ensaio procura simular a pressurização da fuselagem de uma aeronave.

Já o ensaio de tração *T-Pull* tenta simular qual será a tensão necessária para causar o descolamento do reforçador da fuselagem da aeronave, causando a falha da estrutura. Sendo assim este ensaio leva em consideração a força de tração atuante principalmente sobre o reforçador (*stringer*) do conjunto soldado.

Os corpos de prova utilizados para os ensaios de tração *Hoop* e *T-Pull* não são normalizados, foram utilizados cdp's retos (sem área útil definida) conforme esquema da Figura 29. Foi adotado este desenho devido à presença do *stringer* que dificulta a usinagem de corpos de prova de acordo com a norma ASTM E 8M e também porque o cordão de solda é um concentrador de tensão, havendo assim maior probabilidade de quebra nessa região.

3.5.1.3 Preparo das amostras para ensaio de tração Hoop e T-Pull

As amostras soldadas com 80 mm de largura por 100 mm de comprimento com 1,6 mm de espessura foram usadas para a confecção dos corpos de prova de tração. As amostras foram cortadas no sentido do comprimento na dimensão: 13 mm, aproximadamente, de largura, por 80 mm de comprimento, de acordo com a Figura 28.

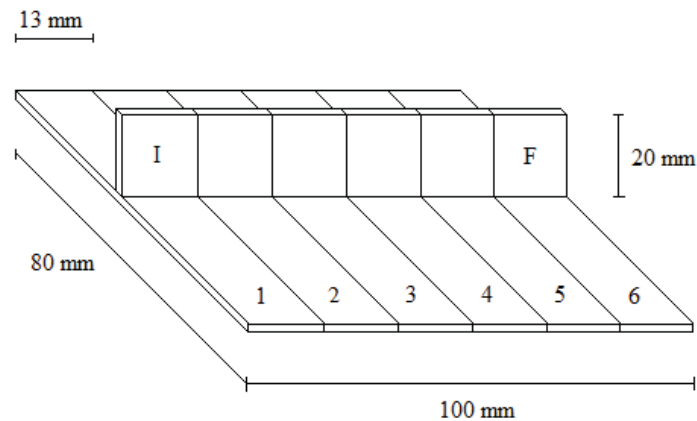


Figura 28 - Esquema da amostra soldada e a disposição da retirada dos cdp's de tração.

Foi retirado um total de seis corpos de prova (cdp's) de cada amostra soldada, sendo que os cdp's de número 1 e 6, início (I) e fim (F) da solda respectivamente, foram descartados. Este critério foi adotado visando desconsiderar os defeitos gerados devido à aceleração e a desaceleração dos motores de passo da mesa CNC durante o processo de soldagem, mas a partir do cdp 2 até o cdp 5 pode-se considerar que a mesa está com velocidade constante de 6,0 m/min.

Os corpos de prova foram cortados em serra metalográfica, com disco abrasivo para materiais não ferrosos, com lubrificação constante. Suas laterais foram lixadas, em lixadeira motorizada, Pantec MTA/Polipan – 2D, com velocidade de 300 rpm, com lixas d'água de carbeto de silício de grana 800, 1200 e 4000 e por fim as laterais foram polidas em politriz rotativa, AROTEC/APL – 4, com velocidade de 600 rpm, com solução de alumina de granulometria 1,0 e 0,3 μm .

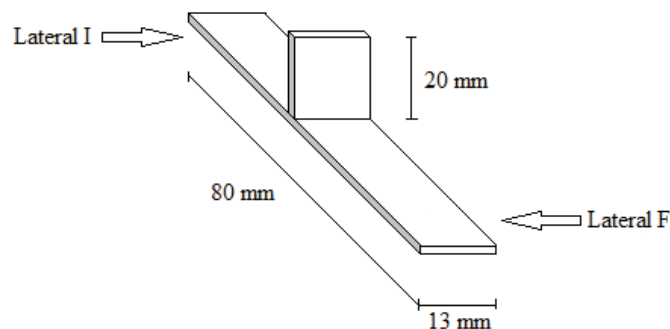


Figura 29 - Esquema das laterais lixadas e polidas dos corpos de prova.

Após o polimento os corpos de prova foram atacados com reagente *Keller* modificado (2,0 ml de HF, 1,0 ml de HNO₃ e 88 ml de H₂O) para a revelação do cordão de solda, facilitando a filmagem desta região durante o ensaio de tração de acordo com o procedimento que será descrito no próximo tópico, monitoramento do ensaio de tração.

3.5.1.4 Ensaio de tração *Hoop*

Para a realização do ensaio de tração *Hoop* os corpos de prova foram fixados à máquina de tração, com cerca de 20 mm de sua extremidade superior (S) e inferior (I) pesas às garras, tomando-se o cuidado para que o *stringer* ficasse centralizado entre elas, de acordo com o esquema da Figura 30.



Figura 30 - Esquema do corpo de prova de ensaio de tração *Hoop*.

Como o corpo de prova é reto, Figura 31, não existe uma área útil como no cdp padrão para ensaio de tração, Figura 27, sendo assim, na tentativa de estimar a deformação ($\epsilon = \Delta l / l_0$) após o cdp ser fixado à máquina, mediu-se com um paquímetro a distância entre as garras e este valor foi considerado como sendo o comprimento inicial da área útil (l_0) e a deformação do cdp (Δl) foi considerada como sendo o deslocamento da garra.

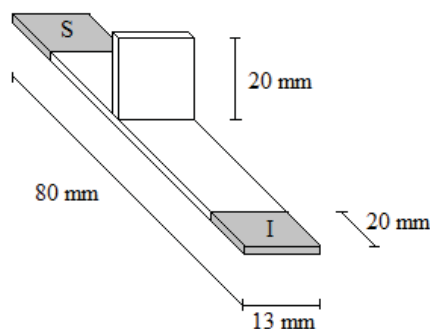


Figura 31 - Desenho do cdp de tração *Hoop*.

3.5.1.5 Ensaio de tração *T-Pull*

Para a realização deste ensaio foi necessário à construção de um dispositivo de fixação dos corpos de prova que permite acomodar o cdp de tal maneira que toda a força aplicada a ele seja concentrada no reforçador (*stringer*) e por consequência no cordão de solda (PRISCO et al., 2008).

A seguir, Figura 32, é apresentado um desenho do dispositivo. Ele foi usinado em aço 4140 e é composto de duas partes: o suporte (1), que é preso a garra inferior da máquina universal de ensaios que possui um canal de 1,5 mm de profundidade por 20 mm de largura onde o corpo de prova é acomodado e o suporte (2) que possui um canal no centro com 3,0 mm de largura, por onde é possível passar o *stringer*, que será preso à garra superior da máquina universal de ensaios. Este suporte é engastado ao suporte (1) por quatro parafusos M4. No suporte (2) observa-se, também, um corte em “V” que serve para o monitoramento do ensaio, de acordo com o procedimento descrito no próximo tópico, monitoramento do ensaio de tração.

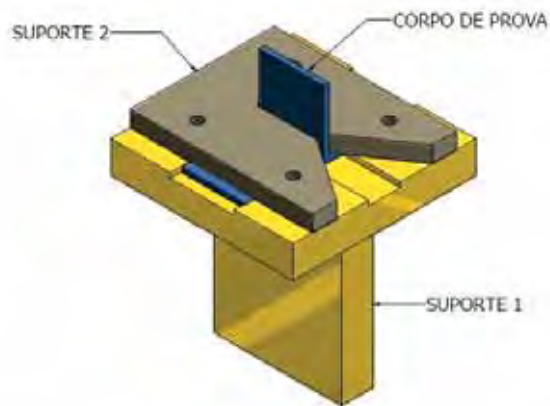


Figura 32 - Desenho do dispositivo utilizado para a fixação do cdp no ensaio de tração *T-Pull*.

O corpo de prova utilizado neste ensaio possui as mesmas dimensões dos cdp's utilizado para o ensaio de tração *Hoop*, Figura 31. Para este ensaio, novamente houve dificuldade de se determinar uma área útil para o corpo de prova, portanto, depois de fixado o corpo de prova ao dispositivo e a máquina universal de ensaios, conforme Figura 33, com um paquímetro, mediu-se a distância entre a garra superior e o canal do suporte (1) e este valor foi considerado como sendo o comprimento inicial da área útil (l_0) e a deformação do cdp (Δl), novamente, foi considerada como sendo o deslocamento da garra.

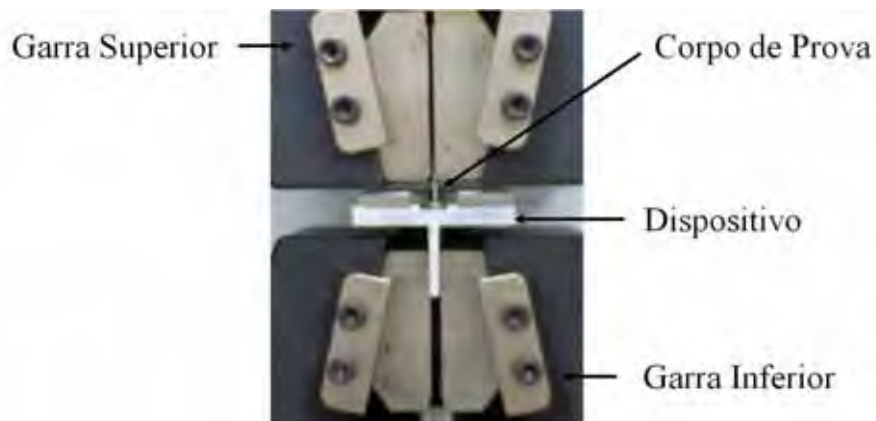


Figura 33 - Esquema do corpo de prova de ensaio de tração *T-Pull*.

3.5.1.6 Monitoramento do ensaio de tração

Para os ensaios de tração *Hoop* e *T-Pull* foi desenvolvido uma técnica para monitorar a propagação de trincas durante os ensaios e foi por este motivo que os corpos de prova tiveram suas laterais lixadas, polidas e atacadas com *Keller* modificado, para facilitar a visualização da microestrutura e do cordão de solda.

Esta técnica consiste em filmar a lateral do corpo de prova para a observação do cordão de solda com um microscópio digital USB que, apesar da sua baixa ampliação e qualidade da imagem, permite observar as trincas.

Um exemplo das imagens obtidas pelo microscópio digital é apresentado na Figura 34, na imagem (a) observa-se o corpo de prova de ensaio de tração *Hoop* e na (b) o cpd de ensaio de tração *T – Pull*. Nota-se que a ampliação do corpo de prova do ensaio *T – Pull* é menor que a ampliação do ensaio *Hoop*; isso é devido o dispositivo utilizado para a fixação do cdp dificultar a aproximação do microscópio digital da amostra. O microscópio digital não fornece qual é a ampliação utilizada, sendo assim as imagens foram calibradas no *software* NIH ImageJ.

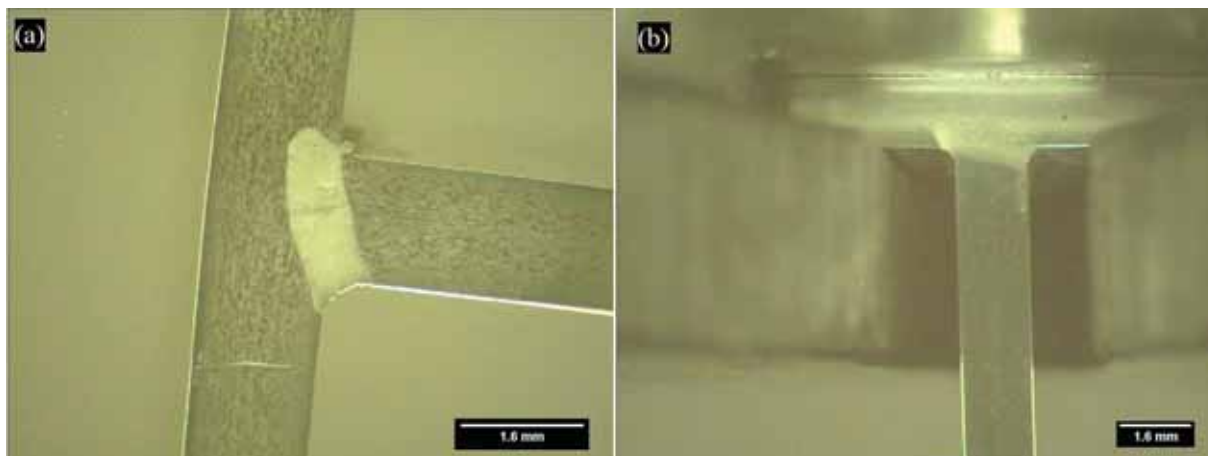


Figura 34 - Imagens do cordão de solda nos ensaios de tração *Hoop* (a) e *T – Pull* (b).

O microscópio digital foi acomodado a um suporte de alumínio e preso a máquina universal de ensaios posicionando-o na altura do corpo de prova, com um cabo extensor USB ele foi ligada a um computador e para a aquisição dos vídeos foi utilizado um *software* fornecido pelo fabricante. Para máxima ampliação o

microscópio digital foi colocado próximo do corpo de prova para o ensaio de tração *Hoop*, Figura 35 (a), e para o ensaio *T – Pull*, Figura 35 (b), ele foi colocado próxima ao dispositivo de fixação.



Figura 35 - Monitoramento do Ensaio de Tração, (a) *Hoop* e (b) *T-Pull*.

3.5.2 Ensaio de microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi utilizado para mensurar a variação dos valores de dureza nos dois tratamentos propostos e para mapear a variação de propriedades nas regiões próximas ao cordão de solda e no cordão de solda.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados no Instituto de Estudos Avançado (IEAv), Subdivisão de Laser e Aplicações (EFO – L), em um microdurometro Future-Tech (modelo FM - 700).

3.5.2.1 Ensaio de microdureza no material de base

Este ensaio tem a finalidade de avaliar qual é o ganho em dureza pela liga de alumínio AA 6013 após ser submetida aos dois tratamentos térmicos propostos.

Em cada amostra foi realizado um total de dez endentações em regiões aleatórias das amostras. A carga utilizada no ensaio foi de 50 grama-força (gf), como um tempo de aplicação de 10 segundos e ao término da aplicação da carga, com o auxílio de um microscópio acoplado ao microdurômetro, mediu-se as diagonais e o equipamento forneceu os valores de dureza automaticamente.

3.5.2.2 Perfil de dureza

Este ensaio foi utilizado para a determinação do gradiente de propriedades da interface entre o material base e a zona termicamente afetada. O processo de soldagem a laser gera uma zona termicamente afetada muito estreita e de difícil identificação por microscopia óptica e eletrônica.

As amostras utilizadas para o mapeamento do perfil de dureza foram as mesmas usadas nas análises microestruturais, portanto as amostras estavam embutidas, lixadas, polidas e atacadas.

As amostras a serem ensaiadas foram posicionadas no microdurômetro de maneira que o cordão de solda ficasse na posição horizontal de acordo com a Figura 36 (a), e assim facilitando o posicionamento do endentador. Então o endentador foi posicionado, no reforçador, a 800 micrômetros acima da interface superior e a cada 100 micrômetros foram realizadas três endentações com espaçamento, entre as impressões, de 100 micrômetros.

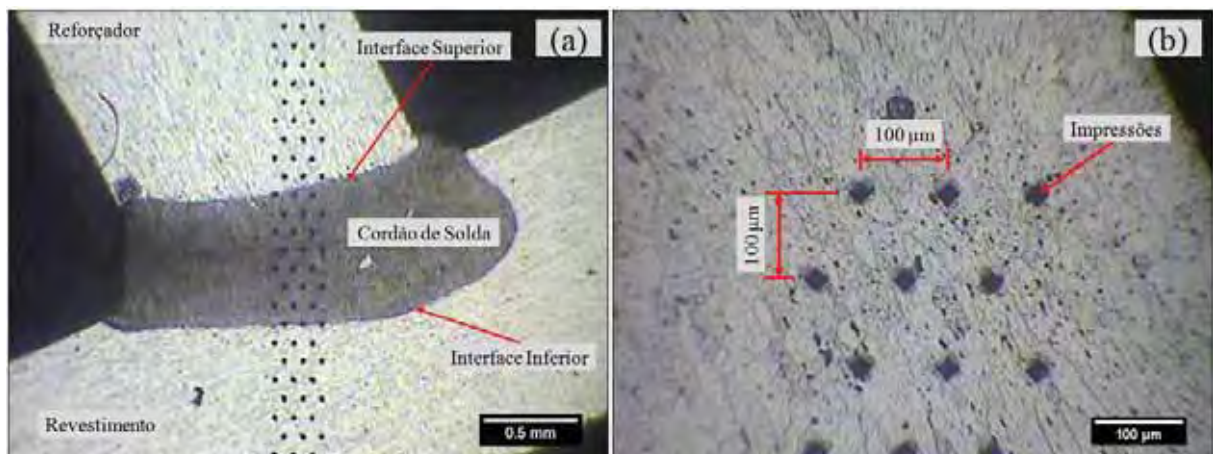


Figura 36 - Esquema do procedimento utilizado no ensaio de microdureza.

3.5.3 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados no Laboratório de Propriedades Mecânicas do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAR) da Escola de Engenharia de Lorena (EEL) – Universidade de São Paulo (USP). Em uma máquina servo-hidráulica para ensaios mecânicos MTS modelo 810.23M com 250 kN de capacidade.

O ensaio de fadiga foi realizado com controle de força, carregamento cíclico estacionário com forma de onda senoidal, frequência 20 Hz e razão de carga $R = 0,1$.

Os corpos de prova utilizados para o ensaio de fadiga possuem o mesmo desenho dos cdp's de tração, *Hoop* e *T-Pull*. Apenas o comprimento e a largura foram alterados para 120 mm e para 20 mm, respectivamente, na Figura 37 é apresentado um esquema do corpo de prova de fadiga. Os mesmos cuidados no preparo dos corpos de prova de tração, *Hoop* e *T-Pull*, foram tomados com os cdp's de fadiga, apenas não foi realizado o polimento e o ataque químico das laterais do cdp, pois o ensaio não foi monitorado com o microscópio USB.

