

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

1º Ten ALEXANDRE LYRIO VIANA DE MELO

**ANÁLISE DAS PROPRIEDADES DE CHAPAS DE Ti ASTM grau
5 (Ti6Al4V) SOLDADAS POR LASER Nd:YAG**

Dissertação de Mestrado apresentada
ao Curso de Mestrado em Ciências dos
Materiais do Instituto Militar de
Engenharia, como requisito parcial para
a obtenção do título de Mestre em
Ciências em Ciências dos Materiais.

Orientador: Prof. Carlos Nelson Elias -
DC IME

Rio de Janeiro

2007

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

1º Ten ALEXANDRE LYRIO VIANA DE MELO

**ANÁLISE DAS PROPRIEDADES DE CHAPAS DE Ti ASTM grau
5 (Ti6Al4V) SOLDADAS POR LASER Nd:YAG**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciências dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciências dos Materiais.

Aprovada em 13 de Janeiro de 2007 pela seguinte Banca Examinadora:

Carlos Nelson Elias, DC, IME - Presidente

Luiz Paulo Mendonça Brandão, DC, IME

Ivani de Souza Bott, Ph.D, PUC-RJ

Rio de Janeiro

2007

c2006

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmado ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre as bibliotecas deste trabalho, sem a modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

671.52	Melo, Alexandre Lyrio Viana de.
M528	Análise das propriedades de chapas de titânio ASTM grau 5 (Ti6Al4V) soldadas a laser Nd:YAG/ Alexandre Lyrio Viana de Melo. – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2007. 119p.:il.,graf.,tab.
	Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2007.
	671.52

Com muito amor e respeito, aos meus queridos pais:

Maria da Graça Lyrio Freitas e Silvio Viana de Melo

RESUMO

No presente trabalho analisou-se a influência do processo de soldagem laser autógena na resistência à tração e ao cisalhamento de chapas de titânio ASTM grau 5. O titânio ASTM grau 5 é um material largamente utilizado pela indústria médica/odontológica, naval, bélica e química. O processo de união de ligas de titânio para odontologia é realizado com o emprego de equipamentos laser. Dependendo da seleção dos parâmetros de soldagem e do modo de execução a região de união pode apresentar qualidade deficiente. O objetivo deste trabalho foi analisar a influência da variação dos parâmetros de soldagem na resistência do titânio ASTM grau 5 quando utilizado um laser de Nd:YAG usado em laboratórios protéticos. Os parâmetros de soldagem analisados neste estudo foram: potência (400, 420, 450 W) e a largura de pico (2, 4, 6 ms), com frequência fixa de 5 Hz e vazão de gás de 24 l/min à 45° da superfície soldada. As soldas foram analisadas quanto à resistência à tração e ao cisalhamento, perfil de microdureza Vickers, morfologia da superfície de fratura e microestrutura. Observou-se que o grupo com potência de 420 W e largura de pico de 4 ms apresentou os melhores resultados, quanto à resistência máxima à tração (857,5 MPa) e resistência ao cisalhamento (480,7 MPa) com variações entre os valores da resistência máximos e mínimos da ordem de 17%. O alongamento em tração foi de 1,8%, sofreu redução significativa de 87% em relação à amostra sem solda devido a presença de fase martensítica no cordão de solda evidenciada na metalografia. A presença da fase martensítica gerou microdureza da zona fundida de 390,2 HV300 e na ZTA de 347,3 HV300, valores superiores aos encontrados no metal de base (308,6 HV300).

ABSTRACT

In the present work it was analyzed the influence of autogenous welding process in the tensile and shear to the Ti6Al4V sheet. Ti6Al4V is a material wide used by medical, dentistry, naval, armor and chemical industry. The process of union of titanium alloys for dentistry is carried through with the laser equipment which provides weld with deficient quality. The objective of the present work was to analyze the influence of the welding parameters of Ti6Al4V when used a laser of Nd:YAG used in prosthetic laboratories. The analyzed welding parameters in this study had been: power and the pulse length with pulse frequency fixes of 5 Hz and 24 l/min gas flow of 45⁰ of the welded surface. The welds had been analyzed how much to the tensile and shear strength, profile of Vickers microhardness, morphology of the fracture surface and microstructure. It was observed that the group with power of 420 W and pulse length of 4 ms presented highest ultimate tensile strength (857,5 MPa) and shear strength (480,7 MPa) with variations between the values of the strength maximus and minimum of the 17% order. The elongation was of 1,8%, suffered to significant reduction from 87% in relation to the sample without weld due the presence of martensite phase in the weld bead evidenced in metallography. The presence of the martensite phase generated microhardness of the fusion zone of 390,2HV300 and in the heat-affected zone (HAZ) of 347,3 HV300, higher values than base metal (308,6 HV300).

SUMÁRIO

LISTAS DE FIGURAS	10
LISTA DE TABELAS.....	15
1 INTRODUÇÃO.....	17
1.1 Posicionamento do Trabalho.....	21
1.2 Objetivo.....	22
2 SOLDAGEM A LASER.....	23
2.1 Tipos de técnicas de soldas a laser	24
2.1.1 Técnica de Soldagem por Condução.....	26
2.1.2 Técnica de Soldagem “Keyhole”	26
2.1.3 Modo contínuo e Pulsado	28
2.2 Tipos de Lasers	29
2.2.1 Laser de CO ₂	29
2.2.2 Laser Nd:YAG.....	32
2.2.3 Outros tipos de Lasers	33
2.2.3.1 <i>Nd:Vidro</i>	33
2.2.3.2 <i>Rubi</i>	34
2.2.3.3 <i>Excimer</i> :.....	34
2.3 Solda Laser x Outras técnicas	34
2.4 Parâmetros de processo	36
2.4.1 Tipos de Juntas:	43
3 TITÂNIO E SUAS LIGAS	46
3.1 Titânio comercialmente puro	47
3.1.1 Propriedades do titânio c.p.....	51
3.2 Ligas de titânio.....	51
3.2.1 Efeito dos elementos de liga	52

3.2.1.1	<i>Estabilizantes alfa</i>	53
3.2.1.2	<i>Estabilizantes Beta</i>	53
3.2.2	As classes das ligas de titânio	54
3.2.2.1	<i>Ligas Alfa</i>	55
3.2.2.2	<i>Ligas Beta</i>	56
3.2.2.3	<i>Ligas alfa-beta</i>	57
3.3	Constituintes Microestruturais.....	59
3.4	Soldagem de ligas de titânio	63
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	67
4.1	Solda a laser Nd:YAG	68
4.2	Corte dos corpos-de-provas - Análise das Soldas:	74
4.2.1	Metalografia e Microscopia Óptica	75
4.2.2	Ensaio Mecânicos	77
4.2.2.1	<i>Ensaio de Tração</i>	78
4.2.2.2	<i>Ensaio de Cisalhamento:</i>	78
4.2.3	Ensaio de Microdureza Vickers	80
4.2.4	Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)	80
4.3	Análise estatística dos resultados	81
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	82
5.1	Ensaio de tração e cisalhamento.....	82
5.1.1	Ensaio de tração.....	82
5.1.1.1	<i>Considerando à penetração real</i>	82
5.1.1.2	<i>Considerando penetração total</i>	83
5.1.2	Ensaio de cisalhamento	87
5.1.2.1	<i>Tensão teórica considerando as pernas e garganta de solda</i>	87
5.1.2.2	<i>Tensão normalizada considerando a garganta (norma)</i>	90
5.2	Análise dos modos de fraturas.....	94
5.3	Microdureza Vickers	98
5.4	Metalografia.....	100
5.5	Análise da influência dos parâmetros.....	105

5.6	Análise estatística dos resultados	107
6	CONCLUSÃO.....	111
6.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	112
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	113

LISTAS DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 1.1:	Foto do ditrator extra-ósseo em liga de titânio, usado pelos dentista para posteriormente serem feitas as colocações dos implantes....	22
FIG.1.2:	Protótipo do carro de combate (a) e do sistema do morteiro 120mm (b) em liga titânio.....	22
FIG.2.1:	Principais componentes que constituem os sistemas a laser. (AWS C7.2 : 1998).....	23
FIG.2.2:	Representação dos formatos dos pulsos com modo contínuo e pulsado (AWS C7.2: 1998).....	25
FIG.2.3:	Desenho esquemático mostrando como ocorre o modo de penetração “keyhole” (AWS C7.2:1998).	27
FIG. 2.4:	Desenho esquemático de uma cavidade ressonante estável. (AWS C7.2: 1998).....	30
FIG. 2.5:	Desenho esquemático de uma cavidade ressonante instável. (AWS C7.2 1998).....	30
FIG. 2.6:	Diagrama esquemático de um laser de estado sólido de um cristal de Nd:YAG.	32
FIG. 2.7:	Relação entre os três parâmetros potência (P), velocidade de soldagem (S) e penetração (D). (AWS C7.2:1998).....	38
FIG. 2.8:	Dependência de três parâmetros de soldagem frequência de pulso, energia do pulso e potência de pico em relação à penetração. (AWS C7.2: 1998).....	39
FIG. 2.9:	Gráfico de refletividade em função do comprimento de onda para diversos materiais. (AWS C7.2:1998).....	41
FIG. 2.10:	Gráfico de potência pelo tempo apresentando uma forma típica de pulso e suas regiões.....	42
FIG. 2.11:	Tipos de juntas soldadas a laser. Juntas de topo: 1, 2 e 3 – Juntas de ângulo em “T”: 4, 5 e 6 – Juntas sobrepostas: 7,8,9,10 e 11. (AWS C7.2:1998)	43

