UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

SHEILA MEDEIROS DE CARVALHO

Estudo da soldabilidade a laser e a TIG do titânio comercialmente puro
grau 2 empregado em sistemas pneumáticos de aeronaves

Lorena
2012

SHEILA MEDEIROS DE CARVALHO

Estudo da soldabilidade a laser e a TIG do titânio comercialmente puro
grau 2 empregado em sistemas pneumáticos de aeronaves

Tese apresentada à Escola de Engenharia
de Lorena da Universidade de São Paulo
para obtenção do título de Doutor em
Ciências do Programa de Pós-Graduação
em Engenharia de Materiais, na área de
materiais metálicos, cerâmicos e
poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis
Pereira Baptista

Edição reimpressa e corrigida

Lorena
Dezembro, 2012

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

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Carvalho, Sheila Medeiros de

Estudo da soldabilidade a laser e a TIG do titânio comercialmente puro grau 2 empregado em sistemas pneumáticos de aeronaves / Sheila Medeiros de Carvalho ; orientador Carlos Antônio Reis Pereira Baptista.--ed.reimpr., corr.--Lorena, 2012.

157 p.: il.

Tese (Doutor em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Soldagem a laser   2. Soldagem TIG   3. Titânio
4. Fadiga   I. Título.

CDU 669.018

Aos meus queridos pais Raimundo e Ivanilda,
Ao meu amado esposo Milton Sérgio,
Ao meu esperado filho Cauã,
Meu eterno amor, carinho e gratidão pelo apoio incondicional.

AGRADECIMENTOS

A Deus, acima de tudo, por ter me dado a oportunidade de chegar até aqui.

Ao meu orientador, Dr. Carlos Antônio Reis Pereira Baptista, pela amizade, pelo incentivo constante, pela dedicação, pelas diretrizes e oportunidades dadas, sem as quais o presente trabalho não seria possível.

Ao meu irmão, Fábio Medeiros de Carvalho, pelo fraterno carinho.

À EEL/USP, pelo apoio e pela infra-estrutura cedida. Em especial ao Prof. Dr. Durval Rodrigues Júnior, Prof. Dr. Miguel J. R. Barboza, Francisco Paiva, Ailton e à Tavânia M. S. Ferreira.

Ao IEAv, pela infra-estrutura e oportunidade; em especial ao Dr Antônio Jorge Abdalla, ao Dr. Rudimar Riva, ao T Cel André L. R. Brenand, ao Ten Rafael C. Louzada e ao Dr. Walter Miyakawa.

À AMR/DCTA, pela infra-estrutura cedida; em especial à Dra. Elizabeth G. Salgado, ao João Batista Rodrigues, ao Claudemir Patuci e ao Dr. Christian F. Von Dollinger.

Aos colegas da AME/IAE/DCTA pela amizade.

À EMBRAER, pela doação dos tubos de TI-CP grau 2.

Agradeço a todos que de alguma forma colaboraram para a conclusão deste trabalho.

Cum mente et malleo

RESUMO

CARVALHO, S. M. **Estudo da soldabilidade a laser e a TIG do titânio comercialmente puro grau 2 empregado em sistemas pneumáticos de aeronaves**. 2012. 157 p. Tese (Doutor em Ciências) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2012.

O conjunto de tubos denominado sistema pneumático, tem a função de conduzir o ar quente pressurizado desde o motor até os pontos de utilização pelos sistemas ambientais da aeronave. A ocorrência de falhas em serviço de peças desse sistema soldadas pelo processo TIG (*Tungsten Inert Gas*), motivou o estudo da substituição desse processo pelo de soldagem a laser. Foi utilizado um laser a fibra de 2 kW de potência e tubos de titânio comercialmente puro grau 2, de 0,5 mm de espessura e 50 mm de diâmetro. Para efeito de comparação foram realizadas soldas pelo processo TIG, semi-automático, cujos parâmetros foram obtidos junto a uma empresa fabricante de aviões. Os tubos de titânio foram soldados em cheio, sem adição de arame, e o argônio foi utilizado como gás de proteção. Os parâmetros de soldagem a laser selecionados foram 200 W e 2000 mm/min e, 250 W e 300 mm/min. Os tubos soldados a laser apresentam cordões com aproximadamente 1 mm de largura e grãos de Ti-CP α , enquanto que as soldas TIG resultam em cordões de 5 mm e grãos grosseiros serrilhado de Ti-CP α . O refinamento microestrutural observado nas amostras soldadas a laser, em relação à TIG, deve-se a alta taxa de resfriamento, que no laser foi cerca de 70 vezes maior do que no TIG. Os tubos soldados a laser e TIG foram ciclados na bancada pneumática, 44.000 vezes, a 350 °C, sem fraturarem ou iniciarem uma trinca que comprometesse os testes de pressurização cíclica. Os resultados de fadiga evidenciaram uma maior resistência mecânica da solda a laser na condição de 200 W e 2000 mm/min, quando comparado com as demais condições de soldagem. As avaliações microestruturais e mecânicas dos cordões de solda evidenciaram as vantagens do processo de soldagem a laser para substituir o TIG, em junções do sistema pneumático de aeronaves.

Palavras-chave: Soldagem a laser. Soldagem TIG. Titânio. Fadiga.

ABSTRACT

CARVALHO, S. M. **Weldability study of grade 2 commercial purity titanium using laser and TIG for use in the aircrafts pneumatic systems**. 2012. 157 p. Thesis (Doctor of Science) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2012.

The engine bleed air system, also known as pneumatic system, conducts the pressurized hot air from the engine to the environmental systems of aircrafts. In-service failures of the arc welded pneumatic parts have driven further developments of laser beam welding as an alternative method. Here, a fiber laser with 2 kW power had been employed to weld commercial purity titanium alloy tubes with 0.5 wall thickness and 50 mm diameter. For comparison purposes, semiautomatic TIG welding was realized, based on the previous experience of an aircraft company. All the welds were autogenous, bead-on-plate, and under protective argon atmosphere. The chosen parameters speed and laser powers for laser welding were 200 W - 2000 mm/min and 250 W - 300 mm/min. The laser welded tubes presented 1-mm wide weld beads composed by grained α -Ti. The TIG welded tubes showed 5-mm wide beads composed by acicular α -Ti grains. These observed differences had been associated to the cooling rate, which is seventy times higher in the laser case. Both laser and TIG welded tubes were cycled 44.000 times in a pneumatic bench at 350 °C without failures or cracks that could break the internal pressure. The condition 200W-2000mm/min presented superior fatigue resistance values compared to other welding conditions, and being similar to the tubes in the unwelded condition. On the other hand, the condition 250W-3000mm/min presented the highest dispersion for the fatigue lives. The microstructural and mechanical results shown that the current laser technology could replace with advantages the arc welding for the joining of the titanium tubes in the aircrafts pneumatic system.

Keywords: Laser beam welding. TIG welding. Titanium. Fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Instalação do sistema pneumático de um jato regional. a) Vista isométrica; b) Vista isométrica motor e trocador de calor; c) Vista em topo do motor e trocador de calor e; d) Região da fuselagem (desenhos fornecidos pela EMBRAER).	30
Figura 2 – Soldagem manual de tubos de titânio pelo processo TIG (Foto do acervo do professor C. A. R. P. BAPTISTA).	31
Figura 3 – Tubo de titânio falhado em voo (Foto do acervo do professor C. A. R. P. BAPTISTA).	32
Figura 4 – Percentagem em peso dos materiais utilizados nas estruturas das aeronaves comerciais e nos motores a jato (Leyens; Peters, 2003).	36
Figura 5 – Classificação esquemática do diagrama de fase das ligas de titânio binárias (adaptado de Collings, 1994).	38
Figura 6 – Variação do limite de escoamento com a temperatura para o titânio de grau 1 a 4 (ASM, 1990).	45
Figura 7 – Curva tensão-deformação para o titânio comercialmente puro (Nemat-Nasser, 1999).	45
Figura 8 – O Efeito dos intersticiais em algumas propriedades mecânicas (DONACHIE, 2000).	46
Figura 9 – Relação entre a resistência ao impacto e a porcentagem atômica de H no titânio (DONACHIE, 2000).	47
Figura 10 – Efeito do tratamento térmico e da porcentagem de H na resistência ao impacto do titânio (DONACHIE, 2000).	47
Figura 11 – Variação da espessura da camada de óxido formada no Ti, devido à oxidação térmica ao ar como função da temperatura (Fukuzuka, 1980).	48
Figura 12 – Efeito da espessura do filme óxido na absorção de hidrogênio do titânio (Fukuzuka et al., 1980).	49
Figura 13 – As projeções de mercado para o uso do titânio em aeronaves da Boeing (HILL, 2007).	51
Figura 14 – Mercado de aeronaves em 2003 e 2023, projetado (HILL, 2007).	51
Figura 15 – Macroestrutura esquemática da solda por fusão do Ti-CP grau 2.	52
Figura 16 – Solda a arco (Cândido, 2004)	53

Figura 17 – Cálculo da diluição (Carmo, 2010).....	54
Figura 18 – Termos mais usados na caracterização de soldas.	54
Figura 19 – Desenho esquemático dos processos de soldagem; a) Soldagem TIG; b) Soldagem MIG/MAG (Marques et al., 2005).	56
Figura 20 – Processo de soldagem a Plasma (Marques et al., 2005).	57
Figura 21 – Processos laser segundo a intensidade e o tempo de pulso (Lima, 2008).	60
Figura 22 – Solda por penetração de um aço maraging. As regiões apresentadas são: ZF:zona fundida, ZTA:zona termicamente afetada e MB:metal de base. (Foto do acervo de S. M. CARVALHO)	60
Figura 23 – Estágios da vida em fadiga (adaptado de Buch, 1988).	67
Figura 24 – Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão.	68
Figura 25 - Divisão convencional da curva S x N (adaptado de Klesnil; LukAS, 1992).	70
Figura 26 – Distribuição de Weibull de 2 parâmetros para diferentes módulos de Weibull (STEPHENS et al., 2000).	72
Figura 27 – Comportamento em fadiga do titânio grau 2 a 20 e 150°C (ASM, 1990).	75
Figura 28 – Efeito do hidrogênio no comportamento em fadiga do Ti grau 2 (Wasz et al., 1996).	76
Figura 29 - Tubos de Ti-CP grau 2 como recebido.	81
Figura 30 - Micrografia do Ti-CP grau 2, observada ao MEV.	81
Figura 31 - Representação esquemática da solda em cheio.	82
Figura 32 – Desenho esquemático da estação de processamento a laser (GOIA, 2010);	83
Figura 33 - Desenho esquemático do bocal para proteção gasosa.	84
Figura 34 - Detalhe da proteção gasosa para soldagem TIG dos tubos.	85
Figura 35 - Exemplos de instabilidade do cordão. a) Cordão de solda estável; b) Cordão de solda instável.	88
Figura 36 – Figura representativa da passagem do feixe para a parede oposta do tubo.	89
Figura 37 – Desenho esquemático do corpo de prova de tração.	95
Figura 38 – Desenho esquemático do corpo de prova de fadiga (mm).	95

Figura 39 – Ensaio de tração. a) Dispositivo de fixação dos CDPs anelares (mm); b) Realização do ensaio de tração.	96
Figura 40 - Geometria do corpo de prova utilizado na bancada pneumática.	98
Figura 41 - Bancada Pneumática: a) Modelo esquemático; b) Bancada e forno instalado na EEL/USP	99
Figura 42 – “Perna de vôo” típica de um jato regional (pressão).	100
Figura 43 – “Perna de vôo” de um jato regional em condições de gelo.	100
Figura 44 – Tubo de Ti grau 2 utilizado na confecção da carta de processo.	103
Figura 45 – Tubo de Ti grau 2 soldado a laser a 700 W e 5.000 mm/min.....	105
Figura 46 –Corpo de prova tubular soldado a laser.	106
Figura 47– Corpo de prova tubular soldado por TIG.....	106
Figura 48 – Solda a laser. a) Defeito de início da soldagem (run-in). b) Defeito de final da soldagem (run-out).	106
Figura 49 – Micrografias das seções transversais dos cordões de solda, observadas no microscópio óptico, ataque químico Kroll: a) L200W_CS; b) L250W_CS; c) TIG_CS.	108
Figura 50 – Micrografia da seção transversal da condição L200W_EB, detalhe das impressões de microdureza, observada no microscópio confocal a laser. .	109
Figura 51 – Micrografia da seção transversal, metal base, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll. (melhorar a figura).....	109
Figura 52 – Micrografia da seção normal à superfície, condição L250W_CS, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll.	110
Figura 53 – Micrografias da seção normal à superfície, condição L200W_CS, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll: a) Morfologia do cordão de solda; b) Detalhe da zona fundida.	110
Figura 54 – Micrografia da seção normal à superfície, condição TIG_CS, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll: a) Interface entre MB, ZTA e ZF; b) Detalhe da zona fundida.	111
Figura 55 – Resultado do modelo térmico para os diferentes cordões de soldas.	112
Figura 56 – Difratograma de raios-X das amostras do MB_CR, TIG_CS, L200W_CS e L250W_CS.	115

Figura 57 – Difrátogramas de raios-X. Comparação entre as amostras ensaiadas e não ensaiadas na bancada pneumática. a) Condição metal base; b) Condição TIG; c) Condição L200W; d) Condição L250W.	115
Figura 58 – Correlação entre a relação c/a e a microdureza Vickers.	116
Figura 59 – Curvas representativas dos gráficos de tensão X deformação.....	117
Figura 60 – Corpo de prova de tração fraturado na região do metal base.	118
Figura 61 – Fractografias características dos CDPs que fraturaram no metal base. a) Aspecto geral da fratura dúctil; b) Presença de dimples.	119
Figura 62 – Fractografias características do CDP que fraturou na zona fundida., aspecto frágil da fratura.....	119
Figura 63 – Resultados dos ensaios de fadiga uniaxial do Ti-CP grau 2, para as condições como soldadas (CS) e metal base como recebido (CR).	121
Figura 64 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) MB_CR; b) TIG_CS.	122
Figura 65 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) L200W_CS; b) L250W_CS.....	122
Figura 66 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull, das amostras como soldadas (CS).	123
Figura 67 – Resultados dos ensaios de fadiga uniaxial do Ti grau 2, para as condições ensaiadas na bancada pneumática (EB).....	124
Figura 68 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) MB_EB; b) TIG_EB.	124
Figura 69 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) L200W_EB; b) L250W_EB.....	125
Figura 70 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull, das amostras ensaiadas na bancada pneumática.	125
Figura 71 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 300 MPa.	128

Figura 72 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 240 MPa.....	129
Figura 73 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 180 MPa.....	129
Figura 74 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 150 MPa.....	130
Figura 75 – Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L200W_CS.....	131
Figura 76– Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L200W_EB.....	132
Figura 77 – Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L250W_CS.....	132
Figura 78 – Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L250W_EB.....	133
Figura 79 – Fractografia do CDP MB_CR, obtidas no MEV, indicando o aspecto geral da fratura e a região de ruptura final na borda esquerda.....	134
Figura 80 – Estrias de fadiga e trincas secundárias, amostras de MB_CR, obtidas no MEV.....	134
Figura 81 – Fractografia do CDP TIG_CS que fraturou na região da linha de fusão com 23.740 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 150 MPa, obtidas no MEV, indicando facetas de clivagem.....	135
Figura 82 – Fractografia do CDP TIG_CS que fraturou na região da linha de fusão com 23.740 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 150 MPa, obtidas no MEV. indicando a fratura final por tração e o aspecto dúctil da fratura.	135
Figura 83 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na ZF, com 25.695 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 240 MPa, obtidas no MEV, aspecto geral da fratura.....	136
Figura 84 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na região do MB, com 72.408 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa, obtidas no MEV, aspecto geral da fratura.....	136
Figura 85 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na região do MB, com 72.408 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa, obtidas no MEV. a) Presença de estrias de fadiga; b) Aspecto dúctil da fratura final por tração.....	137

Figura 86 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na região do ZF, com 7.933 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 240 MPa, obtidas no MEV. a) Facetas de clivagem; b) Aspecto dúctil da fratura final por tração.	138
Figura 87 – Fractografias do CDP da condição L250W_CS que fraturou na região do ZTA, com 151.805 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 150 MPa, obtidas no MEV. a) fratura frágil por fadiga; b) Presença de estrias de fadiga, trincas e inclusão.....	139
Figura 88 – Fractografias do CDP da condição L250W_CS que fraturou na região do ZF, com 7.326 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 240 MPa, obtidas no MEV, a) Fratura mista; b) Estrias de fadiga.....	140
Figura 89 – Fractografias do CDP da condição MB_EB, obtidas no MEV. a) Trincas; b) Estria de fadiga.	141
Figura 90 – Fractografias do CDP da condição TIG_EB que fraturou na região na linha de fusão, com 40.489 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa. a) Aspecto típico da interface entre as regiões de propagação da trinca e fratura final; b) detalhe da região de fratura final. .	142
Figura 91 – Fractografias do CDP da condição TIG_EB que fraturou na região na linha de fusão, com 40.489 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa, evidenciando a presença de trincas secundárias. ...	143
Figura 92 – Fractografias do CDP L250W_EB que fraturou na região do MB, com 65.358 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa., aspecto típico da interface entre as regiões de propagação da trinca e fratura final.....	143
Figura 93 – Fractografias do CDP L250W_EB que fraturou na região do MB, com 65.358 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa. a) fratura final com características dúcteis; b) evidenciando a presença de estrias de fadiga.	144

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Pressão e temperatura nos setores do sistema pneumático (dados fornecidos pela EMBRAER).	29
Tabela 2 – Parâmetros de rede das estruturas CCC e HC do titânio (LEYENS; PETERS, 2003).	37
Tabela 3 – Resistência mecânica e limite de impurezas (% em peso) no titânio (ASM, 1990).	39
Tabela 4 – Propriedades Mecânicas das ligas de Ti (adaptado de LEYENS; PETERS, 2003).	40
Tabela 5 – Parâmetros Característicos das Estruturas Cristalinas (LEYENS; PETERS, 2003).	41
Tabela 6 – Cores da camada de óxido após oxidação anódica em 0,5M de ácido sulfúrico (VELTEN; BIEHL; AUBERTIN, 2002).	49
Tabela 7 – Definição de carregamento cíclico com amplitude constante.	69
Tabela 8 - Composição química nominal do Ti-CP grau 2 (% peso) (BAPTISTA; BARBOZA, 2006).	81
Tabela 9 - Propriedades mecânicas dos tubos de Ti-CP grau 2 como recebido ensaiados a temperatura ambiente (BAPTISTA; BARBOZA, 2006).	81
Tabela 10 - Parâmetros de soldagem TIG.	85
Tabela 11 - modelo para elaboração da carta de processo.	86
Tabela 12 – Resumo das condições de ensaio utilizadas na bancada pneumática.	101
Tabela 13 – Carta de processo de soldagem a laser (solda em cheio e autógena).	104
Tabela 14 - Identificação dos corpos de prova.	107
Tabela 15 – Gradientes térmicos e taxas de resfriamento para os diferentes cordões.	112
Tabela 16 – Valores médios de microdureza Vickers (nove segundos e carga de 50 gf).	113
Tabela 17 – Propriedades mecânicas em tração.	117
Tabela 18 – Parâmetros de Weibull para fadiga do Ti-CP grau 2.	127
Tabela 19 – Regiões das ocorrências da fratura por fadiga.	131

LISTA DE ABREVIATURAS

AD – Diretiva de aeronavegabilidade
Al – Alumínio
Ar – Argônio
AT – Aporte térmico
C – Carbono
CA – Corrente alternada
CCC – Cúbico de corpo centrado
CFC – Cúbico de face centrada
CFRP – Carbon fiber reinforcement polymer
CO₂ – Dióxido de Carbono
DCTA – Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial
EBW – Electron Beam Welding
EDS – *Energy Dispersive Spectrometer*
EEL – Escola de Engenharia de Lorena
FAA – Federal Aviation Administration
Fe – Ferro
FEA – Fator de espaçamento atômico
FeTiO₃ – Ilmenita
GMAW – Gas Metal Arc Welding
GTAW – Gas Tungsten Arc Welding
HBC –Hawker Beechcraft Corporation
HC – Hexagonal compacto
IAE – Instituto de Aeronáutica e Espaço
IEAv – Instituto de Estudos Avançados
Laser – Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
LBW – Laser Beam Welding (Soldagem a laser)
MAG – Metal Active Gas
MB – Metal base
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG – Metal Inert Gas

MO – Microscopia Óptica

N – Nitrogênio

Nd:YAG – Granada de óxido de alumínio e ítrio dopada com neodímio

O – Oxigênio

P – Potência

PAW – Plasma Arc Welding

PIB – Produto Interno Produto

Ti – Titânio

TiCl₄ – Tetracloreto de titânio

Ti-CP – Titânio comercialmente puro

TIG – Tungsten Inert Gas

TiO₂ – Rutilo (óxido de titânio)

USP – Universidade de São Paulo

v – Velocidade

ZAC – Zona afetada pelo calor

ZF – Zona fundida

ZTA – Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

° – Graus

°C – Graus Celsius

μ – Média do logaritmo do tempo de falha

b – Expoente de resistência à fadiga

b – Parâmetro de inclinação ou módulo de Weibull.

d – é o desvio padrão

$F(N_f)$ – Probabilidade de falha associada ao valor N_f ,

$F(N_{f0})$ – Vida mínima esperada (tempo no qual nenhuma falha ocorrerá),

k – Condutividade térmica

K – Kelvin

N_f – Número de ciclos para fratura por fadiga

N_i – Período de iniciação da trinca

N_p – Período de propagação da trinca

P – Potência do laser

P_t – Número de Péclet

R – Razão de tensão

t – Tempo decorrido

T_0 – Temperatura ambiente (20 °C);

x, y, z – Coordenadas cartesianas

α – Difusividade térmica

α – Fase alfa

β – Absortividade laser-matéria

β – Fase beta

ε – Deformação

θ – Parâmetro de escala da distribuição,

ξ – Variável da integração calculada por $(\alpha.t)^{1/2}$

σ – Tensão

σ – Variável da Gaussiana;

σ'_f – Coeficiente de resistência à fadiga

σ_a – Amplitude de tensão

σ_c – Limite de resistência à fadiga

σ_e – Tensão limite elástico aparente

σ_m – Tensão média

$\sigma_{\max}$ – Tensão máxima em fadiga

$\sigma_{\min}$ – Tensão mínima em fadiga

σ_t – Tensão limite de resistência a tração

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	25
2	MOTIVAÇÃO.....	29
3	OBJETIVOS	34
4	REVISAO BIBLIOGRÁFICA	35
4.1	TITÂNIO	35
4.1.1	Estrutura do Titânio e suas Ligas	37
4.1.2	Propriedades das Ligas de Titânio	39
4.1.3	Deformação Plástica	40
4.1.4	Reatividade do Titânio com o C, N, O e H.....	44
4.1.5	Uso de Titânio na Indústria Aeroespacial	50
4.2	SOLDAGEM	51
4.2.1	Soldagem a Arco	56
4.2.2	Soldagem a Laser	58
4.2.3	Soldagem do Titânio.....	63
4.3	FADIGA	66
4.3.1	Fundamentos da Fadiga.....	67
4.3.2	Modelos Matemáticos para Análise dos Dados de Vida em Fadiga	69
4.3.3	Estimando os Parâmetros do Modelo.....	73
4.3.4	Efeito de Intersticiais nas Propriedades Mecânicas de Fadiga	74
4.3.5	Fadiga em Ligas de Titânio Soldadas	76
5	MATERIAIS E MÉTODOS	80
5.1	MATERIAL UTILIZADO.....	80
5.2	SOLDAGEM	82
5.2.1	Soldagem a Laser	82
5.2.2	Soldagem TIG	84
5.3	CARTA DE PROCESSO	86
5.3.1	Penetração e Largura do Cordão	87
5.3.2	Inspeção Visual	87
5.4	ANÁLISES METALOGRÁFICAS.....	90
5.4.1	Preparação das Amostras	90

5.4.2	Ataque Químico	90
5.5	ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS.....	91
5.6	ANÁLISES POR DIFRATOMETRIA DE RAIOS X - DRX	91
5.7	MICRODUREZA VICKERS.....	91
5.8	DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO.....	92
5.9	MODELO TÉRMICO	92
5.10	CORPOS DE PROVA (CDPs)	94
5.11	ENSAIOS DE TRAÇÃO	95
5.12	ENSAIOS DE FADIGA.....	97
5.13	TESTES DE PRESSURIZAÇÃO CÍCLICA	98
5.13.1	A Bancada Pneumática.....	98
5.13.2	Parâmetros de Ensaio na Bancada.....	99
5.13.3	Procedimentos para o Ensaio na Bancada	101
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	103
6.1	CARTA DE PROCESSO.....	103
6.2	ASPECTO DOS CORDÕES	105
6.3	ENSAIO DE PRESSURIZAÇÃO CÍCLICA.....	106
6.4	IDENTIFICAÇÃO DOS CDPS.....	107
6.5	ANÁLISES METALOGRÁFICAS E DE MICRODUREZA.....	107
6.6	DIFRATOMETRIA DE RAIOS-X (DRX)	114
6.7	ENSAIOS DE TRAÇÃO	117
6.7.1	Análises fractográficas das amostras ensaiadas em tração	118
6.8	ENSAIOS DE FADIGA.....	120
6.8.1	Análises fractográficas das amostras ensaiadas em fadiga.....	130
7	CONCLUSÕES	146
8	TRABALHOS FUTUROS.....	148
	REFERÊNCIAS.....	147

1 INTRODUÇÃO

O Brasil se insere como o principal fornecedor de jatos regionais do mundo, o que contribui diretamente com 2% do PIB em termos de exportação (PLATZER, 2009). Esta contribuição, embora pequena, é essencial para o desenvolvimento em longo prazo, pois o Brasil exporta majoritariamente *commodities* com baixo valor agregado.

A competitividade da indústria aeroespacial brasileira depende de vários fatores, incluindo a modernização e o aumento do número de aeroportos. Porém, depende fundamentalmente da capacidade de atender aos novos desafios tecnológicos.

A inovação tecnológica no setor de aeronáutica e espaço é uma questão levada muito a sério pelos países desenvolvidos. Isso não só pelo óbvio aspecto econômico, mas também pelo aspecto estratégico e de defesa dos interesses das nações.

Na atualidade, apenas a inovação tecnológica como resultado da pesquisa e desenvolvimento científico, fundamentada por um sistema educacional sólido, torna uma nação realmente soberana.