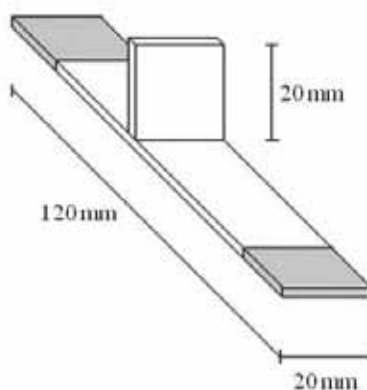


Figura 37 - Desenho do cdp de fadiga

O cdp foi fixado à máquina de fadiga pelas duas extremidades do revestimento, hachuradas em cinza na Figura 37, e na Figura 38 é apresentado uma foto do corpo de prova fixado na máquina de fadiga.

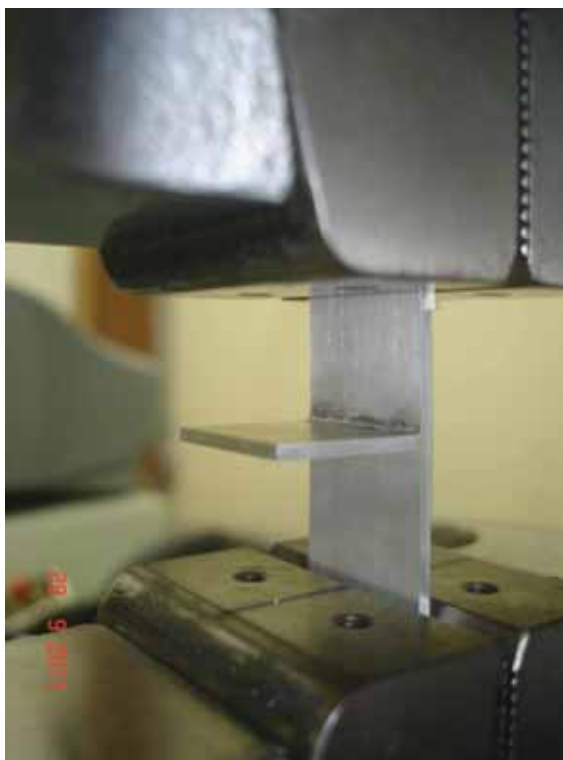


Figura 38 - Imagem do cdp fixado a máquina de fadiga.

3.6 Comparação entre junções

Este ensaio pretende comparar a soldagem a laser (LBW) com os processos de rebiteagem e a soldagem por fricção (*Friction Stir Welding* – FSW), processo que vem conquistando bastante aplicação na indústria aeronáutica (DUBOURG; MERATI; JAHAZI, 2010).

Com a finalidade de comparar os três processos foram confeccionados corpos de prova com dimensões semelhantes, Tabela 6.

Tabela 6 - Dimensões dos corpos de prova utilizados.

Processo	Largura (mm)	Espessura da chapa (mm)
Rebiteagem	44	1,3
FSW	45	1,3
LBW	44	1,6

Os corpos de prova foram confeccionados em diferentes ligas de alumínio, pois os processos de união por rebite e por FSW, utilizados na indústria aeronáutica, não utiliza a liga AA6013 nestes processos, utilizam as ligas discriminadas na Tabela 7. Na Tabela 8 são apresentadas as propriedades mecânicas das ligas de alumínio AA7050, AA2024 e AA2117. As propriedades mecânicas da liga de alumínio AA6013 já foram apresentadas na Tabela 4, e dela submetida ao tratamento térmico a 190 °C por quatro horas (TT) será apresentado na Tabela 12, na secção resultados e discussões. Foram utilizadas diferentes ligas de alumínio, pois os processos de rebitagem e de soldagem por fricção, na indústria aeronáutica, não são atualmente realizados em liga de alumínio AA6013.

Tabela 7 - Ligas de alumínio utilizadas nos diferentes processos de fabricação.

Processo	Revestimento	Reforçador	Rebite
Rebitagem	AA 2024	AA 7050	AA 2117
FSW	AA 2024	AA 7050	–
LBW	AA 6013	AA 6013	–
LBW – TT*	AA 6013 – TT	AA 6013 – TT	–

* LBW – TT: Amostras soldadas a laser e tratada a 190 °C por quatro horas

Tabela 8 - Propriedades Mecânicas das ligas de alumínio utilizado na confecção dos corpos de prova rebitado e soldado por FSW (MATWEB).

	7050 – T7651	2024 – T3	2117 – T4
Tensão Máxima (MPa)	552	483	296
Tensão de Escoamento (MPa)	490	345	165
Alongamento Máximo (%)	11	10	27

Na Figura 39, é apresentado um gráfico que relaciona resistência mecânica e ductilidade para as quatro ligas utilizadas na confecção dos cdp's. Observa-se que as ligas de maior resistência, AA 7050 e AA 2024, possuem menor ductilidade que as outras.

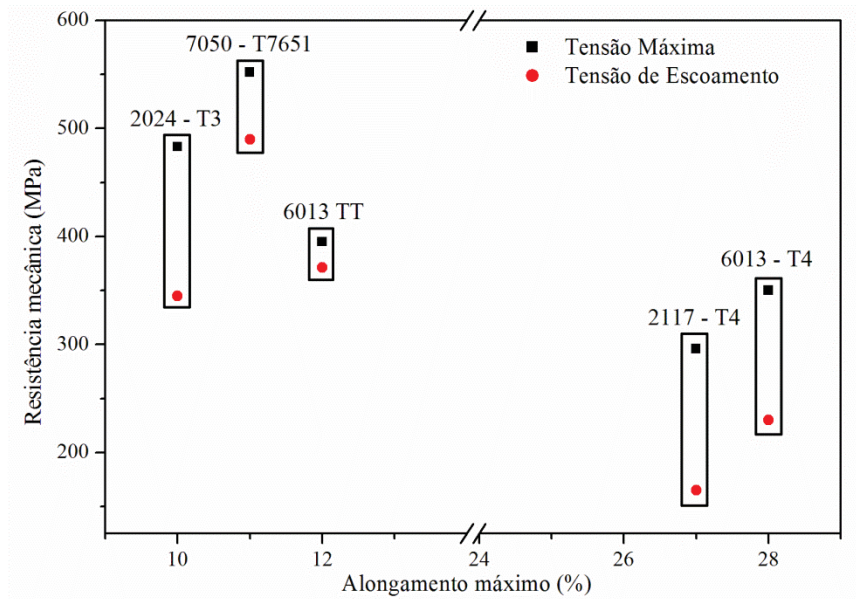


Figura 39 - Gráfico resistência mecânica versus alongamento máximo, para os materiais de base (A propriedades mecânicas da liga AA 6013 TT e T4 foram determinadas neste trabalho).

Existem, também, diferenças no desenho dos copos de prova. Nos cdp's rebitados há a necessidade de uma aba, onde são crimpados os rebites. O mesmo acontece com a amostra soldada por FSW, onde a aba permite a junção sobreposta. Na Figura 40, são apresentados imagens dos três cdp's utilizados.

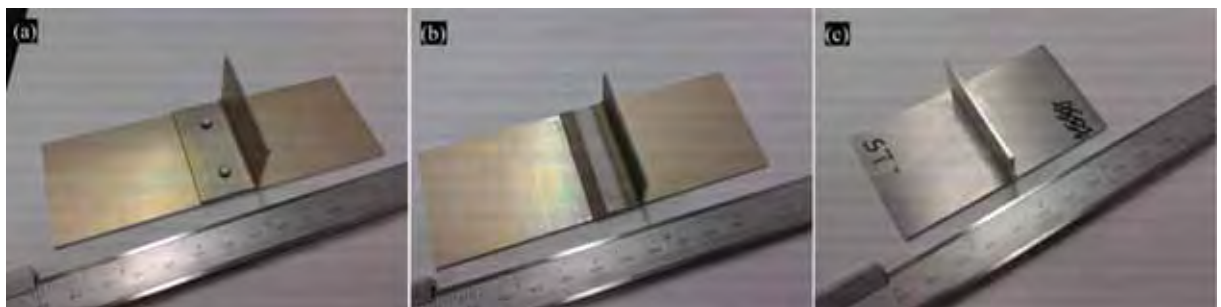


Figura 40 - Imagens dos três corpos de prova utilizados: (a) Rebitado, (b) FSW e (c) LBW.

Assim como para o ensaio de tração *T-Pull*, foi necessária a confecção de um dispositivo para a realização do ensaio de comparação entre as juntas. O dispositivo é similar ao utilizado no ensaio de tração *T-Pull*, no entanto o suporte 2, Figura 32, foi dividido ao meio podendo dessa forma ser ajustado de acordo com o desenho do corpo de prova, este ajuste é necessário devido a presença das abas nos cdp's rebitados e soldados por FSW, como pode ser visto na Figura 41.



Figura 41 - Imagem do dispositivo utilizado no ensaio de comparação das juntas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Material de Base

4.1.1 Espectrometria de absorção atômica

O resultado da análise química, por espectrometria de absorção atômica (EAA), da liga de alumínio AA6013 é apresentada na Tabela 9, observa-se que a concentração de alguns elementos está abaixo do especificado pela THE ALUMINUM ASSOCIATION – TAA (2009), com destaque para os elementos ferro (Fe) e silício (Si), por serem formadores de precipitados, os elementos manganês (Mn) e cobre (Cu), também importantes no fenômeno da precipitação estão dentro do estabelecido pela THE ALUMINUM ASSOCIATION – TAA (2009). Os elementos cromo (Cr), zinco (Zn) e titânio (Ti), podem ser encarados como impurezas, pois não colaboram para a formação de precipitados importantes para a liga de alumínio AA6013. Os teores destes elementos são, portanto, reduzidos ao máximo, suas concentrações não são superiores a 0,05 por cento, como é o caso da liga estudada.

Tabela 9 - Composição química da liga de alumínio AA6013.

Elemento (%)	Analizada	TAA
Si	$0,62 \pm 0,02$	0,8 – 1,0
Fe	$0,20 \pm 0,01$	0,50
Cu	$0,82 \pm 0,02$	0,6 – 1,1
Mn	$0,27 \pm 0,04$	0,2 – 0,8
Mg	$0,94 \pm 0,05$	0,8 – 1,2
Cr	$0,019 \pm 0,018$	0,10
Zn	$0,010 \pm 0,008$	0,25
Ti	$0,03 \pm 0,01$	0,10

4.1.2 Diagrama de fases

Na Figura 42 é apresentado o diagrama de fases, pseudobinário, teórico da liga de alumínio AA6013, a partir da composição obtida na análise química (Tabela 9). A partir do diagrama é possível afirmar que as duas fases intermetálicas dispersas na matriz cúbica de face centrada (CFC), fase α -alumínio, são: Mg_2Si e $Al_{12}Mn$, sendo termodinamicamente estáveis nos tratamentos realizados. É interessante observar que esta liga não pode ser solubilizada, pois a temperatura de solubilização para esta liga seria a temperatura eutética, 588 °C, coexistindo as fases alumínio (α), líquida (L) e Mg_2Si . Na temperatura eutética não é aconselhável realizar o tratamento de solubilização, pois a fase líquida durante o resfriamento geraria trincas a quente no material.

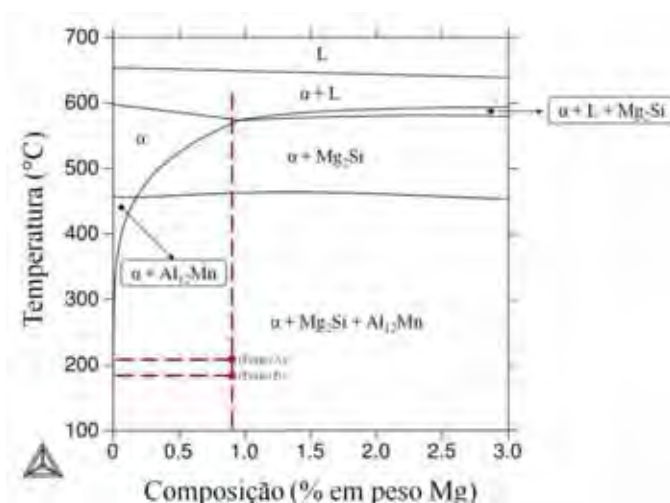


Figura 42 - Diagrama de fases pseudobinário, teórico, para a liga de alumínio AA6013.

Na Tabela 10 são apresentadas as frações de fases intermetálicas presentes em cada um dos tratamentos realizados, obtidas teoricamente pelo *software* Thermo-Calc, observa-se que as frações de Mg_2Si e $Al_{12}Mn$, para os dois tratamentos, apresentam o mesmo valor. É interessante observar que com o aumento da temperatura em apenas 15 °C, diminuindo duas horas de tratamento, é obtido a mesma proporção de precipitados.

Tabela 10 - Concentração das fases para os tratamentos térmicos considerados no estudo.

Fases	CFC – α (%)	Al ₁₂ Mn (%)	Mg ₂ Si (%)
Ponto A (205 °C / 2 h)	96,8	1,7	1,5
Ponto B (190 °C / 4 h)	96,8	1,7	1,5

4.1.3 Microscopia óptica e eletrônica de varredura

Nas Figura 46 a Figura 48 são apresentadas imagens em microscopia óptica (MO) nas três condições estudadas. Na Figura 43 é apresentada a micrografia da liga de alumínio AA 6013 sem tratamento térmico de precipitação e na Figura 44 e na Figura 45 são apresentadas as micrografias da liga de alumínio AA 6013 submetida a tratamento térmico de precipitação a 190 °C por quatro horas e a 205 °C por duas horas, respectivamente. Observa-se nas três micrografias a mesma estrutura de grãos, com grão equiaxiais, portanto, os tratamentos térmicos de precipitação não promoveram alterações na morfologia dos grãos.

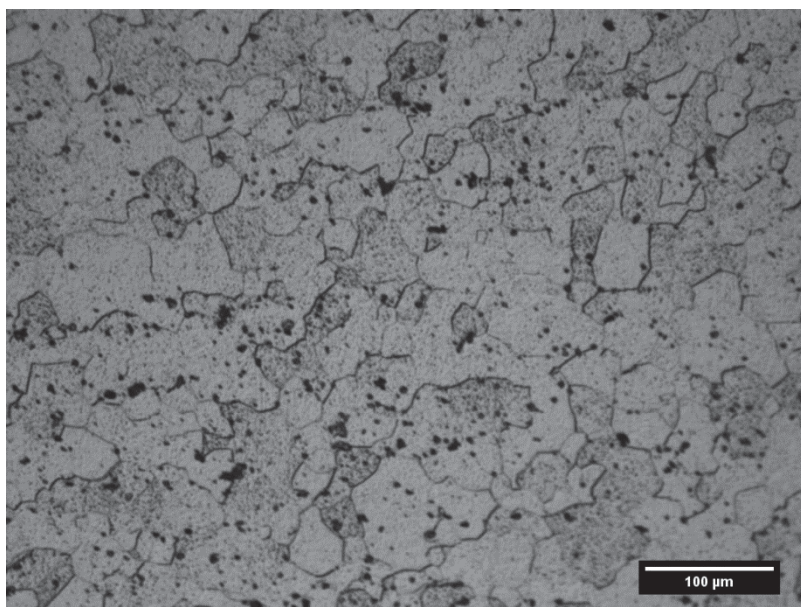


Figura 43 – MO: Micrografia da liga de alumínio AA 6013.

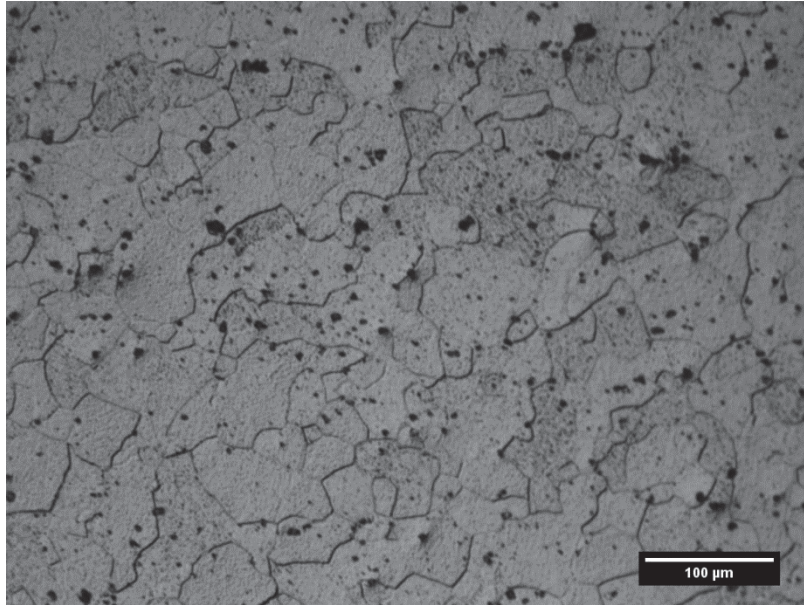


Figura 44 – MO: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas.

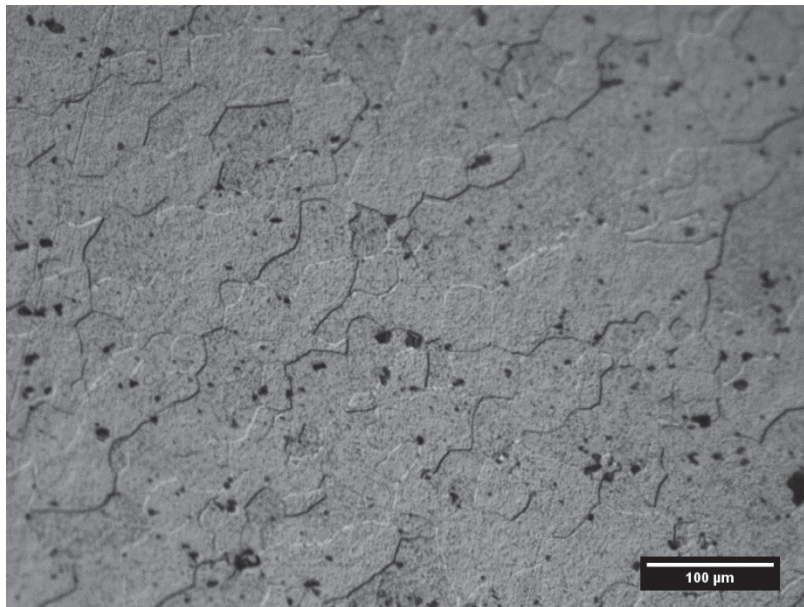


Figura 45 – MO: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas.