FIG. 2.12: Tipos de juntas soldadas a laser. Juntas de Aresta: 1, 2 e 3 – Juntas parcialmente alinhadas: 4, 5, 6, 7 e 8 – Juntas de ângulo em quina: 9, 10, 11 e 12. (AWS C7.2:1998).....	44
FIG. 2.13: Distribuição de tensão em solda sobreposta: (a) distribuição de tensão nas pernas da solda (Norris, 1945); (b) distribuição de tensões principais e tensão de cisalhamento máxima (Salakian & Claussen, 1937)	45
FIG. 3.1: Efeito de elementos intersticiais na ductilidade e resistência do titânio puro.....	50
FIG. 3.2: Influência das adições de estabilizantes no diagrama de fase da liga de titânio.....	52
FIG. 3.3: Microestrutura da liga “near alfa” Ti-8Al-1Mo-1V após o forjamento com diferentes temperatura de início. (a) Em branco são os grão equiaxiais de alfa em uma matriz em preto de fase beta e alfa. (b) Grãos equiaxiais de alfa primário em branco em uma matriz de beta transformada em preto contendo alfa acicular fina. (c) Beta transformada contendo grãos alfa aciculares finos e grosseiros em branco. Aumento 250x	56
FIG. 3.4 Microestrutura de uma liga duplex Ti-6Al-4V após um resfriamento a partir da temperatura das diferentes fases do diagrama de fase da liga. (a) Alfa acicular (beta transformada) com contornos de grãos de beta “prior”. (b) Alfa “prime” (martensita) em uma matriz beta (preto) e contornos de grãos de beta “prior”. (c) Grãos de alfa primário (branco) em uma matriz de beta transformada contendo alfa acicular. (d) Alfa primário equiaxial em uma matriz de alfa “prime” (martensita). Aumento de 250x.....	58
FIG. 3.5: Microestrutura de uma liga Ti-6Al-4V forjada com 92% de estrutura alfa “basket-weave” formada com o resfriamento a partir da temperatura acima de beta-transus, seguido de resfriamento lento e envelhecimento por 2h a 705 °C (Metals Handbook, vol 2 da 10ª Ed).	62
FIG. 3.6: Microestrutura da liga Ti6Al4V formada com resfriamento à água a partir de: (a) 1100°C, (b) 950°C e (c) 900°C.....	63

FIG. 4.1: Equipamento de soldagem a laser Nd:YAG utilizado.	68
FIG. 4.2 a) Detalhe do interior da máquina de soldagem laser Dentaurum DL 2000 2S e b) Desenho esquemático do posicionamento do feixe, vazão do gás de proteção e chapa soldada.....	69
FIG. 4.3: Desenho esquemático da junta dos corpos-de-provas de ensaio de tração. A seta indica a direção de laminação das chapas.	70
FIG. 4.4: Desenho esquemático das juntas para corpos-de-provas de ensaio de cisalhamento. A seta indica a direção de laminação das chapas.	70
FIG. 4.5: Desenho esquemático da união das chapas para ensaio de tração.	71
FIG. 4.6: Foto de uma chapa soldada para ensaio de tração e o modo de identificação.	72
FIG. 4.7: Foto das chapas após soldagem. As chapas foram usadas para o corte dos corpos-de-provas de ensaio de tração e de cisalhamento.	73
FIG. 4.8: Dimensões descartadas das chapas após soldagem e antes dos cortes dos cp para ensaios de cisalhamento e tração.....	74
FIG. 4.9: Dispositivo de fixação e o sentido de rotação do porta-amostras e da lixa circular.....	76
FIG.4.10: Dimensões normalizadas do cp para ensaios de tração. Dimensões em milímetros.	78
FIG.4.11: Dimensões em milímetros dos CPs para o ensaio de cisalhamento.	79
FIG.4.12: Ilustração da medida da garganta teórica do cordão de solda.....	80
FIG. 5.1: Esquema da junta de topo típica.	82
FIG. 5.2: Foto do cp fraturado evidenciando a fratura no cordão de solda.....	84
FIG. 5.3: Gráfico de ensaio de tração do grupo sem cordão soldado (grupo 1).	84
FIG. 5.4: Gráfico da tensão normal X deformação. Média das curvas de cada um dos 9 grupos soldados.....	85
FIG. 5.5: Solda transversal sobreposta ou de filete.	88
FIG. 5.6: Detalhe da junta soldada da FIG. 5.5 que foi isolada.....	88

FIG. 5.7: Foto das medidas da garganta e das pernas desiguais do cordão de solda.....	89
FIG. 5.8: Foto transversal da solda sobreposta e a da garganta teórica dos cordões.	91
FIG. 5.9: Foto do cp fraturado evidenciando a fratura no cordão de solda.....	93
FIG. 5.10: Gráfico da tensão cisalhante X deformação do grupo 8c.....	93
FIG. 5.11: Gráfico da tensão cisalhante X deformação das médias das curvas dos Cps dos 9 grupos soldados.	94
FIG. 5.12: Morfologia da superfície de fratura do cp sem cordão de solda submetidos ao ensaio de tração.....	95
FIG. 5.13: Morfologia da superfície de fratura. a) cp do grupo 5T; b)cp do grupo 7T.	96
FIG. 5.14: Morfologia da superfície de fratura. a) cp do grupo 3T; b) cp do grupo 6T.	96
FIG. 5.15: Morfologia da espessura fraturada do cp da junta soldada. a)cp do grupo 1T; b) cp do grupo 4T.....	97
FIG.5.16: Morfologia da superfície de fratura. a) cp do grupo 5T; b)cp do grupo 7T.	97
FIG. 5.17: Perfil de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda em função da distância ao centro da solda da união dos grupos 1T, 4T e 8T.	98
FIG. 5.18: Perfil de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda em função da distância do centro da solda da união dos grupos 9T, 7T e 6T.	99
FIG. 5.19: Perfil de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda em função da distância do centro da solda da união dos grupos 5T, 2T e 3T.	99
FIG. 5.20: Morfologia da região de solda com ataque metalográfico Kroll...	101
FIG. 5.21: Macro-textura do cordão de solda. a) grupo 3T; b) grupo 6T.....	101
FIG.5.22: Perfil do cordão com as microestruturas da zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB).	103
FIG.5.23: Microestrutura da zona fundida (ZF). Agulhas da fase α supersaturada caracterizando a estrutura alfa primário ou α'	104

FIG. 5.24: Microestrutura do metal de base (MB). Grãos alfa aciculares com áreas de fase beta nos contornos de grãos.....	104
FIG. 5.25: Microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) Alfa primário equiaxial em uma matriz de alfa primário ou α'	105
FIG. 5.26: Potência do laser em função da resistência à tração para larguras de pico de 4, 6 e 8 ms considerando os desvios padrões.	106
FIG. 5.27: Potência do laser em função da resistência ao cisalhamento para larguras de pico de 4, 6 e 8 ms considerando os desvios padrões.	106
FIG. 5.28: Potência do laser em função da profundidade de fusão (penetração) para larguras de pico de 4, 6 e 8 ms.....	107

LISTA DE TABELAS

TAB.3.1: Comparação entre o titânio, alumínio e aço entre algumas propriedades.....	46
TAB 3.2: Composição nominal das ligas de titânio consideradas comercialmente puras. (c) - % de H modifica conforme o produto – de 0,015 à 0,010 (AWS C7.2: 1998).....	48
TAB 3.3: Mostra as temperaturas de transformação das fases alfa e beta para cada grau ASTM de titânio c.p. (AWS C7.2:1998).....	48
TAB 3.4: Propriedades das ligas de titânio. (T.T) – tratadas termicamente.	51
TAB 3.5: Influência da microestrutura formada nas propriedades do material	52
TAB 3.6: Vantagens das morfologias equiaxiais e aciculares em ligas near-alfa e alfa-beta (Metals Handbook, vol 2 da 10ª Ed).....	59
TAB 4.1: Identificação das amostras e valores dos parâmetros de soldagem usados.....	73
Tab 5.1: Valores da força máxima, largura do cordão, profundidade de penetração e tensão média calculada conforme equação 5.1.....	83
TAB 5.2: Limite de resistência à tração, resistência média à tração, variação dos resultados (máximos-mínimos) e alongamento médio dos cp de cada grupo.....	86
TAB 5.3: Valores do limite de resistência à tração calculada com base na equação 5.1(teórico) e com emprego dos dados da TAB. 5.1 (ensaio).....	87
TAB 5.4: Força máxima do ensaio, pernas de solda, o ângulo θ e a τ_{\max} teórica.	89
TAB 5.5: Valores dos comprimentos médio das gargantas dos cp e a média aritmética entre os grupos.	91
TAB 5.6: Força máxima dos ensaios, resistência ao cisalhamento, valores teóricos da resistência ao cisalhamento e porcentagem de diferença entre a resistência normalizada e a teórica.....	92
TAB 5.7: Dureza das regiões do cordão de solda: MB, ZTA e ZF.	100

TAB 5.8: Profundidade de penetração e largura da ZTA das amostras dos grupos submetidos ao ensaio de tração.	102
TAB 5.9: Grupos analisados estatisticamente considerando o aumento de potência do laser e largura de pico fixa.....	108
TAB 5.10: Resultado da análise One-Way ANOVA entre as médias de cada grupo.	108
TAB 5.11: Grupos analisados estatisticamente considerando o aumento da largura de pico do laser e potência fixa.....	109
TAB 5.12: Resultado da análise One-Way ANOVA entre as médias de cada grupo.	110

1 INTRODUÇÃO

As primeiras pesquisas que levaram a invenção do feixe de laser foram realizadas por Albert Einstein em 1917, o qual analisou os fenômenos físicos da emissão espontânea e estimulada da luz.

A maioria dos níveis de energia atômica e molecular envolvidos no laser foi estudada e investigada na década de 30. Segundo READY (1997), a emissão estimulada da luz foi teorizada e demonstrada por Einstein. No entanto, o desenvolvimento de sistemas que usassem o laser não foi imediato.

Durante a Segunda Guerra Mundial a atenção da comunidade científica foi desviada para a análise da região das microondas do espectro eletromagnético, resultando em avanços significativos dessa área. Indiretamente, o desenvolvimento do sistema laser , iniciou-se nesse período.

Em 1954 um equipamento chamado “maser” foi criado por Charles Townes e colaboradores com a finalidade de amplificar microondas por emissão estimulada de radiação. Foi o primeiro momento em que foi utilizada a prática do fenômeno analisado por Einstein.

Em 1958 Townes e Schawlow sugeriram a utilização da emissão estimulada nas regiões do espectro da faixa do infravermelho e do visível (READY, 1997). Com essa sugestão, o interesse da comunidade científica foi resgatado e vários laboratórios começaram a trabalhar para desenvolver o laser.