Novos processos e produtos são continuamente estudados e aplicados em aeronaves, o que causa impacto evidente no processo produtivo, na economia e na proteção ao meio ambiente. Um exemplo emblemático é o uso, cada vez mais amplo, de materiais leves e resistentes nas estruturas das aeronaves. Materiais compósitos, novas ligas de alumínio, ligas de aço de alta resistência e o titânio são exemplos de materiais usados de forma exaustiva e criativa no desenvolvimento de novos produtos.

O caso do titânio é sobretudo interessante. Considerado um metal exótico e caro até o ano de 1990, popularizou-se a partir da queda do muro de Berlim. A União Soviética, tradicional produtora do metal com boa qualidade, despejou quantidades consideráveis de titânio e suas ligas no mercado. A partir desse momento, os fabricantes de aeronaves, satélites, próteses humanas e até prédios, como o Edifício Guggenheim em Bilbao na Espanha, tiveram à disposição um material metálico com propriedades únicas. O titânio possui

excelente relação entre resistência mecânica e massa específica e alta resistência à corrosão, sendo também biocompatível e facilmente soldável.

No caso do sistema pneumático de aeronaves, o titânio oferece uma solução para o transporte de gases quentes do motor do avião para os sistemas internos. As ligas de alumínio estão descartadas para este tipo de aplicação, devido à relativa alta temperatura de serviço (350 °C); e por outro lado, as ligas de aço promoveriam um conjunto muito pesado.

Embora o titânio seja usado com sucesso em tubulações de aeronaves, um problema ainda persiste. As derivações das tubulações de titânio, soldadas por processo a arco voltaico (*Tungsten Inert Gas* - TIG), são particularmente sensíveis ao trincamento devido à fadiga. O fato de haver sensibilidade à falha por ciclagem termo-mecânica não significa que haja falhas recorrentes neste sistema. Porém, deve-se considerar esta possibilidade antes de um acidente ocorrer, o que poderia levar à queda da aeronave com evidentes perdas humanas e materiais.

Um exemplo importante das consequências que essas falhas podem acarretar é o caso da aeronave *Hawker Beechcraft Corporation* (HBC), modelos B200, B200GT, B300, e B300C. Em Fevereiro de 2008, o *Federal Aviation Administration* (FAA) emitiu um comunicado recomendando à tripulação para evitar vôos em condição de formação de gelo, visto que havia relatos de colapso na tubulação do sistema pneumático de proteção contra formação de gelo da empenagem horizontal. Uma nova diretiva de aeronavegabilidade foi emitida pelo FAA, na qual ele exigia que o fabricante instalasse um visor no painel de instrumentos com informações dos limites de operação em condições de formação de gelo e que fosse substituída uma seção do tubo do sistema pneumático, por um tubo de material diferente. A ruptura desta tubulação poderia acarretar perda do controle da aeronave (FAA, 2008).

Outros casos de falhas em sistemas pneumáticos de aviões também são descritos na literatura. Por exemplo, Lynch, Hole e Pasang (1995) relataram falhas de tubos de titânio grau 3 em alguns exemplares de jato comercial. Dutos com diâmetro entre 150 a 180 mm e espessura de parede entre 0,5 a 1,0 mm foram soldados de topo, sem chanfro, pelo processo TIG. As análises do tubo falhado em serviço após 26.600 h e 19.275 ciclos de pressurização revelaram que

as falhas em serviço tiveram origem na zona termicamente afetada (ZTA), a qual possuía uma estrutura grosseira alfa acicular contaminada pelo aumento do teor de oxigênio. Os autores isentam a possibilidade de falhas por fragilização ao hidrogênio, e as observações fractográficas levaram à conclusão de que as falhas em serviço ocorreram por fadiga. Os resultados mostram que as tensões cíclicas, responsáveis pelo fenômeno, podem estar associadas à mudança no regime de pressão e temperatura ou por vibrações mecânicas.

Tubos de titânio comercialmente puro (Ti-CP) grau 2, do sistema pneumático, soldados pelo processo TIG foram submetidos a um processo de envelhecimento cíclico em laboratório (BAPTISTA; BARBOZA, 2006). Após 3×10^4 ciclos de pressurização à 300° C e sob pressão de 31 MPa e 52 MPa, observou-se, por meio dos ensaios de tração, que as amostras submetidas à pressurização cíclica de 31 MPa sofreram amolecimento e as submetidas a 52 MPa sofreram endurecimento. No que tange aos ensaios de fadiga, verificou-se que a pressurização cíclica promove acúmulo de danos no material, diminuindo o limites de resistência à fadiga.

As análises de falhas realizadas em um trabalho da literatura (ADIB et al., 2007) mostraram que estas ocorrem na ZTA. A ZTA é uma região subjacente à solda e que não sofreu fusão, mas que foi aquecida acima de uma certa temperatura crítica. De uma forma geral, esta é uma zona particularmente problemática nas soldas, e as rotinas de soldagem tendem a promover uma ZTA a mais estreita possível, por meio do controle do aporte térmico (A.T.). Na prática, um baixo A.T. implica em baixas tensões residuais com diminuição no empenamento e na distorção da peça.

Na soldagem a arco de tubos de titânio do sistema pneumático, a ZTA é sempre bastante extensa. Primeiramente, o processo é manual e a velocidade de soldagem é baixa, causando muito calor residual nas vizinhanças da solda. Segundo, as chapas de titânio são finas, portanto, a quantidade de calor absorvido por volume é muito maior, quando comparado com uma chapa grossa. Logo, a zona termicamente afetada tende a ser maior em chapas finas.

Para resolver estes problemas, é preciso encontrar um processo de soldagem que minimize a ZTA. Nesse aspecto, os melhores resultados são obtidos por soldagem por feixe de elétrons (*Electron Beam Welding* - EBW) ou soldagem a laser (*Laser Beam Welding* - LBW). O último método será investigado

no presente estudo, pois não necessita de vácuo durante a soldagem. Ademais, o Instituto de Estudos Avançados (IEAv) do Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA), parceiro nestes desenvolvimentos, possui ampla experiência em soldagem a laser, contando com uma das tecnologias mais modernas de soldagem: o laser de fibra óptica.

Para os testes de pressurização dos tubos de titânio soldado à laser, foi concebido um sistema desenvolvido na Escola de Engenharia de Lorena (EEL) da Universidade de São Paulo (USP), sob a coordenação dos professores C. A. R. P. Baptista e M. J. R. Barboza, para testar os tubos em condições experimentais próximas àquelas do voo de uma aeronave.

Espera-se que a tecnologia de soldagem a laser possa ser aplicada a soldagem de tubos e derivações do sistema pneumático, de forma a substituir com vantagens o processo TIG manual. Assim, o arcabouço de conhecimento gerado nesta tese permitirá ajudar no desenvolvimento de novos sistemas embarcados, promovendo a confiabilidade e segurança que o setor aeroespacial determina.

2 MOTIVAÇÃO

O conjunto de componentes necessários para a contenção e condução do ar quente desde o motor da aeronave até os pontos de utilização é conhecido como sistema pneumático. O ar extraído do motor é utilizado nos sistemas de ar condicionado, pressurização, degelo da asa e tem a função de garantir o conforto dos passageiros no interior da aeronave.

O conjunto de tubulações do sistema pneumático dos aviões da família de jatos regionais é apresentado na Figura 1a. Suas principais regiões são divididas em: interfaces com o motor, trocador de calor e linhas de distribuição. A região onde está instalado o trocador de calor (Figura 1b-c) utiliza ar vindo do *fan* do motor e tem a função de resfriar o ar sangrado dos estágios de compressão para que este seja usado pelo sistema pneumático. A linha de distribuição de ar (Figura 1d) é instalada após o trocador de calor e a temperatura e pressão de trabalho são de 304°C e 0,2 a 1,9 MPa, respectivamente. Os valores típicos de pressão e temperatura nessas regiões, para a família de jatos regionais, são apresentados na Tabela 1.

Como consequência da diferença de pressão e temperatura de trabalho, materiais distintos podem ser selecionados para as várias partes do sistema, de acordo com a norma SAE ARP 699 (SAE, 1997). Dentre os materiais normalmente empregados na família de aviões ERJ 145 da EMBRAER, podem ser citados: o titânio comercialmente puro grau 2, o aço inoxidável 321 (AMS 5557) e o Inconel 625 (AMS 5581).

Tabela 1 – Pressão e temperatura nos setores do sistema pneumático (dados fornecidos pela EMBRAER).

Região de Instalação	Temperatura (°C)	Pressão (MPa)
Interfaces com o motor	482	0,2 – 1,9
Próxima do trocador de calor	482	0,2 – 1,9
Após o trocador de calor	304	0,2 – 1,9

Figura 1 – Instalação do sistema pneumático de um jato regional. a) Vista isométrica; b) Vista isométrica motor e trocador de calor; c) Vista em topo do motor e trocador de calor e; d) Região da fuselagem (desenhos fornecidos pela EMBRAER).

No que tange aos processos de fabricação do sistema pneumático (tubulações, derivações, curvas e válvulas), sabe-se que a soldagem e a conformação mecânica podem induzir contaminações, encruamento e alterações microestruturais que afetam a resposta e durabilidade dos materiais frente ao processo de dano acumulado deflagrado pelos ciclos térmicos e mecânicos em serviço (LUBAHN; FELGAR, 1961; CHEN et al., 1998), podendo acarretar em perdas materiais e até mesmo humanas.

O processo de soldagem TIG envolve um conjunto de variáveis como tensão de arco, corrente de soldagem, velocidade de avanço e o gás de proteção, as quais não atuam de forma independente. Em geral, este processo resulta em soldas de boa qualidade com excelente controle de penetração. Entretanto, ele exige maior destreza e coordenação dos operadores (no caso da soldagem manual) e apresenta dificuldades em manter a proteção em ambientes

turbulentos, a possibilidade de geração de inclusões de tungstênio e de contaminação da solda se o metal de adição não for devidamente protegido. Além da obtenção de uma ZTA mais espessa, quando comparada com as ZTAs obtidas nos processos de mais alta densidade de energia (feixe de elétrons e laser).

Atualmente, os dutos do sistema pneumático dos aviões regionais são fabricados com o emprego de soldagem TIG manual. Como o titânio é um metal muito reativo, é necessária uma proteção gasosa mais efetiva do que a propiciada pelas tochas comerciais disponíveis, a fim de se evitar a fragilização do cordão de solda (LANCASTER, 1999). Visando garantir a qualidade requerida nos componentes de uso aeronáutico, as soldas realizadas na EMBRAER são protegidas por um fluxo de argônio injetado dentro dos tubos (gás de purga) e por um fluxo externo ampliado em torno da tocha, vide Figura 2.

Figura 2 – Soldagem manual de tubos de titânio pelo processo TIG (Foto do acervo do professor C. A. R. P. BAPTISTA).

No entanto, falhas em tubos de titânio grau 2 soldados pelo processo TIG, com ocorrência de trinca e vazamento, foram observadas em aviões da EMBRAER, Figura 3. Dados da EMBRAER referentes às peças P/N 145-31128, 31138, 31227, 31228, 34417 e 21182 mostram que em média são fornecidas 67 peças de reposição por ano de componentes desse material. Essas falhas podem ser relacionadas à presença de concentradores de tensão geométricos, a defeitos de soldagem e ao dano superficial interno decorrente dos ciclos de pressurização. Análises realizadas na EEL/USP em algumas peças falhadas em serviço comprovaram que a superfície interna das peças do sistema pneumático,

submetidas a solicitações cíclicas de pressurização pelo ar aquecido, sofre um processo de dano superficial que pode resultar em concentração local de tensão e redução de sua vida útil (ADIB et al., 2007).

Figura 3 – Tubo de titânio falhado em voo (Foto do acervo do professor C. A. R. P. BAPTISTA).

As falhas em componentes do sistema pneumático demandam a substituição de peças por parte do fabricante, gerando parada temporária do avião durante o período da manutenção. Como, para maximizar o lucro de uma aeronave, esta deve passar o menor tempo possível em solo, a substituição do componente falhado também irá gerar prejuízo. Nesse contexto, a ocorrência de falhas em serviço, muitas delas envolvendo peças soldadas pelo processo TIG, abrem a perspectiva para várias pesquisas, incluindo o desenvolvimento e avaliação de processos alternativos de soldagem para essas peças.

As técnicas de soldagem a laser e por feixe de elétrons são as mais adequadas à soldagem do titânio e suas ligas (CASAVOLA; PAPPALETTERE; TATTOLI, 2009). A soldagem a laser, devido ao grande volume de trabalhos e consequente avanço ao longo dos últimos anos, se constitui em uma das operações a laser mais importantes (MAJUMDAR; MANNA, 2003). A soldagem a laser consiste na união de dois ou mais materiais no qual se utiliza a energia fornecida por meio de um feixe de luz concentrado. Como o diâmetro do feixe de laser é muito pequeno (100 μm para o laser à fibra óptica) quando comparado com os processos convencionais a arco, os defeitos geométricos originários nos

processos convencionais de soldagem são reduzidos. Uma vez que há uma relação inversamente proporcional entre os defeitos geométricos e a vida em fadiga de um componente, além de que a solda propriamente dita já é um concentrador de tensão no material, quanto menor for a largura do cordão de solda, menor será a probabilidade do componente falhar por fadiga.

Em face das informações anteriores, a soldagem a laser se apresenta como uma alternativa promissora a ser investigada, visando a substituição do processo TIG na produção de juntas soldadas de Ti-CP grau 2 em peças do sistema pneumático de aviões.

3 OBJETIVOS

Desenvolver a soldagem a laser em tubos de titânio comercialmente puro grau 2, comparando-a com a solda obtida de forma convencional (processo TIG);

Produzir conjuntos de corpos de prova tubulares simulando um segmento do sistema pneumático de aviões, obtendo juntas em cheio (*bead-on-plate*);

Caracterizar as juntas obtidas quanto à sua microestrutura, dureza, análises de raios-X, resistência à tração e à fadiga, visando a otimização dos parâmetros de soldagem;

Avaliar o processo de dano decorrente de ciclos de pressurização sob temperatura controlada nos corpos de prova soldados a laser e a TIG e;

Relacionar os resultados dos testes mecânicos e das análises microestruturais com as condições operacionais, analisando comparativamente o desempenho das soldas a laser e TIG.

4 REVISAO BIBLIOGRÁFICA

A seguir, será realizada uma breve revisão bibliográfica, onde serão abordados os seguintes temas centrais: titânio, soldagem e fadiga.

4.1 TITÂNIO

O britânico Willian Gregor, mineralogista e químico, descobriu o elemento titânio em 1791. Ele analisou a areia magnética oriunda do rio Helford na Inglaterra, descobrindo o mineral ilmenita (FeTiO_3), de coloração preta, do qual o elemento titânio foi posteriormente extraído. Quatro anos mais tarde, o químico alemão Martin Heinrich Klaproth isolou o óxido de titânio, hoje denominado de rutilo (TiO_2) (LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2003). Atualmente, os minerais ilmenita e o rutilo são as principais fontes de titânio. O titânio é o nono elemento mais abundante do planeta e o quarto metal estrutural mais abundante da crosta terrestre, excedido apenas pelo alumínio, ferro e magnésio. Aproximadamente 0,6% da crosta terrestre é constituída de titânio (LÜTJERING; WILLIAMS, 2003). O titânio se apresenta na natureza geralmente combinado quimicamente com oxigênio e ferro (OGDEN, 1971).

O processo comercial de redução do titânio foi desenvolvido por Kroll no final de 1930, sendo basicamente o mesmo processo utilizado para redução do titânio atualmente. Este processo envolve a redução do tetracloreto de titânio (TiCl_4) com magnésio, em atmosfera de gás inerte, cujo produto final é chamado de titânio esponja (LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2003).

Dentre as principais características do titânio e suas ligas, destacam-se (DONACHIE, 2000; LEYENS; PETERS, 2003; LUTJERING; WILLIAMS, 2003):

- Baixa densidade: a densidade do titânio é cerca de 60 % da densidade do aço e das super-ligas a base de níquel;

- Elevada resistência mecânica: a resistência mecânica do titânio e suas ligas pode ser comparada a dos aços martensíticos de baixa resistência e é maior do que as dos aços inoxidáveis;
- Excelente resistência à corrosão em soluções salinas (cloretos, hipocloritos, sulfatos e sulfetos) e em ácido nítrico a temperatura ambiente;
- Boa soldabilidade: pode ser soldado pelos principais processos de fusão;
- É um metal não magnético e possui boas propriedades térmicas, Por exemplo, o coeficiente de expansão térmica é menos da metade do coeficiente do alumínio e;
- Elevada resistência à fadiga.

A aplicação do titânio na indústria aeroespacial é relativamente recente, mas os primeiros desenvolvimentos datam de 1940. Atualmente o uso desse material nas aeronaves comerciais é de aproximadamente 7%, ocupando o quarto lugar em utilização, ficando atrás somente do alumínio, do aço e da fibra de carbono reforçada com polímero (*Carbon fiber reinforced polymer* - CFRP). Entretanto, a principal aplicação do titânio na indústria aeroespacial advém da fabricação de motores a jato, sendo o segundo material mais empregado (36 % em peso), Figura 4 (LEYENS; PETERS, 2003).

Figura 4 – Percentagem em peso dos materiais utilizados nas estruturas das aeronaves comerciais e nos motores a jato (LEYENS; PETERS, 2003).

4.1.1 Estrutura do Titânio e suas Ligas

O titânio possui duas fases: alfa (α), com estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), sendo estável até 888°C, e a fase beta (β), cúbica de corpo centrado (CCC), estável acima de 888°C (DONACHIE, 2000). A temperatura de 888°C é conhecida como temperatura de transformação alotrópica α - β (ou *transus*). Os parâmetros de rede para estrutura CCC e HC são apresentados na Tabela 2. A relação entre os parâmetros de rede c/a ideal da estrutura HC é 1,633, porém, a adição de elementos de liga intersticiais (a exemplo C, N, O) ou substitucionais de raio atômico semelhante ao do Ti, como o Al, tendem a modificar esta relação para valores diferentes do ideal (LEYENS; PETERS, 2003; SOBOYEJO; SRIVATSAN, 2007).

Tabela 2 – Parâmetros de rede das estruturas CCC e HC do titânio (LEYENS; PETERS, 2003).

	CCC	HC
a	0,332 nm	0,295 nm
b	0,332 nm	-
c	0,332 nm	0,468 nm
c/a	1	1,587

Alguns elementos de liga estabilizam a fase α , estendendo o campo de formação da fase α no diagrama de fase do titânio. Como exemplo desses elementos tem-se: alumínio, oxigênio, nitrogênio, carbono, zircônio e estanho. Outros elementos como molibdênio, ferro, vanádio, cromo, tântalo, nióbio e manganês estabilizam a fase β (DONACHIE, 2000; OGDEN, 1971; WASZ et al., 1996; SOBOYEJO; SRIVATSAN, 2007).

Em geral, são aceitas quatro classes de ligas de titânio: alfa, quase-alfa, alfa-beta e beta-metaestável (LEYENS; PETERS, 2003). As ligas de titânio α são utilizadas principalmente nas indústrias químicas e de conformação, por apresentarem excelente resistência à corrosão e boa conformabilidade. Se uma pequena quantidade de elemento β estabilizante é adicionada, esta é denominada quase-alfa. As ligas de titânio quase-alfa são classicamente utilizadas em aplicações em alta temperatura por apresentarem as excelentes propriedades de

fluência das ligas de titânio α , juntamente com os elevados valores de resistência mecânica típicos das ligas de titânio α - β .

As ligas de titânio α - β possuem entre 5 a 40 % em volume da fase β . Dentre as ligas de titânio α - β , o Ti-6Al-4V é a mais conhecida comercialmente, sendo utilizada em aproximadamente 50% das aplicações onde o titânio e suas ligas são requeridos. Por apresentarem ótima combinação entre resistência mecânica e tenacidade, combinado com excelente resistência à corrosão, as ligas de titânio α - β são amplamente aplicadas nas áreas aeroespacial e biomédica.

As ligas de titânio beta-metaestável possuem microestrutura complexa e se destacam pelo seu elevado valor de resistência mecânica (1400 MPa) e excelentes propriedades de tenacidade à fratura. Alguns exemplos de ligas comerciais são “TIMETAL 10-2-3” e “Beta C”. A fase β eventualmente se transforma em martensita (α') durante o resfriamento rápido (α - β) (LEYENS; PETERS, 2003). A Figura 5 apresenta esquematicamente os elementos estabilizantes e as diversas formas de ligas de titânio binárias.

Figura 5 – Classificação esquemática do diagrama de fase das ligas de titânio binárias (adaptado de COLLINGS, 1994).

Outra classificação das ligas de titânio é quanto ao seu teor de impurezas (ASM, 1990). O titânio comercialmente puro é classificado do grau 1 ao 4, em função da presença dos principais elementos como ferro, oxigênio e nitrogênio, conforme apresentado na Tabela 3. O oxigênio, o nitrogênio e o carbono tendem a aumentar a resistência do titânio comercialmente puro, enquanto que o ferro tende a diminuí-la. O titânio puro é muito dúctil e apresenta relativamente baixo limite de resistência, quando comparado com as ligas de titânio comercialmente puras da classe 1 a 4 (DONACHIE,2000; AWS, 1982).

Tabela 3 – Resistência mecânica e limite de impurezas (% em peso) no titânio (ASM, 1990).

ASM Grau	Limite de Escoamento mínimo. (MPa)	O (max.)	Fe (max.)	H (max.)	N (max.)	C (max.)
1	170	0,18	0,20	0,015	0,03	0,10
2	280	0,25	0,30	0,015	0,03	0,10
3	380	0,35	0,30	0,015	0,05	0,10
4	480	0,40	0,50	0,015	0,05	0,10

4.1.2 Propriedades das Ligas de Titânio

O titânio puro funde a uma temperatura relativamente alta (1.668 ± 10 °C), quando comparado com o aço (DONACHIE, 2000). Porém, o máximo valor para aplicações estruturais não ultrapassa cerca de 600 °C, dependendo da composição. Para temperaturas até 760 °C, ligas intermetálicas de titânio, como alumineto de titânio, têm sido usadas. O titânio e suas ligas podem ser endurecidos pela adição de elementos de liga em solução sólida, por transformação de fases ou por processos de conformação.

A Tabela 4 apresenta algumas das principais propriedades do titânio e suas ligas. Para Ti-CP grau 1 ao 4, o limite de resistência está entre 240 e 740 MPa. O Ti-CP grau 1 tem o menor limite de resistência mecânica dentre a classe CP, porém possui excelente estampabilidade. O Ti-CP grau 2, que possui limite de resistência entre 390 e 540 MPa, é mais usado comercialmente. O Ti-CP grau 3 é usado exclusivamente em aplicações para vasos de pressão. O Ti-CP grau 4 é o

de maior resistência mecânica, chegando a 740 MPa, mas necessitam ser conformados em altas temperaturas (300 °C) (LEYENS; PETERS, 2003).

As principais aplicações industriais concentram-se no titânio grau 2, devido a sua boa ductilidade, resistência à corrosão e resistência mecânica. Devido a esses fatores, ele é utilizado sob condições de serviço contínuo até 425°C, na confecção de componentes para indústria aeronáutica, trocadores de calor e em equipamentos de processamento eletroquímico (ASM, 1990).

Tabela 4 – Propriedades Mecânicas das ligas de Ti (adaptado de LEYENS; PETERS, 2003).

Liga	T β (°C)	Dureza (HV)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)
Comercialmente Puro					
ASTM grau 1	890	120	-	170-310	>240
ASTM grau 2	888	100	100-145	280	390-540
ASTM grau 3				380	450
ASTM grau 4	950	260	100-120	480-655	550-740
Ligas quase α					
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si	995	340	114	990	1010
Ti-6Al-2,7Sn-4Zr-0,4Mo-0,4Si	1010	-	112	900-950	1010-1050
Ligas α-β					
Ti-6Al-4V	995	300-400	110-140	800-1100	900-1200
Ti-6Al-6V-2Sn	945	300-400	110-117	950-1050	1000-1100
Ligas β metaestável					
Ti-4,5Al-3V-2Mo-2Fe	900	300-500	110	900	960
Ti-11,5Mo-6Zr-4.5Sn	760	250-450	83-103	800-1200	900-1300

Onde

T β = temperatura de transformação alotrópica α - β

4.1.3 Deformação Plástica

As características essenciais das estruturas cristalinas metálicas estão sumarizadas na Tabela 5. A deformação plástica ocorre principalmente pelo deslizamento de planos de maior densidade atômica, devido à presença de discordâncias. Sabe-se que a força necessária para mover uma discordância,

denominada força de Peierls-Nabarro, depende fortemente da largura da discordância e da distância entre planos similares (HERTZBERG, 1996). Verifica-se, por exemplo, que esta força diminui com o aumento da distância interplanar e, como essa distância varia inversamente com sua densidade atômica, o deslizamento ocorre preferivelmente entre os planos mais compactos, ou seja, com altas densidades planares.

A facilidade de deformação aumenta da estrutura hexagonal compacta (HC) para a estrutura cúbica de face centrada (CFC). Isto não explica os limites de deformação plástica do titânio α (HC) e titânio β (CCC), uma vez que a estrutura HC tem três sistemas de deslizamento e a estrutura CCC possui doze sistemas (ver Tabela 5). No entanto, a largura das discordâncias, que reflete a distância sobre a qual a rede cristalina é distorcida por sua presença, depende da estrutura atômica e da natureza das forças de ligação atômica. Assim, quando essas forças têm um caráter altamente direcional, como nos cristais CCC, a largura da discordância tende a ser estreita e a correspondente força de Peierls tende a ser alta (HERTZBERG, 1996). Outro fator que também influencia na facilidade de deformação é o fator de empacotamento (FEA), definido como o volume dos átomos da célula por volume da célula unitária. O FEA da estrutura HC é 74% e para estrutura CCC é 68% (PADILHA, 1997).

Tabela 5 – Parâmetros Característicos das Estruturas Cristalinas (LEYENS; PETERS, 2003).

Estrutura Cristalina	N	CN	FEA	Planos e Direções de Deslizamento		Nº de Sistema de Deslizamento	DA
HC	6	12	74%	{0001}	1	1 X 3 = 3	91%
				<11 $\bar{2}$ 0>	3		
CCC	2	8	68%	{110}	6	6 X 2 = 12	83%
				<111>	2		
CFC	4	12	74%	{111}	4	4 X 3 = 12	91%
				<110>	3		

Onde:

CN: Número de coordenação; FEA: Fator de empacotamento atômico;

DA: Densidade atômica por plano de deslizamento; N: Quantidade de átomos.

Considerando a argumentação baseada na força de Peierls, é de se esperar que os planos de deslizamento ativos em cristais HC variem com a relação c/a.