Na Tabela 11 são apresentados os tamanhos médio dos grãos para as três condições consideradas, medidos com o auxílio do *software* NIH Image J, a partir das imagens de microscopia óptica. A partir dos valores apresentados na Tabela 11, levando em consideração os erros das medidas, conclui-se que os tratamentos térmicos de precipitação, propostos, não promovem o crescimento do tamanho de grão.

Tabela 11 - Valores médios dos tamanhos dos grãos, para as três condições consideradas.

Condição	Diâmetro (μm)
Sem tratamento térmico	49 ± 5
190 °C por 4 horas	45 ± 8
205 °C por 2 horas	50 ± 7

Abaixo são apresentadas imagens em microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas três condições estudadas. Na Figura 46 é apresentada a micrografia da liga de alumínio AA 6013 sem envelhecimento e na Figura 47 e na Figura 48 são apresentadas as micrografias da liga de alumínio AA 6013 submetida a tratamento térmico de precipitação a 190 °C por quatro horas e a 205 °C por duas horas, respectivamente. Estas imagens foram obtidas das mesmas amostras das imagens anteriores (Figura 43, Figura 44 e Figura 45), apenas foi utilizada uma maior aplicação, permitindo, dessa forma, ser analisado os contornos de grão. Esta análise é importante, pois, os tratamentos térmicos de precipitação, devido o longo tempo de permanência em uma determinada temperatura, podem causar a formação de precipitados nos contornos de grão, e assim, causar a fragilização do material.

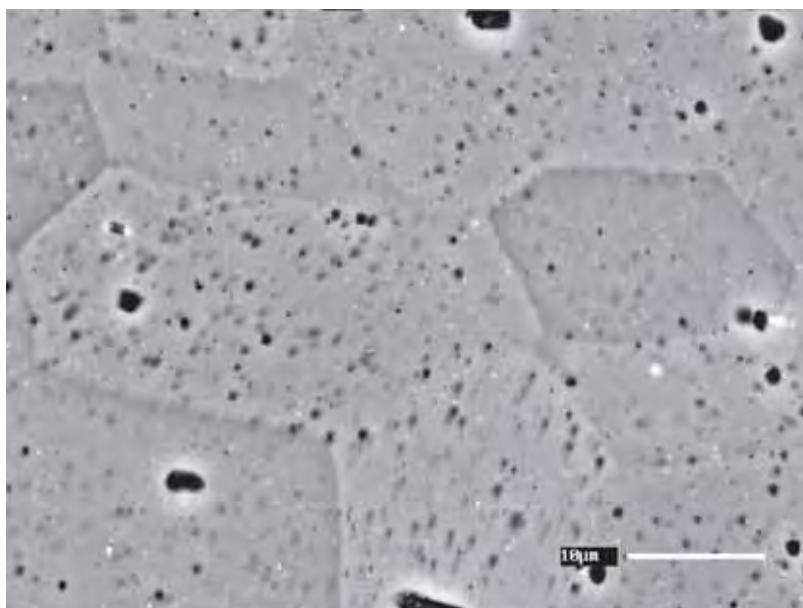


Figura 46 – MEV: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, sem os tratamentos propostos.

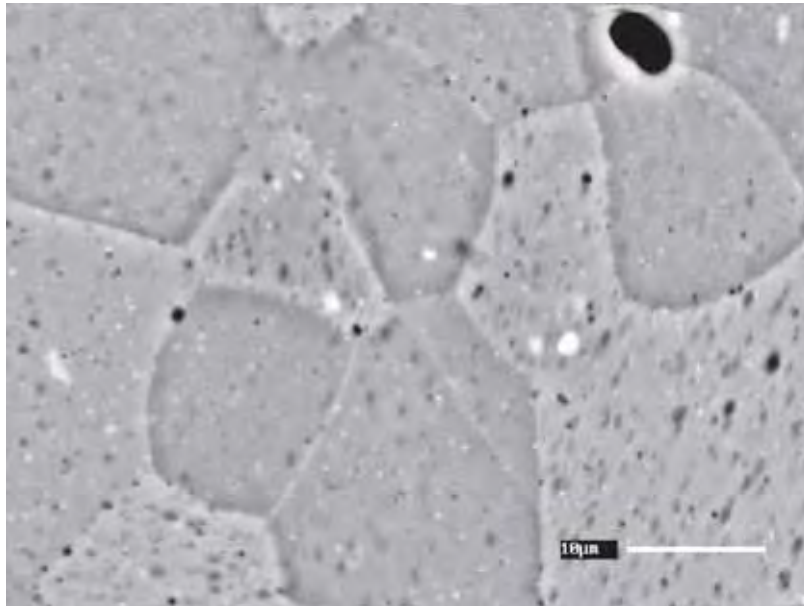


Figura 47 – MEV: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas.

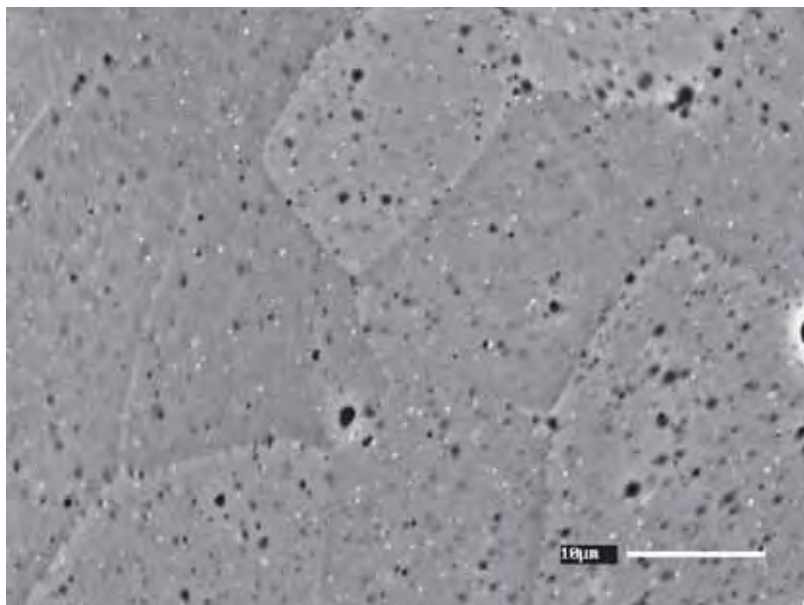


Figura 48 – MEV: Micrografia da liga de alumínio AA 6013, submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas.

A partir das análises microestruturais por microscopia óptica e eletrônica de varredura, conclui-se que, os tratamentos térmicos de precipitação propostos, não causam modificação na morfologia e no tamanho de grão e não se observa um aumento de precipitados nos contornos de grão, capaz de provocar fragilização na liga.

4.1.4 Difração de raios X

Os espectros de difração de raios X, Figura 49, revelam alteração no pico de maior intensidade. Tanto para o tratamento a 190 °C por quatro horas quanto para o tratamento a 205 °C por duas horas, o pico de maior intensidade tem índice de Miller (200) evidenciando a presença de precipitados coerentes com a matriz. Embora os precipitados para as amostras tratadas apresentem a mesma composição química que a amostra sem tratamento térmico, o difratograma revela uma alteração na cristalografia destes, evidenciado pela mudança no pico de maior intensidade. Uma vez que essa alteração está comumente associada com a precipitação de fases totalmente coerentes com a matriz, a hipótese aqui é a formação de zonas de Guinier Preston (GP) nas amostras tratadas a 190 °C por quatro horas e a 205 °C por duas horas (BARBOSA et al., 2002). Essas zonas melhoram as propriedades mecânicas, particularmente o limite de escoamento e de resistência à tração. No entanto tendem a reduzir o alongamento máximo das ligas, quando presentes.

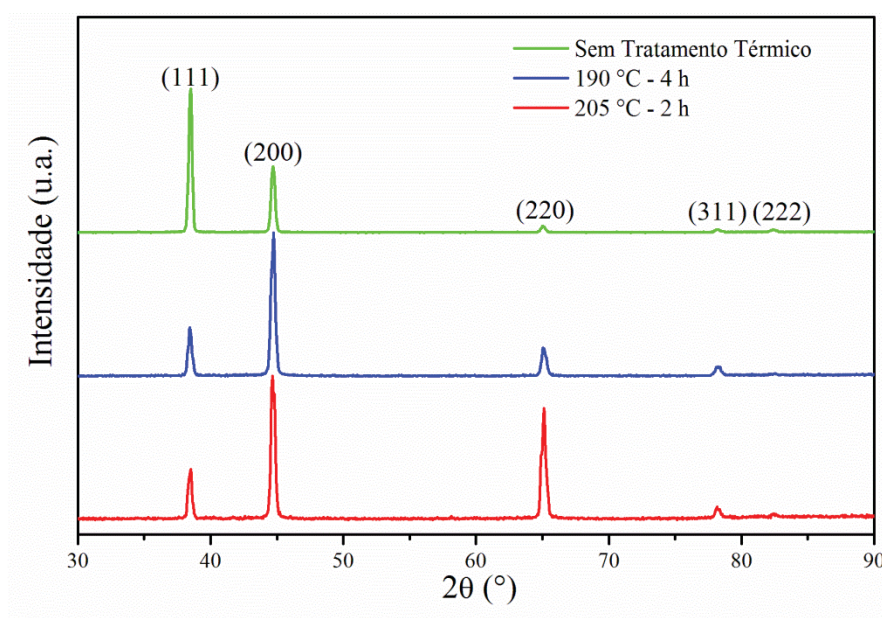


Figura 49 - Difratogramas de raios-X das amostras sem tratamento térmico, tratada a 190 °C por quatro horas e tratada a 205 °C por duas horas.

4.1.5 Ensaio de tração

A Figura 50 apresenta o gráfico tensão versus deformação para os corpos de prova (cdp's) não soldados: sem tratamento térmico, tratados a 190 °C por quatro horas e a 205 °C por duas horas, na direção longitudinal de laminação. Na Figura 51 é apresentado o gráfico tensão versus deformação para os corpos de prova sem tratamento térmico e tratado a 190 °C por quatro horas, ensaiados na direção transversal de laminação. Na Tabela 12 e na Tabela 13 são apresentadas as propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as duas direções de laminação, longitudinal e transversal, respectivamente.

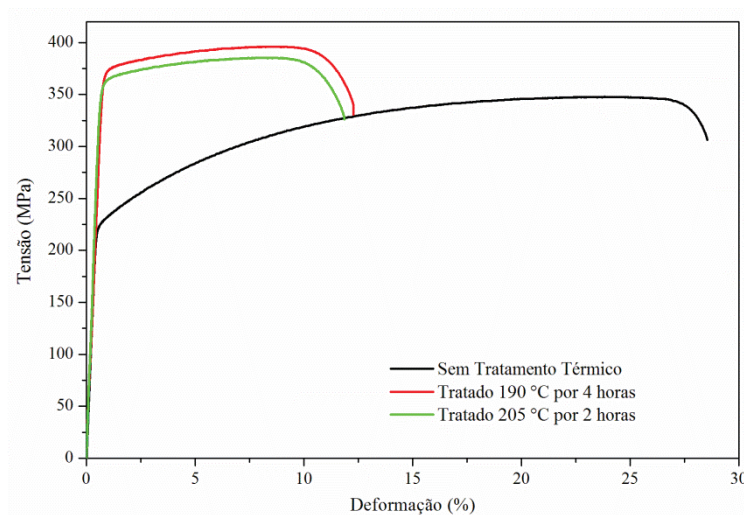


Figura 50 - Gráfico tensão versus deformação para cdp's sem solda na direção longitudinal de laminação.

Observa-se, na Figura 50 e na Tabela 12, que para os corpos de prova na direção de laminação longitudinal, após os tratamentos térmicos, há uma diminuição significativa na deformação total de 16 % tanto para as amostras tratadas a 190 °C quanto para as amostras tratadas a 205 °C. Observa-se que há um ganho no limite de resistência de 45 MPa para as amostras tratadas a 190 °C e de 34 MPa para as amostras tratadas a 205 °C. O limite de escoamento aumenta em 141 MPa para os corpos de prova tratados a 190 °C e em 129 MPa para os cdp's tratados a 205 °C. Já o módulo de elasticidade não se alterou com o tratamento térmico.

O aumento nos níveis de resistência mecânica dos corpos de prova tratados termicamente está relacionado com a formação de precipitados que atuam como barreira aos movimentos das discordâncias, exigindo um aumento nos níveis de tensão para vencer os obstáculos e permitir a deformação plástica do material. Com a elevação no limite de escoamento, das ligas tratadas, este se aproxima do valor do limite de resistência evidenciando uma redução no encruamento e uma redução na capacidade de deformar plasticamente.

Tabela 12 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova sem solda, direção longitudinal.

	Sem Tratamento	190 °C – 4h	205 °C – 2h
Limite de resistência (MPa)	350 ± 2	395 ± 1	384 ± 2
Limite de Escoamento (MPa)	230 ± 2	371 ± 1	359 ± 3
Modulo de Elasticidade (GPa)	53 ± 16	52 ± 5	58 ± 8
Deformação Total (%)	28 ± 1	12 ± 1	12 ± 1

No ensaio de tração para os corpos de prova na direção transversal de laminação observa-se, na Figura 51 e na Tabela 13, que o tratamento térmico a 190 °C promove a diminuição na deformação máxima em 14% e causa um aumento de 28 MPa e 117 MPa no limite de resistência e de escoamento, respectivamente. Neste caso houve alteração no modulo de elasticidade para as amostras tratadas a 190 °C.

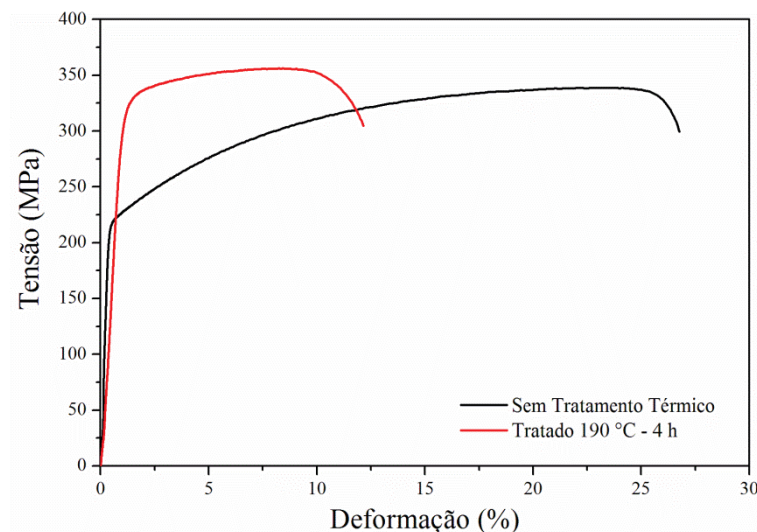


Figura 51 - Gráfico tensão versus deformação para cdp's sem solda na direção transversal de laminação.

Tabela 13 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova sem solda, direção transversal.

	Sem Tratamento	190 °C – 4 h
Limite de resistência (MPa)	337 ± 1	365 ± 10
Limite de Escoamento (MPa)	198 ± 9	315 ± 11
Modulo de Elasticidade (GPa)	56 ± 2	34 ± 10
Deformação Total (%)	$26 \pm 0,7$	$12 \pm 0,7$

Os resultados dos ensaio de tração nos cdp's retirados na direção transversal, comparados com os cdp's retirados na direção longitudinal, para as condições sem tratamento térmico ou tratados a 190 °C por quatro horas, mostram uma pequena redução no limite de escoamento e de resistência, com uma deformação bastante semelhante. Este fenômeno está associado à textura provocada pelo processo de laminação, tornando a liga mais resistente na direção de laminação.

Os ensaios de tração na direção transversal, para os cdp's envelhecidos a 205 °C, não foram realizados pois este ensaio não estava previsto inicialmente e não haviam cpd's disponíveis.

4.1.6 Ensaio de fadiga

Na Figura 52 é apresentada a curva Tensão-N para corpos de prova sem tratamento térmico e para cdp's submetidos a tratamentos térmicos de precipitação a 190 °C por quatro horas.

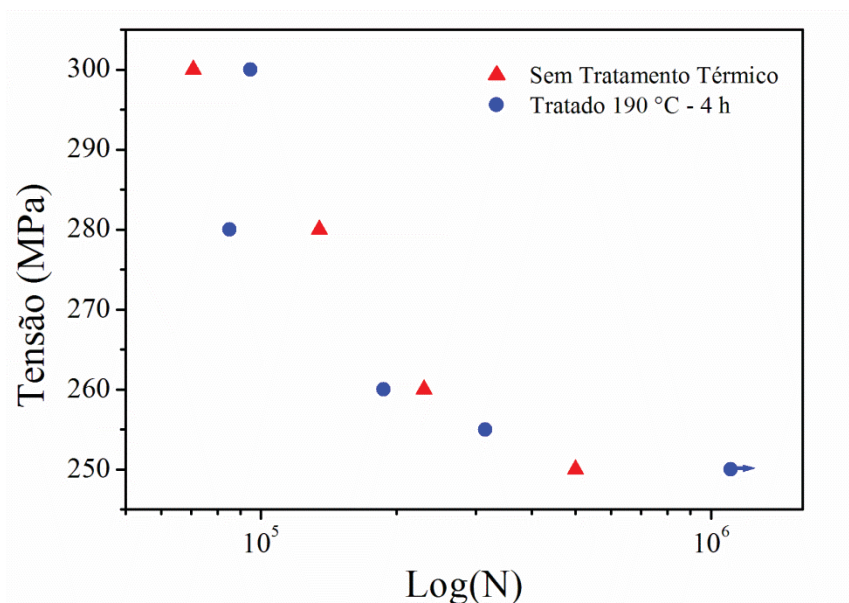


Figura 52 - Gráfico Tensão-N para amostras sem tratamento térmico e tratada a 190°C por 4 horas.

A partir do gráfico Tensão-N, Figura 52, observa-se tendências semelhantes, para os corpos de prova sem tratamento térmico e para as tratadas a 190 °C por quatro horas, para tensões acima de 250 MPa. Para a tensão de 250 MPa, os corpos de prova submetidos a tratamento térmico é distintamente superior aos cdp's sem tratamento térmico, e a esta tensão os cdp's tratados a 190 °C apresentaram vida em fadiga superior a 10^6 ciclos.

Para o levantamento desta curva Tensão-N foi utilizado apenas um corpo de prova para cada uma das tensões, portanto, não foi possível realizar um controle estatístico.