A primeira demonstração de utilização do Laser, foi em 1960 por Mainmann, o qual usou um cristal de rubi para produzir espectros com

comprimento de onda de 694,3 nm (READY, 1997). Em seguida desenvolveu o laser de He-Ne e alguns anos depois o laser de CO₂, que é muito utilizado atualmente pela indústria.

De 1962 a 1968 foram desenvolvidos quase todos os tipos de laser, além de sugerirem todas as possíveis aplicações práticas. Nesse período foi observada a capacidade do laser fundir e vaporizar pequenas porções de metal, trazendo o interesse em investigações da aplicação do laser em solda, corte e furação.

As aplicações do laser eram claras e chamavam a atenção das indústrias. Porém os equipamentos eram frágeis, com baixa confiabilidade e durabilidade, por este motivo até esse momento eram somente utilizadas e demonstradas em laboratório. Então iniciou, na década de 70, uma corrida dos engenheiros industriais para melhorarem os lasers para aplicações na indústria. Em pouco tempo começaram a utilizar equipamentos melhores e econômicos no ambiente industrial, algumas aplicações até então feitas em laboratório.

Somente na década de 90 que ocorreram desenvolvimentos mais significativos, tornando-se uma ferramenta verdadeiramente prática na linha de produção. Atualmente, os equipamentos a laser são utilizados em corte, solda, furação, marcação e em outros tipos de aplicações. As telecomunicações também foram revolucionadas pelo uso de laser semicondutores e das fibras ópticas. Atualmente, o laser está incorporado no cotidiano das famílias através do uso de CDs, impressoras a laser e leitores de códigos de barra.

No campo da soldagem os equipamentos lasers tiveram um marco de utilização a partir do desenvolvimento do primeiro equipamento com laser de rubi, com o qual foi possível demonstrar a viabilidade da execução de soldas. Os estudos enfatizaram a solda ponto, mas a solda costura com sobreposição parcial de pulsos foi viabilizada, embora a velocidade fosse

menor que a solda ponto. Os resultados dos estudos apresentaram vantagens do laser, como: pequena zona termicamente afetada (ZTA).

Os lasers de CO₂ e de Nd:YAG são utilizados em dois modos: contínuo e pulsado. Com este tipo de lasers, a solda costura pôde ser feita com maior velocidade. No ano de 1971 foi desenvolvida a soldagem por penetração profunda (soldagem por “keyhole”) com um laser de CO₂. (STEEN, 1998). Com a melhoria contínua e desenvolvimento de novos equipamentos, estes lasers se tornaram mais econômicos e a utilização passou a competir com os métodos convencionais de soldagem.

Nos dias atuais o uso do laser como ferramenta encontra-se entre os métodos de processamento mais avançados e modernos, ocupando posição de destaque na indústria de solda, corte, furação e tratamento térmico.

Os processos convencionais de soldagem estão em constante evolução porém o laser possui características distintas que fazem com que tenha um crescimento superior em sua utilização. Esta tendência ocorre devido a capacidade de oferecer soluções para projetos que requerem processos de difícil execução por métodos tradicionais. (SEMAK, KNOROVSKY & MAC CALLUM, 2003) (UENISHI et al, 2003)

A soldagem a laser possui vantagens sobre outros métodos e possui as características a seguir:

- é um processo sem contato;
- não gera raios-X;
- são possíveis velocidades de soldagem acima de 500 mm/s;
- solda seções tão finas quanto 0,025 mm;
- alta densidade de energia e controle da incidência de energia;
- feixe não sofre influência por campos magnéticos;

- dispensa aterramento da peça;
- zona termicamente afetada (ZTA) muito pequena;
- induz mínimas distorções;
- altas taxas de produção = alta velocidade de soldagem;
- excelente acabamento do cordão de solda;
- fácil automação;
- redução da intervenção de operador e soldador – minimizando falhas.

A união de ligas de titânio é bastante discutida e estudada. Apesar de possuírem na indústria bélica, médica, odontológica, naval e química, ainda assim, oferecem algumas limitações no emprego. O titânio por apresentar uma alta reatividade em elevadas temperaturas com elementos encontrados na nossa atmosfera, induz a formação de descontinuidades, defeitos, e outras fases que provocam a fragilização do material. Por este motivo a soldagem dessas ligas vem sendo estudada para permitir a união de peças dessa liga por esse meio de fabricação e montagem, trazendo um grande benefício para a indústria.

O primeiro capítulo deste trabalho analisa os aspectos gerais de soldagem a laser, nele são abordados conceitos sobre a soldagem a laser, os tipos de soldagem, os tipos de meio ativos mais utilizados e é apresentada uma explanação de duas técnicas, por condução e por penetração. No segundo capítulo são descritas as propriedades das ligas de titânio, bem como, suas estruturas e elementos estabilizantes. Posteriormente é apresentada a metodologia empregada, a qual procurou reproduzir o processo em Laboratório de Prótese Dentária, para fabricar componentes usados em odontologia. E finalizando, no Capítulo IV são apresentados os resultados e é feito à análise e a discussão dos mesmos.

1.1 POSICIONAMENTO DO TRABALHO

Em atenção ao Plano Básico de Ciência e Tecnologia (PBCT) e às diretrizes do Exército Brasileiro de desenvolver o projeto conhecido como: nova família de blindados, e diante das inovações tecnológicas mundiais na indústria de defesa, como também, a crescente utilização do laser e do titânio na indústria aeroespacial, biomédica e automotiva, visualiza-se a necessidade do conhecimento aprofundado na área de soldagem para união de ligas como o caso do titânio, chegando assim, no objetivo deste trabalho, que é o estudo das propriedades de chapas de liga de titânio ASTM grau 5 (Ti6Al4V) unidas por soldagem a laser Nd:YAG e como principal foco o estudo da variação de determinados parâmetros que influenciam na qualidade da solda.

Além das características importantes obtidas nas uniões com laser que justificam o estudo deste tipo de processo de soldagem na união das ligas de titânio, existem duas outras motivações para esse trabalho:

a) Melhorar a qualidade do distrator extra-ósseos, apresentado na FIG. 1.1, fabricado com solda a laser pela empresa Conexão Sistemas de Prótese;

b) Analisar a soldagem a laser de chapas de titânio para aplicações na indústria bélica, à indústria de defesa mundial da construção de carros de combate, armamentos e aeronaves usam ligas de titânio para tornar os veículos mais ágeis e leves. Para isto há necessidade de processos de qualidade e precisão para união das peças e componentes. (LANE e CRAIG, 2001). A FIG. 1.2 mostra dois exemplos de protótipos produzidos recentemente pela indústria bélica norte-americana de um carro de combate em liga de titânio na estrutura de blindagem utilizado pela infantaria e utilização da liga no sistema de tiro dos morteiros.



FIG. 1.1: Foto do distrator extra-ósseo em liga de titânio, usado pelos dentista para posteriormente serem feitas as colocações dos implantes.



FIG. 1.2: Fotos do protótipo do carro de combate (a) e do sistema do morteiro 120 mm (b) em liga titânio.

1.2 OBJETIVO

No presente trabalho objetivou simular as condições reais de fabricação em laboratórios protéticos buscando a melhor combinação dos parâmetros de soldagem, potência e largura de pico, diante da análise das propriedades das chapas de Ti6Al4V soldadas a laser Nd:YAG de tal forma que fosse possível uma qualidade de solda e reproduzir as condições de fabricação.

2 SOLDAGEM A LASER

Os sistemas lasers são dispositivos de conversão de energia que transformam a energia de uma fonte primária em radiação eletromagnética com frequências específicas. Essa transformação é facilitada por meios ativos sólidos, líquidos e gasosos, os quais quando excitados a nível atômico ou molecular produzem um feixe coerente e relativamente monocromático.

Os lasers são constituídos principalmente por 4 componentes: meio ativo (sólido, gasoso ou líquido), sistema excitador, cavidade ressonante e trocadores de calor, como mostra a FIG. 2.1.



FIG. 2.1 Principais componentes que constituem os sistemas a laser. (AWS C7.2 : 1998)

Existem vários parâmetros do sistema que podem ser controlados de forma precisa possibilitando obter uma soldagem com qualidade e precisão. Por isso encontram-se estudos com objetivo primário de identificar estes parâmetros que influenciam na estabilidade e na reprodutibilidade da solda e assim, desenvolver maneiras de controlá-los. (BINDA & PREVITALLI, 2004) (BRUGGEMANN, MAHRLE & BENZIGER, 2000) (BYOUNG et al, 2002)

A manutenção do balanço entre o calor que entra e o calor que sai depende da constante de absorção da radiação laser e da contínua dissipação de calor da peça (DU et al, 2002).

Segundo a AWS C7.2 : 1998 os lasers de estado sólido podem operar em onda de modo contínuo ou pulsado, ambos são capazes de soldar e cortar chapas finas e produzir feixes contínuos e monocromáticos em faixa de energia de 1 a 2kW. No caso do laser gasoso, tanto o contínuo como o pulsado, podem variar em uma faixa de energia da ordem de 25 kW a 40 kW, podendo executar soldas ou cortes em materiais mais espessos do que os de estado sólido. Os lasers podem variar com comprimentos de onda na faixa de 0,2 a 10 micrometros, duração de pulso inferior de 1 nanosegundo para onda contínuo e energia média de alguns kilowatts.

Para aplicações na industria produtiva, os lasers de dióxido de carbono (CO₂) e Neodímio dopado com ítrio-alumínio (Nd:YAG) são os mais utilizados e conhecidos atualmente. Estas aplicações são associadas à sua relação de custo e benefício mais vantajosa em relação aos demais tipos de laser.

2.1 TIPOS DE TÉCNICAS DE SOLDAS A LASER

A soldagem a laser pode ser executada de duas maneiras: solda por condução e solda por penetração ou do inglês “keyhole”. Existe uma distinção entre os dois modos que faz com que sejam fáceis de observar e definir, a diferença encontra-se na superfície da poça de fusão, que no caso do primeiro modo, permanece íntegra durante a execução e no segundo modo essa superfície é alterada pelo feixe laser que penetra na região fundida. (WETTER & ROSSI, 2000)

A técnica por condução oferece maior estabilidade ao processo, a radiação laser não penetra no material resultando em soldas menos susceptíveis a descontinuidades, como o caso de formação de poros pelos gases retidos durante a solidificação.