Se esta relação é menor que a ideal (1,633), como no caso do Ti- α , então os planos prismáticos tornam-se automaticamente mais densos que o plano basal. Neste caso, o deslizamento nos planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ é favorecido nas direções de maior densidade linear $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, ocorrendo mais facilmente pela ativação de discordâncias com vetor de Burgers do tipo $\langle a \rangle$ associado aos planos prismáticos e, sob determinadas condições, aos planos basais $\{0001\}$ e piramidais $\{10\bar{1}1\}$ (HERTZBERG, 1996; SALEM; KALIDINDI; DOHERTY, 2003; WASZ et al., 1996).

A ductilidade de um metal depende, também, de sua habilidade em suportar deformação plástica homogênea envolvendo uma mudança arbitrária de forma do cristal. Segundo o critério de von Mises, isto é possível quando cinco sistemas de deslizamento independentes são ativados. Os planos basais e prismáticos possuem três sistemas de deslizamento cada. Entretanto, somente dois sistemas basais $\{0001\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, e dois sistemas prismáticos $\{1010\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ são independentes entre si, resultando em um total de quatro sistemas independentes de deslizamento. E, embora quatro sistemas de deslizamento independentes $\{00\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ possam ser identificados dentre o total de seis sistemas de deslizamento piramidais, as deformações resultantes podem ser produzidas pela operação simultânea dos sistemas de deslizamento basais e piramidais independentes. Consequentemente, um quinto sistema de deslizamento ainda é necessário. Assim, o deslizamento das discordâncias com vetor de Burgers do tipo $\langle c+a \rangle$ e o aparecimento de maclas nestes materiais são necessárias para manter a compatibilidade da deformação (HERTZBERG, 1996; CHICHILI; RAMESH; HEMKER, 1997; NEMAT-NASSER et al., 1999; SOBOYEJO; SRIVATSAN, 2007).

As análises microscópicas mostram que existe uma substancial maclação que não pode ser desconsiderada nos modelos de deformação plástica do titânio. Observa-se que a densidade de maclas aumenta com o aumento da taxa de deformação e com a deformação, e diminui com o aumento da temperatura. A interseção de maclas se torna mais pronunciada em baixas temperaturas e altas

taxas de deformação (CHICHILI; RAMESH; HEMKER, 1997; NEMAT-NASSER et al., 1999).

No estudo de Chichili, Ramesh e Hemker (1997) para o titânio de grau 2, tem-se que a deformação por meio da atividade de discordâncias é mais pronunciada do que a maclação, para baixas taxas de deformação. Observou-se que poucos grãos continham maclas, mas que estes estavam repletos de discordâncias. Assim, a multiplicação das discordâncias no titânio é predominantemente determinada pelo modo de deformação e pelo tamanho do grão, devido ao fato de os contornos de grão atuarem como fontes de discordâncias (WASZ et al., 1996).

Um estudo para compreender o mecanismo da maclação foi realizado por Meyers e Chawla (2001), no qual observou-se que este mecanismo tem um efeito importante na evolução da deformação plástica: este subdivide os grãos, aumentando as barreiras para o deslizamento e a taxa de encruamento.

A maclação é o principal modo de deformação plástica presente no titânio alfa em baixas temperaturas e altas taxas de deformação. São mais comumente observadas nos planos $\{10\bar{1}1\}$, $\{1012\}$, $\{11\bar{2}1\}$ e $\{11\bar{2}2\}$. Chichili, Ramesh e Hemker (1997) e Nemat-Nasser et al. (1999) observaram que para baixas deformações, aproximadamente 5-10% de redução, a maclação é o mecanismo predominante de acomodação da deformação no titânio alfa, com grande parte das maclas com morfologia lenticular, sendo que, dentro das primeiras maclas formadas, outras maclas se formam, refinando a estrutura. Em alguns casos, formam-se bandas de dobramento no interior de maclas primárias ou secundárias.

Foram observadas também falhas de empilhamento entre duas bandas de dobramento que se encontram inseridas nas maclas, em áreas de baixa densidade de discordâncias. A fração volumétrica das maclas dentro de um grão depende da orientação do grão e aumenta com o aumento da deformação. Com o aumento da taxa de deformação, a maclação ocorre em vários sistemas, promovendo a interação macla-macla e reduzindo o tamanho dessas heterogeneidades microestruturais. Para altas deformações, as maclas mudam de forma, a deformação deixa de ser homogênea e bandas de cisalhamento são formadas para acomodar a deformação (CHICHILI; RAMESH; HEMKER, 1997; NEMAT-NASSER et al., 1999).

4.1.4 Reatividade do Titânio com o C, N, O e H

Os elementos carbono, oxigênio, nitrogênio e hidrogênio são vistos como as mais importantes impurezas no titânio comercialmente puro (Ti-CP), devido a sua significativa solubilidade na fase α . Entretanto, o ferro, que é elemento de elevada solubilidade na fase β , também exerce grande influência nas propriedades do metal. Garcia et al. (2010) e Lathabai, Jarvis e Barton (2001) sugerem que a contaminação com 0,3% Fe ocasione a formação de fase β retida no Ti-CP, embora a maioria dos trabalhos em titânio grau 2 não mostrem a presença de fase β em temperatura ambiente. O aumento do teor de oxigênio e de ferro são os principais responsáveis pelo aumento da resistência mecânica nas ligas de Ti-CP. Para um teor de oxigênio maior ou igual a 0,25%, em temperaturas abaixo de 300°C, o deslizamento dos planos muda de cruzado para planar, diminuindo drasticamente o potencial para maclação e a ductilidade do Ti-CP (LÜTJERING; WILLIAMS, 2003).

A cinética de deformação do titânio é determinada pela multiplicação de discordâncias e o mecanismo de controle da taxa é determinado pelo deslizamento e superação por discordâncias dos obstáculos intersticiais ao longo de planos ativos durante a deformação. Este comportamento é dependente da temperatura quando os obstáculos estão presentes. A Figura 6 mostra os efeitos da temperatura e da composição química para o titânio comercialmente puro (grau 1 a 4).

A Figura 7 mostra o efeito da temperatura para amostras idênticas de titânio a uma taxa de deformação de 10^{-3}s^{-1} . A 500°C, não há efeito dos intersticiais. No entanto, a -196°C a capacidade de endurecimento está associada à baixa mobilidade de obstáculos e discordâncias e pela interação de discordâncias e maclas (NEMAT- NASSER et al., 1999).

Figura 6 – Variação do limite de escoamento com a temperatura para o titânio de grau 1 a 4 (ASM, 1990).

Figura 7 – Curva tensão-deformação para o titânio comercialmente puro (NEMAT- NASSER, 1999).

Como apresentado na Figura 8, o oxigênio e o nitrogênio têm potencial efeito no aumento da resistência mecânica do titânio e na redução da sua ductilidade. A fragilidade por esses elementos ocorre em concentrações abaixo ao limite de solubilidade. A concentração de oxigênio permitida no titânio puro é cerca de 8 vezes maior do que a do nitrogênio (0.05 % em peso), uma vez que, o efeito do nitrogênio no aumento de resistência à tração é maior (DONACHIE, 2000).

Além do oxigênio, o hidrogênio é outro elemento de fundamental importância na interação com o titânio. A solubilidade do hidrogênio varia com a temperatura e também com a pressão, grau de pureza, composição química, tensão e deformação do titânio (WASZ et al., 1996).

A ductilidade do titânio próxima à temperatura ambiente pode ser afetada pela difusão e nucleação controlada de hidretos, uma vez que o hidrogênio em solução exerce pouco efeito nas propriedades mecânicas do titânio. A energia necessária para ativação do hidrogênio é cerca de 25% da energia de outros intersticiais. No entanto, as tensões induzidas pela relação de desajuste na interface hidreto/matriz aumentam a solubilidade do hidrogênio, favorecendo a nucleação e o crescimento desta fase ao longo de bandas de deslizamento durante o processo de deformação plástica em concentrações de hidrogênio abaixo do limite de solubilidade no titânio. A solubilidade do hidrogênio na fase alfa a 300 °C é de aproximadamente 0,15 % em peso (8% at.)

Figura 8 – O Efeito dos intersticiais em algumas propriedades mecânicas (DONACHIE, 2000).

As Figuras 9 e 10 apresentam que, independente do tratamento térmico, em concentrações abaixo de 0,5 % at de hidrogênio, a resistência ao impacto do material não sofre grandes reduções. Entretanto, concentrações acima de 0.5 % at, causam fragilização. Além disso, o resfriamento lento a partir da região alfa, por exemplo, a 400 °C, e um envelhecimento de poucos dias a temperatura ambiente (Figura 9), permitem a precipitação de hidretos e a redução nos valores de resistência ao impacto. Portanto, a única maneira de evitar a fragilização por hidrogênio é manter a concentração desse elemento baixa, em níveis abaixo de 0,015 % peso (DONACHIE, 2000).

Figura 9 – Relação entre a resistência ao impacto e a porcentagem atômica de H no titânio (DONACHIE, 2000).

Figura 10 – Efeito do tratamento térmico e da porcentagem de H na resistência ao impacto do titânio (DONACHIE, 2000).

O titânio também é usado como matéria prima de recipientes para conter hidrogênio líquido ou supercrítico em temperaturas criogênicas. Porém, abaixo de $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$, o hidrogênio pode ser absorvido, difundir-se e causar danos severos ao material.

Há uma importante interação entre a oxidação e a fragilização pelo hidrogênio do titânio e suas ligas em alta temperatura. Por um lado, tem-se o titânio susceptível à corrosão, absorvendo hidrogênio, causando sua fragilização, como mostrado por Moroishi e Shida (1980). Por outro lado, tem-se o desenvolvimento desse material para aplicações estruturais que requerem resistência à corrosão, por exemplo, para tubos trocadores de calor ou em meios com substâncias químicas corrosivas (MOROISHI; SHIDA, 1980).

Tanto os estudos de Moroishi e Shida (1980) como o de Fukuzuka et al. (1980), para diversas amostras de titânio submetidas à oxidação quando expostas ao ar, mostraram que o óxido encontrado é o rutilo (TiO_2) e a espessura desse filme óxido torna-se maior à medida que se aumenta a temperatura e o tempo de exposição em atmosfera oxidante (Figura 11). A coloração do óxido de titânio produzido por meio da anodização pode ser um indicativo de sua espessura (VELTEN; BIEHL; AUBERTIN, 2002).

Figura 11 – Variação da espessura da camada de óxido formada no Ti, devido à oxidação térmica ao ar como função da temperatura (FUKUZUKA, 1980).

A Tabela 6 mostra a relação entre cor e espessura do óxido quando o Ti-CP foi anodizado em solução de 0,5 M de ácido sulfúrico. Esta relação entre cor e espessura do óxido é, no entanto, fortemente ligada às condições de oxidação.

A fina camada de TiO_2 resulta numa excelente resistência à corrosão indicada por um baixo nível de condutividade elétrica, uma estabilidade termodinâmica e baixa tendência à formação de íons em meios aquosos (JÚNIOR, 2005). A estrutura da camada de óxido parece ser formada por uma camada

externa amorfa e uma camada cristalina de rutilo-TiO₂ em contato com o metal (POUILLEAU et al., 1997). O filme de óxido formado é também uma barreira natural à difusão do hidrogênio e quanto maior esta camada, menor a contaminação com H (Figura 12), como foi reportado para dutos de titânio termicamente oxidado expostos à uréia (FUKUZUKA et al., 1980). Por outro lado, a camada de TiO₂ aumenta ainda mais a possibilidade de uso do titânio como material biocompatível (VELTEN; BIEHL; AUBERTIN, 2002; SUL; JOHANSSON; JEONG, 2001).

Tabela 6 – Cores da camada de óxido após oxidação anódica em 0,5M de ácido sulfúrico (VELTEN; BIEHL; AUBERTIN, 2002)

Espessura (nm)	Cor
10-25	dourado
25-40	lilás
40-50	azul escuro
50-80	azul claro
80-120	amarelo
120-150	alaranjado
150-180	lilás
180-210	verde

Embora a camada de óxido dificulte a penetração do hidrogênio, as ligas de titânio não estão imunes ao ataque desse elemento. O hidrogênio pode entrar na rede durante o processo de soldagem ou quando o material é exposto à atmosfera de vapor e hidrocarbonetos.

Figura 12 – Efeito da espessura do filme óxido na absorção de hidrogênio do titânio (FUKUZUKA et al., 1980).

4.1.5 Uso de Titânio na Indústria Aeroespacial

Atualmente, o titânio é usado extensivamente em aplicações comerciais e militares e, até certo ponto, na exploração espacial. As principais áreas de aplicação para as aeronaves são estruturas de apoio de trens de pouso, nervuras das asas, atuadores verticais de asas, motores, sistema pneumático e, vigas e calhas do piso.

A demanda de titânio está projetada para crescer pelo menos 40-50% nos próximos cinco anos. As propriedades superiores do titânio e a baixa densidade específica permitem aos engenheiros aeronáuticos projetar aviões que voem mais alto, mais rápido e, conseqüentemente, com maiores temperaturas no revestimento. Quando a temperatura exterior do revestimento é superior a 180°C, o titânio é mais apropriado que o alumínio.

Projetos recentes na aviação militar incluem o novo caça a jato F22 *Raptor*, que é composto de 60.000 kg de titânio por estrutura. O F35 *Joint Strike Fighter* tem 36.000 kg de titânio a bordo. Quando comparados com o caça mais antigo F4, os caças de nova geração aumentaram o uso de titânio de 9% para 35% (HILL, 2007).

Pelo lado comercial, o novo Boeing 787 *Dreamliner* e o modelo Airbus A380 estão impulsionando o aumento da demanda por titânio. Por exemplo, o Boeing 787 por si só, vai usar mais de titânio (18% do peso total da aeronave) do que todos os modelos anteriores da Boeing combinados (Figura 13). Esse aumento percentual ao *ship-set*, juntamente com as projeções de mercado para a frota mundial nos próximos 20 anos, indicam que este metal, relativamente novo, tem um futuro muito brilhante (Figura 14).

Figura 13 – As projeções de mercado para o uso do titânio em aeronaves da Boeing (HILL, 2007).

Figura 14 – Mercado de aeronaves em 2003 e 2023, projetado (HILL, 2007).

4.2 SOLDAGEM

Os métodos de união de metais podem ser divididos em duas categorias: aquelas baseadas na ação de forças mecânicas macroscópicas, tais como parafusagem e rebiteagem, e aquelas baseadas em forças microscópicas, como soldagem e brasagem (MARQUES et al., 2005). No entanto, a soldagem é considerada o mais importante processo de união dos metais e os seus primeiros relatos datam de 4000 a.C. A soldagem por forjamento foi considerada um processo importante na tecnologia metalúrgica utilizada na Idade Média para a fabricação de armas e outros instrumentos cortantes.

Por definição, a soldagem é uma operação que visa obter a coalescência localizada produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição (AWS, 1997).

A tecnologia de soldagem mudou radicalmente a partir do século XIX com a descoberta do arco elétrico por Sir Humphrey Davy, do acetileno por Edmund

Davy e com o desenvolvimento da energia elétrica, os quais possibilitaram o aparecimento dos processos de soldagem por fusão (MARQUES et al., 2005).

Na soldagem por fusão, uma fonte de calor externo promove o aquecimento localizado do metal base (MB) e do metal de adição (quando este é usado), destruindo as superfícies de contato e produzindo a união pela solidificação do metal fundido.

A Figura 15 apresenta esquematicamente a seção transversal de uma solda por fusão do Ti-CP grau 2, com a sua distribuição típica de temperatura. A região da zona fundida (ZF) é constituída, neste caso, por parte do metal de base (MB) que sofreu fusão, ou seja, atingiu a temperatura de pico superior à temperatura *liquidus* (T_L), e no resfriamento são formados grãos grosseiros de microestrutura fundida.

A zona termicamente afetada (ZTA), também conhecida como zona afetada pelo calor (ZAC), é a região do metal base não fundida, mas que teve sua microestrutura e/ou propriedades afetadas pelo ciclo térmico de soldagem. Os limites superior e inferior da ZTA são dados por T_L e por $T_{\alpha-\beta}$, respectivamente. Devido ao gradiente de temperatura dessa região, estruturas lamelares são formadas no resfriamento. Na soldagem do titânio comercialmente puro grau 2, a região da ZTA pode ser subdividida em ZTA 1 e ZTA 2. A ZTA 1 consiste na região de crescimento de grão e a ZTA 2 é a região que sofreu recristalização.

A região da peça mais afastada da solda que não apresenta alterações devidas ao ciclo térmico é denominada de metal base (MB). As temperaturas de pico são inferiores à $T_{\alpha-\beta}$.

Figura 15 – Macroestrutura esquemática da solda por fusão do TI-CP grau 2.

O aporte térmico (AT) é definido como o calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento, e a fórmula matemática que o quantifica é dada pela Equação(1). Quanto maior o aporte térmico, maior será o tamanho dos grãos da ZF e maior será a ZTA.

$$AT = \frac{P}{v} \quad (1)$$

Onde:

AT: o aporte térmico (J/mm);   P: potência (W);   v: velocidade (mm/s)

Para velocidades menores de resfriamento, os grãos localizados na região próxima à linha de fusão tendem a crescer. Em processos onde estão envolvidos baixos valores de aporte térmico, a exemplo o Laser, a ZTA normalmente não apresenta a região de crescimento de grão. Entretanto, em processos de soldagem a arco, a ZTA é semelhante à apresentada na Figura 16.

Figura 16 – Solda a arco (CÂNDIDO, 2004)

A soldagem pode ser realizada com adição de arame ou sem (autógena). Na soldagem com adição de arame o metal de adição é denominado "diluído" pelo metal de base fundido, e o cálculo da diluição é apresentado na Figura 17. Quando nenhum metal é adicionado, a diluição é definida como 100%.

Figura 17 – Cálculo da diluição (CARMO, 2010)

Na Figura 18 são apresentados os termos utilizados para definir o formato e as características técnicas dos cordões de solda. A raiz da solda é a região mais profunda do cordão de solda e tende a ser a região mais propensa à formação de descontinuidades. A face da solda é a superfície oposta à raiz da solda. O reforço é a altura máxima alcançada pelo excesso de material de adição, medida a partir da superfície do material de base. A margem da solda é a linha de encontro entre a face da solda e a superfície do metal de base. A penetração é a distância da superfície original do metal de base ao ponto em que termina a fusão, medida perpendicularmente à mesma. A largura é a medida entre as margens esquerda e direita do cordão de solda.

Figura 18 – Termos mais usados na caracterização de soldas.

Alguns defeitos podem ocorrer decorrente ao processo de soldagem e dentre os mais recorrentes tem-se: trincas e porosidade. As trincas resultam da atuação de tensões de tração sobre um material incapaz de resistir a elas. São consideradas graves concentradores de tensão e podem se formar durante ou

após a soldagem, como também em processos subsequentes, como por exemplo, no tratamento térmico.

As trincas podem ser de três tipos: trincas a frio, de solidificação e de liquação (SILVA, 2009; BRANDI; WAINER; MELLO, 2008). As trincas a frio, como as trincas induzidas por hidrogênio, ocorrem depois que o material está totalmente solidificado e pode levar minutos, ou até mesmo horas para surgirem no material. Estas advêm da tenacidade insuficiente do material em resistir às tensões residuais oriundas da solidificação (expansões e contrações térmicas localizadas, associadas com o ciclo térmico de soldagem).

As trincas de solidificação ocorrem nos últimos estágios da solidificação, logo acima da temperatura *solidus*, no caso de uma liga metálica. Sendo comum o seu surgimento no último estágio da solidificação, quando o metal está quase completamente solidificado. Este tipo de trinca ocorre em presença de um filme líquido de baixo ponto de fusão, que ocupa os contornos de grãos, espaços interdendriticos ou intercelulares da liga (SILVA, 2009; BRANDI; WAINER; MELLO, 2008). Este filme líquido forma porosidades que evoluem para trincas desde que haja contração (na solidificação) e tensões térmicas suficientemente altas para promover a cavitação. As trincas de solidificação estão intimamente ligadas aos parâmetros de soldagem, tais como, velocidade e potência.

A trinca por liquação da ZTA está associada à fusão de compostos com baixo ponto de fusão nos espaços intergranulares na região imediatamente ao lado da ZF. É comum que uma trinca de liquação se desenvolva na direção da solidificação para dentro do cordão de solda.

As porosidades são formadas pela evolução dos gases, na parte posterior da poça de fusão, durante a solidificação da solda. Os poros têm usualmente um formato esférico, embora poros alongados associados com hidrogênio possam ser formados. As principais causas de porosidade estão relacionadas à contaminação da poça de fusão com o ar atmosférico e a poeira, oxidações e umidade excessiva na superfície do metal de base e por turbulência no gás de proteção (MARQUES et al., 2005). Uma outra fonte de porosidade, que será vista mais à frente, consiste no desabamento de um canal de vapor conhecido como “*keyhole*”.

Dentre as técnicas de soldagem mais empregadas comercialmente, têm-se a soldagem a gás com eletrodo não consumível de tungstênio (GTAW). Porém,

novos processos de soldagem têm-se destacado, a exemplo, a soldagem a laser. Nos itens a seguir, será realizada uma breve revisão bibliográfica a respeito das técnicas de soldagem a arco e a laser.

4.2.1 Soldagem a Arco

A soldagem a Arco Gás-Tungstênio, do inglês *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW), também conhecida como *Tungsten Inert Gas* (TIG) é um processo no qual a união é obtida pelo aquecimento dos materiais por um arco estabelecido entre o eletrodo não consumível de tungstênio e a peça, Figura 19a. No entanto, na soldagem Arco Gás-Metal (*Gas Metal Arc Welding* – GMAW ou *Metal Inert Gas* - MIG), o arco elétrico é estabelecido entre um eletrodo metálico consumível e a peça, Figura 19b. O processo Metal Active Gas (MAG) é uma variação da soldagem MIG onde o gás é ativo (exemplo CO_2 ou mistura de $\text{Ar}/\text{O}_2/\text{CO}_2$).

Figura 19 – Desenho esquemático dos processos de soldagem; a) Soldagem TIG; b) Soldagem MIG/MAG (MARQUES et al., 2005).

Os processos TIG e MIG foram primariamente aplicados em vasos de pressão. Ambos os processos são realizados com fontes convencionais, e a soldagem pode ser realizada manualmente, semi-automaticamente ou totalmente automatizada.

Normalmente é empregada a polaridade direta no processo TIG e a inversa no MIG. Na polaridade direta os elétrons deslocam-se do eletrodo para a peça, assim, a peça é considerada como pólo positivo e o eletrodo como pólo negativo.

Por polaridade inversa compreende-se que a emissão dos elétrons se dá da peça para o eletrodo, a peça é considerada como pólo negativo e o eletrodo como pólo positivo (AWS, 1997; ASM, 1990; MARQUES et al., 2005).

Peças espessas podem ser soldadas com a adição de arame e múltiplos passes em ambos os processos. Porém, para seções espessas, a economia na soldagem é maior com o processo MIG, por atingir maiores velocidade de soldagem e taxa de deposição. Se o processo TIG for usado, o contato entre o eletrodo de tungstênio e a poça de fusão deve ser evitado, a fim de que não ocorra a contaminação do cordão de solda (DONACHIE, 2000).

A soldagem a plasma, *Plasma Arc Welding* (PAW), é uma variação da soldagem TIG, se diferenciando pela constrição do gás de plasma no bocal, Figura 20. O tipo de corrente preferido para soldagem de ligas formadoras de óxidos na soldagem a plasma é a corrente alternada (CA) e eletrodo positivo. Geralmente é usado argônio como gás gerador de plasma e a soldagem pode se dar por condução ou *keyhole*. Com a técnica de *keyhole* é possível soldar peças espessas, com um único passe, sem a adição de arame e obter cordões de soldas livres de porosidade e mordedura (DONACHIE, 2000; AWS, 1997; SCOTTI; REIS, 2007).

Figura 20 – Processo de soldagem a Plasma (MARQUES et al., 2005).

Normalmente, o metal de adição usado possui as mesmas propriedades e composição do metal base. Porém, quando se trata da soldagem de ligas de titânio de alta resistência, recomenda-se selecionar um metal de adição de menor resistência mecânica do que a do metal base (DONACHIE, 2000). Pois, devido à

diluição que ocorre durante a soldagem, o metal adicionado perde em ductilidade, vide item 4.1.4.

Na soldagem pelos processos TIG, MIG e PAW, pode ser utilizado como atmosfera de proteção o argônio e/ou hélio com alta pureza. Três fluxos independentes de gás podem ser fornecidos durante o processo de soldagem, sendo: o primeiro fluxo para proteção da zona de fusão; o segundo, ou *trailing*, para proteção da zona termicamente afetada e; o terceiro, para proteção de raiz da solda. Tipicamente, os processos TIG e MIG possuem densidade de energia de 50 W/cm^2 , enquanto que a densidade de energia do PAW é de aproximadamente 500 W/cm^2 . O processo TIG, MIG e PAW são aplicáveis à maioria dos metais ferrosos e não ferrosos.

4.2.2 Soldagem a Laser

O laser é uma fonte de luz coerente, produzida por emissão estimulada e opera no espectro ultravioleta, visível ou infravermelho (ION, 2005). A palavra laser é formada pelas iniciais de *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, que pode ser traduzida como “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação”.

A soldagem a laser, do inglês *Laser Beam Welding* (LBW), é um método de união de dois ou mais materiais no qual se utiliza a energia fornecida por meio de um feixe de luz concentrado. A soldagem a laser, juntamente com a soldagem por feixe de elétrons, representa o que tem de mais alta tecnologia em processos de soldagem de alta densidade de energia ($15 - 25 \text{ kJ/mm}^2$) (STEEN, 2001). O método, que inevitavelmente envolve fusão e solidificação, tem intensidade de potência variando entre 10^4 e 10^9 W.cm^{-2} .

A soldagem a laser pode ocorrer através de dois diferentes mecanismos: condução (baixa penetração) ou por *keyhole* (alta penetração) (LIMA, 2008; STEEN, 2001). A soldagem por condução ocorre quando a intensidade de energia é relativamente baixa (10^5 W.cm^{-2}) e envolve a absorção da energia do laser na superfície do material, com posterior condução para o interior do material. A soldagem por condução pode ser transmitida por emissão contínua (CW) ou

pulsada. Como a intensidade do laser é mantida relativamente baixa, em comparação com a soldagem por penetração, os problemas de soldagem são normalmente controlados através do aporte térmico (velocidade de soldagem e potência) (LIMA, 2008; STEEN, 2001).