Para a tensão de 300 MPa, a liga de alumínio sem tratamento térmico apresentou um desempenho inferior, comportou-se como fadiga de baixo ciclo, devido ao nível de tensão estar bem acima do limite de escoamento (230 MPa), impondo grandes deformações durante às tensões máximas no ciclo de tensões.

A liga tratada a 190 °C por quatro horas apresentou um resultado positivo no limite de fadiga (10^6 ciclos), comparado com a liga sem tratamento térmico, esta não sofreu fratura para a tensão de 250 MPa, enquanto a liga não tratada rompeu-se com carga de 5×10^5 ciclos.

Os ensaios de fadiga, para os cdp's envelhecidos a 205 °C, não foram realizados pois este ensaio não estava previsto inicialmente e não haviam cpd's disponíveis.

4.1.7 Ensaio de microdureza

Na Tabela 14 são apresentados os resultados dos ensaios de microdureza realizados em amostras sem tratamento térmico e submetidas aos dois tratamentos térmicos propostos. Observa-se que, para os dois tratamentos térmicos, há um aumento significativo dos valores de dureza, no entanto, independente do tratamento, o ganho de dureza é semelhante, aproximadamente 25 HV.

Tabela 14 - Resultados do ensaio de dureza.

Condição	Dureza Vickres
Sem tratamento	98 ± 4
190 °C – 4 h	123 ± 4
205 °C – 2 h	122 ± 3

4.2 Amostras Soldadas

4.2.1 Espectrometria de energia dispersiva de raios X

Da Figura 53 a Figura 55, são apresentados os resultados de espectrometria de energia dispersiva de raios X (EDS). Na Figura 53 é apresentada a variação de cobre (Cu), nas três regiões consideradas. Observa-se que a concentração de cobre é maior nas regiões da interface e no cordão de solda independentemente se a amostra foi

submetida a tratamento térmico pós-soldagem ou não, mas a diferença de concentração, de Cu, diminui para a amostra tratada a 205 °C por duas horas.

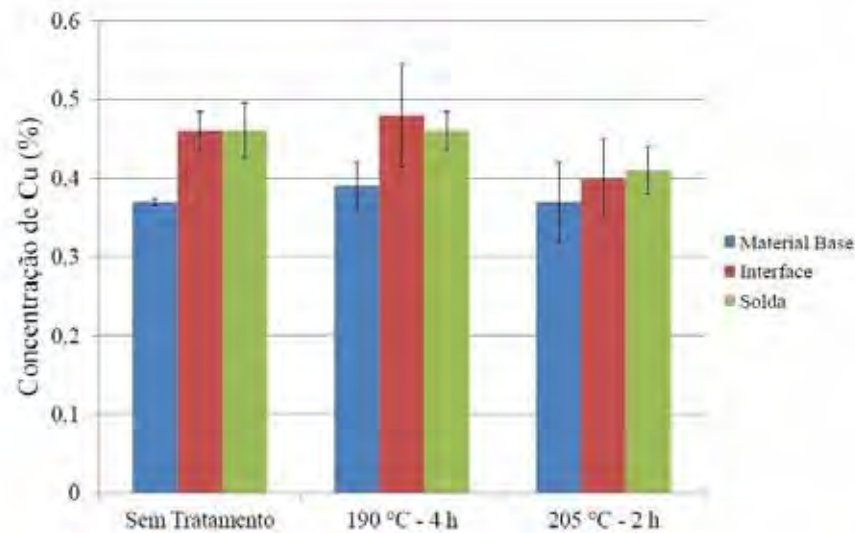


Figura 53 - Variação de concentração de cobre (Cu).

Parece que o aquecimento, devido ao calor fornecido no processo de solda, propicia a difusão do elemento cobre em direção à interface e ao cordão de solda, e mesmo após os tratamentos térmicos pós-soldagem não há uma homogeneização do elemento Cu entre as três regiões. A menor diferença de concentração é conseguida na amostra tratada a 205 °C por duas horas.

Na Figura 54 é apresentada a variação de magnésio (Mg), nas três regiões consideradas. O elemento magnésio como pode ser visto tem sua concentração diminuída na interface nas três condições consideradas, mas com os tratamentos térmicos esta diferença diminui. A concentração de Mg no cordão de solda não varia com os tratamentos térmicos pós soldagem, já na interface e no material de base após os tratamentos térmicos há um pequeno aumento. Novamente observa-se que a menor diferença na concentração de magnésio, entre as regiões, é obtida para a amostra tarada a 205 °C por duas horas.

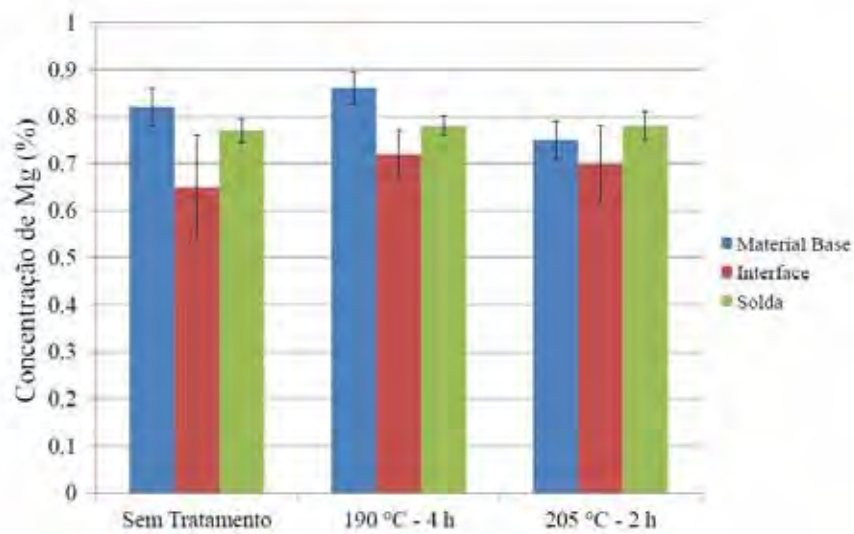


Figura 54 - Variação de concentração de magnésio (Mg).

Na Figura 55 é apresentada a variação de Silício (Si), nas três regiões consideradas. Observa-se que a concentração de silício aumenta consideravelmente no material de base e no cordão de solda para a amostra sem tratamento térmico, mas na amostra tratada a 190 °C por quatro horas e na tratada a 205 °C por duas horas há diminuição da concentração de silício no material de base e o aumento na interface e no cordão de solda.

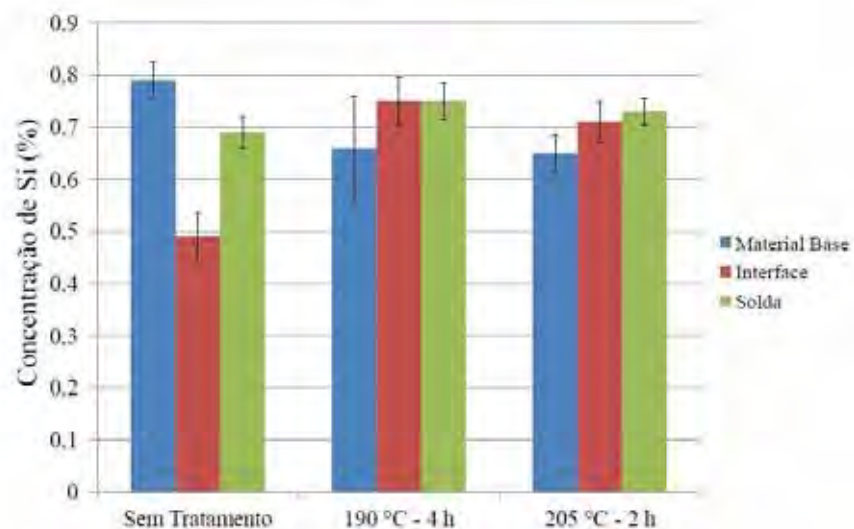


Figura 55 - Variação de concentração de magnésio (Si).

No caso do elemento silício o processo de solda parece promover a difusão da interface para o material de base e para o cordão de solda. Depois dos tratamentos térmicos pós-soldagem há uma redistribuição do Si.

A partir dos resultados das análises de espectrometria de energia dispersiva de raios X o processo de soldagem a laser provoca a difusão e segregação dos elementos (Cu, Mg e Si) e os tratamentos térmicos, propostos, promovem uma redistribuição. Dos três elementos analisados o silício é o mais sensível ao processo de soldagem e, também, aos tratamentos térmicos pós-soldagem.

4.2.2 Microscopia óptica e eletrônica de varredura

Na Figura 56, são apresentadas as imagens de microscopia óptica para as amostras: soldadas sem tratamento térmico, Figura 56 (a); submetidas ao tratamento térmico a 190 °C por quatro horas, Figura 56 (b) e submetidas ao tratamento térmico a 205 °C por duas horas, Figura 56 (c). Estas imagens foram obtidas com o mesmo polarizador e mesma ampliação, utilizando-se luz polarizada para melhor visualização dos grãos. Embora se tenha usado a mesma ampliação e polarizador para as três amostras, observa-se diferenças nos tons de cinza devido a diferença de inclinação das amostras.

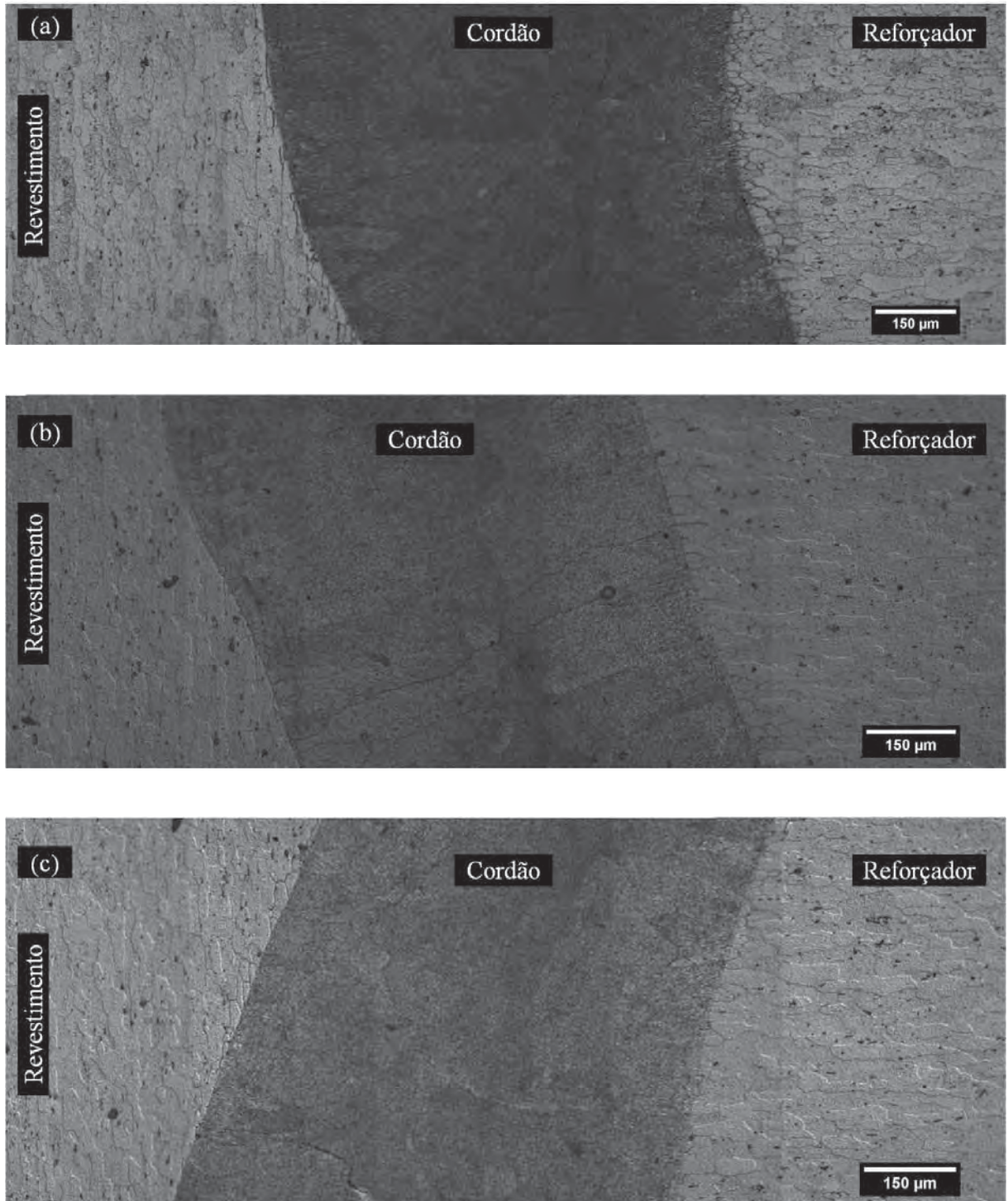


Figura 56 – MO: Amostras soldadas, (a) não submetida a tratamento térmico, (b) submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas e (c) submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas.

Nas três imagens da Figura 56, observam-se características semelhantes nas regiões próximas às interfaces e no cordão de solda. Tanto na interface superior quanto na inferior são observadas zonas de liquação geradas durante o processo de soldagem, associado a estas regiões onde ocorrem zonas de liquação há um possível aumento na

segregação de solutos ao longo da área reduzida dos contornos de grão, levando à formação de filmes líquidos locais (PAREDES; D'OLIVEIRA, 2001).

Nas Figura 57, Figura 58 e Figura 59, são apresentadas imagens com ampliação de quatro mil vezes destas regiões por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

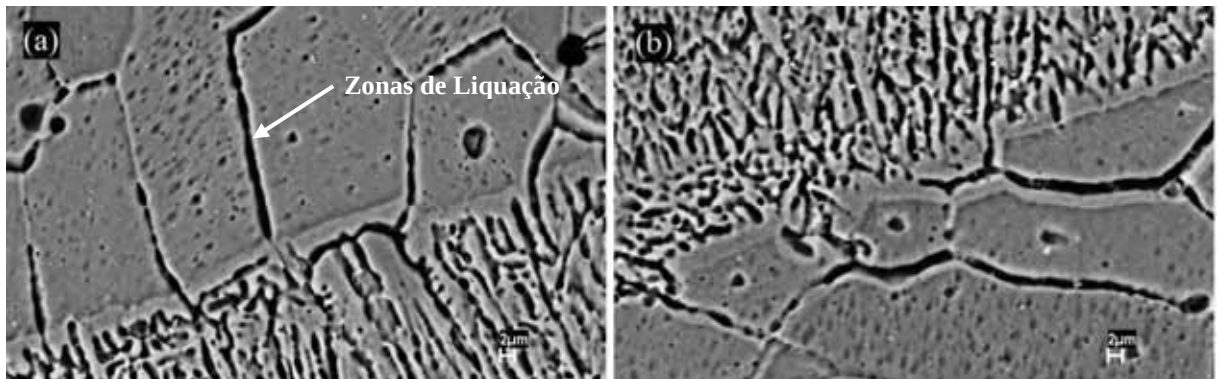


Figura 57 – MEV: Amostra não submetida a tratamento térmico, (a) interface superior e (b) interface inferior.

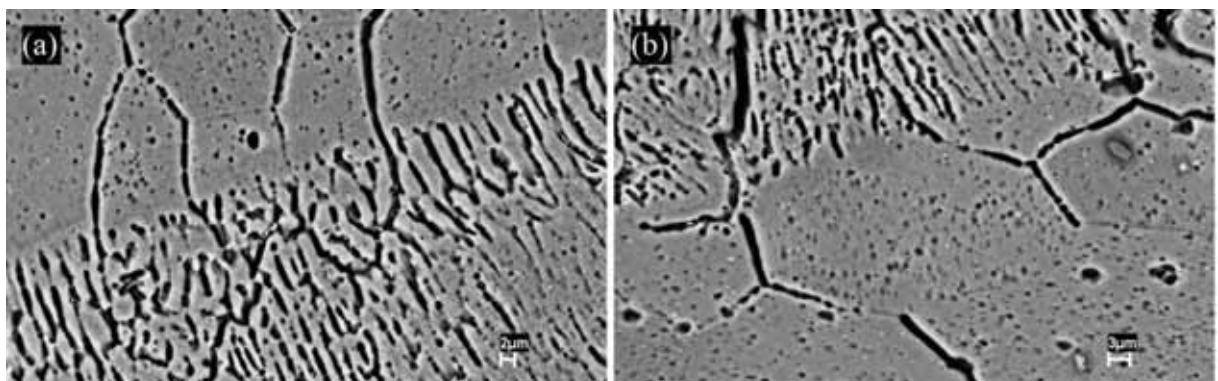


Figura 58 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas, (a) interface superior e (b) interface inferior.

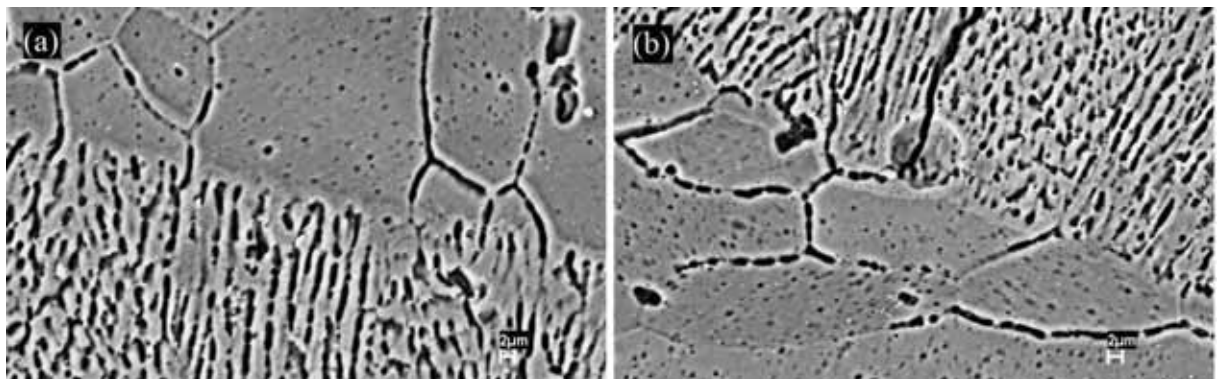


Figura 59 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas, (a) interface superior e (b) interface inferior.