As duas técnicas de soldagem a laser podem ser operadas tanto em modo contínuo como pulsado. No caso de um laser pulsado, a duração do pulso e a intensidade do feixe aplicado a peça são os principais parâmetros que determinam se a solda será por condução ou por penetração. (HEL, FUERSCHBACH & DEBROY, 2003)

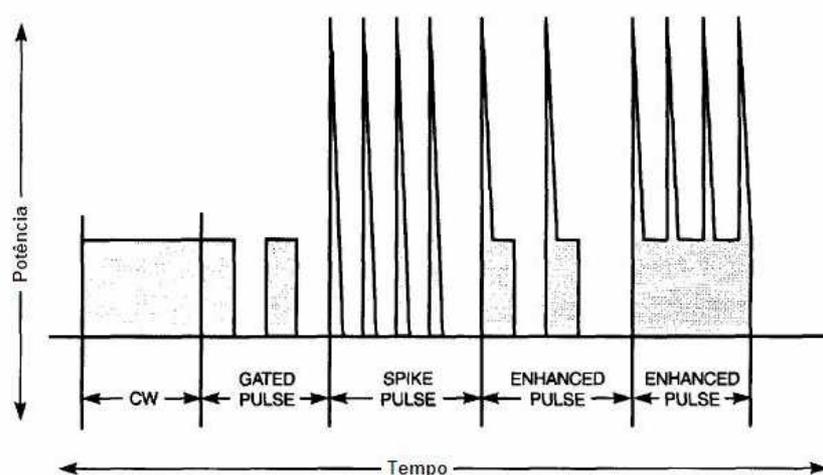


FIG. 2.2: Representação dos formatos dos pulsos com modo contínuo e pulsado (AWS C7.2: 1998).

Existem equipamentos de laser que permitem o ajuste do perfil da onda, ou seja, ajuste do perfil de intensidade do pulso laser com o tempo, que permite que ocorra uma alternância desejada de uma técnica de soldagem para outra durante a interação do feixe e a peça. (KAISER & SCHÄFER, 2005). As possíveis formas dos perfis estão apresentadas na FIG. 2.2. Esses equipamentos em comparação com os demais podem ser mais flexíveis evitando algumas descontinuidades que são geradas normalmente, como o aprisionamento de gases que geram poros e a minimização da formação de trincas de solidificação com o ajuste do perfil temporal da intensidade do

pulso, ou seja, é possível iniciar o processo com a técnica por penetração e terminar por condução.

2.1.1 TÉCNICA DE SOLDAGEM POR CONDUÇÃO

Nesta técnica a potência do laser é suficiente para fundir o material de base sem vaporizar o metal. A energia do feixe incidente na superfície da poça de fusão é absorvida pelo material e transferida para a raiz da solda exclusivamente pela transmissão do calor por condução. O modo não produz pressão de vaporização suficiente para deslocar a poça de fusão, formando uma cavidade e permitindo que um feixe comunique-se diretamente com a raiz da solda. Esse caso apresenta limitação quanto ao valor máximo de penetração. A máxima razão (profundidade da poça dividida por largura da poça) esta entre 0,5 e 1,0. (AWS C7.2:1998)

2.1.2 TÉCNICA DE SOLDAGEM “KEYHOLE”

A solda com penetração profunda é executada com um feixe de elevada potência que faz com que o metal vaporize ao longo da espessura da peça, formando um orifício que recebe o nome “keyhole”, que é o mesmo da técnica.

Esse modo ocorre quando a densidade de potência é igual ou maior que 10^6 W/cm^2 . No ponto de interação do material de base com o feixe há fusão e vaporização. A pressão do vapor, tensão da superfície e outro fenômeno que ainda não esta bem entendido pela comunidade científica, cria uma profundo orifício, como mostrada na FIG. 2.3. Esse orifício formado gera uma coluna de vapor que é circundada por uma poça de fusão (metal fundido), essa coluna quando movimentada, o material a frente do orifício é fundido ao longo da profundidade. O metal fundido flui em torno da superfície

das “paredes” do orifício e se solidifica na parte de trás. A coluna pode ser estabilizada pelo balanço entre a densidade de energia do feixe e a velocidade da soldagem. (JIN, LI & ZHANG, 2003)

Neste tipo de técnica alguns parâmetros críticos influenciam na qualidade da solda. Entre eles está o fechamento intermitente do “keyhole” que provoca porosidade no cordão. Uma instabilidade, que causa respingos do metal líquido oriundo da poça de fusão, é provocada por elevada densidade de energia ou uma alta velocidade de soldagem, esses parâmetros geram falta de energia ou tempo suficiente de interação necessários para vaporizar o metal e gerar a formação do “keyhole”. Para a ocorrência da solda por penetração é de fundamental importância a formação do “keyhole”, no entanto a forma que ocorre ainda não é totalmente entendida, mas comprovadamente inicia-se com a vaporização na superfície da poça de fusão. (LEE et al, 2002) (KI, MOHANTY & MAZUMDER, 2002) (MACKWOOD & CRAFER, 2005)

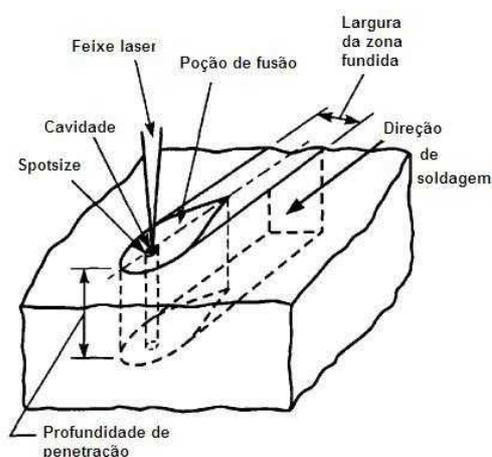


FIG. 2.3: Desenho esquemático mostrando como ocorre o modo de penetração “keyhole” (AWS C7.2:1998).

Nesta técnica podem ser obtidas soldas com penetrações totais ou parciais, entretanto no caso da penetração parcial ocorre uma grande probabilidade de encontrar porosidade na raiz da solda.

2.1.3 MODO CONTÍNUO E PULSADO

Atualmente, os lasers Nd:YAG e o CO₂ são os mais utilizados na indústria, os dois podem operar tanto em modo pulsado como contínuo e geram faixas de potência bem distintas. O laser sólido dopado com YAG gera potências da ordem de 3 kW enquanto que o laser gasoso de CO₂ é capaz de gerar potências muito maiores, da ordem de 40 kW.

Ao executar uma operação de soldagem em modo contínuo, o feixe produz uma poça de fusão contínua e regular. Em comparação ao modo pulsado, no modo contínuo o metal líquido da poça de fusão é mais estável produzindo menor ou quase nenhum respingo de solda, trazendo um cordão com menor incidência de descontinuidades.

No modo pulsado, os dois principais tipos de lasers são capazes de produzir potências de pico muito altas com curtas durações a valores de potências médias relativamente baixas, por exemplo: potência média de 400 W. Com o laser Nd:YAG é possível produzir potência de pico de 8 kW em 3 milisegundos de duração de pulso. Devido a essa diferença na eficiência de transferência de energia, as elevadas potências de pico geradas fazem com que o modo pulsado permita soldar uma variedade maior de materiais do que o modo contínuo em faixas equivalentes.

O modo pulsado é caracterizado por produzir cordões de solda com taxas de resfriamento extremamente altas, zona termicamente afetada (ZTA) minimizada e baixa entrega térmica. Este modo é excelente para uniões de peças com seções finas.

2.2 TIPOS DE LASERS

2.2.1 LASER DE CO₂

São considerados pela indústria, lasers mais potentes e por este motivo são empregados em cortes e soldas com cordões de maiores penetrações. O comprimento de onda de 10,6 micrometros (infravermelho) é absorvido por vários materiais sólidos, isso permite que solde uma variedade de materiais encontrados na indústria.

Para o laser atingir uma melhor eficiência na indústria é utilizada uma mistura dos gases hélio (He), nitrogênio (N) e CO₂. Em alguns casos outros gases como monóxido de carbono (CO) ou oxigênio (O) são também misturados com o objetivo de alterar o equilíbrio químico do laser. Esses gases colidem entre si sucessivamente, aumentando ou diminuindo o estado de energia, atuando de forma sinérgica para a produção de um laser mais eficiente. Devido aos choques entre as moléculas e átomos dos gases, há aumento indesejado de temperatura, o qual deve ser eliminado pois o laser só trabalha de forma eficiente a temperaturas abaixo de 200⁰C. Por este motivo, os gases são conduzidos para trocadores de calor que são reciclados e não prejudicam a eficiência, que varia em torno de 6 a 10% e os 94 a 90 % restantes são convertidos em calor.

O laser de CO₂ possui diferentes configurações que dependem da faixa de energia necessária: para 6 kW de energia de feixe, utilizam-se cavidades ressonantes “estáveis”, como exemplificados na FIG. 2.4, ao qual são usados espelhos esféricos voltados um para o outro, sendo um parcialmente e o outro totalmente reflexivo. Como os espelhos são absorvedores de energia, ao utilizar valores superiores a 6 kW, provoca-se calor e danos ao sistema devido à alta intensidade. Como conseqüências desta limitação foram desenvolvidas cavidades ressonantes “instáveis” como

exemplificados na FIG. 2.5, ao qual a energia não é confinada na cavidade e é extraída usando espelhos adicionais reflexivos.

Os laser de CO_2 podem operar tanto em modo contínuo ou em vários modos pulsados de controle. Os modos mais comuns de pulso são nomeados como: “gated” e “enhanced”. Na FIG. 2.2 são apresentados os tipos de pulso controlados pela potência gerada pela descarga energética.