A soldagem por penetração (*keyhole*) envolve uma densidade de energia mais alta do que a soldagem por condução, conforme pode ser visto na Figura 21 (LIMA, 2008). O feixe de laser é focalizado para produzir uma alta densidade de potência na superfície da peça, que é suficiente para iniciar a vaporização do material base e o surgimento de uma cavidade de vapor no interior do metal líquido (ION, 2005; KANNATEY-ASIBU, 2009). Esta cavidade é denominada *keyhole* e ocorre como consequência do equilíbrio entre densidade, viscosidade e pressão metalostática.

O *keyhole* comporta-se como um absorvedor óptico de alta eficiência, por meio do qual a radiação entra na cavidade, refletindo múltiplas vezes, aumentando a sua absorção (KANNATEY-ASIBU, 2009). Dependendo da refletividade do material, o *keyhole* pode ser facilmente formado ou não. Materiais altamente refletores, como o alumínio, necessitam de muita energia para o início da formação do *keyhole*. Porém, quando o líquido é formado a absorvidade (capacidade de um corpo absorver a radiação incidente) do metal aumenta de 3 para 98 % (STEEN, 2001; LIMA, 2008).

A seção transversal da solda por *keyhole* tem o formato mostrado na Figura 22, que tem como características principais o cordão estreito e alta razão de aspecto (penetração/largura).

Outro aspecto que merece atenção na soldagem a laser é a blindagem do feixe pelo plasma. Uma parte do gás, oriundo do processo de soldagem (gás de proteção e gás metálico do *keyhole*) pode ser ionizado pela alta intensidade do feixe. Quando a densidade do gás ionizado é suficientemente alta, pode ocorrer a absorção do feixe pelo plasma, bloqueando a chegada do feixe à peça (KANNATEY-ASIBU, 2009). A blindagem do feixe pelo plasma causa irregularidade no cordão de solda, particularmente notado pelo caráter pulsado do fenômeno (CARVALHO, 2009).

Vários parâmetros devem ser levados em conta na soldagem a laser com ondas contínuas (CW), entre eles podemos destacar: a intensidade, a velocidade de soldagem, o tipo e o fluxo do gás de proteção, o bocal de distribuição do gás, a

distância do bocal até a superfície e o ponto focal (TZENG, 2000; LIMA, 2008; STEEN, 2001).

Figura 21 – Processos laser segundo a intensidade e o tempo de pulso (LIMA, 2008).

Onde:

I = intensidade do laser;

t_p = tempo de interação do laser.

Figura 22 – Solda por penetração de um aço maraging. As regiões apresentadas são: ZF:zona fundida, ZTA:zona termicamente afetada e MB:metal de base. (Foto do acervo de S. M. CARVALHO)

4.2.2.1 Porosidade na soldagem a laser

O processo LBW, tanto por condução quanto por penetração, está sujeito a defeitos comuns, tais como, porosidade e trincas. A porosidade na soldagem a laser pode ser formada por uma série de fatores. O metal líquido pode conter uma quantidade de gases dissolvidos que se aglomeram durante o processo de solidificação. Esses gases podem estar dissolvidos no próprio material, por exemplo por excesso de hidrogênio, ou podem vir diretamente dos gases de processo. Uma proteção gasosa ineficiente também gera poros porque o filme de óxido na superfície do líquido se dissocia em altas temperaturas, como aquelas próximas ao *keyhole*. A estabilidade do próprio *keyhole* é essencial para manter um nível baixo de porosidade. Quando o *keyhole* se torna instável, ele não sustenta as paredes de metal líquido, as quais caem, engolfando um pequeno volume de gás. A porosidade devida ao *keyhole* é cíclica em algumas condições de soldagem e aparecem próxima à raiz do cordão.

4.2.2.2 Vantagens e desvantagens da solda laser

A soldagem a laser é um dos principais processos de alta densidade de potência utilizado pelas indústrias atualmente, principalmente pela automobilística, na soldagem de *blanks*. A seguir, serão listadas as principais vantagens e desvantagens da utilização da soldagem a laser.

Dentre as principais vantagens da soldagem a laser, pode-se citar:

- Não há contaminação da solda, resultando em geral em soldas de boa qualidade;
- Realização de soldas autógenas, garantindo assim que a resistência à corrosão da junta soldada não seja reduzida em relação à do metal de base (LIU et al., 2002);
- Alta reprodutibilidade, flexibilidade e versatilidade para a automação do processo por meio de robôs;
- Como o aporte térmico total é pequeno, mínimas tensões térmicas são introduzidas, resultando na diminuição de distorções (SIQUEIRA, 2007);

- A soldagem em locais de difícil acesso pode ser realizada pela elevada flexibilidade para deflexão do feixe por meio de fibra óptica;
- Menor tendência à liquação, devido à redução da ZTA;
- Usando-se divisores de feixe, o feixe pode ser compartilhado por diferentes estações de trabalho (SIQUEIRA, 2007);
- Elevadas velocidades de soldagem, podendo atingir a ordem de vários metros por minuto, dependendo de fatores como: potência, penetração, tipo de material e espessura a ser soldada (STEEN, 2001);
- Pode ser realizada em atmosfera ambiente, sem a necessidade de vácuo;
- É uma técnica apropriada para soldagem com penetração total em um único passe (ION, 2005; KANNATEY-ASIBU, 2009; STEEN, 2001);
- É possível unir diferentes espessuras de chapas;
- Facilidade de soldar materiais diferentes, pois a fusão é concentrada durante a soldagem (ION, 2005; READY, 1997);

Dentre as principais desvantagens da soldagem a laser, pode-se citar:

- Elevados requisitos de tolerância das juntas (DULEY, 1999; READY, 1997);
- Problemas com refletividade em alguns materiais;
- O investimento inicial do equipamento é relativamente alto, porém pode ser justificado pela alta produtividade ou por melhorias na qualidade da solda;
- A eficiência energética do laser é baixa. Lasers de Nd:YAG possuem eficiência de até 10%, enquanto lasers de CO₂ possuem de até 30%. Eficiências maiores podem ser obtidas usando outros tipos de lasers, por exemplo, o laser a fibra (utilizado no presente trabalho), que possui eficiência em torno de 20 a 40%, ou laser de diodo direto, que possui eficiência em torno de 30 a 50% (STEEN, 2001);
- A utilização do laser necessita de certos cuidados, pois a alta intensidade do laser pode provocar problemas de visão e queimaduras na pele (STEEN, 2001).

4.2.3 Soldagem do Titânio

As ligas de titânio alfa (α) e quase-alfa, tais como Ti-5Al-2,5Sn, Ti-6Al-2Sn-5Zr-2Mo e Ti-8Al-1Mo-1V são sempre soldadas na condição recozida. O Ti-CP e o titânio α possuem boa soldabilidade, uma vez que estas ligas não são sensíveis ao tratamento térmico, e as propriedades das juntas soldadas são equivalentes às do metal base (DONACHIE, 2000).

As propriedades mecânicas das ligas de titânio α - β são significativamente alteradas pelo ciclo térmico oriundo da soldagem, porém, podem ser soldadas com sucesso quando previamente recozidas, solubilizadas ou parcialmente envelhecidas, com o envelhecimento completado no tratamento térmico de alívio de tensão após a soldagem. Dentre as ligas de titânio α - β , o Ti-6Al-4V tem a melhor soldabilidade, sendo esta atribuída a dois fatores. Primeiro, a martensita α' formada não é dura e frágil, como a exibida na maioria das ligas de titânio α - β tais como Ti-6Al-6V-2Sn. Segundo, o Ti-6Al-4V exibe um pequeno endurecimento no resfriamento a partir de temperaturas próximas à temperatura de solubilização (DONACHIE, 2000).

As liga de titânio β e β metaestável (Ti-13V-11Cr-3Al, Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn) são soldáveis quando previamente recozidas ou solubilizadas. As juntas soldadas têm boa ductilidade, porém, baixa resistência na condição como soldada. Entretanto, as juntas soldadas são usadas na maioria das vezes na condição como soldada, uma vez que o metal base e a solda podem responder diferentemente ao tratamento térmico pós soldagem. Quando expostas a temperaturas elevadas, as ligas de titânio β podem envelhecer em serviço e ocorrer fragilização da solda (DONACHIE, 2000).

Embora as ligas de titânio tenham boa soldabilidade, ela requer atenção especial antes e durante o processo de soldagem, por ser um metal altamente reativo. Desde que, durante a soldagem, a poça de fusão não entre em contato com gases reativos, tais como o oxigênio e o nitrogênio, porosidades não serão formadas e a integridade da estrutura soldada será mantida.

Antes da soldagem, os componentes de titânio devem estar isentos de qualquer contaminação superficial e umidade. Óleos, óxidos, graxas, tintas e qualquer outro material estranho devem ser removidos utilizando-se o método de

limpeza adequado. Água de torneira não deve ser utilizada para enxaguar componentes de titânio (AWS, 1997). Nesse contexto, a principal recomendação a ser seguida na soldagem de titânio e suas ligas refere-se à proteção gasosa. Todo componente exposto a temperaturas entre 250 - 400 °C deve ser protegido do contato com o ar ambiente, seja por fluxos de gás inerte, no caso da soldagem a arco, ou por uma câmara de vácuo na soldagem por feixe de elétrons (SOBOYEJO; SRIVATSAN, 2007).

Os processos de soldagem a arco estão entre os mais usados para soldagem de titânio; entretanto, processos de maior eficiência térmica, como laser e feixe de elétrons, têm sido crescentemente empregados. As vantagens desses métodos de alta intensidade já foram descritas anteriormente (YUNLIAN et al., 2000; ROGGENSACK; WALTER; BONING, 1993), no entanto, como o titânio oferece particularidades no processo, ele será visto com mais detalhe.

A qualidade e o fluxo apropriado da atmosfera de proteção durante a soldagem é essencial. Um trabalho desenvolvido no IEAv em colaboração com o Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) (DA SILVA, 2008) mostrou que as características microestruturais das soldas a laser de ligas Ti-6Al-4V são decisivamente controladas pelos parâmetros do laser e, em particular, pela atmosfera de proteção. Cordões de solda obtidos por solda pulsada com laser de Nd:YAG, sem atmosfera de proteção ou com nitrogênio soprado sobre a junta, se mostraram duros e frágeis. Em contraste, um fluxo de 5 l/min de argônio soprado por um bocal de 8 mm situado a 2 mm da superfície é suficiente para melhorar as propriedades da junta. Usando um laser contínuo à fibra, o problema da oxidação exterior e dureza do cordão se tornaram mais críticos, devido ao maior tempo de residência do líquido. Neste caso, é recomendável uma proteção com argônio mais severa, tanto no topo quanto na raiz da solda. Esta recomendação é pertinente para o presente estudo.

Srimaneepong et al. (2008) observaram que as peças de titânio de pureza comercial e de Ti-6Al-7Nb soldadas a laser, destinadas às aplicações odontológicas, apresentaram os mesmos níveis de resistência à torção que os materiais sem a solda. Por outro lado, Roggensack, Walter e Boning (1993) observaram que amostras Ti-CP grau 2 soldadas a laser e a plasma

apresentaram níveis de resistência à flexão cerca de 40% menores do que os obtidos com amostras de titânio sem soldas.

Lathabai, Jarvis e Barton (2001) realizaram uma comparação entre duas variantes do processo TIG. Os autores comparam o TIG convencional, com múltiplos passes, com um sistema de arco constrito, de tal forma a promover um *keyhole* em passe único. Foram soldadas chapas de Ti-CP grau 2 de 12,7 mm de espessura, sem adição de arame. Os resultados dos ensaios de dureza e de tração mostraram que as juntas soldadas por ambos os processos são similares e se equiparam aos valores obtidos para o metal base. No entanto, a microestrutura acicular da zona fundida permite um incremento de aproximadamente o dobro dos valores de tenacidade ao impacto do cordão de solda, quando comparado com o metal base.

Yunlian et al. (2000) estudaram as propriedades mecânicas e microestruturais de placas de Ti-CP grau 2 (0,5 mm espessura) soldadas por três processos distintos de soldagem: feixe de elétrons, laser de CO₂ e TIG. Os resultados indicaram que o processo a laser é mais apropriado para soldagem de placas de titânio, visto que a tensão de escoamento e a dureza obtidas são semelhantes àsquelas do metal base e que cordões de soldas sem defeitos podem ser obtidos.

Os estudos de Barta, Boyer e Narayanan (1988) concentraram-se na análise de tubos de titânio soldados operando numa faixa de temperaturas entre 125 e 175 °C, sob uma pressão de 0,31 MPa e com níveis de hidrogênio de 30 a 50 ppm, os quais permitem a precipitação de hidretos devido aos efeitos de segregação. A microestrutura associada ao cordão de solda é caracterizada pela presença da fase martensítica acicular e intercalada pela presença da fase beta. As conclusões obtidas em análises fractográficas sugerem que a característica da microestrutura pode favorecer este aspecto, já que o hidrogênio após ativação térmica difunde-se mais rapidamente na zona fundida e na região termicamente ativada, devido aos grãos betas presentes nos pontos triplos ou no interior dos grãos.

Os processos de soldagem híbridos (laser + arco) e a laser foram investigados para a união de chapas de 1,5 mm de espessura de CP-Ti por Li et al. (2009). Estes autores observaram que a penetração total foi satisfatoriamente obtida para velocidade de soldagem acima de 9 m/min para

ambos os processos. Pode-se inferir também que ambos os processos produzem cordões de solda com valores de dureza e tensão de escoamento maiores do que os obtidos no metal base. Entretanto, as juntas soldadas no processo híbrido têm uma melhor combinação de resistência e ductilidade.

4.3 FADIGA

O termo “fadiga” para designar a falha sob carregamentos cíclicos foi mencionado pela primeira vez em 1854 pelo inglês Braithwaite. Mas Rankine, em 1842, já havia mencionado a ocorrência de fratura de eixos após poucos anos de utilização, a partir do surgimento e propagação de pequenas trincas na superfície para o centro do eixo (SCHÜTZ, 1996). Os estudos mais relevantes desta época foram realizados por August Wöhler e incluem o projeto e a construção de máquinas para ensaio de fadiga, considerações sobre o projeto para vida finita e a observação da ocorrência da propagação de trincas durante a vida em serviço de componentes (SCHÜTZ, 1996), dentre outros. Porém, foi somente após a Segunda Guerra Mundial (1945-1960) que houve um extraordinário avanço nas pesquisas sobre fadiga, impulsionadas por falhas em serviço de todos os tipos.

Apesar dos vários avanços obtidos nos estudos de fadiga, ainda há a necessidade de pesquisas relacionadas à: carregamento com amplitude variável; limiar de propagação de trinca; corrosão sob tensão; fadiga-fluência; fadiga multiaxial; fadiga em juntas soldadas, fadiga na região do limite de fadiga; modelos de acúmulo de danos; aplicação para compósitos, polímeros e cerâmicos. Os tópicos acima relacionados indicam que ainda se tem grandes desafios no que diz respeito ao comportamento em fadiga dos materiais, uma vez que as falhas por fadiga perfazem de 50% a 90% do número total de falhas em componentes mecânicos.

4.3.1 Fundamentos da Fadiga

O comportamento em fadiga é definido como o processo progressivo de alteração estrutural localizada e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações cíclicas em algum ou alguns pontos, podendo culminar em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de flutuações (ASTM, 1987). O fenômeno de fadiga reveste-se de grande importância uma vez que este é deflagrado mesmo que as tensões nominais atuantes sejam inferiores ao limite de escoamento do material.

Normalmente a literatura estabelece que a fratura por fadiga é causada pela ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica (BOYER, 1986). A tensão cíclica inicia a trinca e a tensão de tração causa sua propagação. Desta forma, é comum a decomposição da vida total em fadiga (N_f) nas parcelas correspondentes à iniciação (N_i), e à propagação de trinca (N_p). O valor de N_i normalmente refere-se à formação de pequenas trincas com 0,5 a 2,0 mm de comprimento, ou seja, trincas detectáveis pelos métodos não destrutivos (MCDOWELL, 1996).

A duração relativa de cada parcela varia com o tipo de amostra, com as condições superficiais, ambientais e de ensaio (baixa ou alta amplitude de tensão). A Figura 23 ilustra esquematicamente uma curva σ_a versus N_f e delimita o período correspondente a N_i (BUCH, 1988).

Figura 23 – Estágios da vida em fadiga (adaptado de BUCH, 1988).

O processo da fadiga é muito sensível às condições da superfície do material, uma vez que as trincas de fadiga se iniciam geralmente em superfícies livres, nas quais existem concentração de tensão. Partículas de segunda fase, tais como inclusões e precipitados, com propriedades elásticas diferentes da matriz atuam como concentradores de tensão. Além disso, defeitos na superfície livre do material e a formação no deslizamento (sob deformação cíclica) das extrusões e intrusões também produzem concentração de tensão. Em seguida à nucleação das microtrincas, uma trinca principal irá crescer e se tornar uma macrotrinca, cuja propagação causada pelo carregamento cíclico irá determinar a ruptura do componente. As trincas crescem ao longo dos planos de deslizamento ativos, que apresentam uma inclinação de aproximadamente 45° em relação ao eixo da máxima tensão de tração.

O comportamento em fadiga pode ser avaliado por meio de três diferentes técnicas (HOLMAN; LIAW, 1997):

- Tensão-vida;
- Deformação local;
- Métodos da Mecânica de Fratura.

A primeira, introduzida por Wöhler, descreve a vida total em fadiga em termos de parâmetros de tensão relacionados ao carregamento cíclico e não permite distinguir as etapas do processo. A Figura 24 representa um carregamento cíclico estacionário com variação senoidal da tensão e a Tabela 7 apresenta os seus principais parâmetros.

Figura 24 – Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão.

Tabela 7 – Definição de carregamento cíclico com amplitude constante.

Amplitude de tensão (σ_a)	$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$
Tensão média (σ_m)	$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$
Razão de tensão (R)	$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$
Variação da tensão ($\Delta\sigma$)	$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$
Tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$)	Maior valor algébrico da tensão no ciclo
Tensão mínima ($\sigma_{m\acute{i}n}$)	Menor valor algébrico da tensão no ciclo

4.3.2 Modelos Matemáticos para Análise dos Dados de Vida em Fadiga

O objetivo dos modelos básicos de fadiga é dar uma forma matemática à relação entre a vida total e a amplitude da tensão (ou tensão máxima) para experimentos com controle de carga e à relação entre vida total e variação da deformação em ensaios com controle de deformação. No primeiro caso, tem-se a descrição das curvas S x N ou curvas de Wöhler; no segundo, as curvas ϵ X N.

A curva S x N é resultado de um número de testes de fadiga sob diferentes níveis de tensão (SCHIJVE, 1979). Sendo considerada característica do material quando realizada em corpos de prova sem entalhe sob carregamento homogêneo em tração-compressão (KLESNIL; LUKAS, 1992). Uma divisão convencional da curva S x N em diferentes regiões de acordo com o número de ciclos para a fratura é mostrada na Figura 25, onde σ_c é o limite de resistência à fadiga. A região de fadiga de baixo ciclo é usualmente definida por $10^2 < N_f < 10^5$ ciclos (KLESNIL; LUKAS, 1992).

Figura 25 - Divisão convencional da curva S x N (adaptado de KLESNIL; LUKAS, 1992).

A relação matemática clássica que descreve a curva S X N é a lei de Basquin, representada pela Equação (2) (KLESNIL; LUKAS, 1992). Esta expressão relaciona a amplitude de tensão σ_a com o número de reversões para a falha, $2 N_f$ (um ciclo de carregamento corresponde a duas reversões). O coeficiente de resistência à fadiga, σ'_f , é dado pela extrapolação da curva S/N para o primeiro meio-ciclo ($2N_f = 1$). O parâmetro b é o expoente de resistência à fadiga.

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2)$$

Tendo em vista que os resultados de fadiga normalmente apresentam grande dispersão, é conveniente avaliá-los com o emprego de ferramentas de análise estatística, para representar o trecho linear ou linearizado das curvas S x N. Dentre as distribuições estatísticas mais usadas para análises dos dados de fadiga, tem-se as distribuições Normal, Log-Normal e Weibull.

A distribuição Log-Normal é adotada como distribuição padrão de análise linear para dados de fadiga, por apresentar procedimentos elementares que refletem boas práticas de modelagem e análise. Entretanto, a distribuição Log Normal não é recomendada para descrever curvas que extrapolem o intervalo dos ensaios de fadiga e nem percentis abaixo de 5% (ASTM, 1991). A distribuição Log-Normal é descrita em termos da média e o desvio padrão, e tem forma

simétrica. A função da densidade para uma distribuição Log-Normal é dada pela Equação (3)

$$f(t) = \frac{1}{\sqrt{2\pi t d}} e^{\left\{-\frac{[\log(t)-\mu]^2}{2d^2}\right\}} \quad t \geq 0 \quad (3)$$

Onde:

t = é o tempo de falha;

μ = é a média do logaritmo do tempo de falha e;

d = é o desvio padrão.

Existe uma relação entre as distribuições Log-Normal e normal que facilita a apresentação e análise de dados provenientes da distribuição Log-Normal. Como o nome sugere, o logaritmo de uma variável com distribuição Log-Normal com parâmetros μ e σ tem uma distribuição normal com a média μ e desvio padrão σ . Esta relação significa que dados provenientes de uma distribuição Log-Normal podem ser analisados segundo uma distribuição normal se o logaritmo dos dados for usado no lugar dos valores originais (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996).

Um método alternativo de análise é a distribuição de Weibull. Sua popularidade em aplicações práticas deve-se ao fato dela apresentar uma grande variedade de formas, possuindo uma função de taxa de falha monótona, isto é, ou ela é crescente, decrescente ou constante, além de não admitir probabilidade de falha não nula para uma vida negativa. A função de probabilidade acumulada de Weibull é dada pela Equação (4), que define $F(N_f)$ como a probabilidade de uma amostra falhar por fadiga com vida (em número de ciclos ou tempo) menor ou igual a N_f . Assumindo que a vida mínima, N_{f0} é igual a 0, a distribuição de Weibull assume a forma da Equação (5), conhecida como distribuição de Weibull de 2 parâmetros. Nela, a vida mínima é assumida como 0 ciclo, ou seja, a peça falharia ao ser colocada na máquina de ensaios. Por ser mais conveniente e pelo pequeno número de testes realizados, neste trabalho será considerado o método de Weibull de 2 parâmetros.

$$F(N_f) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{N_f - N_{f0}}{\theta - N_{f0}} \right)^b \right] \quad (4)$$

Onde:

$F(N_f)$ = probabilidade de falha associada ao valor N_f ,

$F(N_{f0})$ = vida mínima esperada (tempo no qual nenhuma falha ocorrerá),

θ = parâmetro de escala da distribuição,

b = parâmetro de inclinação ou módulo de Weibull.

$$F(N_f) = 1 - e^{-\left(\frac{N_f}{\theta}\right)^b} \quad (5)$$

A inclinação, b , fornece medida da forma ou assimetria da distribuição. Para valores de b entre 3,3 e 3,5, a função distribuição de Weibull é aproximadamente uma Gaussiana, e para b igual a 1, uma distribuição exponencial. Ou seja, quanto maior o valor de b , mais homogênea é a amostra e menor a dispersão dos dados. A Figura 26, exemplifica a variação de b para a distribuição de Weibull de 2 parâmetros. O valor de θ representa o número de ciclos correspondente à probabilidade acumulada de 0,632, ou seja, existe 63,2% de chance de uma peça falhar com vida em fadiga menor ou igual a θ .

Figura 26 – Distribuição de Weibull de 2 parâmetros para diferentes módulos de Weibull (STEPHENS et al., 2000).

4.3.3 Estimando os Parâmetros do Modelo

Existem dois tipos de estimadores, os não-paramétricos e os paramétricos. Dentre os estimadores não paramétricos mais comuns tem-se a tabela de vida e o Kaplan-Meier. A tabela de vida é uma das técnicas estatísticas mais antigas utilizadas associadas à distribuição para estimar tempos de falha. Apesar de ser bastante usada, apresenta como desvantagens o fato do número e a amplitude de tempo serem escolhidos de forma arbitrária, e o uso de poucos intervalos fornece uma aproximação grosseira da função de confiabilidade (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996). Uma outra forma de estimar a função confiabilidade e minimizar esses problemas é usar o estimador de Kaplan-Meier, que considera tanto os intervalos de tempo quanto os limites de tempo da amostra, sendo um estimador não viciado para a função de confiabilidade (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996).

As técnicas paramétricas requerem a especificação de uma distribuição de probabilidade (Log-Normal, Normal, Weibull) que melhor descreva o comportamento dos dados a serem analisados. Se a distribuição de probabilidade for corretamente especificada, as técnicas paramétricas serão mais eficientes do que as não paramétricas. Existem alguns métodos de estimação dos parâmetros dos modelos probabilísticos, sendo o método dos mínimos quadrados, talvez o mais conhecido. Porém, não é possível incorporar censuras no seu processo de estimação (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996; METAL Handbook, 1989).

Censuras são observações incompletas ou parciais, e o *run-out*, é um tipo de censura comum nos ensaios de fadiga.

Os *run-outs* indicam o valor da resistência à fadiga sem que amostra falhe, seja porque o ensaio foi interrompido em um número de ciclos pré-determinado ou porque a amostra falhou em uma região diferente da desejada (ASM, 1996; SPINDEL; HAIBACH, 1979).

O método da máxima verossimilhança inclui a censura nas análises dos resultados de fadiga. Este é baseado na premissa de que, dentre o número de hipóteses possíveis, a mais provável é a que tem a maior probabilidade de produzir o resultado observado. A verossimilhança de uma hipótese é tomada como proporcional à probabilidade de se obter um dado resultado, pressupondo

que a hipótese particular seja verdadeira (SPINDEL; HAIBACH, 1979). Dentre os programas estatísticos que fornecem estimativas da máxima verossimilhança, tem-se o *software* MINITAB®.

4.3.4 Efeito de Intersticiais nas Propriedades Mecânicas de Fadiga

Os processos que envolvem iniciação e propagação de trincas por fadiga em titânio comercial são estruturalmente complexos e dependentes de variáveis como tamanho de grão, conteúdo de intersticiais, temperatura, amplitude de deformação e frequência de carregamento.

As investigações de Papakyriacou et. al. (2001) com o titânio comercial, na condição recozida com tamanho de grão em torno de 30 μm e 150 ppm de carbono, 260 ppm de ferro, 20 ppm de hidrogênio e 100 ppm nitrogênio, demonstram que a influência da frequência cíclica sobre as propriedades da fadiga não é significativa como em outros metais puros CCC, embora a alta frequência de carregamento aumente a vida e o limite de fadiga.