As zonas de liquação possuem dimensões diferentes no reforçador e no revestimento, este fato é atribuído à direção de laminação, no caso do reforçador os grãos estão alongados transversalmente em relação do cordão de solda e já no revestimento os grãos estão alongados paralelamente ao cordão de solda. Na Tabela 15 são apresentados as dimensões médias das zonas de liquação para as duas interfaces, para o material sem tratamento térmico e para os dois tratamentos térmicos.

Tabela 15 - Valores médios dos raios das zonas de liquação nas três condições consideradas.

Condição	Interface Superior (μm)	Interface Inferior (μm)
Não Tratada	70	50
190 °C / 4 h	70	25
205 °C / 2 h	80	25

Outro ponto interessante a ser destacado é que os tratamentos térmicos propostos não promovem alterações nas dimensões das zonas de liquação.

Outra característica interessante observada na Figura 56 é a microestrutura do cordão de solda que apresenta uma estrutura bruta de solidificação (com grão colunares) e microtrincas de solidificação. Na Figura 60, na Figura 61 e na Figura 62, são apresentadas imagens com ampliação de mil e quinhentas vezes para a estrutura bruta de solidificação e de mil vezes para as microtrincas, por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

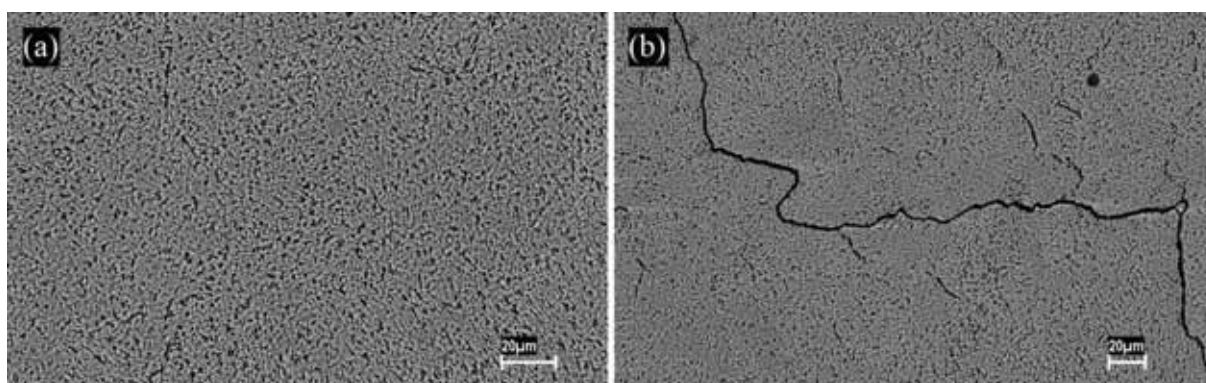


Figura 60 – MEV: Amostra não submetida a tratamento térmico, (a) estrutura bruta de solidificação e (b) microtrincas de solidificação.

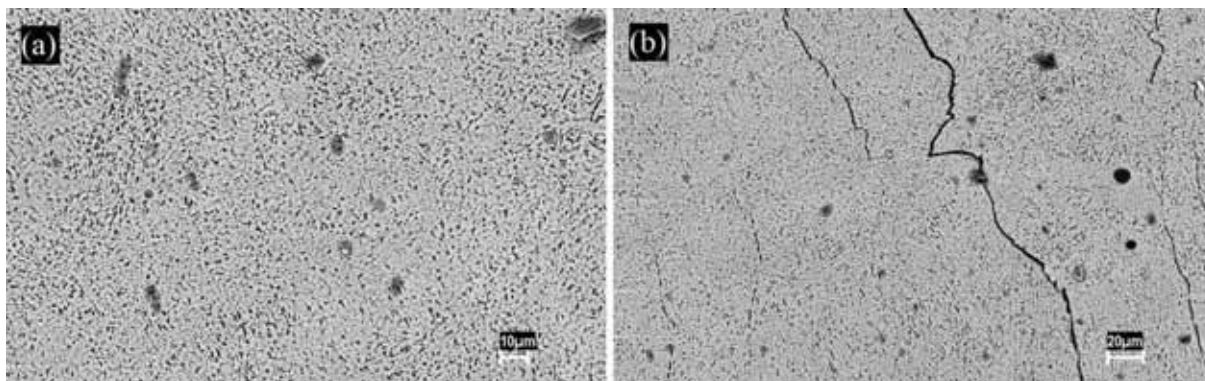


Figura 61 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 190 °C por 4 horas, (a) estrutura bruta de solidificação e (b) microtrincas de solidificação.

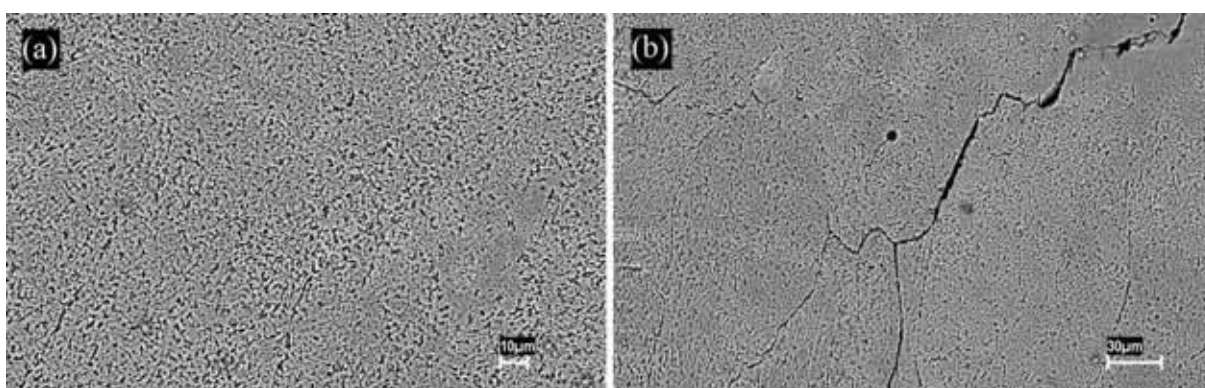


Figura 62 – MEV: Amostra submetida a tratamento térmico a 205 °C por 2 horas, (a) estrutura bruta de solidificação e (b) microtrincas de solidificação.

As microtrincas de solidificação iniciam nas zonas de liquação, como pode ser observado na Figura 57, na Figura 58 e na Figura 59 e se propagam pelo cordão de solda através dos contornos de grão podendo, as vezes, atravessar todo o cordão, como é observado na Figura 56 (b). Este defeito gerado durante o processo de soldagem é indesejado, pois é deletério às propriedades mecânicas, principalmente na vida em fadiga.

4.2.3 Ensaio de tração *Hoop*

A Figura 63 apresenta o gráfico tensão versus deformação, para o ensaio de tração *Hoop*, para os corpos de prova (cdp's) sem tratamento térmico e os submetidos aos dois tratamentos térmicos propostos. Na Tabela 16 são apresentadas as propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

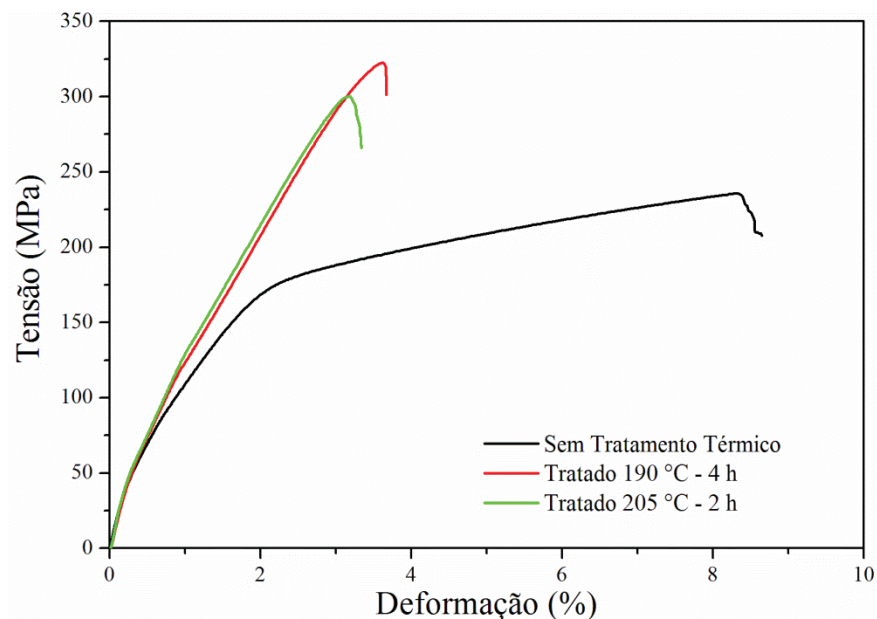


Figura 63 - Gráfico tensão versus deformação em tração *Hoop* para cdp's soldados.

Observa-se que há uma diminuição significativa no alongamento de 4,0 e 5,0 %, para os corpos de prova tratados a 190 °C por quatro horas e para os tratados a 205 °C por duas horas, respectivamente. Já a tensão máxima aumenta consideravelmente para os dois tratamentos térmicos propostos, para o tratamento térmico a 190 °C por quatro horas o aumento é de 76 MPa e para o tratamento a 205 °C por duas horas o aumento é de 65 MPa.

Tabela 16 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldado em tração *Hoop*.

	Sem Tratamento	190 °C – 4 h	205 °C – 2 h
Tensão Máxima (MPa)	233 ± 20	309 ± 3	298 ± 18
Alongamento (%)	8 ± 2	4 ± 0,1	3 ± 0,3

4.2.4 Ensaio de tração *T-Pull*

A Figura 64 apresenta o gráfico tensão versus deformação, para o ensaio de tração *T-Pull*, para os corpos de prova (cdp's) sem tratamento térmico e os submetidos

aos dois tratamentos térmicos propostos. E na Tabela 17 são apresentadas as propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

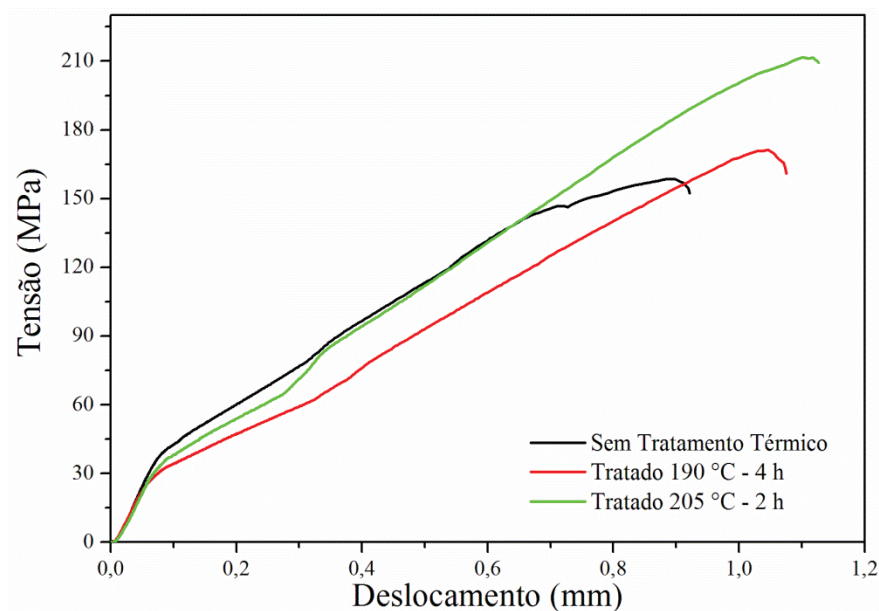


Figura 64 - Gráfico tensão versus deformação em tração *T-Pull* para cdp's soldados.

Observa-se que há um ganho nos valores de tensão máxima para os corpos de prova submetidos aos dois tratamentos térmicos propostos, para o tratamento térmico a 190 °C por quatro horas o aumento é de 19 MPa e para o tratamento a 205 °C por duas horas o aumento é de 69 MPa, já nos valores de deslocamento não há grandes alterações.

Tabela 17 - Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados em tração *T-Pull*.

	Sem Tratamento	190 °C – 4 h	205 °C – 2 h
Tensão Máxima (MPa)	143 ± 14	162 ± 12	212 ± 7
Deslocamento (mm)	0,90 ± 0,04	0,9 ± 0,2	1,2 ± 0,07

Para o ensaio de tração *T-Pull* é apresentado o deslocamento e não a deformação porque devido à geometria do corpo de prova e a necessidade da utilização de um suporte para a realização do ensaio de tração dificultar o cálculo da deformação.

Na Figura 65 é apresentado de forma esquemática o que ocorre no corpo de prova durante o ensaio de tração. Quando o corpo de prova é solicitado, embora ele esteja muito bem fixado, acaba flexionando na região central apoiado nos dois pontos de fixação definidos pela largura da fenda do suporte 2. O deslocamento medido pela máquina corresponde a distancia (D) de flexão. Embora o ensaio na forma proposta avalie a eficiência da solda, ocorre um dobramento no ponto de contato com o suporte 2 e, no ponto da solda, também há um pequeno dobramento, formando neste ponto um concentrador de tensão. Esta forma de ensaio mostra-se, portanto, mais severo que a situação real. As duas partes do revestimento que resistem à tração não atingem o limite de escoamento, por resistir uma tensão bem inferior à tensão observada no revestimento.

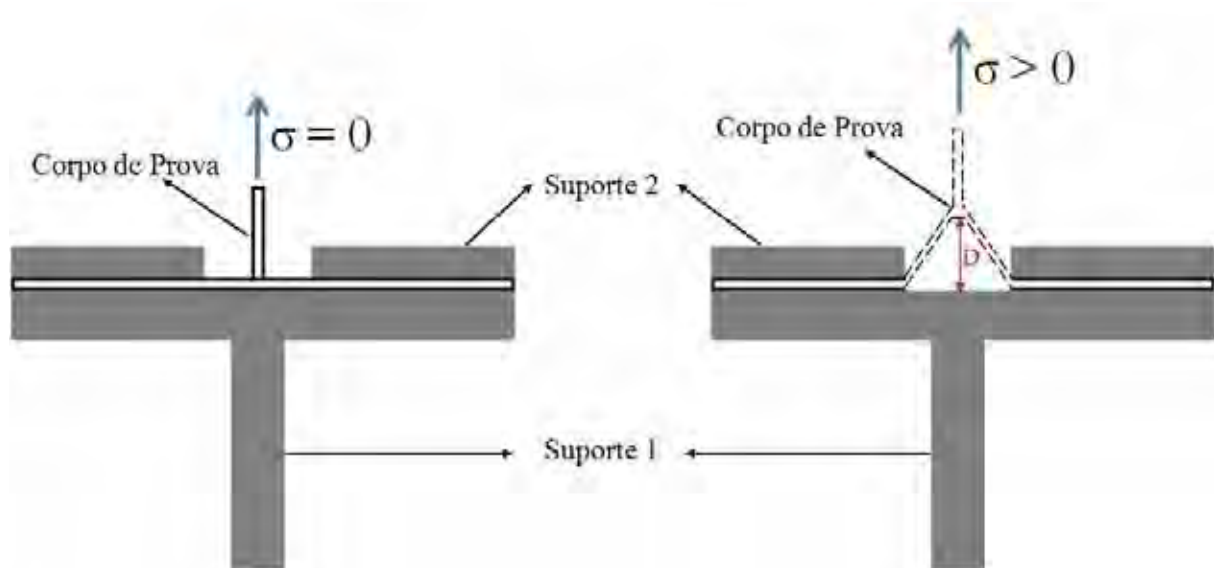


Figura 65 - Esquema do corpo de prova em um ensaio de tração *T-Pull*.

As alterações nas propriedades mecânicas observadas na Tabela 17, aumento das tensões máximas, observadas nos ensaios de tração, são devido à formação de precipitados durante os tratamentos térmicos propostos, eles agem bloqueando a movimentação de discordâncias (FRIBOURG et al., 2011; POOLE; LLOYD; EMBURY, 1997).

4.2.5 Monitoramento do ensaio de tração

A Figura 66, Figura 67 e Figura 68 são imagens obtidas pelo microscópio USB, utilizado no monitoramento, do ensaio de tração *Hoop*. Para as três Figuras, a imagem (a) é o início da nucleação da trinca, a imagem (b) é segundos antes do rompimento do corpo de prova e a imagem (c) é o momento do rompimento do cdp.

Observa-se que, independentemente se o corpo de prova não foi submetido a tratamento térmico pós-soldagem, Figura 66, ou se ele foi submetido aos tratamentos térmicos, pós-soldagem, a 190 °C por quatro horas, Figura 67, e a 205 °C por duas horas, Figura 68, a trinca sempre é nucleada no cordão de solda, propagando-se em seguida para o material de base seguindo a interface do cordão de solda a partir deste ponto e por fim o corpo de prova rompe por sobre carga.

A trinca, provavelmente, é nucleada no cordão de solda devido o coalescimento dos defeitos gerados pelo processo de soldagem a laser, que puderam ser observados na análise microestrutural por microscopia óptica e eletrônica de varredura.



Figura 66 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração *Hoop* do cdp sem tratamento térmico, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.



Figura 67 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração *Hoop* do cdp tratado a 190 °C por quatro horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.



Figura 68 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração *Hoop* do cdp tratado a 205 °C por duas horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.

A Figura 69, Figura 70 e Figura 71 são imagens obtidas pelo microscópio USB, utilizado no monitoramento, do ensaio de tração *T-Pull*. Para as três Figuras a imagem (a) é o início da nucleação da trinca, a imagem (b) é segundos antes do rompimento do corpo de prova e a imagem (c) é o momento do rompimento do cdp.

Novamente, observa-se que independentemente se o corpo de prova foi submetido a tratamento pós-soldagem ou não a fratura acontece no cordão de solda. Neste ensaio, onde a tensão aplicada é toda concentrada no cordão de solda a presença de defeitos é, mas crítica, e novamente é provável que a ruptura aconteça no cordão de solda devido à preexistência de defeitos.