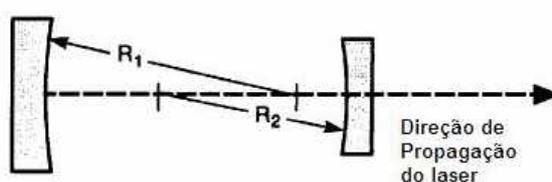


FIG. 2.4: Desenho esquemático de uma cavidade ressonante estável. (AWS C7.2: 1998)

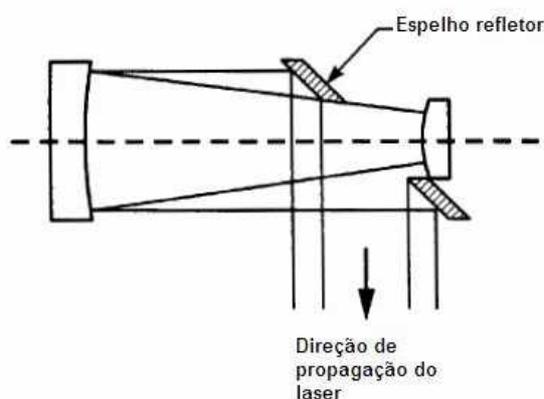


FIG. 2.5: Desenho esquemático de uma cavidade ressonante instável. (AWS C7.2 1998)

Os lasers de CO_2 podem apresentar três tipos de fluxo de gás na cavidade ressonante do sistema, como apresentados nos parágrafos a seguir.

Lasers com fluxo lento de gás ou do inglês “slow-axial flow”, que são considerados os mais antigos utilizados na indústria e consistem de um tubo de vidro com espelhos nas duas extremidades opostas. Durante o

funcionamento, o gás flui lentamente por causa das colisões ocasionadas entre as moléculas do gás no tubo, enquanto que a descarga elétrica é aplicada próxima aos espelhos excitando as moléculas para gerar a radiação laser. São dispositivos simples, porém são limitados a 50 Watts por metro de cavidade ressonante, por não possuírem um meio para reciclarem o gás. Muitas vezes o tamanho do equipamento se torna impraticável quando requer potências da ordem de 1,1 kW. Atualmente estão sendo utilizados para produzirem potência estável e de excelente qualidade e, ainda, a possibilidade, se desejado, de gerar pulsos mais intensos com o aumento do volume do meio ativo, podendo produzir feixes com potência de 50 W a 1 kW.

Introduzindo-se no sistema uma bomba turbo para que o gás circule mais rápido, o sistema começa ser chamado fluxo rápido de gás ou “fast axial-flow”, resultando assim, em lasers com potência acima de 1 kW por metro de comprimento de cavidade ressonante. Esse tipo de fluxo permite que o tamanho do sistema seja menor, com feixes mais potentes, equipamento com menor custo e com excelente qualidade do feixe. Lasers com essa configuração, em modo contínuo, produzem feixes com potência entre 500 W e 6 kW.

Finalmente, existe o modo de fluxo transversal ou “transverse flow” que foi desenvolvido para produzir altas potências com pequenos volumes de meio ativo. Isto é possível devido ao gás fluir em alta velocidade perpendicularmente a região de descarga e o resfriamento é feito em uma placa trocadora de calor posicionada transversalmente ao fluxo de gás. Com essa configuração em modo contínuo produzem feixes com energia entre 1 e 25 kW.

2.2.2 LASER ND:YAG

O meio ativo é um cristal artificial de neodímio dopado com ítrio e alumínio. O cristal de neodímio é transparente e considerado, no caso dos lasers de meio ativo sólido, o mais comum em aplicações industriais. Fornece uma radiação com comprimento de onda de 1,06 micrometros, sendo transmitida facilmente por fibras óticas flexíveis de quartzo e o meio ativo pode ser excitado tanto por luz de xenônio como de kriptônio. Em comparação ao laser gasoso (CO₂), o sistema é consideravelmente simples e o comprimento de onda da radiação é mais facilmente absorvido pelos metais, fazendo com que tenha uma melhor eficiência, variando na faixa de 1 a 4%. Na FIG. 2.6 é apresentado um desenho esquemático do laser sólido de Nd:YAG.

O máximo valor de potência alcançada está diretamente limitada pelo comprimento da cavidade ressonante e pela eficiência do projeto e do sistema em remover o excesso de calor do cristal durante a excitação do mesmo.

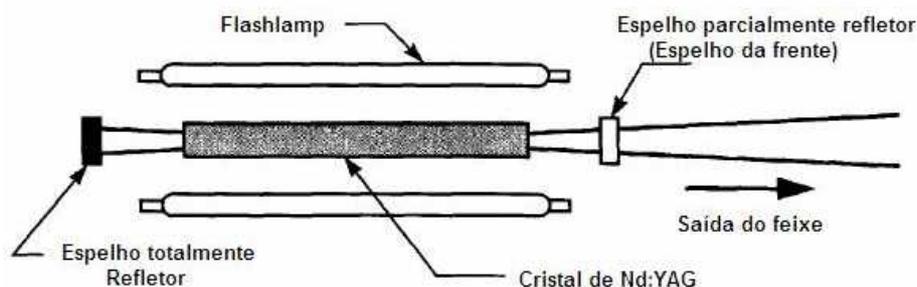


FIG. 2.6: Diagrama esquemático de um laser de estado sólido de um cristal de Nd:YAG.

A maioria dos lasers para soldagem usados na indústria é utilizada em modo pulsado, entretanto o modo contínuo também é utilizado quando se deseja altas taxas de corte e soldagem. A duração dos pulsos pode ser da ordem de 0,1 microsegundos, frequência de pulso da ordem de 2000Hz e

níveis de potências de pico da ordem de 100 kW. Estes tipos de laser podem chegar a um diâmetro mínimo de “spotsizes” da ordem de 75 micrometros. Por este motivo, eles estão sendo amplamente utilizados em aplicações na fabricação de jóias, materiais dentários e médicos.

Assim como o laser gasoso de CO₂, esses equipamentos também operam tanto em modo contínuo como pulsado. Não podem ser modificados de contínuo para pulsado com uma simples mudança de parâmetro de controle do equipamento, isto ocorre, por que os equipamentos de excitação, ou seja, as lâmpadas, são significativamente diferentes e necessita-se de um outro sistema para poder efetuar a mudança de modo. No modo contínuo, o meio ativo é excitado por lâmpadas a arco ou “arc lamps” e no caso do modo pulsado são lâmpadas tipo “flashlamps”.

Utilizando-se elevada potência, ocorre acúmulo de calor no cristal provocando um gradiente de temperatura em torno do diâmetro do mesmo. Esse gradiente induz mudanças no índice de refração que provocam uma diminuição do desempenho óptico do laser. Por isso deve-se ter um projeto eficiente de trocadores de calor.

Para a remoção e ou corte de material são utilizados normalmente pulsos curtos e de alta potência, enquanto que para união de componentes são utilizados pulsos longos e de baixa potência de pico ou propriamente a utilização de um feixe contínuo.

2.2.3 OUTROS TIPOS DE LASERS

2.2.3.1 *ND:VIDRO*

É similar aos lasers Nd:YAG. Só que nesse caso o elemento dopante é a sílica. Permite produzir pulsos com maior potência do que os

dopados com YAG, sendo mais apropriado para furações mais profundas. Como o vidro possui uma baixa condutividade térmica a frequência é limitada em 1 pulso por segundo.

2.2.3.2 *RUBI*

Foi o primeiro dos lasers. São dispositivos excitados com lâmpadas do tipo “flashlamps” similares ao Nd:Vidro e Nd:YAG, porém emitem comprimento de onda na faixa da luz visível. Embora o mercado dê preferência para outros tipos de laser, é aconselhável sua utilização em operações de furação. Possui características similares ao dopado com vidro.

2.2.3.3 *EXCIMER:*

O nome excimer vem de uma simplificação de excitação de um composto condensado “excited dimer”. O gás é uma combinação de gases inertes (argônio, xenônio e kriptonio) com halogênios, tal como flúor, os quais são excitados eletricamente. Podem produzir comprimentos de onda da ordem de 0,193 a 0,348 micrometros e a duração dos pulsos é na faixa de 0,01 a 0,5 microsegundos enquanto que a potência de pico pode atingir até 100kW.

2.3 SOLDA LASER X OUTRAS TÉCNICAS

A principal vantagem do laser é a facilidade de focalização do feixe em uma pequena área, produzindo uma fonte de calor de alta intensidade. Neste aspecto o laser é compatível à solda por feixe de elétrons (SUN &

KARPPI, 1996), mas possui uma vantagem que é a possibilidade de trabalhar à pressão atmosférica.

A eficiência de transmissão de calor η é definida como: $\eta = \frac{V \times d}{P}$, onde V é a velocidade de soldagem (mm/s), d é a espessura soldada e P é a potência incidente (kW). Quanto mais alto o valor da eficiência, menos energia esta sendo gasta para a quecimento do sistema. Além de o aquecimento gerar vários problemas para o sistema e problemas de engenharia que limitam a utilização do equipamento, a zona termicamente afetada e a distorção no material aumentam. A eficiência de transmissão de calor do laser varia entre 15 e 25 mm²/kJ (BERETTA, 2005).

Vários tipos de projeto são criados com o objetivo de empregar a solda a laser na selagem de uma junta sobreposta por um dos lados, diferentemente da solda ponto por resistência que necessitava acesso aos dois lados, limitação esta que levava os engenheiros recorrerem a outras soluções de projetos.

A solda a laser por possuir uma ZTA estreita limita a distorção térmica e melhora as propriedades metalúrgicas do material em comparação a outras técnicas convencionais como o caso da solda a arco elétrico. Uma de suas maiores vantagens está na facilidade do controle do processo, a interação entre o feixe laser e o material pode ser monitorada, em determinados equipamentos, por sensores e softwares que atuam de forma a otimizar as propriedades da solda. (KLOTZBATH et al, 2005)

O processo possui algumas desvantagens, como o alto custo do laser e dos sistemas auxiliares para focalização do feixe. Os custos de operação são altos quando se necessita de altas vazões de gás de proteção, como o caso do hélio se for usado.

A capacidade de focalização do feixe pode trazer algumas características positivas: aumenta a eficiência transmissão de energia para a

peça e minimiza a ZTA. S sua capacidade de focalização for limitada pode trazer problemas de alinhamento e de preenchimento da junta. Pequenos desalinhamentos na junta podem causar grandes mudanças nas condições de soldagem. Juntas com folgas a partir de 0,1mm podem resultar em uma falta de interação do feixe com o material e reduzir a eficiência de aquecimento. (BERETTA, 2005)

Os equipamentos de solda a laser possuem um custo elevado em comparação aos processos convencionais, mas como possui uma alta taxa de produção e boa qualidade de união. Seu custo é diluído na maior quantidade produzida e torna o processo economicamente competitivo.