Um dos aspectos mais importantes envolvendo o estudo da fadiga em titânio envolve heterogeneidades microestruturais nos processos de iniciação e propagação de trincas. As considerações elaboradas por Song, Chen e Gu (2002) para o titânio de pureza comercial, envolvem testes de fadiga de baixo ciclo a 0,25 Hz e $R = -1$ (-196 °C e a 20 °C). Para amplitudes de deformação de 1,4% as trincas são iniciadas na superfície ou abaixo da superfície da amostra, enquanto para amplitude de 6,6% as trincas de fadiga são nucleadas preferencialmente na superfície. As conclusões sobre o efeito da temperatura indicam que a vida a -196°C é maior do que a 20°C. A 20°C prevalecem os mecanismos de deslizamento planar.

Entretanto, os mecanismos de deformação por deslizamento e maclação são ativos a -196°C. Este fato, segundo os autores, contribui com a ativação de sistemas secundários de deslizamento e a formação de maclas secundárias e terciárias mantendo a homogeneidade da deformação, aumentando a fração volumétrica de maclas e, como consequência, refinando a microestrutura e

melhorando a vida em fadiga. Este efeito também é observado em outras faixas de temperatura como mostra a Figura 27 para o titânio grau 2.

O trabalho de Chen e Li (2004) foi conduzido para avaliar o titânio em fadiga de baixo ciclo contendo 77 ppm de hidrogênio em amostras com tamanho de grão de 1mm e 320 μm . Os autores concluíram que as trincas foram nucleadas ao longo de bandas e contorno de grão. Apesar dos efeitos pouco significativos da presença de hidretos na microestrutura do metal, a deformação plástica desta fase é mais intensa em amostras com 1 mm de tamanho de grão devido a grande quantidade de bandas de deslizamento e maclas mecânicas observadas após os testes cíclicos.

Figura 27 – Comportamento em fadiga do titânio grau 2 a 20 e 150°C (ASM, 1990).

Entretanto, trabalhos Senkov e Froes (1999) mostraram que na precipitação dos hidretos há a expansão de cerca de 18% em volume, causando um aumento de tensões na ponta da trinca, o que leva a um aumento da velocidade de propagação de até 50 vezes superior em ensaios de fadiga. A presença de hidretos pode ainda comprometer o material por sua interação com discordâncias e microtrincas internas, afetando o comportamento plástico, alterando a geração e a mobilidade de discordâncias, bem como a formação e o crescimento de microtrincas. Por fim, este elemento pode difundir pelos poros ou microtrincas, recombina-se e formando poros maiores.

Wasz et al. (1996) observaram que amostras de titânio comercial grau 2 (com concentração de 140 ppm de hidrogênio), ensaiadas em fadiga sob condições de alto ciclo, apresentaram diferenças em altas tensões mas

preservaram o limite de fadiga de 280 MPa, como mostra a Figura 28. Este comportamento sugere que o hidrogênio promove a propagação em vez de atuar no processo de iniciação de trincas. No entanto, quando a vida em fadiga do titânio foi avaliada como uma função do conteúdo de hidrogênio, a resistência à fadiga aumentou com o teor de hidrogênio para baixas concentrações deste elemento. Para teores maiores, a vida em fadiga foi reduzida como consequência da formação e fratura localizada dos hidretos (WASZ et al., 1996).

Figura 28 – Efeito do hidrogênio no comportamento em fadiga do Ti grau 2 (Wasz et al., 1996).

De uma forma geral, a resistência à fadiga aumenta pela presença de intersticiais. Em particular, a presença de oxigênio favorece o comportamento em fadiga. Este elemento aumenta o módulo elástico e consequentemente conduz a maior resistência à propagação de trincas. No entanto, outras investigações determinaram que titânio com 0,16% em peso de oxigênio não apresentou efeitos significativos na resistência à propagação de trincas em regime de alta frequência do que o metal contendo 0,3% de oxigênio em peso, embora, em altas tensões a taxa de propagação tenha aumentado com a maior quantidade de oxigênio.

4.3.5 Fadiga em Ligas de Titânio Soldadas

Algumas vezes a solda se comporta como concentrador de tensão, diminuindo a resistência à fadiga do material. Entretanto, não é possível

generalizar que sempre haverá uma menor resistência à fadiga em um material soldado comparando-se com o material de base. Uma vez que o comportamento em fadiga das ligas de titânio soldadas é complexo e fortemente dependente de variáveis, tais como: composição química, taxa de resfriamento, condições ambientais e de carregamento. Ademais, a presença de defeitos de soldagem microscópicos (poros, trincas) e geométricos (mordedura e desalinhamento), também modificam o comportamento em fadiga do material soldado.

Casavola, Pappalettere e Tattoli (2009) ensaiaram em fadiga juntas de topo soldadas a laser de titânio grau 2 e grau 5, com diferentes níveis de desalinhamento, para aplicações navais. Estes autores verificaram que as curvas de fadiga ($\sigma_a - N$) produzem equações de reta similares, indicando que as características geométricas do cordão não são significativas no caso das juntas de titânio soldadas a laser. Dos 12 corpos de prova ensaiados, 11 CDPs romperam na região do metal base, longe da região do cordão de solda, e um CDP rompeu na linha fusão. Estes resultados indicam que a região do cordão é a parte mais resistente da estrutura de titânio soldada a laser.

Um modelo matemático, para prever a influência da geometria do cordão de solda e da tensão residual na vida em fadiga, foi desenvolvido por Nguyen e Wahab (1998). Nesse modelo, as juntas de topo são submetidas a carregamento combinado de tração e flexão. Por meio desse modelo foi observado que a introdução de defeitos de forma no cordão, por exemplo mordedura, reduz a vida em fadiga pela metade, quando comparado com cordão de solda livre de defeitos geométricos. Além disso, o carregamento combinado resultante do desalinhamento de 5 % a 50 %, pode reduzir a resistência à fadiga das juntas em 10% a 60 %, respectivamente.

Os estudos de Nakaia et al.(2012) em chapas de Ti-4.5Al-2.5Cr-1.2Fe-0.1C soldadas a laser, mostraram que a resistência à fadiga do material soldado é significativamente menor do que a do metal base, para ensaios de fadiga realizados com R igual a 0,1 e frequência de 10 Hz. Embora as resistências mecânicas à tração do material soldado e de base fossem equivalentes. Os valores de microdureza medidos na ZF foram cerca de 12% maior do que na região do metal base (315 HV_{MB}). No que tange à fratura dos CDPs, os ensaiados em tração romperam no MB, enquanto que os CDPs ensaiados em fadiga romperam na ZF. Ao contrário dos estudos de Tsay et al. (2006), foi observado

que as propriedades de fadiga são altamente dependentes do número de poros e do diâmetro dos poros existentes no cordão de solda, além de outros fatores microestruturais.

Casavola, Pappalettere e Pluinage (2011) também avaliaram o efeito da soldagem híbrida em corpos de prova de titânio grau 2 e grau 5 ensaiados em fadiga. Na soldagem híbrida foi usado um laser de CO₂ em conjunto com uma fonte de soldagem MIG. Os corpos de prova (CDPs) oriundos do processo híbrido foram ensaiados mecanicamente e os resultados foram comparados com soldas a laser obtidas por laser Nd:YAG. Para os CDPs soldados a laser, o Ti-CP grau 2 apresentou um valor de número de ciclos de fadiga até a falha cerca de 40 % menor do que o obtido para o Ti-CP grau 5. Quando analisado a influência do processo de soldagem (híbrido ou laser) na liga de Ti-CP grau 2, observou-se que os CDPs soldados a laser obtiveram resultados aproximadamente 33% maiores do que os obtidos pelo processo de soldagem híbrida.

Balasubramanian et al. (2011) investigaram o comportamento do crescimento de trinca por fadiga na liga Ti-6Al-4V soldada por diferentes processos: TIG, EBW e LBW. Das três técnicas de soldagem, a junta oriunda do processo LBW exibiu maior resistência ao crescimento de trinca, devido à presença de uma microestrutura lamelar fina na ZF e propriedades mecânicas superiores de tração, em comparação com os processos TIG e EBW. O menor aporte térmico e a alta taxa de resfriamento da solda a laser são os responsáveis pela formação dessa estrutura lamelar fina na ZF.

Tsay et al. (2006) realizaram ensaios em juntas soldadas a laser de Ti-6Al-4V, para verificar a influência da porosidade no crescimento de trinca por fadiga. Os poros foram gerados artificialmente pelo desabamento do *keyhole*, controlado por diferentes penetrações da solda. Desde uma soldagem com 75% de penetração a uma com 50% de penetração por passe de soldagem. Os resultados evidenciaram que para baixas razões de tensão ($R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} < 0.3$) a porosidade tem menor influência no crescimento da trinca do que para R elevado. Estes autores verificaram que para R baixo a trinca contorna o poro mudando de direção, comportando-se de maneira similar ao crescimento de trinca em material sem poros. A combinação entre a fratura por rasgamento local com alta

deformação plástica em torno do poro e o embotamento da ponta da trinca quando esta penetra o poro, compensa o avanço instantâneo da trinca no poro, resultando em taxas de propagação aproximadamente iguais às observadas na solda livre de defeitos, para R igual a 0,1.

O efeito do tratamento térmico pós-soldagem e da tensão residual foi investigado por Keshava e Sundaresan (1997). Ao ensaiar os CDPs de Ti-Al-Mn soldados pelos processos TIG manual, TIG automático e EBW, os autores relataram um aumento significativo na resistência ao crescimento da trinca do material como soldado, quando comparado com o MB. Este aumento na resistência foi relacionado à presença da tensão residual normal ao carregamento de fadiga e à microestrutura lamelar da ZF. Adicionalmente, foi verificado que o tratamento térmico de recozimento pós-soldagem diminui a resistência ao crescimento da trinca, devido ao alívio de tensões oriundas da soldagem e à homogeneização da estrutura bruta de fusão.

5 MATERIAIS E MÉTODOS

Para facilitar o entendimento da evolução desta investigação, as atividades desenvolvidas foram organizadas por temas. A seguir, tem-se uma breve descrição das metodologias abordadas em cada tema.

5.1 MATERIAL UTILIZADO

Foram utilizados tubos de titânio comercialmente puro (Ti-CP) grau 2, fornecidos pela Empresa Brasileira de Aeronáutica (EMBRAER), vide Figura 29. Os tubos, cujas dimensões são de 0,50 mm de espessura de parede e 50 mm de diâmetro, encontravam-se recozidos, tratados termicamente para alívio de tensão (560 °C / 150 min) e previamente soldados automaticamente pelo processo TIG. Esta solda longitudinal TIG para fechamento do tubo não será considerada, pois não se obteve acesso aos parâmetros usados.

Na Figura 30 podem ser observadas a estrutura equiaxial do Ti-CP grau 2, condição como recebido, cujo tamanho médio de grãos é de 20 μm (ver Figura 30a) (ASTM, 2004), além de uma quantidade de maclas de deformação (Figura 30b). A Tabela 8 apresenta a composição química nominal do Ti-CP grau 2. O teor máximo de oxigênio de 0,25 % é o responsável pelo incremento na resistência mecânica em tração, quando comparado com o CP-Ti grau 1. A Tabela 9 apresenta algumas das propriedades mecânicas dos tubos como recebidos. O valor médio de σ_t (Tabela 9) é ligeiramente inferior ao valor de σ_t nominal (440 MPa) (BAPTISTA; BARBOZA, 2006), para o tubo sem tratamento térmico de alívio de tensão.

Figura 29 - Tubos de Ti-CP grau 2 como recebido.

Figura 30 - Micrografia do Ti-CP grau 2, observada ao MEV.

Tabela 8 - Composição química nominal do Ti-CP grau 2 (% peso) (BAPTISTA; BARBOZA, 2006).

C	O	Fe	N	H	Elemento Residual	Ti
0,10 máx.	0,25 máx.	0,20 máx.	0,05 máx.	0,015 máx.	0,20 máx.	Remanescente

Tabela 9 - Propriedades mecânicas dos tubos de Ti-CP grau 2 como recebido ensaiados a temperatura ambiente (BAPTISTA; BARBOZA, 2006).

σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	ΔL (%)	σ_t / σ_e	Microdureza (HV)
309 $\pm$ 18	421 $\pm$ 3	70 $\pm$ 4	1,36	185 $\pm$ 13

5.2 SOLDAGEM

Os tubos de titânio com costura (solda realizada automaticamente pelo TIG na indústria fabricante dos tubos) com parede de 0,5 mm foram novamente soldados a laser e pelo processo TIG. O segundo cordão de solda foi autógeno, no sentido longitudinal, em cheio e a 90° do cordão de solda pré existente para fechamento dos tubos (Figura 31).

A solda em cheio consiste em passar o arco elétrico, ou no caso do laser o feixe do laser, sobre a superfície do material sem junta. Este método de união é muito utilizado nas pesquisas de parâmetros de soldagens, quando estes não são conhecidos, e visa evitar a etapa de preparação da junta, que no caso dos tubos iria demandar o corte dos mesmos, uma recalandragem do material, além da elaboração e confecção de todo um dispositivo de fixação do tubo nos dispositivos de soldagens já existentes.

A seguir, será realizada uma breve descrição da metodologia empregada nos processos de soldagem a laser e TIG.

Figura 31 - Representação esquemática da solda em cheio.

5.2.1 Soldagem a Laser

O laser a fibra utilizado neste trabalho está instalado no Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Laser e Ótica (DEDALO) da Divisão de Fotônica (EFO) do IEAv. Trata-se de um laser de 2 kW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) com comprimento de onda de 1,07 μm . Este laser é dotado de uma fibra de saída com 50 μm de diâmetro e 5 m de extensão. Uma unidade de acoplamento de fibras faz a conexão de uma segunda fibra com 100 μm de

diâmetro e 10 m de comprimento que é utilizada nos processos de soldagem. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe. Este laser está inserido numa cabine de processamento em alumínio (3x3x3) m³ equipada com sistemas de gases auxiliares de processo e de exaustão de fumos. Um esquema simplificado desta estação de processamento é apresentado na Figura 32.

Os experimentos de soldagem foram realizados em uma mesa de comando numérico computadorizada (CNC), controlada por computador por meio do *software* EMC2 e acionada por motores de passo, com velocidade máxima de 160 mm/s e cursos dos eixos X de 430 mm e Y de 508 mm, ambos com resolução de 5 µm. Um eixo Z com curso de 215 mm e resolução de 1 µm foi incorporado à mesa. Este eixo fixa a óptica de focalização e facilita posicionar corretamente o foco do feixe de laser sobre a amostra. No caso do presente estudo o foco do laser estava na superfície superior da amostra.

Para garantir a ausência de contaminação do cordão foi utilizado como gás de proteção o argônio de alta pureza (99,999%), a um fluxo de 70 l/min, distribuído igualmente entre o bocal de proteção de topo e de raiz. O bocal circular, de uso corrente na soldagem de aços, se mostrou ineficiente na proteção gasosa da superfície do titânio, por este apresentar muita oxidação nas cores cinza, azul e verde. O bocal da Figura 33 foi desenvolvido neste trabalho e representa uma meia-cana com diâmetro de 5,5 mm com um furo central. Esse furo central é por onde o feixe de laser passa para atingir a chapa. Soldado a esta meia cana está um tubo de 3 mm de diâmetro interno, pelo qual o gás de proteção é soprado com um fluxo de 35 l/min.

Figura 32 – Desenho esquemático da estação de processamento a laser (GOIA, 2010);

Na parte inferior das chapas foi fixado um tubo de aço inoxidável com 1,5 mm de diâmetro interno, a fim de garantir a proteção de topo (Figura 33). Entretanto, para a proteção de raiz nos tubos, houve a necessidade de tampar ambas as extremidades do tubo, para que houvesse o enclausuramento do gás de proteção. Somente um pequeno furo de 2 mm de diâmetro foi utilizado para fazer a purga do interior do tubo. Os fluxos de pré gás e de pós gás foram de 4 e 2 segundos, respectivamente.

Figura 33 - Desenho esquemático do bocal para proteção gasosa.

Para determinar a posição focal do laser foi usada uma metodologia própria do Lab. Dedalo (IEAv/DCTA), chamada Z-scan. Primeiramente coloca-se o cabeçote a uma distância fixa de 158 mm (comprimento focal) em relação à superfície de estudo. Sobre a peça se coloca uma folha fina (0,15 mm) de alumínio galvanizado preto. Um programa de foco é então realizado, no qual o cabeçote se desloca em x (plano) e z (vertical) simultaneamente, fazendo o plano focal atravessar o plano da folha fina de alumínio. Como a intensidade do feixe é maior no plano focal, a ablação da camada galvanizada é mais forte no centro de uma figura que se assemelha a uma gravata borboleta. O foco estará sobre a superfície da chapa de alumínio quando a parte mais fina da “gravata” estiver exatamente na posição de uma marca, previamente feita, que significa o eixo Z igual a zero. O diâmetro focal utilizado no presente estudo foi de 100 μm .

5.2.2 Soldagem TIG

A soldagem TIG foi realizada na EEL-USP. O equipamento utilizado foi uma máquina Aristotig 200 da ESAB. Os parâmetros utilizados na soldagem foram:

corrente contínua; distância entre a peça e o eletrodo de 2,8 mm; ângulo de eletrodo a 45 graus, eletrodo de 1.6 mm de diâmetro. Esses parâmetros foram obtidos juntos à empresa Embraer, não havendo necessidade de elaboração de uma carta de processo.

A Figura 34 apresenta o detalhe do sistema de distribuição de argônio (99,999%) e os dispositivos para proteção de raiz e do gás de purga. Esses dispositivos foram previamente desenvolvidos para produção de soldas em tubos de titânio e tântalo. A vazão total de gás de proteção foi de 90 l/min. Este fluxo foi dividido em duas partes, proteção de topo e gás de purga; sendo que a proteção de topo foi subdividida, para permitir a distribuição igual do gás em ambos os lados do tubo, distribuído em dois fluxos de proteção de topo e um de proteção de raiz. Pós gás e pré gás foram de dois e quatro segundos respectivamente. A velocidade de soldagem foi regulada por um dispositivo automatizado adaptado (um torno mecânico), no qual a velocidade de avanço foi mantida constante. Os parâmetros de corrente, voltagem e velocidade de soldagem são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 - Parâmetros de soldagem TIG.

Tipo de Junta	Espessura do Material (mm)	Corrente (A)	Voltagem (V)	Velocidade (mm/min)
Cheio	0,50	20	13	180

Figura 34 - Detalhe da proteção gasosa para soldagem TIG dos tubos.

5.3 CARTA DE PROCESSO

A carta de processo é um procedimento preliminar que serve como referência para verificar se as condições experimentais da soldagem a laser estão dentro da janela de processo. Uma janela de processo típica de um laser contínuo associa dois ou mais parâmetros de entrada a uma determinada qualidade do cordão, como parâmetro de saída. Os parâmetros de entrada escolhidos foram a potência e a velocidade de soldagem. Como para se obter o valor da intensidade basta dividir a potência por 3,14 multiplicado pelo raio (50 μm) ao quadrado e o diâmetro do feixe de laser é constante (uma vez que o foco está sempre na superfície da peça), esse trabalho é baseado na potência.

A verificação da qualidade dos parâmetros de saída foi realizada por meio de inspeção visual, de microscopia óptica e de microdureza. Assim, a confecção da carta de processo permite definir o intervalo otimizado dos parâmetros de processo, associando a qualidade do cordão à potência do laser e à velocidade de soldagem.

Visando analisar os mesmos parâmetros no que tange à qualidade do cordão de solda, estabeleceu-se uma carta de processo conforme a Tabela 11. Os quesitos analisados foram: penetração e largura do cordão, existência de oxidação, instabilidade do cordão, perda de material e se houve passagem do feixe de laser para o outro lado do tubo. A seguir, serão descritos os critérios de avaliação e como foi obtido cada um desses parâmetros.

Tabela 11 - modelo para elaboração da carta de processo.

P (W)	V (mm/min)	T (mm)	W (mm)	Oxidação	Instabilidade	Perda de material	Passagem do feixe	OBS:

Onde:

P: potência; v: velocidade;

T: penetração;

W: largura do cordão

5.3.1 Penetração e Largura do Cordão

Para a obtenção da penetração e da largura do cordão, as micrografias obtidas da seção transversal da solda foram analisadas por meio do *software Image J* (RASBAND, 2009). Uma vez calibrado o programa com a escala assinalada em cada micrografia, as medidas desejadas foram obtidas.

Ao medir a penetração, considerou-se a distância entre a superfície do material de base à raiz da solda, sendo desconsiderado o reforço. Foram consideradas apropriadas as soldas nas quais houve penetração total. A largura do cordão foi medida no topo da solda.

5.3.2 Inspeção Visual

A inspeção visual foi realizada pela observação a olho nu das características da solda e das zonas vizinhas a esta. Qualitativamente, as soldas foram classificadas quanto à oxidação, instabilidade do cordão, perda de material e passagem do feixe.

5.3.2.1 Oxidação

O óxido de titânio apresenta diferentes colorações, do esverdeado ao cinza escuro, conforme a temperatura, o tempo e o meio gasoso onde ele se insere. No caso da soldagem a laser, a oxidação é o primeiro detalhe visível da solda e diferencia um cordão em que a proteção gasosa foi eficiente de outro no qual esta era deficiente. Um cordão com aspecto superficial de baixa oxidação se mostra brilhante, resultado de uma camada de óxido fina e transparente sobre o material soldado. Uma solda onde se verifica proteção gasosa ineficiente, a coloração se mostra acinzentada na zona fundida e com padrão de cores na ZTA. No presente caso, a cor azul foi preponderante na coloração da ZTA sem proteção correta. No que tange à classificação quanto ao grau de oxidação, observa-se:

Baixo = coloração prateada brilhante; Médio = azul claro e; Alto = lilás.

5.3.2.2 Instabilidade do cordão

Instabilidades no cordão de solda ocorrem por uma série de fatores:

- Presença de impurezas na superfície ou contaminação pelo ar. Isso leva à formação de borra de óxido de titânio que pode voltar ao banho líquido e dissociar-se, gerando porosidade. Além disso, o titânio é altamente pirogênico e pode provocar uma chama quando em contato com oxigênio e temperaturas suficientemente elevadas;
- Instabilidade do *keyhole*. O equilíbrio de forças, que provocam a abertura permanente do *keyhole* desde o início até o final da solda, é bastante instável. Existe uma relação direta entre a velocidade e intensidade do laser para que haja a formação de um *keyhole* estável.
- Formação de plasma. Em condições de alta intensidade do feixe de laser pode haver um plasma na superfície do material. O laser superaquece o gás (mistura do gás de proteção e titânio gasoso) e acende o plasma, que se densifica e absorve quase 100% da intensidade. Nestas condições o laser não chega mais à peça e deixa de existir soldagem, eliminando o plasma até o próximo superaquecimento.

A classificação quanto ao grau de estabilidade é descrita como: estável ou instável, sendo que o estável apresenta cordão retilíneo e bordas bem definidas. Por outro lado, a solda instável apresenta grandes variações na largura do cordão. A Figura 35 apresenta exemplos de estabilidade (Figura 35.a) e instabilidade (Figura 35.b) do cordão de solda obtidos no presente estudo. O padrão periódico da Figura 35.b parece indicar uma frequência de pulsação do plasma, conforme descrito no item acima.

Figura 35 - Exemplos de instabilidade do cordão. a) Cordão de solda estável; b) Cordão de solda instável.

5.3.2.3 Perda de material

A perda de material se dá por vaporização e respingos do metal de base, sendo mais severa quando o processo de soldagem não possui uma proteção gasosa eficaz. O óxido de titânio em regiões quentes, como aquelas próximas ao *keyhole*, tende a se dissociar causando borbulhamento. Qualitativamente a perda de material foi classificada seguindo os seguintes critérios:

Baixo = quando os respingos não são observados na parte externa do tubo.

Alto = quando os respingos são observados na parte externa e interna do tubo.

5.3.2.4 Passagem do feixe

Em chapas muito finas ou em altas intensidades, uma parte do feixe atravessa o cordão pelo *keyhole*. Essa intensidade deve ser captada por uma peça de sacrifício abaixo do plano da amostra. No caso de tubos, pode ser que uma parte expressiva passe para o lado oposto, causando dano térmico. Qualitativamente, a perda de material foi classificada seguindo os seguintes critérios:

- baixo: quando não há fusão no lado oposto da solda (parede oposta do tubo).
- alto: quando há fusão no lado oposto da solda (parede oposta do tubo), vide Figura 36.

Figura 36 – Figura representativa da passagem do feixe para a parede oposta do tubo.

5.4 ANÁLISES METALOGRÁFICAS

Para verificar a microestrutura resultante e os defeitos devido ao processo de soldagem, foi utilizado o microscópio óptico LEICA modelo REICHERT POLYVAR 2 pertencente à Divisão de Materiais (AMR) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) do DCTA, o microscópio confocal a laser pertencente à Divisão de Fotônica (EFO) do IEAv e o microscópio eletrônico de varredura LEO 1450 VP pertencente à ELL/USP. Em seguida, são descritos os procedimentos para obtenção das micrografias.

5.4.1 Preparação das Amostras

As amostras para as análises metalográficas foram cortadas com auxílio de uma serra de relojoeiro, nas direções transversal e normal à superfície externa do material. Em seguida, estas foram embutidas a quente em resina sintética baquelite com o auxílio do equipamento AROTEC/PRÉ-30, instalado no Laboratório de Metalografia da EFO/IEAv/DCTA. Foram utilizadas lixas de carbetto de silício (SiC) com as seguintes granulometrias: 180, 220, 320, 400, 600, 800, e 1200. A etapa seguinte consistiu no polimento utilizando a politriz mod. AROTEC/APL-4, sob rotação de 300 rpm, pano OP-Chem da Struers e a solução de polimento de OP-S. Após o polimento as amostras foram enxaguadas com água destilada e álcool etílico e secas com jato de ar comprimido para evitar a oxidação.

5.4.2 Ataque Químico

Para permitir a visualização da microestrutura do material, foram realizadas as seguintes etapas: a) ataque com o reagente Kroll (10 ml de ácido hidrofúorídrico, 45 ml de ácido nítrico e 45 ml de água) por tempos variando de 1 a 5 segundos; b) lavagem em álcool etílico e; c) secagem com um jato de ar comprimido.