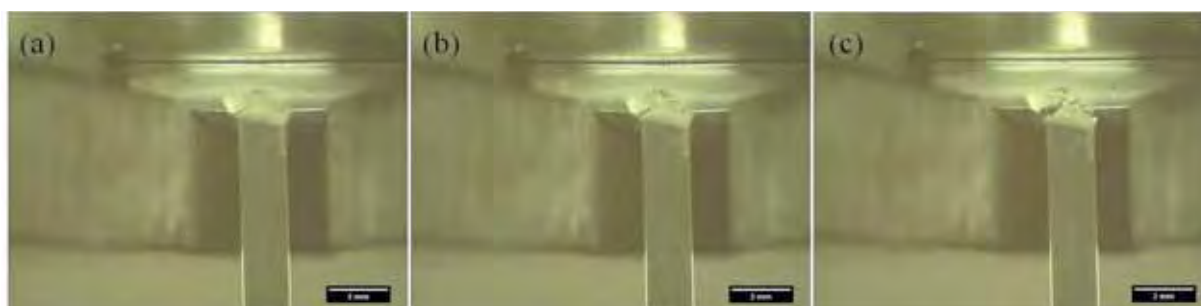


Figura 69 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração *T-Pull* do cdp sem tratamento térmico, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.



Figura 70 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração *T-Pull* do cdp tratado a 190 °C por quatro horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.



Figura 71 - Imagens do monitoramento do ensaio de tração *T-Pull* do cdp tratado a 205 °C por duas horas, (a) nucleação da trinca, (b) propagação da trinca e (c) ruptura do cdp.

4.2.6 Perfil de dureza

Na Figura 72 é apresentado o perfil de dureza em amostras soldadas sem tratamento térmico e submetidas aos dois tratamentos térmicos propostos. Foi colocada a imagem de uma amostra após ter sido realizado o ensaio de dureza como plano de fundo do gráfico, apenas como referência, a localização exata das endentações e os pontos nas curvas podem não coincidir.

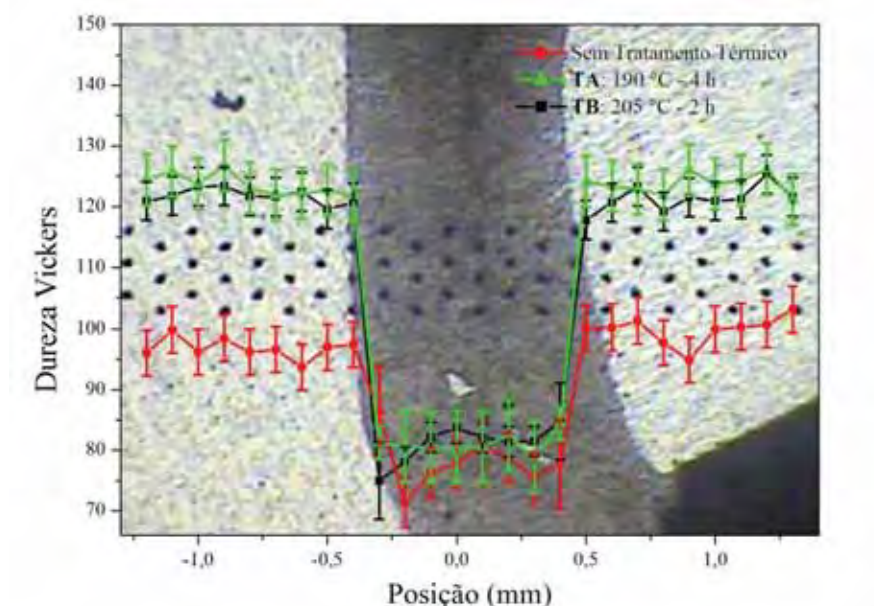


Figura 72 - Perfil de microdureza para as três condições consideradas.

O gráfico de perfil de microdureza, Figura 72, mostra que os valores de dureza decaem abruptamente na interface entre o material base e o cordão de solda, no

entanto, os valores de dureza no cordão de solda não aumentam com os tratamentos térmicos.

A partir das análises de espectrometria de energia dispersiva de raios X não se observam variações nas concentrações dos elementos de liga, porém a estrutura bruta de solidificação vista nas análises microestruturais não se alteraram com os tratamentos, devido as temperaturas serem baixas para promover um rearranjo. Portanto, a partir das análises e dos ensaios realizados observa-se que a estrutura bruta de solidificação é prejudicial às propriedades mecânicas.

4.2.7 Ensaio de fadiga

Na Figura 73 são apresentadas as curvas Tensão-N para corpos de provas soldados sem tratamento térmico pós-soldagem e para cdp's submetidos aos tratamentos térmicos pós-soldagem, a 190 °C por quatro horas e a 205 °C por duas horas.

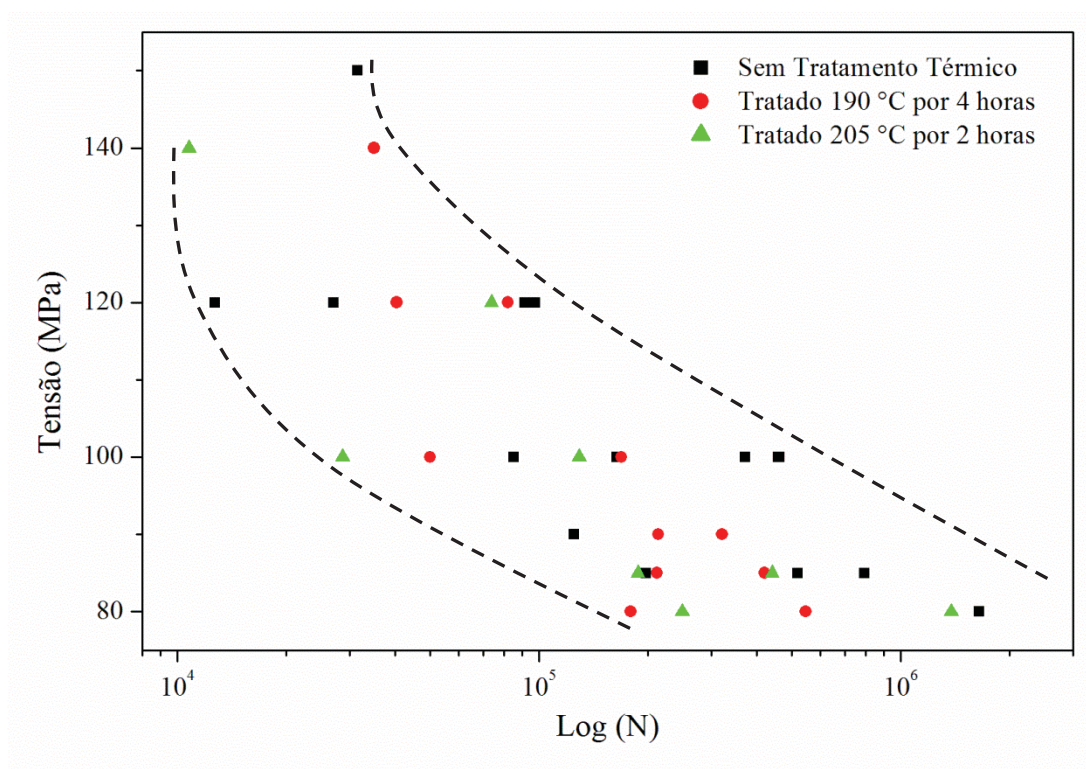


Figura 73 - Gráfico Tensão-N para cdp's sem tratamento térmico e submetidos aos dois tratamentos térmicos pós-soldagem propostos.

A partir do gráfico Tensão-N, Figura 73, observa-se tendências similares, para os corpos de prova nas três condições consideradas, para tensões acima de 80 MPa.

Com base na curva Tensão-N, Figura 73, não é possível fazer uma distinção entre as três condições consideradas, sem tratamento térmico pós-soldagem e submetida aos dois tratamentos pós-soldagem. Observa-se que os resultados apresentam-se em uma faixa, devido à dispersão, delimitada pelas linhas pontilhadas da figura. A vida em fadiga está sendo determinada principalmente pelos defeitos (descontinuidades) pré-existentes, observadas na análise microestrutural por microscopia óptica e eletrônica de varredura; onde são observadas microtrincas que são nucleadas nas zonas de liquação e se estendem para o cordão de solda, podendo, em alguns casos, atravessá-lo totalmente.

Assim, um tratamento de envelhecimento, que poderia melhorar a resistência à fadiga na medida em que aumenta o limite de escoamento, por outro lado, o aumento da dureza dificulta a formação da zona plástica na ponta da trinca, fato que poderia retardar a propagação da trinca durante o ensaio, desta forma, a concentração de tensão relacionada a esses defeitos, fazendo com que, nos corpos de prova endurecidos, as tensões nas vizinhanças desses defeitos permaneçam maiores que nas peças não tratadas termicamente.

4.2.7.1 Superfície de fratura

Na Figura 74 é apresentada a imagem de microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura de um corpo de prova, sem tratamento térmico pós-soldagem, submetido a ensaio de fadiga.

Nesta imagem com uma ampliação, de apenas, 50 vezes podemos observar três regiões distintas, a primeira, à esquerda, é visto o cordão de solda com uma fratura inter e trans granular. Há indícios que a trinca tenha-se nucleado nesta região devido a presença de alguns defeitos gerados pelo processo de soldagem a laser.

A segunda região, central, é caracterizada pela presença de dimples (alvéolos) esmagados e grãos clivados. Os alvéolos esmagados são característicos de região de

propagação de trincas, pois os esforços, devido ao ensaio de fadiga, promovem o esmagamento dos dimples.

E a terceira região, à direita, é caracterizada pela presença de dimples, evidenciando uma fratura dúctil. Esta região, coberta por dimples, é onde ocorreu a ruptura final do corpo de prova devido à concentração de tensão.

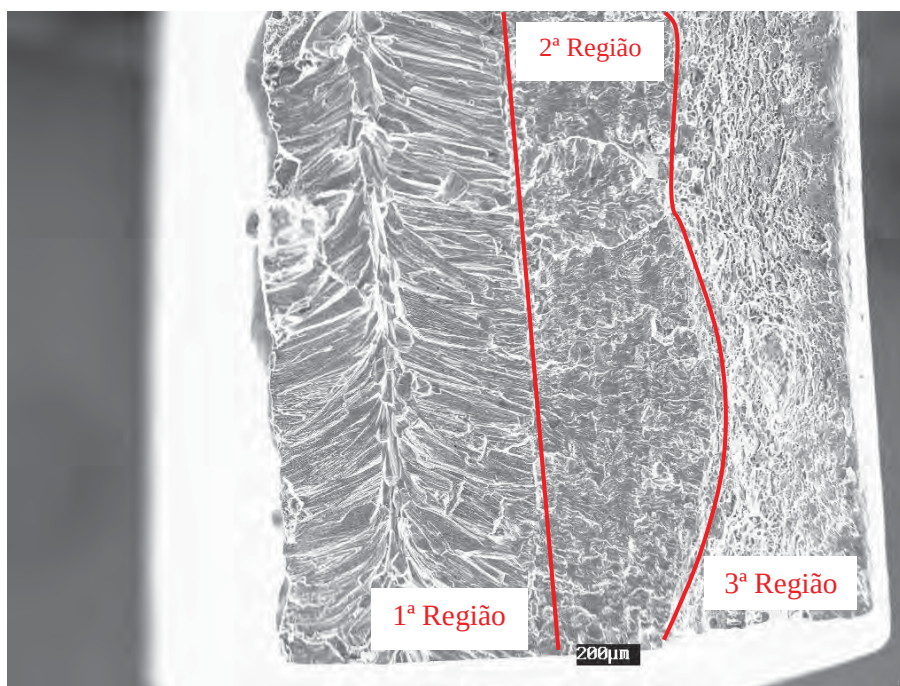


Figura 74 – MEV: Região da superfície de fratura.

Na Figura 75 pode ser visto uma macrografia de um segundo corpo de prova submetido ao ensaio de fadiga nas mesmas condições do primeiro cdp. Observa-se uma superfície semelhante a da imagem anterior, no entanto uma região com alvéolos esmagados, região de início e propagação da trinca é bastante reduzida neste local.

Outra característica diferente da Figura 74 é a presença de macro e microporosidade, na região da solda. Provavelmente as porosidades maiores tenham sido geradas devido ao processo de soldagem.



Figura 75 – MEV: Macrografia de um segundo corpo de prova submetido a ensaio de fadiga nas mesmas condições do primeiro cdp.

Na Figura 76 observa-se, novamente, a segunda região, no entanto com uma maior ampliação. Nesta imagem, fica mais evidente o esmagamento dos dimples devido o carregamento cíclico. Outra informação que pode ser tirada desta imagem é a presença de precipitados ou inclusões.

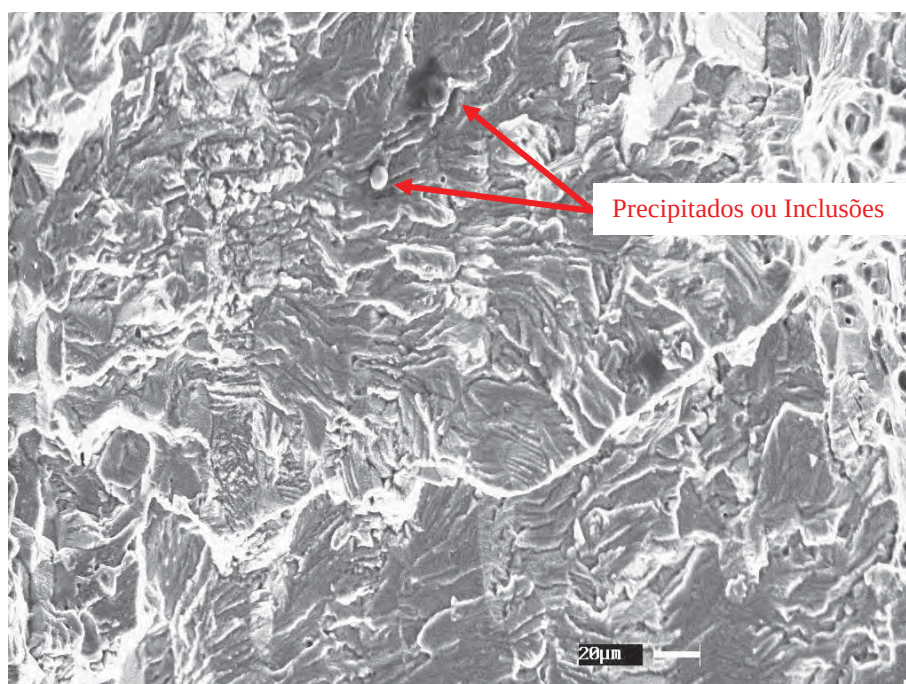


Figura 76 – MEV: Macrografia da segunda região com uma maior ampliação.

Na Figura 77 observa-se, novamente, a terceira região, no entanto com uma maior ampliação. Nesta imagem observa-se uma região coberta por alvéolos, indicando uma clara evidência de micromecanismo de fratura dúctil.

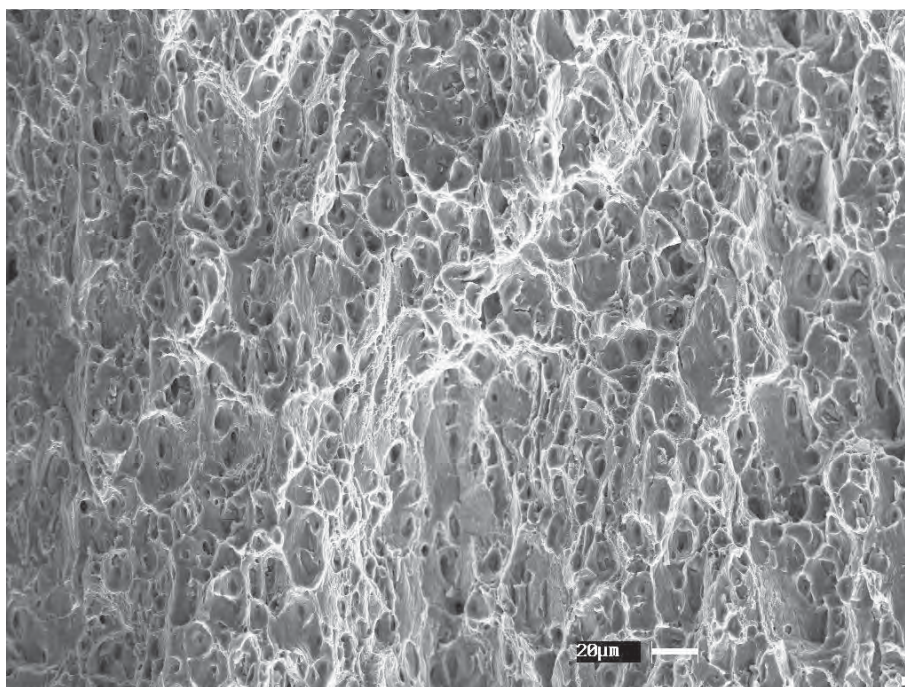


Figura 77 – MEV: Macrografia da terceira região com uma maior ampliação.

Na Figura 78 observa-se, novamente, a primeira região, no entanto com uma maior ampliação. Nesta imagem são vistos grão alongados com uma superfície rugosa e fibrosa, evidenciando uma fratura transgranular, e outros grão alongados com uma superfície mais lisa e com geometria regular, evidenciando uma fratura intergranular. No centro, também, são vistos grão equiaxiais. As características observadas nesta imagem evidenciam um micromecanismo de fratura predominantemente frágil, com alguma deformação dirigida ao núcleo da solda. A trinca inicia-se na lateral da solda, dirige-se ao centro da solda, seguindo a direção longitudinal dos grãos alongados, passa pelo centro e continua nesta direção até atingir a região de propagação sem solda.