Existem estudos que apresentam a utilização do laser em conjunto com uma técnica convencional, como o caso GMAW ou como alguns conhecem ainda, MIG/MAG. Com a utilização dessas duas técnicas ou outras, dar-se-á o nome de soldagem híbrida. Esta junção tem o objetivo de unir as vantagens dos dois processos. Caccese et al (2006) estudaram o efeito da geometria do cordão na resistência a fadiga de juntas soldadas com a soldagem híbrida Laser/GMAW. Observaram que há melhor controle da geometria do cordão no processo a laser do que nos processos convencionais, como: SMAW e GMAW. Os resultados mostraram que quando o laser é combinado com o processo GMAW, a velocidade de soldagem é maior, o material de adição é aplicado com maior eficiência e há economia no processo.

2.4 PARÂMETROS DE PROCESSO

Segundo a Norma AWS C7.2:1998, seção 9 os parâmetros essenciais e que devem ser estudados, tanto para laser operando em modo contínuo como pulsado, são: potência (contínua ou média), velocidade de soldagem, comprimento focal, posição e tipo do foco (focalização), fluxo e

posicionamento do gás protetor bem como sua composição. Operando em modo pulsado, adicionam-se alguns parâmetros, como: energia, duração, frequência e sobreposição de pulsos.

O estudo desses parâmetros para uma melhor combinação é que proporcionam as melhores condições de soldagem, ou seja, uma solda com qualidade. Em alguns casos, este tipo de estudo envolve o corte da seção transversal da solda para sua posterior análise. As características analisadas são: a geometria do cordão e as propriedades metalúrgicas e microestruturais. Com os testes mecânicos é possível quantificar a melhor condição de soldagem.

Na união a laser, a geometria do cordão (largura e profundidade de penetração), e a ZTA dependem do modo da interação entre o feixe e o material de base (MB). Interferem nessas características da radiação alguns outros parâmetros como: focalização do feixe, propriedades físicas do material e o tipo de atmosfera de proteção. (MYAMOTO & MORDIKE, 1994) (EL-BATAHGY, 1997)

A energia (E) e a potência (P) da radiação laser, o comprimento de onda, a densidade de potência, a duração do pulso, a exposição à fonte de calor, a distribuição temporal e espacial da intensidade do feixe e os parâmetros geométricos do feixe são propriedades do feixe que influenciam nas características da interação com o material. Cada parâmetro influencia na qualidade, penetração e largura do cordão de solda e estão relacionados entre si, o que pode ser observado nas FIG.s 2.7e 2.8.

A razão entre a potência e a velocidade de soldagem (S) determina a entrega térmica linear cedida ao material ($E = P/S$), a qual influencia no volume de material fundido [$E = P/S$ (J/mm)]. A potência de pico (P_p) definida pela equação ($P_p = E/t_p$) influencia no volume de metal fundido.

Quando altas potências são geradas em curtas durações de pulso, o parâmetro controlado é a potência de pico, esse parâmetro possui importância fundamental por existirem materiais de alta difusão térmica que requerem altas potências de pico com curtas durações, obtendo assim, o máximo de penetração do cordão, ou no caso de materiais com baixa difusão térmica o contrário é necessário.

A razão entre a potência e a área do foco do feixe (spotsize), é conhecida como densidade de energia ou irradiância (I) que determina a forma da região de fusão e é calculada pela equação ($I = P/A$), onde A é a área da projeção na superfície da peça do feixe incidente.

O diâmetro do spotsize possui uma dependência em relação a potência e pode alterar com o aquecimento do sistema óptico. É um parâmetro importante por afetar significativamente o processo de soldagem e depender de vários parâmetros do processo.

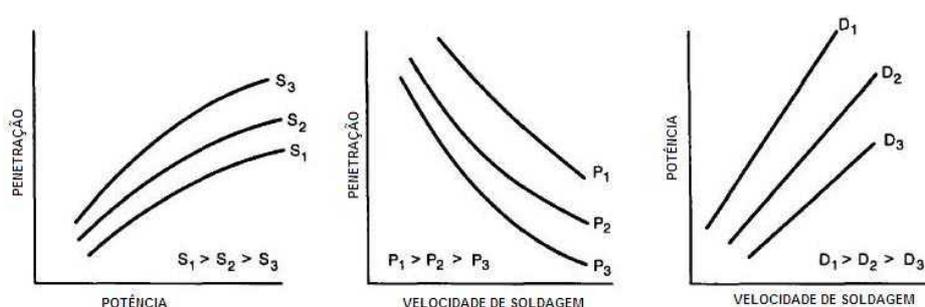


FIG. 2.7: Relação entre os três parâmetros potência (P), velocidade de soldagem (S) e penetração (D). (AWS C7.2:1998)

Ao utilizar o laser em modo pulsado, os parâmetros adicionais especificados acima possuem relação entre si. O volume de metal fundido produzido por um pulso individual é determinado pela energia do pulso (E) medida em joules (J).

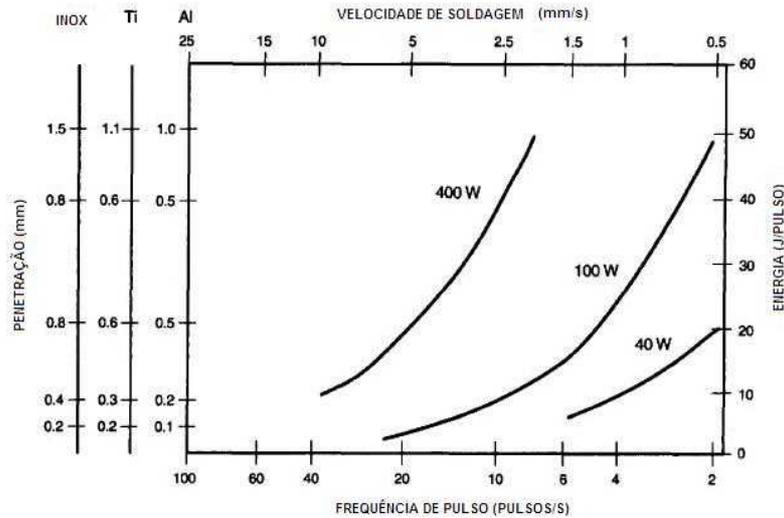


FIG. 2.8: Dependência de três parâmetros de soldagem frequência de pulso, energia do pulso e potência de pico em relação à penetração. (AWS C7.2: 1998)

Em alguns equipamentos a frequência de pulso (f) é – ajustada para um tempo determinado de início e fim, é calculada através da equação, $f = 1/(t_p + t_0)$, sendo t_p o tempo posterior ou duração e t_0 o tempo inicial. Com a frequência e a energia do pulso pode ser calculada a potência média (P_m) através da equação, $P_m = f \times E$.

A densidade de potência ou irradiância (I ou P_d) tem o mesmo efeito no modo contínuo e pulsado, com a diferença que ao invés de ser calculada através da potência média, é obtida pela potência de pico conforme equação, $I = P_p/A$. O parâmetro que mais influencia na forma da zona de fusão. (AWS C7.2: 1998). A soldagem executada com baixa densidade de potência propicia maior eficiência na interação do laser com o material, a presença de plasma gerado é menor e acarreta menor perturbação do feixe. Altas densidades provocam a vaporização de material e conseqüentemente a formação do plasma, o que faz com que fique dificultada a absorção da energia do feixe.

A forma da distribuição temporal do pulso (FIG. 2.2) influi na interação do feixe laser com o material e, portanto, nas características da solda. Segundo BERETTA et al (2005), um pulso com distribuição temporal retangular garante densidade de energia praticamente constante durante todo o pulso. Quando essa distribuição passa a ter um pico de potência em seu início, a união de ligas de alumínio e de cobre ficam facilitadas, essa forma reduz a expulsão de metal líquido durante o pulso, que diminui os defeitos do tipo cratera ocasionando trincas. Já pulsos com formatos de pulso com rampa, ascendente ou descendente, são indicados para união de materiais suscetíveis a trincas de solidificação por influir na taxa de resfriamento exercendo um controle do tempo de solidificação da poça de fusão.

A sobreposição dos pulsos é influenciada pela energia, frequência de pulso, velocidade de soldagem e propriedade do material e é mensurada em porcentagem após a execução da solda por uma simples observação.

A relação entre profundidade e a largura do cordão de solda é influenciada diretamente pela forma do ponto de incidência do feixe laser no material e pela forma da distribuição de energia na seção transversal do feixe. Os parâmetros do sistema de focalização que exercem maior influência são: o comprimento focal da lente e o posicionamento do foco em relação a superfície do material. Uma lente com comprimento focal pequeno fornece maiores penetrações, mas dificulta a manutenção das dimensões, largura e profundidade do cordão de solda. Este tipo de lente provoca focalização do feixe com área mínima, tornando crítica à tolerância de posicionamento do foco em relação à superfície da peça.

As propriedades termofísicas do material influenciam na geometria do cordão e nas dimensões da ZTA. Algumas das propriedades do material que devem ser consideradas, são: a refletividade (FIG. 2.9), o coeficiente de absorção, a densidade, a difusividade térmica, o calor específico, o calor latente, a condutividade térmica e as dimensões. Com isso, a refletância é uma propriedade que varia com a temperatura e com a rugosidade da

superfície do material, então podemos afirmar que a interação do feixe laser, com um comprimento de onda característico, com o material é influenciada pela temperatura e pelas condições de acabamento superficial.