5.5 ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS

Foram obtidas fractografias dos corpos de prova (CDPs) ensaiados em tração e em fadiga no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Departamento de Engenharia de Materiais (LOM/EEL/USP). O equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de varredura LEO 1450 VP. Os parâmetros utilizados foram escolhidos para favorecer a obtenção de elétrons secundários, objetivando observar a topografia de fratura. A tensão de aceleração foi de 20 keV, para priorizar a interação com a superfície. A distância de trabalho ficou entre 13 e 17 mm, devido às superfícies das fraturas apresentarem forma irregular. Além disso, foram realizados ajustes iniciais do feixe para evitar astigmatismo na abertura. A abertura escolhida foi de 30 μm e *spot size* de 450. Os corpos de prova passaram primeiramente por uma limpeza por ultrassom com acetona, para retirar a proteção de esmalte utilizada para preservar as características iniciais da fratura.

5.6 ANÁLISES POR DIFRATOMETRIA DE RAIOS X - DRX

As análises por difratometria de raios X foram obtidas por meio de um difratômetro de Raios-X Rigaku, modelo Ultima IV, pertencente ao Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Laser e Ótica (DEDALO/EFO/IEAv/DCTA). Foi utilizado radiação $\text{K}\alpha$ do anodo de cobre (comprimento de onda de 1,542 Å) e ângulos de varredura de 10 a 100°.

5.7 MICRODUREZA VICKERS

O equipamento para a medição do perfil de microdureza das seções transversais dos cordões de solda está instalado no Laboratório DEDALO/IEAv/DCTA. Trata-se de um microdurômetro digital (Microhardness tester FM700, da Future Tech) com penetrador piramidal de base quadrada e ângulo entre faces de 136°, do tipo Vickers. A carga aplicada pode ser variada entre 5 e 500 gf, e sua escolha irá depender do tipo de material a ser analisado.

Neste método, as impressões são sempre proporcionais à carga, para um mesmo material. Deste modo, o valor de dureza será o mesmo, independentemente da carga utilizada. Esta máquina não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide. No presente estudo, a carga utilizada foi de 50 gf e o tempo de indentação foi de 9 segundos. Para cada corpo de prova (CDP) foram feitas no mínimo 15 medidas ao longo da seção transversal polida do cordão de solda.

5.8 DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO

Para determinar o tamanho de grão utilizou-se a norma ASTM E112 (ASTM, 2004), item 13, no qual o tamanho de grão é calculado pelo número de grãos que intercepta pelo menos uma linha reta, com um total de 50 interceptos.

5.9 MODELO TÉRMICO

O modelo térmico de Rosenthal (ROSENTHAL, 1946) foi utilizado para simular a distribuição de temperaturas na superfície do material soldado, tanto para o laser quanto para as soldas TIG. Segundo o modelo de Rosenthal, a principal forma de absorção da energia durante o aquecimento da peça é através do fenômeno de condução no volume do sólido. Deste modo, o gradiente de temperatura na superfície da amostra foi calculado pela equação de difusão de calor de Hunzikero (1997), que propõe uma solução para uma fonte de calor gaussiana à velocidade constante (V_b), ao longo de um sólido semi-infinito. Este formalismo é baseado na integração da solução de uma fonte uniforme originalmente proposta por Rosenthal (ROSENTHAL, 1946), com eixo na origem da interseção do feixe de laser e a superfície do material.

O modelo considera as propriedades térmicas (condutividade térmica e calor específico) constantes e isotrópicas, além de considerar insignificante o calor latente. A distribuição de temperatura gaussiana para o estado estacionário é dada por (LIMA, 1997):

$$T(x, y, z) = T_0 + \frac{\beta P}{\sqrt{2\pi^3 k}} \cdot \frac{1}{\sigma} \int_0^\infty \frac{\exp(-H)}{1 + \xi^2} d\xi \quad (6)$$

Onde,

$$H = \frac{(x/\sigma + \xi^2 P_t)^2 + (y/\sigma)^2}{2(1 + \xi^2)} + \frac{(z/\sigma)^2}{2\xi^2} \quad (7)$$

Em que: T_0 é a temperatura ambiente (20 °C); β é a absorptividade laser-matéria; P é a potência do laser; k é a condutividade térmica; σ é uma variável da Gaussiana; ξ é a variável da integração calculada por $(\alpha.t)^{1/2}$, onde α é a difusividade térmica e t é o tempo decorrido; P_t é o número de Péclet definido como $P_t = \pi.V_b/(2\alpha)$. Para o presente caso, as constantes físicas do material nas Equações (6) e (7) são: $k = 17.0 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ e $\alpha = 7,15 \times 10^{-6} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$. A temperatura de fusão (*liquidus*) foi considerada como sendo 1670 °C

A absorptividade (β) foi estimada empiricamente, considerando a largura experimental obtida na condição L200W e L250W, como sendo 0.4 (40% do feixe de laser é efetivamente absorvido pela peça). No caso do TIG, a absorptividade foi fixada em 1.0 (100%), e o raio do feixe foi modificado de forma a obter a poça de fusão verificada experimentalmente.

A representação da evolução da temperatura (T) em função da distância (x) tem como origem das abscissas ($x=0$) o centro do raio do feixe. O aquecimento do material se dá em valores de x positivos, enquanto o resfriamento ocorre em valores de x negativos. O gradiente térmico na solidificação (°C/mm) é dado pela tangente da curva da temperatura em função da distância ao redor da temperatura de fusão do titânio puro (1670 °C) e em valores negativos de x , portanto no resfriamento. Em termos práticos, obtêm-se os três valores de temperatura e distância ao redor dessa temperatura e se traça uma reta. Uma vez que a equação da reta é do tipo $T = Ax + B$, o valor de A é o gradiente térmico.

5.10 CORPOS DE PROVA (CDPS)

Os CDPs utilizados nos ensaios de tração e fadiga foram fabricados na oficina mecânica da EEL/USP. Na fabricação dos corpos de prova extraídos dos tubos de parede fina, decidiu-se que os CDPs para os ensaios de tração seriam obtidos em forma de anéis com 10 mm de largura, cortados em torno mecânico. Essa opção, além da vantagem de poder usar amostras de pequeno tamanho, permite solicitação dos CDPs na mesma direção da tensão principal máxima devida à pressurização. A Figura 37 apresenta esquematicamente a geometria dos CDPs de tração.

No entanto, uma adaptação importante foi necessária no que diz respeito ao perfil dos CDPs de fadiga. A fim de induzir a fratura longe do contato com o dispositivo de fixação (nos quais o estado de tensão é complexo), adotou-se um perfil “ampulheta”, ficando a seção reduzida com largura mínima em torno de 5,0 mm, vide Figura 38. Essa mesma solução já havia sido adotada em trabalhos anteriores do grupo de pesquisa em Propriedades Mecânicas da EEL/USP (ADIB et al., 2007; BAPTISTA et al., 2009).

A redução da seção do CDP de fadiga foi usinada por fresamento e, para que seu comprimento fosse aproximadamente igual à distância entre os dispositivos de fixação, adotou-se uma fresa com diâmetro de 20 mm. Verificou-se em um manual de cálculo de tensões para projetos que o Fator de Concentração de Tensão (K_t) correspondente aos parâmetros adotados foi de aproximadamente 1,15 (PETERSON, 1953), considerado suficientemente baixo para não mascarar as eventuais diferenças de comportamento em fadiga que se buscam encontrar nas diferentes condições analisadas.

Figura 37 – Desenho esquemático do corpo de prova de tração.

Figura 38 – Desenho esquemático do corpo de prova de fadiga (mm).

5.11 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios mecânicos foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP e o equipamento empregado foi o sistema servo-hidráulica MTS mod. 810.23M, com capacidade de 250 kN. Para cada condição analisada foram ensaiados quatro corpos de prova (CDPs). Adotou-se como condição padrão a centralização das soldas em relação à área útil a ser ensaiada. A área considerada para o cálculo da tensão foi de $1 \times 10^{-5} \text{ m}^2$, sendo que esta era referente a área dos dois segmentos úteis do anel. Como resultado,

determinou-se o alongamento (ΔL), o limite elástico aparente (σ_e) obtido pelo método de Johnson e o limite de resistência à tração (σ_t) (SOUZA, 1979).

Foi utilizado um dispositivos com formato de setor circular e furos para a passagem de pinos de fixação, visando minimizar eventuais momentos e desalinhamento nos ensaios de tração e de fadiga, Figura 39a. Depois do dispositivo ser fixado à máquina de ensaios, ele permite que cerca de 10 mm de cada lado dos anéis fiquem livres de atrito com o dispositivo, sendo estas as regiões efetivamente ensaiadas dos CDPs.

Antes de cada ensaio, foram feitas marcações do comprimento inicial (10 mm) com caneta fina (0,5 mm) de ponta porosa em ambos os lados dos corpos de prova anelares para possibilitar a medida do alongamento (ΔL) após a fratura.

Considerou-se que a distribuição de tensões se dava de forma homogênea em toda a seção resistente até que, em um dos lados, ocorresse o início da estricção. A partir deste ponto, a deformação continuava apenas num lado, o qual acabava fraturando com grande redução de seção. Obviamente, as medidas de alongamento total foram feitas apenas nos lados fraturados dos anéis. A Figura 39b ilustra a realização do ensaio de tração.

Figura 39 – Ensaio de tração. a) Dispositivo de fixação dos CDPs anelares (mm); b) Realização do ensaio de tração.

5.12 ENSAIOS DE FADIGA

A determinação do comportamento em fadiga do material foi feita por meio de ensaios com carregamentos cíclicos estacionários na forma de onda senoidal com controle de força, frequência de 10 Hz e R igual a 0,1. Os CDPs foram levados até a ruptura, e procurou-se ajustar os níveis de carregamento de modo a que o número de ciclos para a falha estivesse entre 10^4 e 10^6 .

Foram adotados quatro níveis de tensão máxima: 150, 180, 240 e 300 MPa. Para evitar a ocorrência do fenômeno de *fretting* entre as superfícies em contato do CDP e do dispositivo de fixação, o dispositivo de fixação citado na Figura 38a foi revestido com uma fita de Teflon, dessas comercialmente usadas como vedaroscas.

As análises dos resultados dos ensaios de fadiga foram realizadas utilizando a vida em fadiga como a variável dependente e o tratamento estatístico desses dados foi realizado de forma a se obter uma variável aleatória que possa ser diretamente empregada nos cálculos probabilísticos.

Foi assumido que a vida em fadiga tem uma distribuição de Weibull, uma vez que, pela quantidade de ensaios realizados, a diferença em assumir uma distribuição Log-Normal ou de Weibull seria mínima. O Método da Máxima Verossimilhança foi utilizado para a análise dos dados.

A vida confiável com probabilidade r de 10 % e 90 % foi calculada pela Equação (8).

$$N_r = \theta(-\ln r)^{1/b} \quad (8)$$

Onde

N_r = vida confiável com probabilidade r ;

θ = parâmetro de escala da distribuição de Weibull;

r = probabilidade de o material não falhar em porcentagem;

b = módulo de Weibull.

5.13 TESTES DE PRESSURIZAÇÃO CÍCLICA

Visto que os tubos de titânio do sistema pneumático de um avião estão sujeitos à pressurização cíclica, considerou-se de grande importância a realização de ensaios em uma bancada pneumática, dos tubos soldados a laser, TIG e como recebidos, visando reproduzir condições próximas às encontradas em serviço. Com esses ensaios, pode-se verificar se os cordões de solda obtidos neste trabalho suportam as tensões decorrentes dos níveis de pressão e temperatura atingidos durante a operação do avião, bem como avaliar o possível acúmulo de dano por fadiga durante os ciclos de pressurização. A Figura 40 apresenta a geometria do corpo de prova utilizado na bancada pneumática.

Figura 40 - Geometria do corpo de prova utilizado na bancada pneumática.

5.13.1 A Bancada Pneumática

A bancada pneumática é composta pelos seguintes equipamentos: compressor a pistão Chiaperini mod. 80 APW; sistema de tratamento de ar, *booster* mod. ABD-5; forno túnel bipartido EDG mod. FT-CB40; controlador do forno e; conexões e mangueiras para alta pressão. As Figura 41a e 41b apresentam um modelo esquemático da bancada pneumática e uma foto da bancada instalada na EEL/USP, respectivamente.

O projeto, a fabricação, a instalação e o comissionamento da bancada foram coordenados pelos professores C.A.R.P. Baptista e M.J.R. Barboza, sendo a mesma empregada em um trabalho anterior sobre o acúmulo de danos em tubos de titânio (BAPTISTA et al., 2009).

Figura 41 - Bancada Pneumática: a) Modelo esquemático; b) Bancada e forno instalado na EEL/USP

5.13.2 Parâmetros de Ensaio na Bancada

Os parâmetros de programação dos ensaios foram definidos após a avaliação dos dados de pressão e temperatura, correspondentes à “perna de vôo” de um jato regional, sob condições normais de vôo e sob condições que favorecem a formação de gelo. Os gráficos que mostram a variação da pressão no sistema durante o vôo, em ambas as situações, são mostrados nas Figuras 41 e 42, respectivamente. No projeto do avião, considera-se que as condições de gelo prevalecem em 25% dos voos e que esta é a condição mais severa de operação. A temperatura varia de modo similar à pressão, sendo que os picos de temperatura coincidem com os de pressão. Embora a temperatura possa ultrapassar os 500 °C em alguns locais, o titânio puro é empregado apenas em regiões do sistema nas quais a temperatura está limitada a 350 °C.

Como a tubulação da qual foram coletados os dados das Figuras 42 e 43 é fabricada de titânio grau 2, com espessura de parede de 0,72 mm, os trechos retos pressurizados a 1,8 MPa (condição de gelo) estão sujeitos à tensão nominal máxima $\sigma_1 = 62,5$ MPa.

Para se estabelecer o ciclo de pressão, a perna de vôo correspondente às condições de gelo (Figura 43) foi avaliada segundo o método *Rainflow* para contagem de ciclos de fadiga (LEE, 2005; ASTM, 1990). Por este método, a perna de voo em condições de gelo contém dois ciclos de fadiga: 0,2 à 1,8 e 0,2 à 0,8

MPa. Ainda assim, assumiu-se que um voo típico corresponde a dois ciclos de pressurização, para os quais considerou-se que a razão de pressão seria igual a 0,1 (mesma razão a ser empregada nos ensaios de fadiga posteriormente).

Considerou-se ainda que o patamar correspondente às condições de cruzeiro e responsável pela maior parte do tempo de vôo não traz acúmulo de dano ao material. Por fim, a questão da temperatura: cada ensaio na bancada é realizado à temperatura constante, equivalente aos valores que ocorrem simultaneamente aos picos de pressão, embora esta apresente redução significativa durante o voo em cruzeiro.

Figura 42 – “Perna de vôo” típica de um jato regional (pressão).

Figura 43 – “Perna de vôo” de um jato regional em condições de gelo.

Pelas considerações anteriores, definiu-se que os ensaios seriam conduzidos à temperatura de 350 °C, sob uma pressão variando de 0,13 a 1,25 MPa (uma vez que para essa pressão interna a tensão nominal máxima na parede do tubo é de 62,5 MPa), durante um número de ciclos comparável à vida mínima desejável para as peças do sistema pneumático: 60.000 horas, ou aproximadamente 44.000 ciclos de pressurização (BAPTISTA; BARBOZA, 2006). O tempo utilizado para pressurizar o corpo de prova e as linhas adjacentes a uma pressão de 1, 25 MPa foi de dois segundos. Sendo assim, o tubo ficava dois segundos pressurizado e dois não. A Tabela 12 sumariza as condições de ensaio utilizadas na bancada pneumática.

Tabela 12 – Resumo das condições de ensaio utilizadas na bancada pneumática.

Temperatura	350 °C
Pressão máxima do ciclo	1,25 MPa
Duração do ciclo	4 s
Razão de pressão	0,1
Número de ciclos	44.000

5.13.3 Procedimentos para o Ensaio na Bancada

Por razões de confiabilidade, segurança e reprodutibilidade, os ensaios de pressurização cíclica foram padronizados. O roteiro para a realização dos ensaios na bancada é descrito a seguir:

- Conectar o tubo às abraçadeiras fixadores dos flanges.
- Ajustar a posição das ranhuras, das abraçadeiras e do tubo ao formato da câmara do forno-túnel, de modo que nenhuma dessas peças entrem em contato com os tubos de quartzo que protegem os fios de Kanthal.
- Posicionar o tubo no forno-túnel e engatar as mangueiras de entrada e saída de ar.
- Iniciar o sistema de testes: ligar o compressor, o equipamento para tratamento de ar, a bancada pneumática e o painel de controle do forno-túnel.
- Verificar se a pressão no reservatório do compressor está adequada.

- Realizar teste de vazamento. Para tanto, deve-se primeiro abrir a válvula manual que isola o compressor da bancada e em seguida abrir a válvula 1 (solenóide) via comando através do painel de controle. Em seguida, todo o sistema, incluindo o tubo, estará pressurizado. Checar se há vazamento nas flanges e nos engates das mangueiras. Após o teste de vazamento, fechar a válvula 1 e abrir a válvula 2 (solenóide de saída) para despressurizar o corpo de prova.
- Fechar a câmara do forno-túnel, programar os parâmetros do aquecimento, ligar o forno e aguardar a estabilização da temperatura do corpo de prova.
- No controlador da bancada, programar os parâmetros do ensaio: pressão máxima (p_{max}) e pressão mínima (p_{min}) do ciclo, duração do ciclo, número de ciclos de pressurização a serem aplicados e o tempo de alarme.
- Iniciar o ensaio de pressurização cíclica sob temperatura controlada.
- Após o término do ensaio, desligar o compressor, o forno, fechar a válvula manual, despressurizar a bancada e desativar os demais componentes antes da retirada do corpo de prova.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir, serão descritos detalhadamente os resultados e discussão obtidos das soldagem (laser e TIG) em tubos de Ti-CP grau 2, de 0,5 mm de espessura e 50 mm de diâmetro.

6.1 CARTA DE PROCESSO

Para obtenção das melhores condições de soldagem a laser no tubo de parede fina de Ti-CP grau 2, fez-se necessária a confecção de uma carta de processo, como descrita no item 5.3. O tubo utilizado na obtenção da carta de processo é apresentado na Figura 44. Nesta, é possível observar alguns dos aspectos macroscópicos dos cordões de solda, tais como: largura, brilho metálico e presença de oxidação no cordão.

Figura 44 – Tubo de Ti grau 2 utilizado na confecção da carta de processo.

Como pode ser observado na carta de processo (Tabela 13), em todas as combinações de potência e velocidade de soldagem foi obtida penetração total. Porém, com relação aos outros quesitos que medem a qualidade do cordão, tais como largura do cordão, oxidação, instabilidade e passagem do feixe, notou-se grande variação na qualidade do cordão, dependendo da combinação de parâmetros utilizados. Assim, foram observados cordões com largura ou muito estreita ou muito espessa nas combinações de 300 W e 2000 mm/min, 700 W e 3000 mm/min e 700 W e 4000 mm/min, além de cordões com oxidação elevada (300 W e 3000 mm/min; 400 W e 3000 mm/min e; 400 W e 4000 mm/min) e

instáveis (200 W e 3000 mm/min, 200 W e 4000 mm/min, 300 W e 2000 mm/min e, 300 W e 3000 mm/min).

A completa fusão do material e o aparecimento de danos na parede do tubo foram observados na combinação de 700 W e 5000 mm/min, Figura 45. Este fato ocorreu devido à proteção gasosa insuficiente, ocasionada pelo alto valor de velocidade de soldagem utilizado. Como o bocal de proteção gasosa se desloca na mesma velocidade do cabeçote do laser, o gás de proteção não teve tempo suficiente para criar a atmosfera protetora e assegurar a ausência de combustão do material.

Tabela 13 – Carta de processo de soldagem a laser (solda em cheio e autógena).

P (W)	V (mm/min)	T (mm)	W (mm)	Oxidação	Instabilidade	Perda de material	Passagem do feixe	OBS:
200	2000	0,5	0,9	Baixa	Estável	Baixa	Baixa	Condição apropriada
200	3000	0,5	1,4	Baixa	Instável	Baixa	Baixa	Instabilidade do banho e falta de penetração
200	4000	0,5	1,3	Baixa	Instável	Baixa	Baixa	Limite de interação, faltou energia de soldagem
250	3000	0,5	1,3	Baixa	Estável	Baixa	Baixa	Condição apropriada
300	2000	0,5	1,8	Baixa	Instável	Alta	Baixa	Alta instabilidade no cordão.
300	3000	0,5	1,3	Alta	Instável	Baixa	Baixa	Cordão muito largo e oxidado
400	3000	0,5	1,4	Alta	Estável	Baixa	Alta	Aspecto superficial bom
400	4000	0,5	1,2	Alta	Estável	Baixa	Baixa	Limite de perturbação do líquido
700	3000	0,5	0,5	Baixa	Estável	Alta	Alta	Dano na superfície oposta
700	4000	0,5	0,4	Baixa	Estável	Alta	Alta	Dano na superfície oposta
700	5000	-	-	-	-	Alta	Alta	Corte do material, devido à proteção gasosa ineficiente para essa velocidade.

Onde: P: potência; V: velocidade; T: Penetração; W: largura do cordão

Figura 45 – Tubo de Ti grau 2 soldado a laser a 700 W e 5.000 mm/min.

Por apresentarem, de acordo com a Tabela 13, excelentes resultados no que tange à largura do cordão, oxidação, instabilidade, perda de material e passagem do feixe, selecionou-se os parâmetros de soldagem de 200 W e 2000 mm/min e; 250 W e 3000 mm/min para serem utilizados na continuidade deste trabalho.

6.2 ASPECTO DOS CORDÕES

Em ambos os processos de soldagem foram obtidas penetração total, entretanto, as larguras dos cordões foram diferentes (vide Figuras 45 e 46). Os tubos soldados a laser apresentam cordões com aproximadamente 1,0 mm de largura, enquanto que as soldas TIG resultam em cordões de 5 mm. Considerando a espessura do material de 0,5 mm, os corpos de prova soldados pelo processo TIG apresentaram razão de aspecto (penetração/largura) de 0,1. Sendo este valor cerca de cinco vezes menor do que o calculado para os corpos de prova soldados a laser. Estes valores de cordão de solda resultam da diferença do aporte térmico entre os processos.

A solda a laser, Figura 46, apresenta um cordão prateado e regular, o que indica a eficiência da proteção gasosa. O cordão soldado pelo processo TIG apresenta coloração amarela no centro e azul nas extremidades, Figura 47. De acordo com Afshar e Vaezi (2004), Sul et al. (2001) e Velten, Biehl e Aubertin (2002) a coloração do óxido produzido através da anodização pode ser um indicativo de sua espessura. Sendo que, a relação entre cor e espessura do óxido quando o Ti-CP é anodizado em solução de 0,5 M de ácido sulfúrico é de 10 a 25 nm para coloração dourada e de 40 a 50 nm para coloração azul.

Figura 46 –Corpo de prova tubular soldado a laser.

Figura 47– Corpo de prova tubular soldado por TIG.

6.3 ENSAIO DE PRESSURIZAÇÃO CÍCLICA

Os tubos soldados a laser, TIG e como recebidos foram ensaiados conforme descrito no item 5.13. Antes da realização do ensaio, havia uma preocupação particular com os tubos soldados a laser, pois os mesmos apresentavam defeitos de início (*run in*) e de final da soldagem (*run out*), vide Figura 48. Porém, estes defeitos, inerentes à soldagem a laser, não deram origem a falha nos tubos ao serem ensaiados.

Nenhum dos tubos romperam ao serem ensaiados na bancada pneumática, ou seja, todas as condições foram cicladas 44.000 vezes, a 350 °C, sem fraturarem ou iniciarem uma trinca que comprometesse os testes de pressurização cíclica.

Figura 48 – Solda a laser. a) Defeito de início da soldagem (*run-in*). b) Defeito de final da soldagem (*run-out*).

6.4 IDENTIFICAÇÃO DOS CDPS

As condições de ensaio analisadas neste trabalho foram identificadas de acordo com a Tabela 14. A letra L e a palavra TIG no início da identificação, indicam que os processos de soldagem utilizados foram o laser e o TIG, respectivamente. A sigla CS após o sinal de *underline* significa que o CDP está na condição como soldado. Já a sigla EB indica que o CDP foi ensaiado na bancada pneumática. A sigla CR significa que o material encontra-se como recebido da indústria. MB indica que trata-se do metal base. A nomenclatura 200W e 250W logo após a letra L, indicam, respectivamente, que a potência do laser era de 200 e 250 W.

Tabela 14 - Identificação dos corpos de prova.

Condição	Potência (W)	Velocidade (mm/min)	Solda	Bancada Pneumática	Aporte Térmico (k J/mm)
L200W_CS	200	2.000	Laser	Não	6
L250W_CS	250	3.000	Laser	Não	5
TIG_CS	260	180	TIG	Não	86
MB_CR	-	-	-	Não	-
L200W_EB	200	2.000	Laser	Sim	6
L250W_EB	250	3.000	Laser	Sim	5
TIG_EB	260	180	TIG	Sim	86
MB_EB	-	-	-	Sim	-

6.5 ANÁLISES METALOGRÁFICAS E DE MICRODUREZA

A Figura 49 (a-c) apresenta as micrografias da seção transversal das soldas a laser e TIG, sendo possível observar a geometria do cordão de solda a laser (Figura 49 (a-b)) e a ZF da solda TIG (Figura 49c). As impressões de microdureza realizadas na amostra L250W_EB podem ser observadas na Figura 50

Figura 49 – Micrografias das seções transversais dos cordões de solda, observadas no microscópio óptico, ataque químico Kroll: a) L200W_CS; b) L250W_CS; c) TIG_CS.

Figura 50 – Micrografia da seção transversal da condição L200W_EB, detalhe das impressões de microdureza, observada no microscópio confocal a laser.

A Figura 51 apresenta os grãos (titânio α) equiaxiais do metal base, cujo tamanho médio é de 20 μm . É possível observar também a presença de maclas no interior dos grãos do metal base.

As Figura 52 à Figura 54 apresentam as micrografias da seção normal à superfície externa do material das condições, L250W_CS, L200W_CS TIG_CS, respectivamente. Em ambas as amostras soldadas a laser (Figura 52 e Figura 53.a) é possível observar imediatamente após o metal base, a zona termicamente afetada (ZTA), com grãos ligeiramente alongados na direção da extração de calor, cujo tamanho médio do grão é de 30 μm . Na zona fundida (ZF) é possível observar os grãos grosseiros de tamanho médio de 70 μm . A fase presente na ZF e na ZTA das soldas a laser é o titânio α . Observa-se também maclas nos grãos do centro da zona fundida. As maclas aparecem no centro, pois é o local onde se concentra a tensão residual oriunda da soldagem. Nesta região a tensão é fundamentalmente trativa logo após a solidificação da poça de fusão. Os níveis de tensão são altos, assim como a taxa de deformação, o que leva ao aparecimento de maclas (Figura 53b).