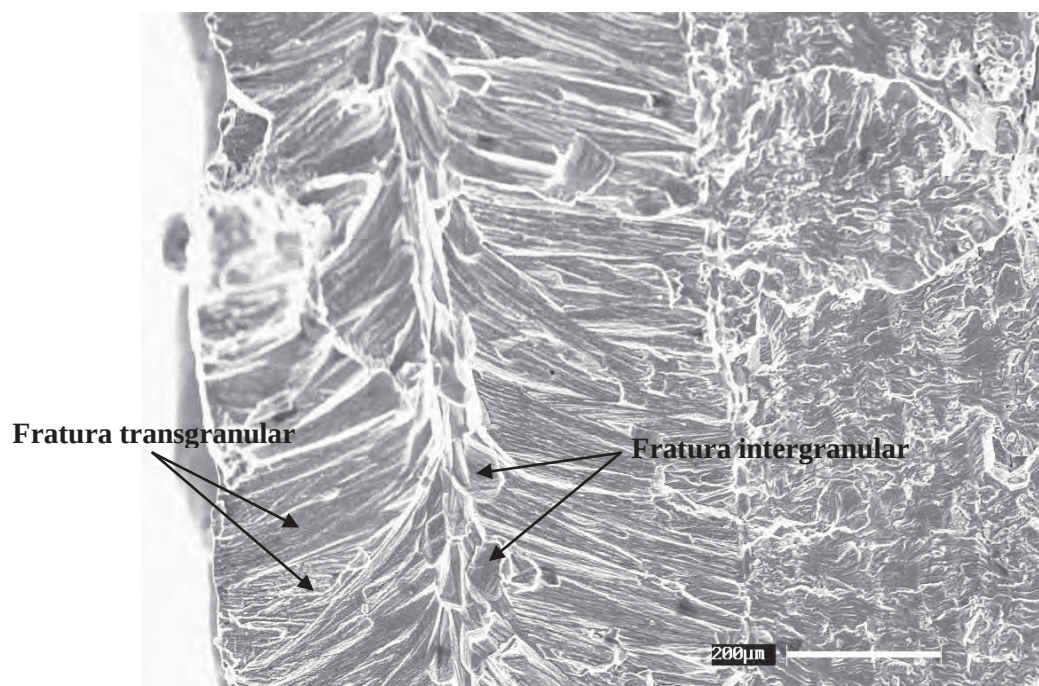


Figura 78 – MEV: Macrografia da primeira região com uma maior ampliação.

4.3 Comparação entre junções

Na Figura 79, é apresentado o gráfico da força versus deslocamento para o ensaio de tração *T-Pull* e na Tabela 18 são apresentados os valores de carga e deslocamento máximo. Comparando os limites de resistência das amostras nas três condições propostas, observa-se que as amostras soldadas a laser apresentaram uma eficiência de 133%, em relação com as amostras rebitadas. As amostras soldadas por fricção revelaram uma eficiência de 91% em relação às amostras rebitadas. Já os deslocamentos, medidos no eixo da máquina de tração, nos três processos de junção, apresentaram valores similares.

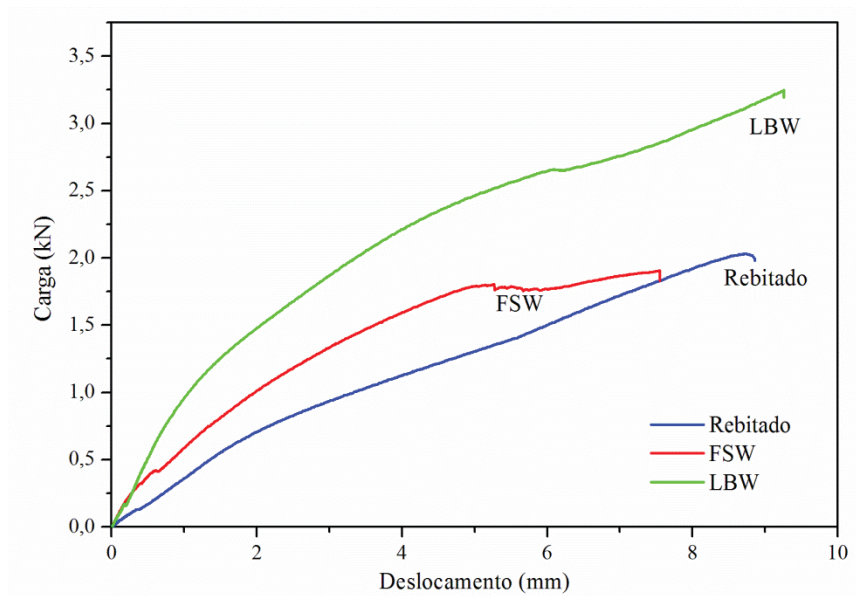


Figura 79 - Gráfico carga versus deslocamento para os três corpos de prova considerado.

Tabela 18 - Valores das cargas e dos deslocamentos máximos para as juntas no ensaio de tração *T-Pull*.

Técnica	Carga Máxima (kN)	Deslocamento Máximo (mm)
FSW	$2,0 \pm 0,7$	8 ± 1
LBW	$2,9 \pm 0,5$	8 ± 2
Rebitado	$2,2 \pm 0,2$	9 ± 1

Para o ensaio de tração *T-Pull* foi considerado carga (força) e deslocamento ao invés de tensão e deformação, pois, conforme mostrado na Figura 80, os cdp's passam por dois estágios de deformação mecânica. Num primeiro momento existe uma força cisalhante de flexão (F_F), Figura 81 (a), na qual a aba é deformada. Depois de uma certa carga, existe uma solicitação mecânica na região de solda, que embora não seja uniaxial, tem relação com as propriedades elasto-plásticas do cordão de solda.

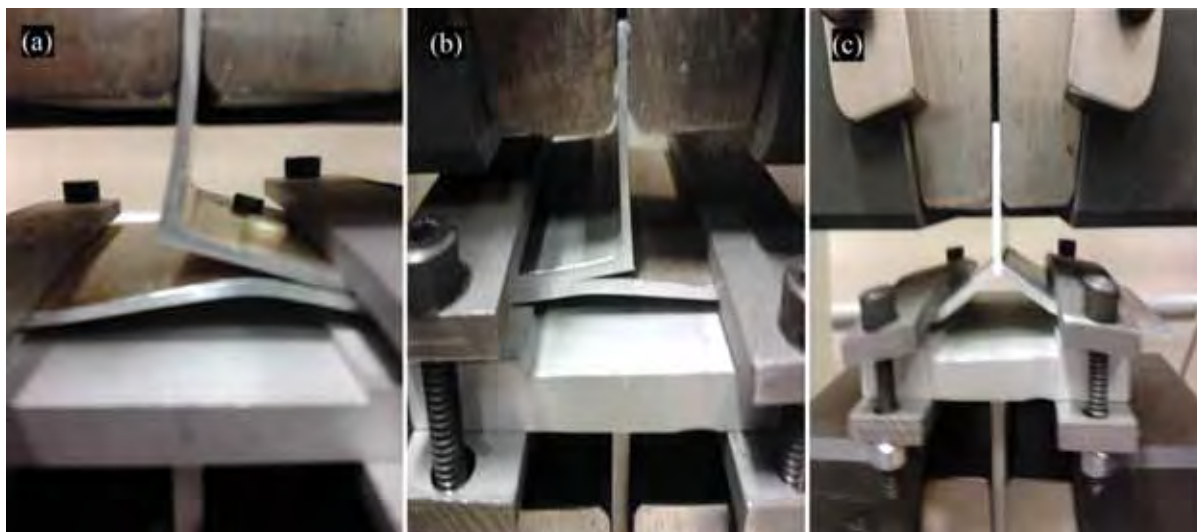


Figura 80 - Imagens dos corpos de prova durante ensaio de tração T-Pull: rebitado (a), FSW (b) e LBW (c).

Esta relação de cargas é diferente no caso da solda a laser, Figura 80 (c), pois já existe uma tração em junta tripla, portanto, há uma solicitação mecânica uniaxial no reforçador, como pode ser visto na Figura 81 (b), onde as forças (F_R) aplicadas ao revestimento são iguais.

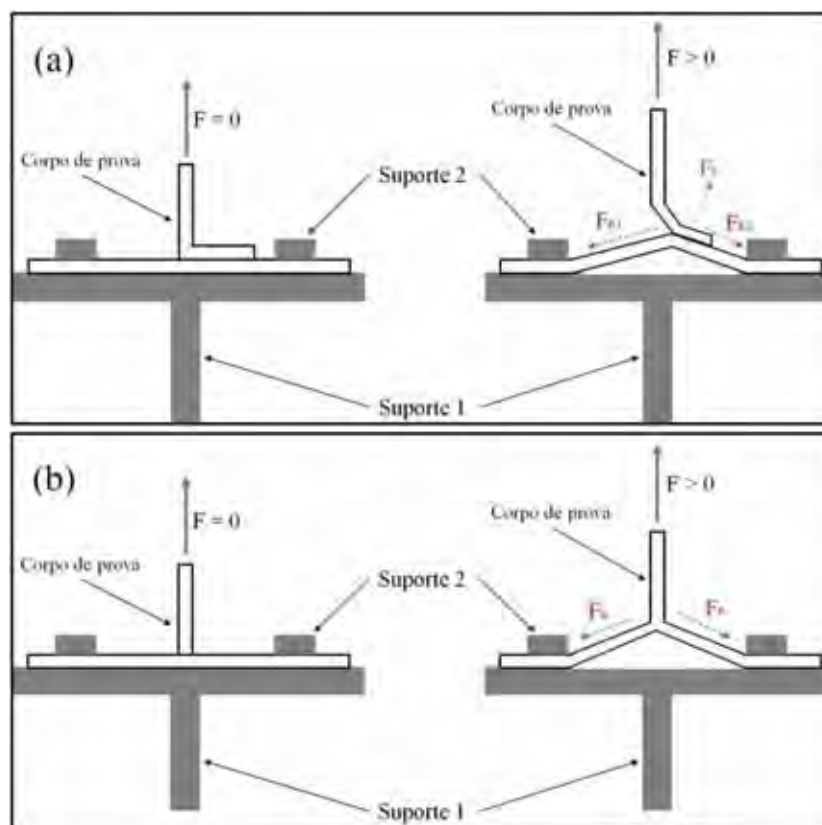


Figura 81 - Diagrama de forças presentes durante o ensaio de tração *T-Pull*, (a) rebitado e soldado por FSW e (b) soldado a laser.

A partir da Figura 81 pode-se, também, observar que depois de um certo tempo a força é concentrada na junta, sendo assim, a eficiência da junta é realmente testada. Portanto, o ensaio de tração *T-Pull* revelou que o processo de soldagem a laser suporta a maior carga na presente configuração e usando chapas de AA6013-T4.

No presente estudo, a eficiência da junta foi considerada como a capacidade da mesma em sustentar uma determinada carga sem romper.

Nas Figura 82 (a), (b) são apresentadas as macrografias da superfície de fratura dos revestimentos dos cdp's soldados a laser e por fricção, respectivamente, submetidos a ensaio de tração *T-Pull*. Pode ser visto nas Figura 82 (a) e (b) que os reforçadores dos cdp's soldados a laser e por fricção, ao serem solicitados, rompem no cordão de solda e embora exista deformação plástica devida o carregamento, não há trincas que comprometam o revestimento.



Figura 82 - Macrografias da superfície de fratura dos cdp's: FSW (a) e LBW (b).

E na Figura 83 (a) e (b) são apresentados imagens do conjunto revestimento e reforçador, respectivamente, dos cdp's rebitados após o ensaio de tração *T-Pull*. Observa-se que quando o reforçador do cdp rebitado é solicitado mecanicamente, os rebites que fazem a conexão do conjunto são arrancados do revestimento, ficando então presos ao reforçador. No revestimento não são observadas trincas apenas deformação plástica, devido aos esforços, no entanto, os furos exigidos pelo processo de rebitagem ficam presentes no revestimento.

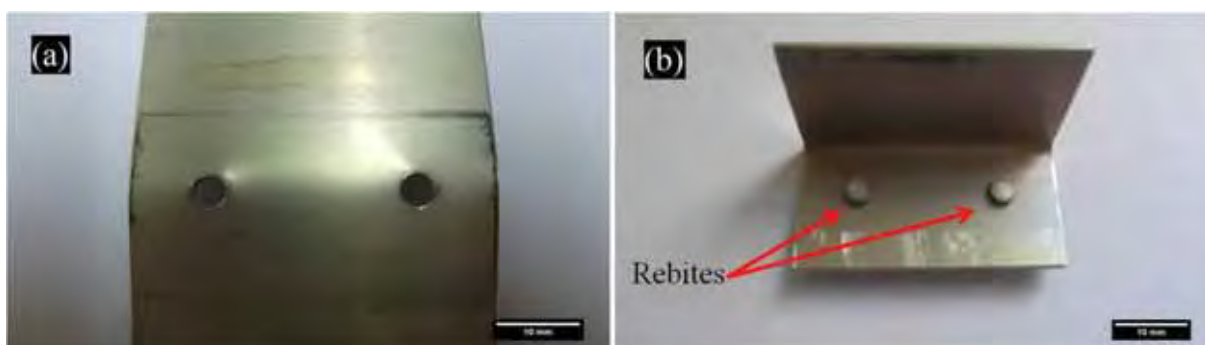


Figura 83 - Imagens do corpo de prova rebitado após o ensaio de tração *T-Pull*, (a) revestimento e (b) reforçador.

Na Figura 84, são apresentados os gráficos tensão versus deformação para os ensaios de tração *Hoop* e na Tabela 19 são apresentados os valores de tensão e deformação máximos. Observa-se que a amostra soldada a laser (LBW) apresenta uma tensão máxima de 276 MPa, sendo 16% inferior a tensão máxima da amostra rebitada. As amostras soldadas a laser e tratadas termicamente pós-soldagem (LBW – TT) apresentam tensão máxima de 309 MPa, sendo 6% inferior a tensão máxima da amostra rebitada. As amostras soldadas por fricção revelaram uma tensão máxima de

406 MPa, sendo 23% superior a tensão máxima da amostra rebitada. Este valor mais elevado de tensão pode ser justificado pelo tipo de liga de alumínio utilizada ser de maior resistência mecânica (AA 2024, Figura 84).

Já a deformação tanto para as amostras soldadas a laser quanto para as soldadas por fricção apresentaram um aumento de 8,0 %. No entanto, os cdp's soldados a laser e submetidos a tratamento térmico pós-soldagem apresentaram valor similar ao rebitado. A queda no alongamento nos corpos de prova rebitado é devida os furos exigidos pelo processo que promovem a nucleação de trincas, conforme será discutido, mas abaixo.

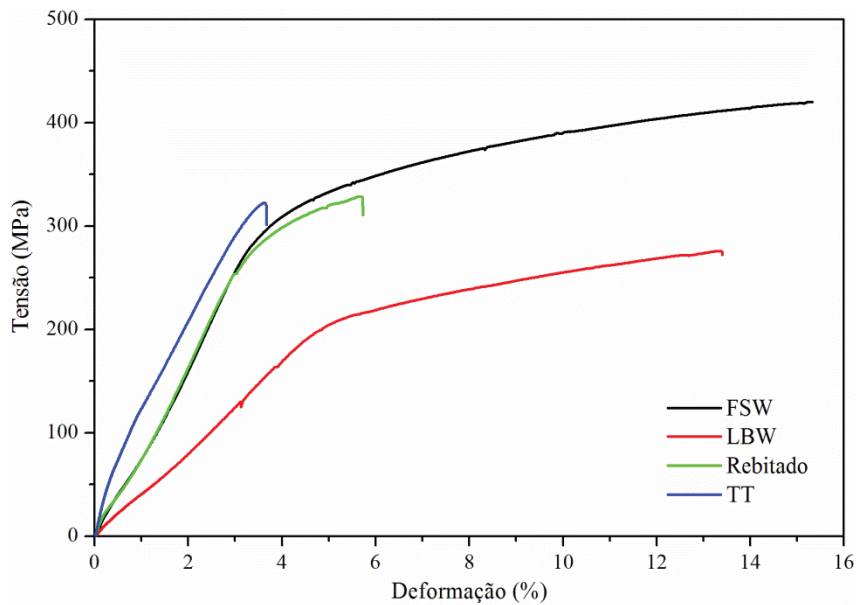


Figura 84 - Gráfico tensão versus deformação para os três corpos de prova considerado.

Tabela 19 - Valores das tensões e das deformações máximos para as juntas no ensaio de tração *Hoop*.

Técnica	Tensão Máxima (MPa)	Deformação Máxima (%)
FSW	410 ± 20	13 ± 3
LBW	276 ± 1	13 ± 1
LBW – TT	309 ± 3	4 ± 1
Rebitado	329 ± 1	5 ± 1

Na Figura 85, é apresentado o mesmo gráfico da Figura 39, no entanto foram plotados os valores de tensão máxima da Tabela 19. Tendo em mente as ligas do revestimento, listadas na Tabela 7, observa-se que os processos de soldagem a laser e por fricção não promovem a queda da resistência mecânica abaixo dos limites de escoamento determinados para as ligas do revestimento utilizadas nestes processos. Já o processo de rebiteagem faz com que a resistência mecânica atinja o limite mínimo para a liga de alumínio AA 2024. E a amostra soldada a laser e submetida a tratamento térmico pós-soldagem teve sua resistência mecânica diminuída abaixo do limite de escoamento determinado para a liga de alumínio AA 6013 tratada termicamente.

Já a ductilidade, com exceção do processo de soldagem por fricção, foi bastante afetada, mostrando uma perda de capacidade de deformação plástica.

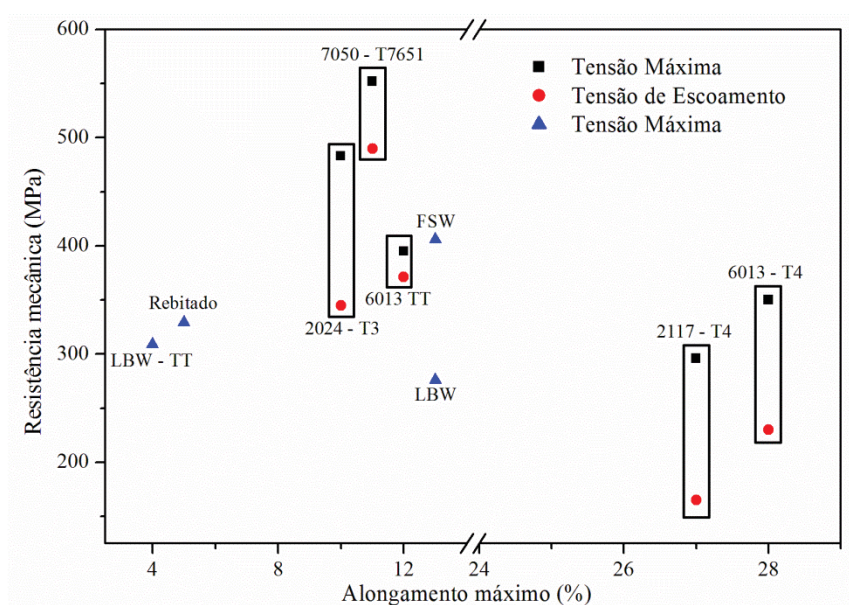


Figura 85 – Gráfico resistência mecânica versus alongamento máximo.