A interação do feixe laser com o material também é influenciada pela atmosfera de proteção. A composição do gás de assistência, a sua vazão e o ângulo de incidência do fluxo no material podem alterar o grau de oxidação e a taxa de formação de plasma. Conseqüentemente, a profundidade de penetração e a dimensão da ZTA são modificadas. (PENG et al, 2001)

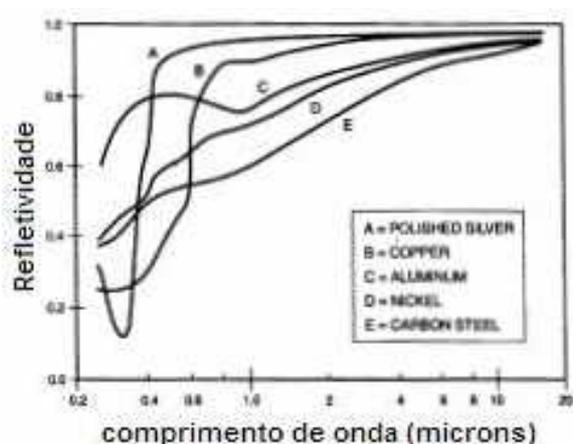


FIG. 2.9: Gráfico de refletividade em função do comprimento de onda para diversos materiais. (AWS C7.2:1998)

Segundo Beretta et al (2005), as propriedades dos materiais e da geometria da junta, bem como dos parâmetros laser de distribuição de intensidade e do tamanho do ponto de focalização, influenciam no comportamento das fases de aquecimento, soldagem e solidificação na solda ponto. O comportamento destas fases também é influenciado pelos parâmetros dos pulsos. Os parâmetros do pulso são: a potência de pico, a duração e a forma do pulso. Na FIG. 2.10 é ilustrada um gráfico da forma típica de um pulso laser de forma controlável que possui as três fases: de aquecimento (representada na FIG. com a região 1), de soldagem (região 2) e de solidificação (região 3). Esta forma de pulso é conhecida como pulso térmico, porque pode ser adaptada para o processo térmico da soldagem. O

objetivo da fase 1 é de produzir um aumento controlado de temperatura do material no ponto de focalização e também alcançar o limiar de soldagem, sem aquecer a peça demais. O controle dessa fase depende fortemente da absorção da superfície, que não é somente dada pelo material, depende também da temperatura e das condições químicas e físicas desta superfície. Logo que a temperatura de fusão é alcançada, a temperatura, na região 2, deve ser mantida aproximadamente constante, assim a poça de fusão é expandida ao diâmetro e profundidade desejados sem aquecer demasiadamente ou esfriar rapidamente. Em alguns casos isto quer significar que após a região 1 a potência deve ser diminuída e após a região 2, a poça de fusão não deve resfriar rapidamente porque isto pode ocasionar elevadas tensões de solidificação, formação de trincas e poros. E por último, na região 3 o resfriamento é controlado e suave, minimizando o risco de descontinuidades causados pelo resfriamento brusco.

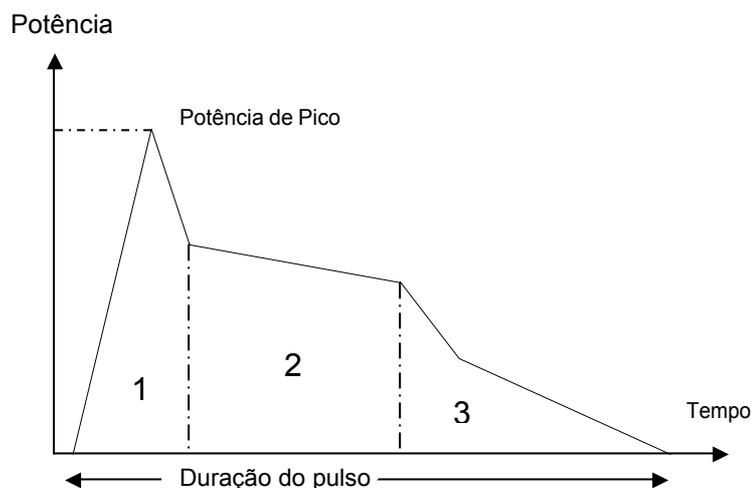


FIG. 2.10: Gráfico de potência pelo tempo apresentando uma forma típica de pulso e suas regiões.

2.4.1 TIPOS DE JUNTAS:

Observa-se que nos projetos de juntas para soldagem a laser as diversas geometrias de junta são similares às usadas em processos tradicionais de soldagem e são definidas pela norma AWS C7.2:1998. As mais comumente utilizadas pela indústria são do tipo: junta de topo e junta sobreposta. Os tipos de juntas recomendadas para união pelo processo de soldagem a laser estão ilustradas nas FIG.s 2.11 e 2.12.

Geralmente, não se usa material de adição, assim a folga existente na junta de topo determina o grau de concavidade que é gerado na superfície do cordão de solda.

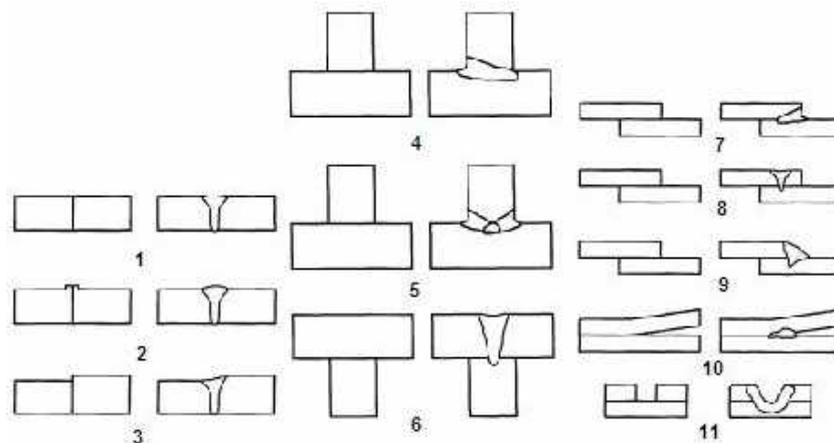


FIG. 2.11: Tipos de juntas soldadas a laser. Juntas de topo: 1, 2 e 3 – Juntas de ângulo em “T”: 4, 5 e 6 – Juntas sobrepostas: 7,8,9,10 e 11. (AWS C7.2:1998)

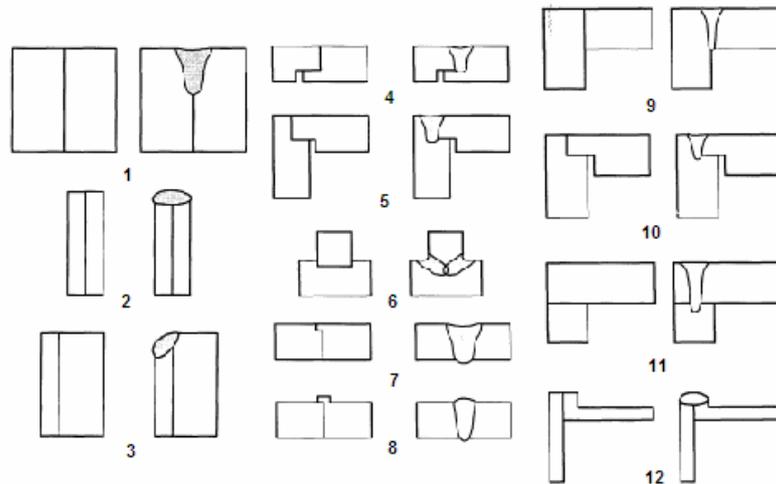


FIG. 2.12: Tipos de juntas soldadas a laser. Juntas de Aresta: 1, 2 e 3 – Juntas parcialmente alinhadas: 4, 5, 6, 7 e 8 – Juntas de ângulo em quina: 9, 10, 11 e 12. (AWS C7.2:1998)

Dependendo do projeto da junta e do carregamento que será submetido o equipamento, a distribuição de linhas de força será diferente para cada situação gerando concentradores de tensão em regiões diferentes que diante de estudos podem ser previstas como demonstrado a seguir.

Na análise fotoelástica, Norris, 1945 construiu um modelo de junta sobreposta com a vantagem de uma condição de carregamento balanceado. Norris relatou a distribuição de tensão ao longo dos lados AB e BC da solda. Um gráfico aproximado dos resultados obtidos esta apresentado na FIG. 2.13(a), observe no gráfico que a concentração de tensão existe em A e B na perna horizontal e em B na perna vertical.

Salakian, 1937 apresentou dados para a distribuição de tensão através da garganta de uma solda de ângulo do tipo filete ou sobreposta conforme apresentado na FIG. 2.13(b), novamente é mostrado a concentração no ponto B.

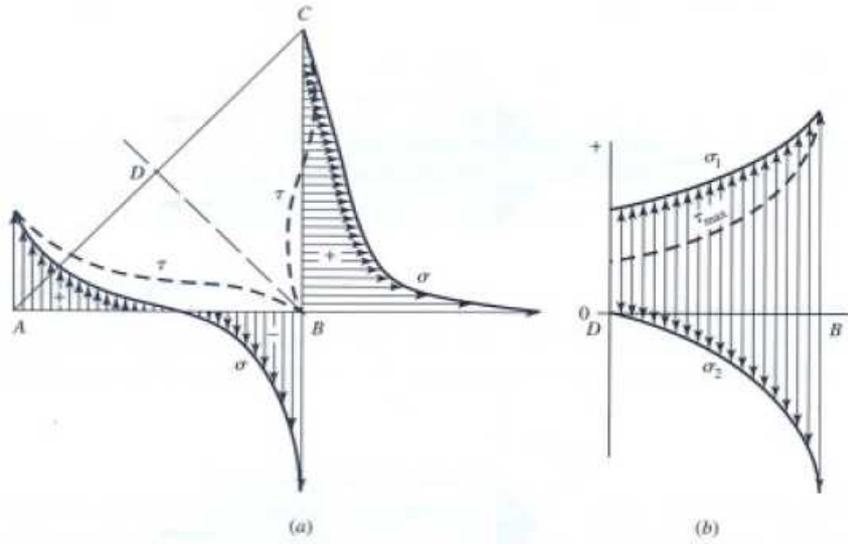


FIG. 2.13: Distribuição de tensão em solda sobreposta: (a) distribuição de tensão nas pernas da solda (Norris, 1945); (b) distribuição de tensões principais e tensão de cisalhamento máxima (Salakian & Claussen, 1937)

3 TITÂNIO E SUAS LIGAS

No presente trabalho, o material utilizado para a investigação da união por soldagem a laser foi o titânio grau 5, segundo a classificação ASTM. A seguir serão comentadas algumas características e propriedades do titânio e suas ligas mais utilizadas na indústria.