Figura 51 – Micrografia da seção transversal, metal base, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll.

Figura 52 – Micrografia da seção normal à superfície, condição L250W_CS, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll.

Figura 53 – Micrografias da seção normal à superfície, condição L200W_CS, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll: a) Morfologia do cordão de solda; b) Detalhe da zona fundida.

Na Figura 54a, observa-se as regiões MB, ZTA e ZF da amostra TIG_CS. A ZF e a ZTA apresentam grãos de titânio α com morfologia serrilhada. Devido à microestrutura complexa caracterizada por uma grande quantidade de defeitos, não é possível determinar claramente o tamanho médio de grão. Embora não seja possível medir o tamanho médio de grão da ZF, ela é visivelmente maior do que o observado nos CDPs soldados a laser, vide Figura 54b.

Figura 54 – Micrografia da seção normal à superfície, condição TIG_CS, observada no microscópio confocal a laser, ataque químico Kroll: a) Interface entre MB, ZTA e ZF; b) Detalhe da zona fundida.

Os cordões de soldas a laser e a TIG têm morfologias diferentes devido às diferentes taxas de resfriamento. Conforme descrito no item 5.9 (Modelo Térmico), foi possível simular a curva de temperatura em função da distância para as soldas do presente estudo, vide Figura 55. A Tabela 15 resume os resultados

obtidos no modelo térmico, mostrando que o gradiente térmico das soldas a laser ($3,64 \times 10^6$ K/m) é quatro vezes maior do que o observado na solda TIG. Multiplicando esse valor pela velocidade de soldagem (m/s), obtêm-se a taxa de resfriamento de aproximadamente 1×10^5 °C/s para as soldas a laser, comparado a $2,17 \times 10^3$ °C/s para a solda TIG. Portanto, a taxa de resfriamento próxima à temperatura de fusão no titânio grau 2 é cerca de 70 vezes maior no laser.

O refinamento microestrutural observado nas amostras soldadas a laser, em relação à TIG, deve-se a alta taxa de resfriamento, influenciando tanto na nucleação, quanto no crescimento dos grãos.

Figura 55 – Resultado do modelo térmico para os diferentes cordões de soldas.

Tabela 15 – Gradientes térmicos e taxas de resfriamento para os diferentes cordões.

Condição	Velocidade (mm/min)	Gradiente térmico (K/m)	Taxa de Resfriamento (°C/s)
L200W_CS	2000	$3,64 \times 10^6$	$1,21 \times 10^5$
L250W_CS	3000	$2,92 \times 10^6$	$1,46 \times 10^5$
TIG_CS	180	$7,24 \times 10^5$	$2,17 \times 10^3$

Por meio das análises metalográficas, não foram observadas modificações microestruturais nas amostras obtidas dos tubos ensaiados na bancada.

Na Tabela 16 são apresentados os valores de microdureza de regiões das amostras no estado ciclado e não-ciclado na bancada pneumática. Como pode

ser observado, os valores de microdureza da zona fundida para as condições soldadas a laser e TIG, tanto no estado como soldado como naquele ensaiado na bancada, são superiores ao valor do metal base como recebido. Comparando-se o MB_CR, com as outras condições, observam-se os seguintes aumentos no valor de HV: L200W_CS – 25%, L250W_CS – 30%, TIG_CS – 10 %, L200W_EB – 29 %, L250W_EB – 30 % e TIG_EB – 12 %.

Tabela 16 – Valores médios de microdureza Vickers (nove segundos e carga de 50 gf).

Condição	HV _{ZF}	HV _{MB}
MB_CR	-	138±7
L200W_CS	172±8	-
L250W_CS	179±5	-
TIG_CS	152±14	-
MB_EB	-	134±6
L200W_EB	177±11	-
L250W_EB	178±18	-
TIG_EB	150±13	-

Observou-se, também, que as amostras não sofreram mudanças significativas nos valores de microdureza após serem ensaiados ciclicamente à 350 °C na bancada pneumática. Isso é justificável pelo fato da tensão efetiva de Von Mises ($\sigma_{ef} = 45$ MPa) na parede do tubo ser menor do que a tensão de escoamento à 350°C ($\sigma_e = 75$ MPa) (ASM, 1990). Desta forma, é possível considerar que o tubo não sofrerá amolecimento e nem endurecimento, uma vez que, para que estes fenômenos ocorram, é necessária uma deformação plástica mínima (DICKSON; DUCHER; PLUMTREE, 1976).

Com as análises de microdureza também é possível supor qual processo de soldagem estaria mais sujeito à contaminação, ou seja, a dureza seria uma forma de avaliar a eficiência da proteção gasosa no cordão de solda. Embora os cordões de solda TIG (TIG_CS e TIG_EB) sejam mais largos que os cordões obtidos pelo processo a laser, e, por conseguinte, estariam mais sujeitos à contaminação, a dureza dos cordões soldados a laser foi mais elevada do que as dos cordões obtidos pelo processo laser.

Por outro lado, a velocidade de soldagem provavelmente teve influência direta na proteção gasosa e consequentemente no aumento da dureza. Foi

verificado que a dureza aumentou com o aumento da velocidade de soldagem do TIG (180 mm/min) ao Laser 250W (3000 mm/min). Isso ocorre devido ao tipo de bocal para proteção em formato de meia-cana com extremidades abertas. Em baixas velocidades, o fluxo gasoso é suficiente para proteger a região de solda, criando uma atmosfera que se estende antes e depois da zona fundida. Com o aumento da velocidade, o ar penetra pela frente do bocal, misturando-se à atmosfera de argônio e provocando contaminação do metal líquido com o ar ambiente.

6.6 DIFRATOMETRIA DE RAIOS-X (DRX)

As análises por difratometria de raios-X (DRX) evidenciaram a fase α nas amostras do metal de base e nas zonas fundidas, tanto das soldas obtidas pelo processo a laser quanto nas obtidas pelo processo TIG.

A Figura 56 apresenta os difratogramas de raios-X das amostras não ensaiadas na bancada pneumática, do metal de base, zona fundida TIG e zona fundida laser, nas condições 200 W e 250 W. O difratograma do metal de base apresenta forte textura, caracterizada pela intensidade diferente de alguns picos de difração em relação ao esperado segundo a ficha ICDD 441294, da fase α do titânio. A textura é resultado do processo de fabricação do tubo, o qual alinha os grãos em determinada direção preferencial. No cordão de solda TIG, também existe uma direção preferencial, embora diferente daquela observada no material de base, sendo esta devido aos grãos grosseiros observados. Entretanto, o difratograma de raios-X das soldas a laser são muito parecidos com o padrão ICDD da fase α , uma vez que a zona fundida obtida por este processo apresenta grãos refinados e dispostos aleatoriamente (equiaxiais).

Nos difratogramas da Figura 57, onde é realizada a comparação entre as amostras ensaiadas e não ensaiadas na bancada pneumática, não foram observadas diferenças na posição e largura dos picos de difração, indicando que a pressurização cíclica não induz acúmulo de deformação que resulte em alteração da textura.

Figura 56 – Difratoograma de raios-X das amostras do MB_CR, TIG_CS, L200W_CS e L250W_CS.

Figura 57 – Difratoogramas de raios-X. Comparação entre as amostras ensaiadas e não ensaiadas na bancada pneumática. a) Condição metal base; b) Condição TIG; c) Condição L200W; d) Condição L250W.

O gráfico que correlaciona a variação da relação c/a com a microdureza para todas as condições estudadas é apresentado na Figura 58. É possível observar na Figura 58 que à medida que há o aumento dos valores da relação c/a , há também o aumento da microdureza. Sendo as condições L250W_CS e L250W_EB as condições com maiores valores de dureza, aproximadamente 180 HV, cerca de 30 % maior do que o valor de referência (MB_CR).

Com a provável contaminação do oxigênio e nitrogênio no cordão de solda, ocorre a formação de uma solução sólida intersticial, na qual o O e N ocupam os interstícios octaédricos da estrutura cristalina hexagonal compacta do titânio, expandindo os parâmetros de rede (DONACHIE, 2000). Desta forma, há o aumento da relação c/a , elevando também a dureza. Hongyan et al (2004) explicam o efeito do endurecimento causado pelo aumento da relação c/a pela redução do número de planos de deslizamento, uma vez que o Ti se deforma principalmente pelo deslizamento dos planos prismáticos e piramidal com relação c/a abaixo da ideal.

Figura 58 – Correlação entre a relação c/a e a microdureza Vickers.

6.7 ENSAIOS DE TRAÇÃO

A Figura 59 mostra as curvas de tração representativas das três condições de soldagem. A Tabela 17 apresenta os valores do limite elástico aparente (σ_e), da tensão máxima (σ_t) e de alongamento (ΔL) obtidos nos ensaios dos anéis soldados em cheio e que não foram ensaiados na bancada pneumática. Os CDPs soldados nas condições laser 200 W, laser 250 W e TIG, apresentaram valores de tensão máxima semelhantes. Sendo estes cerca de 10% maiores do que os obtidos para o metal base na condição como recebido (MB_CR). Esses resultados mostram que o cordão de solda é mais resistente do que o metal base.

Figura 59 – Curvas representativas dos gráficos de tensão X deformação.

Tabela 17 – Propriedades mecânicas em tração.

Condições	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	ϵ (%)
L200W_CS	358±5	454±3	62±6
L250W_CS	365±3	463±2	57±3
TIG_CS	376±8	467±4	46±8
MB_CR	309±18	421±3	70±4

A maior resistência mecânica e a consequente queda na ductilidade dos cdps soldados em relação ao material como recebido pode ser explicado pela presença de solutos como oxigênio e nitrogênio no cordão de solda. A microdureza da ZF é maior do que a do MB. Pois, embora não tenha sido observado mudanças significativas na dureza desses materiais, Odgen e Jaffee (ODGEN E JAFFEE, 1995) concluíram que o oxigênio e nitrogênio, mesmo em pequenas quantidades, alteram a cinética de deformação, agindo no deslizamento e na superação por discordância dos obstáculos intersticiais ao longo de planos ativos durante a deformação.

Dos doze CDPs ensaiados em tração (quatro para cada condição de soldagem), onze fraturaram na região do metal base, no lado oposto da solda (ver Figura 60). Somente um, dos quatro CDP_TIG, fraturou na zona fundida. Porém, a sua resistência mecânica teve valores equivalentes ao dos outros CDPs obtidos na mesma condição.

Figura 60 – Corpo de prova de tração fraturado na região do metal base.

6.7.1 Análises fractográficas das amostras ensaiadas em tração

A Figura 61 apresenta as fractografias dos CDPs que fraturaram no metal base. Pode ser observado na Figura 61a e na Figura 61b, respectivamente, a estricção do CDP e a presença de dimples, os quais caracterizam o aspecto dúctil da fratura.

A Figura 62 apresenta a fractografia do CDP soldado pelo processo TIG, que fraturou na região da zona fundida, evidenciando o aspecto frágil da fratura.

Figura 61 – Fractografias características dos CDPs que fraturaram no metal base.
a) Aspecto geral da fratura dúctil; b) Presença de *dimples*.

Figura 62 – Fractografias características do CDP que fraturou na zona fundida., aspecto frágil da fratura.

6.8 ENSAIOS DE FADIGA

Os resultados de fadiga das amostras soldadas a laser, TIG e do metal base como recebido (MB_CR), são apresentados na Figura 63. Embora os CDPs soldados tenham apresentado maior resistência mecânica e maior dureza em relação ao MB, o comportamento em fadiga do MB_CR tende a ser superior às demais condições em todos os níveis de tensão. Esta tendência pode ser explicada pelo fato do cordão de solda ser um concentrador de tensão geométrico e metalúrgico. A combinação desses fatores determina o comportamento cíclico do material. No entanto, a condição L200W_CS mostrou-se semelhante ao comportamento da condição MB_CR.

A condição L250W_CS apresentou a maior dispersão dos resultados, sendo às vezes equivalente aos da TIG_CS e outras semelhantes ou superiores daqueles obtidos no MB_CR. Uma hipótese para explicar tal fato, seria que em altas velocidades de soldagem a proteção gasosa foi ineficiente, fazendo com que o ar tenha contaminado a ZF. A contaminação se mostrou mais evidente em altas velocidades, como 5000 mm/min, onde o tubo entrou em combustão.

Como o aspecto do cordão é aceitável (prateado) e não houve mudança significativa da dureza, comparando-se com a condição L200W_CS, uma possível explicação para a dispersão dos resultados é a presença de defeitos microscópicos e pontuais no cordão.

Estes defeitos estão associados à instabilidade da proteção gasosa e do plasma formado durante a solda e levam a uma redução significativa na resistência à fadiga do material. O plasma normalmente é formado unicamente por íons de argônio e titânio, quando a proteção gasosa é eficiente. Caso contrário, existe uma grande quantidade de energia sobre a peça que bloqueia o feixe de laser. Esse bloqueio causa um efeito chamado *plasma shielding*, que interrompe a solda, causando um ponto de fragilidade estrutural (poro fechado ou microtrinca).

Já na condição TIG_CS, observou-se o pior comportamento em fadiga. As razões pelas quais a condição TIG_CS apresentou o pior resultado podem ser por fatores metalúrgicos ou geométricos. Como resultado de um aporte térmico 17

vezes maior do que os obtidos nas soldas a laser, as soldas TIG apresentaram um cordão de solda cinco vezes maior. A zona afetada termicamente no caso do TIG também é muito superior àqueles observados na soldas a laser. Uma vez que o tempo de vida nos ensaios de fadiga está diretamente associado ao número e extensão dos defeitos, uma maior ZF e ZTA levam inevitavelmente a um resultado tipicamente inferior aos das zonas mais estreitas, como aquelas obtidas na solda laser.

Figura 63 – Resultados dos ensaios de fadiga uniaxial do Ti-CP grau 2, para as condições como soldadas (CS) e metal base como recebido (CR).

As Figuras 64 e 65 apresentam os resultados experimentais dos ensaios de fadiga, superpostos às retas Tensão – Vida, obtidas pelo ajuste dos pontos experimentais ao modelo de Weibull, utilizando o método da Máxima Verossimilhança, descrito no item 5.12.

A Figura 66 superpõe as retas das Figuras 64 e 65. Segundo o gráfico de linearização para as condições estudadas, verificam-se comportamentos distintos em alta e baixa tensão (Figura 66). Em altas tensões, a tendência do melhor para o pior comportamento em fadiga é L200W_CS, MB_CR, TIG_CS e L250W_CS. Entretanto, em baixas tensões, observa-se a seguinte ordem decrescente: MB_CR, L200W_CS, L250W_CS e TIG_CS. A condição TIG_CS apresenta a reta com a maior inclinação, o que pode ser associado ao concentrador de tensão mais efetivo discutido anteriormente.

Figura 64 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) MB_CR; b) TIG_CS.

Figura 65 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) L200W_CS; b) L250W_CS.

Dentre as condições soldadas apresentadas nos gráficos das Figuras 63 e 66, nota-se que os resultados obtidos na condição L200W_CS são os mais confiáveis do ponto de vista de propriedades em fadiga. Isso se deve à combinação de uma baixa dispersão, associada aos poucos defeitos metalúrgicos e geométricos em comparação com às demais condições soldadas. Portanto, a condição L200W_CS é a que mais se aproxima da condição MB_CR, apresentando-se como a mais vantajosa.

Figura 66 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull, das amostras como soldadas (CS).

Em uma análise adicional, realizaram-se ensaios de fadiga em CDPs obtidos dos tubos previamente submetidos ao teste de pressurização cíclica na bancada pneumática. O gráfico da Figura 67 apresenta esses resultados. Nota-se na Figura 67 que o comportamento em fadiga das amostras soldadas a laser é semelhante ao do metal base (MB_EB), e que a condição TIG_EB apresentou resistência à fadiga inferior às demais condições (MB_EB, L200W_EB, L250W_EB).

Comparando os resultados das condições L250W_CS (Figura 63) e L250W_EB (Figura 67), observa-se uma melhora significativa na resistência em fadiga da condição L250W_EB e que esta apresentou uma menor dispersão dos resultados. Uma hipótese para explicar tal diferença é que existiram dois lotes de soldas para a condição L250W. Como a proteção gasosa no presente estudo foi ajustada manualmente, é possível que tenha ocorrido diferença no nível de proteção entre o primeiro e o segundo lote. Como o número de tubos a ser ensaiados foi pequeno, não foi possível realizar uma análise estatística para determinar a influência do posicionamento do bocal de proteção sobre o comportamento em fadiga. Entretanto, em todas as condições de soldagem procurou-se ajustar o bocal tal forma que se obtivesse a melhor proteção gasosa possível.

Figura 67 – Resultados dos ensaios de fadiga uniaxial do Ti grau 2, para as condições ensaiadas na bancada pneumática (EB).

As Figuras 68 e 69 apresentam os resultados experimentais dos ensaios de fadiga, superpostos às retas Tensão – Vida, obtidas pelo ajuste dos pontos experimentais ao modelo de Weibull, utilizando o método da Máxima Verossimilhança para as amostras ensaiadas na bancada pneumática (condições MB_EB; TIG_EB; L200W_EB; L250W_EB).

Figura 68 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) MB_EB; b) TIG_EB.

Figura 69 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull e o método da Máxima Verossimilhança. a) L200W_EB; b) L250W_EB.

A Figura 70 superpõe às retas das Figuras 68 e 69. Verifica-se que a condição TIG_EB tende apresentar o pior comportamento em fadiga e que as condições soldadas a laser tendem apresentar resultados de fadiga melhores do que ao da condição MB_EB.

Figura 70 – Linearização dos resultados de fadiga uniaxial usando a distribuição de Weibull, das amostras ensaiadas na bancada pneumática.

Os parâmetros da distribuição de Weibull são apresentados na Tabela 18. Comparando os valores do módulo de Weibull, b , das condições MB_CR,

TIG_CS, L200W_CS e L250W_CS, nota-se que a condição TIG_CS (1, 90753) apresentou a menor dispersão nos resultados dos ensaios de fadiga. Entretanto, a condição L250W_CS apresentou o menor valor de b (0,83612).

Analisando os resultados do módulo de Weibull (Tabela 18) para as condições ensaiadas na bancada pneumática, verifica-se que após os ensaios na bancada a condição MB_EB apresentou o maior valor de b , seguido das condições TIG_EB (3.55118), L200W_EB (2.3066) e L250W_EB(1.425).

Comparando agora os resultados do módulo de Weibull entre as condições ensaiadas e as não ensaiadas ciclicamente, nota-se o maior valor obtido para as amostras ensaiadas na bancada, indicando uma menor dispersão dos resultados de fadiga. Uma hipótese para explicar tal fato é que o ensaio cíclico na bancada produziu uma camada oxidada superficial mais homogênea, que contribui favoravelmente na resistência mecânica em fadiga (BAPTISTA et al., 2009). Porém, essa condição de superfície precisa ser melhor estudada. Outra hipótese seria que, como a relação c/a das amostras ensaiadas na bancada foi maior do que às não ensaiadas (Figura 58), a deformação plástica do material se torna mais difícil, contribuindo favoravelmente para o aumento da vida em fadiga do material

Fazendo uma análise dos valores obtidos para o parâmetro de escala (Θ), das amostras MB_CR, TIG_CS, L200W_CS e L250W_CS (Tabela 18), observa-se que para as tensões máxima de 150 MPa e 180 MPa, a condição MB_CR apresenta os valores mais elevados de fator de escala. Para a tensão de 150 MPa, o valor de θ é cerca de 11 vezes maior do que o valor de θ da condição TIG_CS (θ mais baixo). Entretanto, os valores de θ se aproximam nos níveis de tensão de 250 MPa e 300 MPa. De uma maneira geral, a condição TIG_CS teve os piores valores de θ , abaixo de 35.000 ciclos.

Para as amostras ensaiadas na bancada (MB_EB, TIG_EB, L200W_EB e L250W_EB), nota-se que para tensões máximas de 150 MPa e 180 MPa os valores mais elevados de θ são obtidos para a condição L250W_EB. Os valores θ das condições MB_CR e L200W_CS se assemelham. E a condição TIG_EB apresenta o mesmo comportamento da condição TIG_CS.

Os gráficos das Figuras 71 à 74 apresentam os valores de confiabilidade entre 90 % e 10 %. O limite à esquerda da barra, N (90 %), representa uma

probabilidade de falha de 10% e o limite à direita, N (10 %), corresponde a uma probabilidade de falha de 90%.

Tabela 18 – Parâmetros de Weibull para fadiga do Ti-CP grau 2.

Condição	Tensão Máx.	θ	b
MB_CR	300	20.311	1,37605
	240	60.634	
	180	181.013	
	150	312.757	
L200W_CS	300	25.024	1,72823
	240	47.169	
	180	88.913	
	150	149.846	
L250W_CS	300	10.884	0,83612
	240	18.354	
	180	73.864	
	150	119.217	
TIG_CS	300	16.800	1,90753
	240	20.579	
	180	25.209	
	150	27.900	
MB_EB	300	26.345	4,16136
	240	42.519	
	180	68.622	
	150	87.177	
L200W_EB	300	38.499	2,3066
	240	66.030	
	180	113.249	
	150	148.314	
L250W_EB	300	14.485	1,425
	240	51.424	
	180	182.572	
	150	344.006	
TIG_EB	300	9.187	3,55118
	240	15.485	
	180	26.101	
	150	33.889	

Para os níveis de tensão mais altos (240 MPa e 300 MPa), os intervalos de vida confiável N (90 %) e N (10 %) de todas as condições, com exceção da condição L250W_CS, estão no intervalo de vida definido para a condição MB_CR. Os resultados para a condição L250W_CS são discrepantes no sentido de que boa parte deles são de vida em fadiga menor. Já para os níveis de tensão menores, (150 MPa e 180 MPa), mantêm-se a tendência de vida inferior para condição L250W_CS e observa-se que os intervalos da condição TIG_CS e TIG_EB se deslocam no sentido de terem vida de fadiga cada vez menores.

Para essa tendência de comportamento das condições TIG, é sabido que o efeito do concentrador geométrico na vida em fadiga aumenta à medida que o nível de tensão diminui, como descrevem os modelos de Heywood e de Collins (LEE, 2005). Dados sobre o comportamento em fadiga de peças com e sem entalhes, em diferentes níveis de tensão, geralmente mostram que a resistência à fadiga de peças com entalhe toma uma fração cada vez maior da resistência da peça da parte sem entalhe, à medida que a tensão nominal aumenta (STEPHENS et al., 2000).

Figura 71 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 300 MPa.

Figura 72 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 240 MPa.

Figura 73 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 180 MPa.

Figura 74 – Gráfico do intervalo de vida confiável de N (90%) a N (10%), tensão máxima de 150 MPa.

6.8.1 Análises fractográficas das amostras ensaiadas em fadiga

A Tabela 19 resume o aspecto macroscópico das fraturas por fadiga. Nela, pode ser observado que os corpos de prova (CDPs) apresentaram comportamentos distintos quanto à região da fratura. Por exemplo, dentre os CDPs das condições TIG_CS e TIG_EB, praticamente 100% romperam na região da linha de fusão (interseção entre a ZF e a ZTA), o que comprova o efeito do concentrador de tensão da solda TIG. Dos CDPs da condição L200W_EB, as fraturas ocorreram 75% das vezes na região do metal base. Entretanto, as amostras das condições L200W_CS, L250W_CS e L250W_EB, fraturaram nas regiões do metal base, da linha de fusão e da zona fundida, respectivamente. Observou-se também a ocorrência de dois *run outs*, um para as amostras MB_CR e outro para as amostras L250W_EB.

As Figuras 75 à 78 apresentam as correlações entre o local da fratura e o número de ciclos de fadiga das amostras L200W_CS, L200W_EB, L250W_CS e

L250W_EB, respectivamente. Observa-se nas Figuras 75 a 78 que os CDPs que fraturaram no MB apresentaram, na maioria das vezes, um maior número de ciclos em fadiga, quando comparado com os CDPs que romperam nas demais regiões. Na Figura 77, nota-se que os CDPs L250W_CS que falharam na ZTA_ZF apresentaram uma vida em fadiga inferior, aos demais CDPs das condições L200W_CS, L200W_EB e L250W_EB, que romperam na mesma região. Este fato evidencia que a solda a laser da L250W_CS estava com problemas.

Tabela 19 – Regiões das ocorrências da fratura por fadiga.

Condição	Nº de CDPs	Metal Base	Linha de Fusão	Zona Fundida	Run Out
MB_CR	16	15	-	-	1
TIG_CS	10	1	9	-	-
L200W_CS	16	6	3	7	-
L250W_CS	16	6	7	3	-
MB_EB	12	12	-	-	-
TIG_EB	12	0	12	-	-
L200W_EB	12	9	3	-	-
L250W_EB	12	6	2	3	1

Figura 75 – Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L200W_CS.

Figura 76– Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L200W EB.

Figura 77 – Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L250W CS.

Figura 78 – Correlação entre o local da fratura por fadiga e o número de ciclos, condição L250W_EB.

Sabe-se que o mecanismo de fratura por fadiga em titânio é extremamente complexo, devido à forte dependência da microestrutura, temperatura e amplitude de deformação (WASZ et al., 1996). Os principais micromecanismos constituem-se de degraus de clivagem, micromecanismos dúcteis, trincas primárias e secundárias, estrias de fadiga, além de alguns defeitos que podem ser oriundos do processo de soldagem, a exemplo, porosidade, trincas e inclusões.

De uma forma geral, as trincas de fadiga se iniciaram em diferentes pontos do cordão de solda, e não na superfície do corpo de prova. O sentido de propagação da trinca foi aleatório, não foi possível detectar uma direção favorável à propagação. As Figuras 79 a 93 ilustram alguns micromecanismos de fratura, das diferentes condições testadas neste trabalho.

As Figuras 79 e 80 apresentam as fractografias da condição MB_CR, na qual a trinca se iniciou próximo à região central do CDP. A Figura 79 mostra o aspecto geral da fratura e a região de ruptura final na borda esquerda. A região de ruptura final forma plano separado devido à elevada deformação plástica macroscópica, com formação de pescoço. Em algumas amostras ocorreu nucleação múltipla. As trincas de fadiga se propagaram de modo

predominantemente transgranular, com formação de estrias, como mostra a Figura 80, características típicas da fadiga em titânio.

Figura 79 – Fractografia do CDP MB_CR, obtidas no MEV, indicando o aspecto geral da fratura e a região de ruptura final na borda esquerda.

Figura 80 – Estrias de fadiga e trincas secundárias, amostras de MB_CR, obtidas no MEV.