Cada processo de fabricação causa modificações nas propriedades dos materiais, sendo assim, o ensaio de tração *Hoop* visa mensurar as alterações nas propriedades mecânicas do revestimento. Observa-se na Figura 85, que as tensões máximas estão abaixo do limite de escoamento para as ligas AA 6013 TT e AA 2024, em decorrência do processo de fabricação, com exceção do cdp soldado pelo processo FSW.

Já o valor de tensão máxima para os corpos de prova soldados a laser é inferior aos corpos de prova rebitados ou soldados por fricção devido ao fato das propriedades em tração da liga de alumínio AA 6013 serem inferiores ao alumínio classe AA 2024.

Nas Figura 86 (a), (b) e (c) são apresentadas as macrografias da superfície de fratura dos revestimentos dos cdp's rebitados, soldados por fricção e soldados a laser, respectivamente, submetidos ao ensaio de tração *Hoop*.

Na Figura 86 (a), onde é apresentado a macrografia da superfície de fratura do cdp rebitado, observam-se dois planos de fratura e eles se encontram no centro da superfície de fratura. Acredita-se que as trincas tenham se originado nos furos dos rebites e correram para o centro, onde se encontraram e causaram a fratura do corpo de prova. Já na Figura 86 (b), observa-se a superfície de fratura do corpo de prova soldado por fricção, assim como no cdp rebitado são vistos dois planos de fratura que, provavelmente, tenham se originado nas laterais e correram para o centro do corpo de prova. E na Figura 86 (c), é apresentada a superfície de fratura do corpo de prova soldado a laser, diferentemente das superfícies de fratura dos cdp's rebitados e soldados por FSW, observa-se um único plano de fratura.

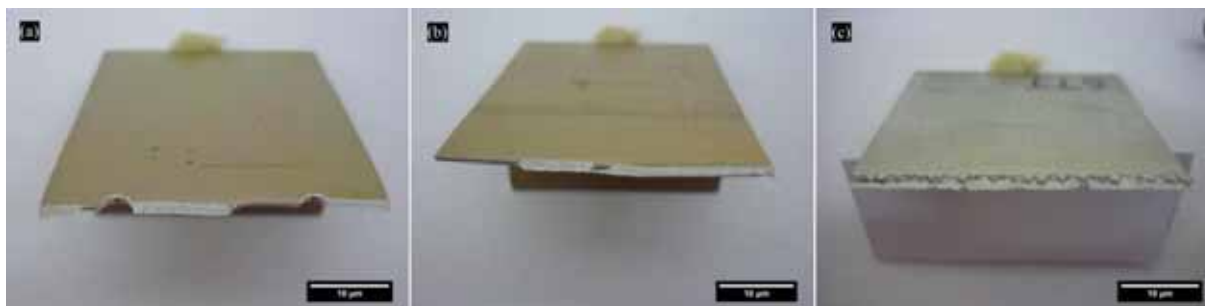


Figura 86 - Macrografias da superfície de fratura dos cdp's: Rebitados (a), FSW (b) e LBW (c).

5 CONCLUSÕES

Diante das análises dos resultados e dos ensaios realizados conclui-se que a realização de um tratamento térmico após a soldagem autógena a laser de juntas, tipo “T”, é eficaz na melhoria das propriedades mecânicas de tração. Neste sentido algumas considerações podem ser feitas:

- O processo de soldagem autógena a laser não provoca o empobrecimento do cordão de solda e das regiões que o circundam, em elementos de liga. Existe apenas a movimentação dos elementos de liga, mas em nenhuma região analisada, há deficiência destes, não chegando a valores abaixo do mínimo determinado para a liga de alumínio AA6013. Os tratamentos térmicos propostos promovem um rearranjo dos elementos de liga.
- Na interface entre o cordão de solda e o material base, existe a formação de zonas de liquação, que se estendem para dentro do material base. No cordão de solda são observadas trincas a quente que se iniciam nas zonas de liquação e correm para o centro do cordão. Tanto as zonas de liquação quanto as trincas a quente não são alteradas mediante os tratamentos térmicos propostos.
- Os ensaios de tração revelaram que:
 - Para os corpos de prova submetidos aos tratamentos térmicos, sem solda, ocorre uma elevação considerável no limite de escoamento, em torno de 120 MPa, independente da direção de laminação;
 - Devido ao processo de soldagem a laser ocorre uma redução nos limites de escoamento e de resistência, comparados com a mesma condição de tratamento térmico do material sem solda;
 - Para a condição de ensaio “*Hoop*”, a aplicação de ambos tratamentos térmicos (190 °C e 205 °C), produziu um aumento em torno de 100 % no limite de escoamento, comparado com o material soldado sem tratamento térmico e cerca de 40 % no limite de resistência, porém com redução de 50 % no alongamento;
 - O ensaio “*T-Pull*” mostrou-se mais crítico, houve uma redução no limite de resistência e escoamento em torno de 50 %, se comparado com a

resistência observada no ensaio “*Hoop*”. Comparando somente os ensaios “*T-Pull*”, as ligas apenas soldadas e sobre as duas condições de tratamentos propostos; para a liga soldada tratada a 190 °C o ganho no limite de resistência foi de cerca de 10 % e para a liga envelhecida a 205 °C a elevação foi de 20 %, comparados com a estrutura apenas soldada.

- Os ensaios de microdureza revelaram que existe um gradiente de propriedades abrupto na interface entre o cordão de solda e o material base e este gradiente aumenta para as amostras tratadas. E, mesmo após as amostras serem submetidas a tratamento térmico, não há aumento dos valores de dureza no cordão de solda, apenas no material de base.
- Os ensaios de fadiga revelam que:
 - Para os corpos de prova sem solda o tratamento térmico realizado a 190 °C por quatro horas melhorou a limite de fadiga (10^6 ciclos) ficando em torno de 250 MPa e a performance em fadiga de baixo ciclo, devido ao aumento no limite de escoamento;
 - Os corpos de prova soldados a laser, em juntas tipo “T”, sem tratamento térmico ou após os tratamentos propostos, apresentaram uma redução na performance em fadiga, se comparado com os cdp’s sem solda nas mesmas condições de tratamento térmico. Este decréscimo na vida em fadiga foi associado aos defeitos observados na solda, principalmente as trincas e zonas de liquação;
 - Foi observada uma grande dispersão nos resultados de fadiga para os corpos de prova soldados, em todas as condições analisadas. Este fenômeno foi associado aos defeitos provenientes do processo de soldagem, que variam de uma amostra para outra;
 - O ganho na resistência, observado nos ensaios de tração, devido aos tratamentos de envelhecimento, não ocorre nas propriedades de fadiga. Devido aos defeitos pré-existentes provindos da soldagem a laser, o endurecimento provocado pelo envelhecimento parece reduzir a deformação plástica na ponta da trinca durante o ciclo de tensões, e, ao

invés de retardar a propagação da trinca, passam a funcionar como concentradores de tensão, mais agressivos;

- As análises da superfície de fratura dos corpos de prova soldados mostram que a região da solda é o local onde se inicia a trinca de fadiga, propagam-se por micromecanismo de fratura inter e transgranular até atingir o material base; passam a um micromecanismo misto (alvéolo e clivagem) durante esta fase de propagação e na fratura final (sobrecarga) a superfície esta coberta por alvéolos, mostrando que esta ocorreu por um micromecanismo de fratura dúctil.
- As análises microestruturais e as propriedades mecânicas mostram que há a viabilidade de soldagem a laser das estruturas propostas. A comparação com os processos de união através de rebites e por solda FSW, para o ensaio de tração “*T-Pull*” mostram que a junta soldada a laser suporta maior carga. No ensaio de tração “*Hoop*” a solda por FSW mostrou-se superior, porém, é necessário considerar que a liga utilizada neste tipo de solda (AA 2024) tem resistência superior a liga AA 6013.

6 TRABALHOS FUTUROS

Os resultados do presente trabalho parecem bastante promissores, indicando, porém a necessidade de incorporar modificações no processo de soldagem a laser no sentido de reduzir os defeitos observados na região da solda, principalmente as microtrincas e a zona de liquação, defeitos que não podem ser corrigidos com os tratamentos térmicos de envelhecimento.

Portanto, com o objetivo de aprimorar as técnicas de soldagem a laser são sugeridos os seguintes estudos:

- Estudo teórico e experimental de parâmetros de soldagem, velocidade e densidade de potencia, que permitam controlar a taxa de solidificação em níveis capazes de reduzir os defeitos provenientes do resfriamento rápido.
- Uso de dois feixes de laser, o primeiro para a realização da soldagem e um segundo, com uma menor potência, para um tratamento do cordão de solda;
- Soldagem pelos dois lados do reforçador;
- Diminuição do gradiente térmico mediante aquecimento do conjunto (revestimento + reforçador) e
- A utilização de metal de adição.

REFERÊNCIAS

ABAL. **Fundamentos e Aplicações do Alumínio**. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2007. 69p.

ABDALA, M. R. W. S.; GARCIA DE BLAS, J. C.; BARBOSA, C.; ACSELRAD, O. Thermoelectrical Power analysis of precipitation in 6013 aluminum alloy. **Materials Characterization**, v. 59, n. 3, p. 271 – 277, mar. 2008.

AIRES, L. M. N. **Análise Experimental do Comportamento à Fadiga em Juntas Soldadas por Fricção Linear de Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica**. 2007. 117f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2007.

ALACAN. **Manual de Soldagem**. 1 ed. São Paulo: Alacan Alumínio do Brasil S/A. 1993. Não paginado.

ALCOA INT. **Alloy 6013 sheet – maximum strength 6XXX series sheet**. Iowa. 4p. Disponível em: <www.alcoa.com/mill_products/catalog/Alloy6013TechSheet.pdf>. Acesso em: 18 nov. 2010.

AMAG AUSTRIA METALL. **Transfer of the AA6013 – T4 aircraft alloy to automotive applications**. Ranshofen, 2011. 1p. Disponível em: <www.amag.at/fileadmin/AMAG/AMAG/Pictures_NEW/AluReport/AR_1_11_EN_S07_6013.pdf>. Acesso em: 18 maio 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 407 – 07e1: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys**. West Conshohocken, 1993.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 209**: Alumínio e suas ligas – Composição química. Rio de Janeiro, 2010.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 2107**: Alumínio e suas ligas – Produtos trabalháveis – Designação das têmperas. Rio de Janeiro, 2008.

BADINI, C.; PAVESE, M.; FINO, P.; BIAMINO, S. Laser beam welding of dissimilar aluminium alloys of 2000 and 7000 series: effect of postwelding thermal treatments on T joint strength. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 1, n. 6, p. 484 – 492.

BARBOSA, C.; REBELLO, J. M. A.; ACSELRAD, O.; DILLE, J.; DELPLANCKE, L. Identification of precipitates in 6013 aluminum alloy (Al-Mg-Si-Cu). **Materials Research and Advanced Techniques**, Delplancke, v. 93, n. 3, p. 208 – 211, mar. 2002.

BRAUN, R. Laser beam welding of Al-Mg-Si-Cu alloy 6013 sheet using silicon rich aluminium filler powders. **Materials Science and Technology**, v. 21, p. 133 – 140, jan. 2005.

BRAUN, R. Nd: YAG laser butt welding of AA6013 using silicon and magnesium containing filler powders. **Materials Science and Engineering A**, v. 426, p. 250 – 262, abr. 2006.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

DEPARTMENT OF COMPUTACIONAL THERMODYNAMICS. **Software ThermoCalc – Base de dados termodinâmicos (versão L)**. Stockholm: Stolckholm Royal Institute, 1995.

DITTRICH, D.; STANDFUSS, J. L.; BRENNER, B.; BEYER, E. Laser Beam Welding of Hard to Weld Al Alloys for Regional Aircraft Fuselage Design – Frist Results. **Physics Procedia**, v. 12, p. 113 – 122, abr. 2011.

DoITPoMS – Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science. Disponível em: <<http://www.doitpoms.ac.uk>>. Acesso em: 06 jun. 2011.

DUBOURG, L.; MERATI, A.; JAHAZI, M. Process optimization and mechanical properties of friction stir lap welds of 7075-T6 strings on 2024-T3 skin. **Materials and Design**, v. 31, p. 3324 – 3330, fev. 2010.

DULEY, W. W. **Laser welding**. 1 ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 1998.

FRABRÈGUE, D.; DESCHAMPS, A.; SUÈRY, M. Influence of the silicon content on the mechanical properties of AA6xxx laser welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 506, p. 157 – 164, abr. 2009.

FRANK, P. Laser Beam Welding en Skin-Stringer Joints: Current and New and Al-Alloys. In: European Workshop on Short Distance Welding Concepts for Airframes, 2007, Hamburg, 2007.

FRIBOURG, G.; BRÉCHET, Y.; DESCHAMPS, A.; SIMAR, A. Microstructure-based modeling of isotropic and kinematic strain hardening in a precipitation-hardened aluminum alloy. **Acta Materialia**, v. 59, n. 9, p. 3621 – 3635, maio 2011.

GOIA, F. A. **Endurecimento da superfície do aço ferramenta VC131 utilizando laser a fibra**. 2011. 99f. Dissertação (Mestrado em Física e Química dos Materiais Aeroespaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2011.

HIGASHI, A. L. C. **Soldagem de uma liga de alumínio-cobre-lítio utilizando laser a fibra**. 2011. 104f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2010.

ION, J. C. **Laser Processing of Engineering Materials**. 1 ed. Chennai: Elsevier Butterworth Heinemann, 2005. 589p.

KANNATEY-ASIBU JR, E. **Principles of Laser Materials Processing**. 1 ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009. 819p.

LIMA, M. S. F. **Lasers in Materials Processing**. Lasers in Chemistry ed. Weinheim : Wiley-VCH, 2008, v.2, p. 1195-1212.

MATWEB – MATERIAL PROPERTY DATA. Disponível em: <<http://www.matweb.com>>. Acesso em: 06 dez. 2011.

MENDEZ, P. F.; EAGAR, T. W. WELDING PROCESSES for AERONAUTICS. **Advanced Materials & Processes**, v. 23, p. 39 – 43, maio 2001.

METALS HANDBOOK, **Heat Treating**, American Society for Metals, Materials Park, Oh. Vol. 4, 8a. Edição, 1973.

METAL HANDBOOK, **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, American Society for Metals, Materials Park, Oh. Vol. 2. 8a. Edição, 1973.

OLIVEIRA, A. C. **Microssoldagem em chapas finas utilizando um laser de Cu-HBr**. 2006. 111f. Dissertação (Mestrado em Física Atômica e Molecular) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2006.

OLIVEIRA, A. C. **Soldagem de alumínio estrutural aeronáutico utilizando um laser a fibra de alta potência**. 2011. 151f. Tese (Doutorado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2011.

PAREDES, R. S. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Trincas de solidificação e liquação de aços inoxidáveis superausteníticos AISI 904L soldados por arco elétrico. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 1, 2001, Curitiba. Anais eletrônicos... Curitiba: UFPR, 2001. <demec.ufpr.br/pesquisas/superficie/artigos/2001_I COBEF/tcob146.pdf>. Acesso em: 4 out. 2011.

PASSINI, A. **Inspeção não destrutiva em chapas de alumínio AA 6013 soldadas a laser**. 2009. Dissertação (Mestrado Profissionalizante em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

PRISCO, A.; ACERRA, F.; SQUILLACE, A.; GIORLEO, G.; PIROZZI, C.; PRISCO, U.; BELLUCCI, F. **LBW of similar and dissimilar skin-stringer joints part I: process optimization and mechanical**. Advanced Materials Research, v. 38, 306-319, 2008.

POOLE, W. J.; LLOYD, D. J.; EMBURY, J. D. The effect of natural ageing on the evolution of yield strength during artificial ageing for Al-Mg-Si-Cu alloys. **Materials Science & Engineering A**, v. 234 - 236, p. 306 – 306, ago. 1997.

READY, J. F. **Industrial Applications of Lasers**. 2 ed. San Diego: Academic Press, 1997. 599p.

RIVA, R.; LIMA, M.S.F.; OLIVEIRA, A.C. Soldagem a laser de estruturas aeronáuticas. **Metalurgia & Materiais**, v. 65, p. 48 – 50, fev.2009.

RIVA, R.; LIMA, M. S. F.; RODRIGUES, N. A. S.; CARDOSO, J. C. M. Using an ytterbium fiber laser to fracture splitting of compacted graphite iron bearing caps. In: INTERNATIONAL WLT, CONFERENCE ON LASERS IN MANUFACTURING, 4., 2007, Munich, **Proceedings...** Munich, p. 741-746.

RÖTZER, I. Laser beam welding makes aircraft lighter. **Fraunhofer Magazine**, v. 1, n. 1, p. 36, 2005.

SANTOS, R. G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Campinas: Editora Unicamp, 2006. 429p.

SIQUEIRA, G. R. **Soldagem a laser autógena da liga de alumínio aeronáutico AA6013: otimização de parâmetros e análise microestrutural**. 2007. 99f. Dissertação (Mestrado Profissionalizante em Mecânica dos Sólidos e Estruturas) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

SIQUEIRA, R. H. M.; LIMA, M. S. F.; BAPTISTA, C. A. R. P.; RIVA, R.; A. J. ABDALLA, A. J. A study of the mechanical properties of AA6013-T4 aluminum alloy subjected to post-aging heat treatment. In: Encontro Anual da Sociedade

Brasileira de Pesquisa em Materiais, 10, 2011, Gramado. Anais eletrônicos... Gramado: UFRGS, 2011. < http://www.eventweb.com.br/xsbpmat/specific-files/manuscripts/index.php?file=xsbpmat/1694_1308099835.pdf>. Acesso em: 4 jan. 2012.

SQUILLACE, A. PRISCO, U. Influence of filler material on micro- and macro-mechanical behavior of laser-beam-welded T-joint for aerospace applications. **Materials: Design and Applications**, v. 223, p. 103 – 115, maio 2009.

STEEN, W. M. **Laser Material Processing**. 3 ed. New York: Springer-Verlag, 1998. 408p.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys**. 2nd. ed. Arlington, 2009. 37p.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum: Physical Metallurgy and Processes**. 1 ed. Boca Raton – Estados Unidos: CRC, 2003. 1295p.

VICENTE, C. **Tecnologia Mecânica: Materiais de Construção Mecânica**. 2 ed. Markron Books – São Paulo: 1986. 205p.

VLACK, L. H. V. **Princípios de Ciências dos Materiais**. São Paulo: Edgard Blücher, 1970. 427p.

WHITE MARTINS. **Soldagem do Alumínio e suas Ligas**. Informe Técnico, p. 2 – 6. 2002