As Figuras 81 e 82 apresentam as fractografias do CDP da condição TIG_CS. Observa-se na Figura 81 o aspecto frágil da fratura, caracterizado por facetas de clivagens. Porém, a região da fratura final por tração apresentou um aspecto dúctil, vide Figura 82.

Figura 81 – Fractografia do CDP TIG_CS que fraturou na região da linha de fusão com 23.740 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 150 MPa, obtidas no MEV, indicando facetas de clivagem.

Figura 82 – Fractografia do CDP TIG_CS que fraturou na região da linha de fusão com 23.740 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 150 MPa, obtidas no MEV, indicando a fratura final por tração e o aspecto dúctil da fratura.

A Figura 83 apresenta a o aspecto geral da fratura do CDP da condição L200W_CS, que fraturou na região do ZF. A presença dos degraus indica que a fratura ocorreu em múltiplos planos, ou seja, a trinca foi nucleada em várias regiões do CDP.

Figura 83 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na ZF, com 25.695 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 240 MPa, obtidas no MEV, aspecto geral da fratura.

As Figuras 84 e 85 apresentam as fractografias do CDP da condição L200W_CS, que fraturou na região do MB. O aspecto geral da fratura é ilustrado na Figura 84. A região de ruptura final forma plano separado devido à elevada deformação plástica macroscópica, com formação de pescoço. Na Figura 85a observa-se a presença de estrias de fadiga, se propagando em múltiplas regiões. O aspecto dúctil da fratura final por tração, resultante da alta deformação plástica sofrida pelas amostras antes de fraturar é apresentado na Figura 85b.

Figura 84 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na região do MB, com 72.408 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa, obtidas no MEV, aspecto geral da fratura.

(a)

(b)

Figura 85 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na região do MB, com 72.408 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa, obtidas no MEV. a) Presença de estrias de fadiga; b) Aspecto dúctil da fratura final por tração.

O aspecto da fratura frágil por fadiga, do CDP da condição L200W_CS que fraturou na região da ZF, com facetas de clivagem e a região de fratura final com características dúcteis são ilustrados na Figura 86. A presença das cavidades grosseiras na Figura 86b indica que essa região sofreu uma maior deformação plástica do que a região apresentada na Figura 85b.

Figura 86 – Fractografias do CDP da condição L200W_CS que fraturou na região do ZF, com 7.933 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 240 MPa, obtidas no MEV. a) Facetas de clivagem; b) Aspecto dúctil da fratura final por tração.

A Figura 87 apresenta as fractografias do CDP da condição L250W_CS. A fratura se deu em um único plano. O aspecto da fratura frágil com facetas de clivagem e a presença de uma trinca de aproximadamente 75 μm que se iniciou, mas não se propagou, são ilustrados na Figura 87a. A Figura 87b evidencia a presença de trincas secundárias, de inclusão e de estrias de fadiga se propagando em múltiplos grãos.

Figura 87 – Fractografias do CDP da condição L250W_CS que fraturou na região do ZTA, com 151.805 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 150 MPa, obtidas no MEV. a) fratura frágil por fadiga; b) Presença de estrias de fadiga, trincas e inclusão.

As fractografias do CDP da condição L250W_CS que fraturou na região do ZF são apresentadas na Figura 88. A fratura se deu em múltiplos planos, apresentando comportamento misto (ocorrência de facetas de clivagens e de uma ligeira deformação plástica, Figura 88a). Assim como os outros CDPs ensaiados, houve a ocorrência de estrias de fadiga (Figura 88b) e a presença de trincas que não se propagaram em outras áreas do CPD.

Figura 88 – Fractografias do CDP da condição L250W_CS que fraturou na região do ZF, com 7.326 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 240 MPa, obtidas no MEV, a) Fratura mista; b) Estrias de fadiga.

A Figura 89 apresenta as fractografias do CDP da condição MB_EB. Nota-se a presença de várias trincas secundárias na região de fadiga (Figura 89a) e a presença de estrias de fadiga na Figura 89b.

Figura 89 – Fractografias do CDP da condição MB_EB, obtidas no MEV. a) Trincas; b) Estria de fadiga.

As fractografias do CDP da condição TIG_EB que fraturou na região na linha de fusão, com 40.489 ciclos, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa, são apresentadas na Figura 90 e na Figura 91. A Figura 90a apresenta o aspecto típico da interface entre as regiões de propagação da trinca e fratura final e a Figura 90b mostra detalhe da região de fratura final. Trincas de fadiga são observadas na Figura 91.

Figura 90 – Fractografias do CDP da condição TIG_EB que fraturou na região na linha de fusão, com 40.489 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa. a) Aspecto típico da interface entre as regiões de propagação da trinca e fratura final; b) detalhe da região de fratura final.

Figura 91 – Fractografias do CDP da condição TIG_EB que fraturou na região na linha de fusão, com 40.489 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa, evidenciando a presença de trincas secundárias.

As Figuras 92 e 93 apresentam as fractografias do CDP L250W_EB que fraturou na região do MB, com 65.358 ciclos, sob tensão máxima de 180 MPa. O aspecto da interface entre as regiões de propagação da trinca e fratura final é apresentado na Figura 92. A Figura 93 (a-b) apresenta a região de fratura final com as características de fratura dúctil e a presença de estrias de fadiga, respectivamente.

Figura 92 – Fractografias do CDP L250W_EB que fraturou na região do MB, com 65.358 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa., aspecto típico da interface entre as regiões de propagação da trinca e fratura final.

(a)

(b)

Figura 93 – Fractografias do CDP L250W_EB que fraturou na região do MB, com 65.358 ciclos, obtidas no MEV, ensaiado sob tensão máxima de 180 MPa. a) fratura final com características dúcteis; b) evidenciando a presença de estrias de fadiga.

Algumas medições realizadas na superfície de fratura dos tubos, das diferentes condições, mostraram que o valor médio do espaçamento entre estrias

está entre 0,4 e 2,6 μm . Em um trabalho anterior sobre as características de fratura por fadiga no titânio grau 2 (ROSSINO; BAPTISTA; RODRIGUES, 2002), verificou-se uma forte correspondência entre o espaçamento entre estrias (s) e a taxa de propagação da trinca, da/dN , para valores de s maior ou igual a 0,3 μm e ΔK maior ou igual a 20 $\text{MPa m}^{1/2}$. Assim, considerando os valores médios para o espaçamento entre estrias encontrados neste trabalho, pode-se supor que estes sejam indicativos da velocidade de crescimento da trinca no material. Não foi possível, no entanto, correlacionar os valores de s com a vida em fadiga para as diferentes condições analisadas. Tal fato parece indicar que as diferenças encontradas na vida em fadiga dizem respeito muito mais ao número de ciclos para iniciação do que ao número de ciclos de propagação subcrítica da trinca.

7 CONCLUSÕES

Primeiramente verificou-se que a soldagem de tubos de parede fina de titânio apresenta alguns desafios de ordem técnica, sobretudo quanto à oxidação e queima dos mesmos. Se não forem tomadas ações preventivas para limitar a entrada de oxigênio, pode ocorrer danos severos aos tubos.

Os parâmetros de soldagem a laser de 200 W e 2000 mm/min e; 250 W e 3000 mm/min foram considerados as melhores condições de soldagem a laser, por apresentarem excelentes resultados no que tange à penetração total, largura do cordão, ausência de oxidação, instabilidade, perda de material e passagem do feixe,

Como resultado do aporte térmico das soldas a laser e TIG, tem-se que o aporte térmico da solda a laser foi aproximadamente 15 vezes menor do que o obtido da solda TIG, implicando em uma maior razão de aspecto para solda a laser, além de grãos mais refinados.

Obtiveram-se grãos de $Ti\ \alpha$ em todas as regiões dos cordões de solda. Porém a microestrutura da solda a laser foi constituída de grãos colunares na ZF e grãos serrilhados grosseiros na solda TIG.

O refinamento microestrutural observado nas amostras soldadas a laser, em relação à TIG, deve-se a alta taxa de resfriamento estimada. Sendo cerca de 70 vezes maior no laser ($1 \times 10^5\ ^\circ C/s$).

Nenhum dos tubos ensaiados na bancada pneumática fraturou ou iniciou uma trinca que comprometesse os testes de pressurização cíclica.

Os valores de microdureza da zona fundida para as condições soldadas foram superiores ao valor do metal base como recebido. As amostras ensaiadas ciclicamente não sofreram mudanças significativas nos valores de microdureza, em relação às amostras não ensaiadas ciclicamente.

Assim como os valores de microdureza, os valores de resistência mecânica à tração do cordão de solda foram mais elevados do que os do metal base. Os CDPs (laser e TIG) ensaiados em tração romperam massivamente na região do metal base.

Foi observado que a relação c/a da fase α aumenta com o aumento da dureza, indicando provavelmente um endurecimento por contaminação por oxigênio.

Não foram observadas diferenças na posição e largura dos picos de difração entre os difratogramas das amostras ensaiadas e não ensaiadas na bancada pneumática, indicando que a pressurização cíclica não induziu acúmulo de deformação que resultasse em alteração da textura.

Os resultados de fadiga evidenciaram uma maior resistência mecânica da solda a laser na condição de 200 W e 2000 mm/min, quando comparado com as demais condições de soldagem. A condição de soldagem laser 250 W e 3000 mm/min apresentou a maior dispersão dos resultados de fadiga. Os ensaios de fadiga das amostras soldadas e ensaiadas na bancada pneumática mostraram que as soldas a laser têm resistência mecânica semelhante à do metal base ensaiado na bancada. As amostras soldadas pelo processo TIG apresentaram desempenho à fadiga inferior ao das demais condições testadas.

Em suma, o presente estudo mostrou a viabilidade de se produzir soldas de qualidade usando a tecnologia laser, em substituição à soldagem convencional por TIG, para tubos de titânio comercialmente puro grau 2.

8 TRABALHOS FUTUROS

Como recomendações para trabalhos futuros têm-se as seguintes sugestões:

Realizar solda a laser em juntas de topo nos tubos de Ti-CP grau 2 do sistema pneumático;

Desenvolver o procedimento de soldagem a laser para os tubos com derivações;

Desenvolver o procedimento de soldagem a laser para a união das flanges aos tubos de Ti-CP grau2;

Realizar análises no microscópio de transmissão para verificar as possíveis mudanças microestruturais nos tubos ensaiados na bancada pneumática e;

Verificar o efeito da camada superficial de óxido na resistência mecânica à fadiga dos tubos de Ti-CP grau 2 .

REFERÊNCIAS

ADIB, A. M. L. et al. Aircraft engine bleed system tubes: material and failure mode Analysis. **Engineering Failure Analysis**, v.14, p. 1605-1617, 2007.

AFSHAR, A.; VAEZI, M.R. Evaluation of electrical breakdown of anodic films on titanium in phosphate-base solutions. **Surface and Coatings Technology**, v. 186, p. 398-404, 2004.

ASM International Handbook. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials, Metals Park: ASM International, 1990. v. 2

ASM Metals Handbook. Fatigue and Fracture. Metals Park: American Society for Metals. 1996. v. 19.

ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E112**. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 2004.

ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E1150/87(93)**. Standard Definitions of Terms Relating to Fatigue. 1987.

ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E739/91**: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue. 1991.

ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8M-4**. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2001. p. 25

AWS Handbook. Metals and Their Weldability. 7th ed. Miami: American Welding Society, 1982. v. 4, p. 434 - 472, ISBN 0-87171-218-0

AWS Handbook. Welding Processes. 8th ed. Miami: American Welding Society, 1997. v. 2.

BALASUBRAMANIAN, T. S. et al. Fatigue crack growth behaviour of gas tungsten arc, electron beam and laser beam welded Ti-6Al-4V alloy. **Materials and Design**, v. 32, p. 4509-4520, 2011.

BAPTISTA, C. A. R. P. et al. High temperature cyclic pressurization of titanium ducts for use in aircraft pneumatic systems. **Materials and Design**, v.30, p.1503-1510, 2009.

BAPTISTA, C. A. R. P.; BARBOZA, M. J. R. **Estudo da degradação microestrutural e mecânica de ligas metálicas para emprego em sistemas pneumáticos de aeronaves**. Lorena, 2006. Relatório Científico do Programa FAPESP de Auxílio à Pesquisa. Proc. 04/02352-2, 2006. 84 p.

BARTA, R. E., BOYER, R. R., NARAYANAN, G. H., Delayed hydrogen embrittlement in commercially pure titanium. In: SYMPOSIUM ON TESTING AND FAILURE ANALYSIS (ISTFA 88), 1988. p. 387- 394.

BORGES, W. S.; COLOSIMO, E. A.; FREITAS, M. A. **Métodos estatísticos e melhoria da qualidade: construindo confiabilidade em produtos**. Caxambu: ABE – Associação Brasileira de Estatística, 1996. 221 p.

BOYER, H. E. **Atlas of fatigue curves**. Metals Park, Ohio: ASM, 1986.

BRANDI S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: ABS, 2008. 504 p.

BUCH, A. **Fatigue strength calculation**. Switzerland: Trans Tech Publications, 1988. 467 p.

CÂNDIDO, L. C. Curso MET – 230 Tecnologia e metalurgia da soldagem, 1º semestre de 2004. Ouro Preto: Escola de Minas de Ouro Preto, UFOP, 2004. Notas de aula

CARMO, A. **Análise da diluição no processo MIG/MAG**. Disponível em: www.mpu.furg.br/cd2010/cic/1824.docx. Acesso em: 28 nov. 2010.

CARVALHO, S. M. **Soldagem com laser a fibra do aço 300M de alta resistência**. 2009. 78 f. Dissertação (Mestrado em Mecânica dos Sólidos e Estruturas) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, São Paulo, 2009.

CASAVOLA, C.; PAPPALETTERE, C.; TATTOLI, F. Experimental and numerical study of static and fatigue properties of titanium alloy welded joints. **Mechanics of Materials**, v. 41, p. 231 - 243, 2009.

CASAVOLA, C.; PAPPALETTERE; G. PLUVINAGE. Fatigue resistance of titanium laser and hybrid welded joints. **Materials and Design**, v. 32, p. 3127 - 3135, 2011.

CHEN, C. Q.; LI, S. X. Tensile and low-cycle fatigue behaviors of commercially pure titanium containing hydrides. **Materials Science and Engineering A**, v. 387-389, p. 470 - 475, 2004.

CHEN, L. J. et al. Fatigue and creep-fatigue behavior of a Nickel based superalloy at 850°C. **International Journal of Fatigue**, v. 20, p. 543 - 548, 1998.

CHICHILI, D. R., RAMESH, K. T., HEMKER, K. J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling. **Acta Materialia**, p. 1025 - 1043, 1997.

COLLINGS, E. W. **The Physical Metallurgy of Titanium Alloys**. Materials Park. Ohio: ASM, 1994. 261 p.

DA SILVA, D. R. **Análise da influência dos gases de proteção nas propriedades de solda a laser da liga Ti-6Al-4V. 2008**. 129 f. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 129 p. 2008.

DICKSON, J. I.; Ducher, J.; Plumtree, A. Cyclic behavior and delayed softening of commercial purity titanium. **Metallurgical Transactions A**, v.7, p. 1559-1565, 1976.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3rd. ed. Boston: McGraw-Hill, 1988.

DONACHIE Jr., M. J. **Titanium: a technical guide**. 2nd. ed. Materials Park: ASM, 2000.

DULEY, W. W. **Laser Welding**. New York: John Wiley and Sons, 1999, ISBN 0-471-24679-4.

FAA. **Hawker Beechcraft Corporation Models B200, B200GT, B300, and B300C Airplanes**. Disponível em: <<http://federalregister.gov/a/E8-6959>>. Acesso em: 10 nov. 2011.

FUKUZUKA T. et al. On the beneficial effect of the titanium oxide film formed by thermal oxidation. **Titanium Science and Technology**, v. 1, Metall. Soc. AIME, p. 2782 - 2792, 1980.

GARCIA J. A. O. et al. Characterization of titanium welded joints by the orbital gas tungsten arc welding process for aerospace application. **J. Aerosp.Technol. Manag**, v. 2, n 2, p. 211 - 218, 2010.

GOIA, F. A. **Endurecimento da superfície do aço ferramenta VC131 utilizando laser a fibra**. 2010. 99f. Tese (Mestre em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2010.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and fracture mechanics of engineering Materials**. 4th ed. New York: John Wiley, 1996.

HILL, B. **Titanium use in aerospace applications, industrial heating**. November, 2007, Disponível em http://www.industrialheating.com/copyright/BNP_GUID_9-5-2006_A_10000000000000198869?view=print Acesso em: 31/03/2012.

HOLMAN, R. K., LIAW, P. K. Methodologies for predicting fatigue life. **Journal of Metals**, v 49, n7, p. 46 - 52, 1997.

HUNZIKERO, O. **Cartes de microstructure de solidification dans le système Ni-Ni₃Al-NiAl**, 1997, 202 p. Tese (PhD Thesis) - Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, EPFL, Suíça, 1997.

ION, J. C. **Laser Processing of Engineering Materials**. Oxford: Elsevier, 2005. 556 p. ISBN 0 7506 6079 1.

JÚNIOR, E. S. **Anodização de titânio comercialmente puro para aplicações biomédicas**. Dissertação (Mestrado) – UFRJ, 2005, 23 p.

KANNATEY-ASIBU, E. **Principles of laser materials processing**. New Jersey: John Wiley, 2009. 819 p. ISBN 978-0-470-17798-3.

KESHAVA, M. K.; SUNDARESAN, S. Fatigue crack growth behavior in a welded α - β Ti–Al–Mn alloy in relation to the microstructural features. **Mater Sci Eng**, v. A222, p. 201 - 211, 1997.

KLESNIL, M., LUKAS, P. **Fatigue of metallic materials**. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier, 1992. 270 p.

LANCASTER, J.F. **Metallurgy of welding**. Cambridge: Abington Publishing, 1999. 446 p.

LATHABAI, S.; JARVIS, B.L.; BARTON, K. J. Comparison of keyhole and conventional gas tungsten arc welds in commercially pure titanium. **Materials Science and Engineering A**, v. 299, p. 81 - 93, 2001.

LEE, Y. L. et al. **Fatigue testing and analysis**: theory and practice. Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005, 402 p.

LEYENS, C.; PETERS, M. **Titanium and titanium alloys**: Fundamentals and applications. Weinheim: Wiley-VCH, 2003. 532 p. ISBN 3-527-30534-3

LI et al. Fiber laser-GMA hybrid welding of commercially pure titanium. **Materials and Design**, v. 30, p.109-14, 2009.

LIMA, M. S. F. Lasers in material processing. In: **LASERS in Chemistry: Influencing Matter**. Weinheim: Edited by Maximilian Lackner, 2008. p.1195 - 1209, ISBN: 978-3-527-31997-8.

LIMA, M. S. F. **Uma contribuição ao estudo da microestrutura dos ferros fundidos refundidos superficialmente por laser**. 1997. 167 p. Tese (Doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, EPUSP, 1997, São Paulo, 1997.

LIU J. et al. Joint strength of laser-welded titanium. **Dental Materials**, v. 18, p. 143 - 148, 2002.

LUBAHN, J.D.; FELGAR, R.P. **Plasticity and creep of metals**. New York: John Wiley, 1961. 608 p.

LÜTJERING, G.; WILLIAMS, J. C. **Titanium**. New York: Springer, 2003. 379 p. ISBN 3-540-42990-5.

LYNCH, S.P.; HOLE, B.; PASANG, T. Failures of welded titanium aircraft ducts. **Engineering Failure Analysis**. v. 2, p. 257 - 273, 1995.

MAJUMDAR, J. D.; MANNA, I. Laser processing of materials. **Sadhana**, v. 28, p. 495 - 562, 2003.

MARQUES P. V. et al. **Soldagem**: fundamentos e tecnologia. Belo Horizonte: UFMG, 2005. 363 p. ISBN: 85-7041-437-4.

MCDOWELL, D. L. Basic Issues in the Mechanics of High Cycle Metal Fatigue. **International Journal of Fracture**, v. 80, p.103 - 145, 1996.

METAL Handbook. **Mechanical testing**. 9th ed. Metals Park: American Society for Metals, 1989. v. 8, p. 453 – 504.

MEYERS, M. A., CHAWLA K. K. **Princípios de metalurgia mecânica**. São Paulo: Edgard Blücher, 2001.

MOROISHI, T.; SHIDA, Y. Oxidation behaviour of titanium en high temperature steam. **Titanium Science and Technology**, v. 1, p. 2773 - 2782, 1980.

NAKAIA, M. et al. Microstructural factors determining mechanical properties of laser-welded Ti–4.5Al–2.5Cr–1.2Fe–0.1C alloy for use in next-generation aircraft. **Materials Science and Engineering**, v. A550, p. 55 - 65, 2012.

NEMAT-NASSER et al. Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercially pure titanium. **Acta Materialia**, p. 3705 - 3720, 1999.

NGUYEN, T. N.; WAHAB, M. A. The effect of weld geometry and residual stresses on the fatigue of welded joints under combined loading. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 77, p. 201 - 208, 1998.

OGDEN, H. R. Titanium. In: RARE metals handbook. 2nd. ed. Huntington: Robert E. Kriege, 1971. ISBN-10: 0882750240.

PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia: mcroestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 1997. 352 p. ISBN 8528904423.

PAPAKYRIACOU, M. et al. Influence of loading frequency on high cycle fatigue properties of b.c.c. and h.c.p. metals. **Materials Science and Engineering A**, v.308, p.143 - 152, 2001.

PETERSON, R. E. **Stress Concentration Design Factors**. New York: John Wiley, 1953. 155 p.

PLATZER, M. D. **U.S. Aerospace Manufacturing: Industry Overview and Prospects**. Congressional Research Service. CRS Report for Congress, 2009.

POUILLEAU, J. et al. Structure and composition of passive titanium oxide films. **Materials Science and Engineering B47**, p. 235 - 243, 1997.

RASBAND, W. **IMAGE J**, versão 1.41o, National Institute of Health, USA, Disponível no site: <http://rsb.info.nih.gov/IJ>. Acesso em: 08/05/2009.

READY, J. E. **Industrial applications of lasers**. 2nd ed. San Diego: Academic Press, 1997. 599 p. ISBN 0-12-583961-8.

ROGGENSACK, M.; Walter M. H.; Boning, K. W. Studies on laser-and-plasma-welded titanium. **Dent mater**, v. 9, p.104 - 147, 1993.

ROSENTHAL, D. The theory of moving source of heat and it's application to metal treatment. **Transactions A.S.M.E.** v 1.,p. 849-866, 1946.

ROSSINO, L. S.; BAPTISTA, C. A. R. P.; RODRIGUES Jr., D. Microscopic features related to fatigue crack growth in commercial-purity titanium. In: THE EIGHTH INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, Fatigue, 2002, Stockholm, p. 1797-1804, 2002.

SAE ARP 699. Aerospace Recommended Practice: High Temperature Pneumatic Duct Systems for Aircraft. SAE – The Engineering Society for Advancing Mobility Land, Sea, Air and Space, Warrendale, 1997. 103 p.

SALEM, A. A., KALIDINDI, S. R., DOHERTY, R. D., Strain hardening of titanium: role of deformation twinning. **Acta Materialia**, p. 4225 - 4237, 2003.

SCHIJVE, J. Four Lectures on fatigue crack growth. **Engineering Fracture Mechanics**. v. 2, p.167-221, 1979.

SCHÜTZ, W. A History of fatigue. **Engng Fract. Mech.** v. 54, n2, p. 263-300, 1996.

SCOTTI, A.; REIS, R. P. **Fundamentos da prática da soldagem a plasma**. São Paulo: ABS, 2007, 152 p.

SENKOV O. N.; FROES, F. H. Hydrogen in titanium. **International Journal of Hydrogen Energy**, 1999. 24 p.

SILVA, C. L. J. **Fissuração a Quente (trincas a quente)**. Disponível em <<http://www.infosolda.com.br/download/50ddb.pdf>> Acesso em: 02/03/2009.

SIQUEIRA, G. Soldagem a laser autógena da liga de alumínio aeronáutico AA6013: **Otimização de parâmetros e Análise microestrutural**. 2007. 105f. Dissertação (Mestrado) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2007.

SOBOYEJO, W.O.; SRIVATSAN T.S. **Advanced structural materials: properties, design optimization, and applications**. New York: CRC Press, 2007. p. 359-396, ISBN: 978-1-57444-634-0

SONG, X. P.; CHEN, G. L.; GU, H. C. Low cycle fatigue of commercial purity titanium in liqui nitrogen. **International Journal of Fatigue**. v.24, p. 49 - 56, 2002.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. São Paulo: Edgard Blücher, 1979. 239 p.

SPINDEL, J. E.; HAIBACH, E. The method of maximum likelihood applied to the statistical analysis of fatigue data. **International Journal of Fatigue**. v. 1, p. 81 - 88, 1979.

SRIMANEEDPONG, V. et al. Comparative study on torsional strength, ductility and fracture characteristics of laser-welded, Ti-6Al-7Nb Alloy, CP-titanium and Co-Cr Alloy dental castings. **Dental Materials**. v. 24, p. 839 - 845, 2008.

STEEN, W. M. **Laser material processing**. 2nd ed. London: Springer. 2001. p.346. ISBN: 3-540-76174-8

STEPHENS, R. I. et al. **Metal fatigue engineering**. 2nd. ed. New York: John Wiley, 2000. 496 p.

SUL, Y.T., JOHANSSON, C.B., JEONG, Y. The electrochemical oxide growth behavior on titanium in acid and alkaline electrolytes. **Medical Engineering & Physics**. v. 23, p. 329-346, 2001.

TSAY, L. W. et al. The influence of porosity on the fatigue crack growth behavior of Ti-6Al-4V laser welds. **J Mater Sci**, v. 41, p. 7498 - 7505, 2006.

TZENG, Y. Parametric analysis of the pulsed Nd:YAG laser seam-welding process. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 102, p. 40 - 47, 2000.

VELTEN, D., BIEHL, V., AUBERTIN, F. Preparation of TiO₂ layers on cp-Ti and Ti6Al4V by thermal and anodic oxidation and by sol-gel coating techniques and their characterization. **Journal of Biomedical Materials Research**. v. 59, p. 18 - 28, 2002.

WASZ, M. L. et al. Effect of oxygen and hydrogen on mechanical properties of commercial purity titanium. **International Materials Reviews**. v. 41, n 1, p. 1 - 12, 1996.

YUNLIAN, Q. et al. Electron beam welding laser beam welding and gas tungsten arc welding of titanium sheet. **Materials Science and Engineering**. v. A280, p. 177-181, 2000.