As principais razões de o titânio ser tão utilizado pelo mercado são: a excelente resistência à corrosão e a combinação de uma baixa densidade ($4,5 \text{ g/cm}^3$) associada à alta resistência mecânica. A resistência mecânica, em alguns graus de titânio comercial, varia entre 480 MPa e 1180 MPa em casos de ligas de uso estrutural, chegando até superar valores 1725 MPa em outras formas especiais, como fios e molas.

Algumas ligas de titânio que apresentam baixo teor de elementos intersticiais são usadas em aplicações criogênicas. Isto ocorre, por não apresentarem transição dúctil-frágil. No intuito de exemplificar a importância deste metal na TAB. 3.1 são apresentadas algumas propriedades do titânio, alumínio e o aço, os quais são metais largamente utilizados pela indústria.

TAB 3.1: Comparação entre o titânio, alumínio e aço entre algumas propriedades.

	Titânio	Alumínio	Aço
Densidade (g/cm^3)	4,54	2,70	7,87
E (10^6 MPa)	0,11	0,06	0,2
T_{fusão} ($^{\circ}\text{C}$)	1668	660	1536
Estrutura cristalina a T_{amb.}	HC	CFC	CCC

O titânio possui a transformação alotrópica, da estrutura *alfa* (hexagonal compacta) para a fase *beta* (cúbica de corpo centrado). Essa transformação depende do tipo e teor de elementos de liga adicionados, permitindo assim, uma variação complexa de microestruturas e diversas

possibilidades de mecanismos de reforçamento, comparável a muitas outras ligas não ferrosas como as de cobre e alumínio.

3.1 TITÂNIO COMERCIALMENTE PURO

O titânio comercialmente puro (c.p.) possui teor mínimo de titânio de 98,635 a 99,5 wt%. O Ti c.p. são usados em aplicações que necessitem de resistência a corrosão e em casos que deseja alta ductilidade. As composições, nomenclaturas e as resistências mecânicas e são representadas na TAB. 3.2.

O titânio é um elemento altamente reativo e instantaneamente é formado na superfície um filme óxido de 4 – 6 nm de espessura, com composição predominante de TiO_2 com menores quantidades de Ti_2O_3 e TiO . (SITTIG et al, 1997). Esse filme é extremamente estável e confere ao material resistência a determinados ácidos aos quais outros metais e ligas não possuem. Isto ocorre devido ao titânio possuir uma elevada afinidade pelo oxigênio, reagindo com o mesmo, e formando um óxido protetor na superfície com excelente estabilidade e aderência. Porém, se estiver em condições anídricas e em um ambiente com ausência de oxigênio pode resultar em uma corrosão galvânica, o filme danificado poderá não se reestruturar devido à falta de oxigênio formando regiões com ranhuras ou fissuras que terão diferença de concentração, possibilitando assim, a ocorrência deste tipo de corrosão. O titânio e suas ligas quando atacados por soluções contendo cloretos, brometos, iodetos, fluoretos ou sulfatos em temperaturas acima de $70^{\circ}C$, estão sujeitas a um ataque localizado por corrosão galvânica.

Sittig et al (1997) em estudo da caracterização da superfície de titânio cp, Ti-6Al-7Nb e Ti-6Al-4V com diferentes pré-tratamentos, observaram que a composição da camada formada na superfície e sua estabilidade

dependem dos pré-tratamentos mecânicos e químicos dados à superfície do metal.

TAB 3.2: Composição nominal das ligas de titânio consideradas comercialmente puras. (c) - % de H modifica conforme o produto – de 0,015 à 0,010 (AWS C7.2: 1998).

Grau	C	H	O	N	Fe	Outros	σ_{rup} (MPa)	σ_0 (MPa)	Elongação mínima %
Grau 1	0,10	(c)	0,18	0,03	0,20	-	240	170-	24
Grau 2	0,10	(c)	0,25	0,03	0,30	-	343	275-	20
Grau 3	0,10	(c)	0,35	0,05	0,30	-	440	377-	18
Grau 4	0,10	(c)	0,40	0,05	0,30	-	550	480	20
Grau 7	0,10	(c)	0,25	0,03	0,30	0,12/ 0,25Pd	343	275- 410	20
Grau 11	0,10	(c)	0,18	0,03	0,20	0,12/ 0,25Pd	240	170- 310	24
Grau 12	0,10	0,015	0,25	0,03	0,30	0,2/0,4Mo, 0,6/0,9Ni	480	380	12

O titânio puro à temperatura ambiente possui uma estrutura hexagonal compacta denominada alfa (α). E na temperatura de 885 °C transforma-se em estrutura cúbica de corpo centrado denominada beta (β). Essa temperatura de transformação pode sofrer modificações dependendo do tipo e quantidade de impurezas e/ou elementos de liga adicionados. Com as adições de elementos de liga surgem duas temperaturas de transformação, nomeadas: temperatura de transição alfa “alfa-transus” e de beta “beta-transus” em que abaixo das linhas das respectivas temperaturas só estará presente a fase alfa e acima a fase beta. Entre as duas linhas de transição estarão presentes as duas fases, alfa e beta, recebendo o nome de ligas duplex. A TAB. 3.3 mostra temperaturas de transição alfa e beta para o Ti c.p. e algumas ligas as quais variam com a quantidade de impurezas presentes.

TAB 3.3: Mostra as temperaturas de transformação das fases alfa e beta para cada grau ASTM de titânio c.p. (AWS C7.2:1998).

	Temp. beta transus °C	Temp. Alfa transus °C
ASTM grau 1	888	880
ASTM grau 2	913	890
ASTM grau 3	920	900
ASTM grau 4	950	905
ASTM grau 7	913	890
ASTM grau 12	890	-

A microestrutura do titânio c.p. é tipicamente uma estrutura 100% alfa a temperatura ambiente, porém sua morfologia sofre modificações com tratamentos termomecânicos. Por exemplo, após o recozimento, os grãos têm a forma equiaxial ou acicular. O formato acicular é identificado após transformação de beta para alfa durante o resfriamento rápido na faixa de temperatura de transformação. Havendo variação na taxa de resfriamento há modificação na largura das estrias ou plaquetas da fase alfa, quanto maior a taxa de resfriamento menor é a largura das plaquetas. Após a recristalização forma-se uma morfologia equiaxial.

A presença, a temperatura ambiente, da morfologia acicular da fase alfa indica que o metal foi aquecido acima de temperaturas de transformação beta e o formato equiaxial indica que o material foi extensivamente trabalhado (deformações e/ou temperatura) na fase alfa e ocorreu a recristalização do material.

Além das impurezas influenciarem nas temperaturas de transformação e nos parâmetros da rede da estrutura cristalina, também exercem importante efeito nas propriedades mecânicas. Os elementos residuais encontrados no titânio c.p. como é o caso do carbono, oxigênio, nitrogênio, silício e o ferro, aumentam a resistência mecânica e diminuem a ductilidade do material. Na FIG. 3.1 mostra-se o efeito da concentração de alguns elementos residuais ou impurezas nas propriedades do titânio, como: resistência à tração e a resistência ao dobramento de uma junta soldada. Quando se deseja maior resistência mecânica do material adiciona-se ferro e oxigênio durante seu processamento.

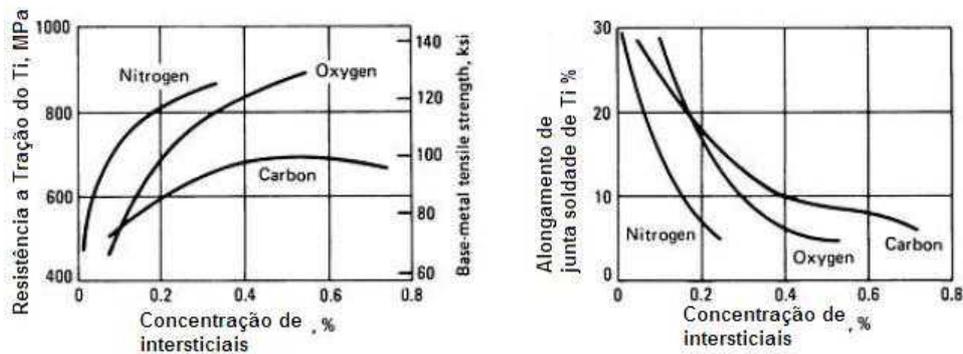


FIG. 3.1: Efeito de elementos intersticiais na ductilidade e resistência do titânio puro.

Quando boa ductilidade e tenacidade são desejados é utilizado o titânio ELI (extra-low intersticial), devido à mínima quantidade de elementos intersticiais ou impurezas.

Algumas “ligas” de titânio possuem pequenas quantidades de elementos de liga, como é o caso do ASTM grau 12, em que são adicionados molibdênio e no caso dos graus 7 e 11, em que são adicionados paládio (Pd), mas, mesmo assim, são considerados comercialmente puros (c.p.). Essas pequenas quantidades são adicionadas caso queira-se uma melhora na resistência a corrosão e/ou mecânica. Adições de Pd permitem que o material resista à degradação em uma faixa de tempo mais ampla quando submetido a soluções ácidas hidrocloreídricas, fosfóricas e sulfúricas. Devido ao alto custo do Pd é inviável a utilização de maiores teores deste elemento. Já o grau 12, com a adição de molibdênio confere uma elevada resistência mecânica e é particularmente resistente à corrosão galvânica em salmouras com temperaturas elevadas.

3.1.1 PROPRIEDADES DO TITÂNIO C.P.

A resistência à tração e à fadiga do titânio c.p. não são altas quando comparadas às ligas de titânio e aos aços. O módulo de elasticidade possui um valor intermediário em comparação com o aço e é influenciado pela textura do material. No caso da tenacidade à fratura, é comparável a aços de baixa liga temperados e revenidos. O grau 2 pode sofrer aumento na tenacidade à fratura em baixas temperaturas mediante controle da quantidade de impurezas intersticiais e de constituintes refratários frágeis existentes. (ASM HANDBOOK, 1998)

O titânio entre 200 a 315 °C possui resistência à fluência, e ao ultrapassar 315 °C a resistência à fluência torna-se um importante critério de seleção de projeto. (TWI, 2006)

3.2 LIGAS DE TITÂNIO

As ligas de titânio dependendo dos elementos de liga adicionados ou do tratamento térmico ou mecânico fornecido, podem apresentar diferença significativa das propriedades mecânicas como apresentado na TAB. 3.4.

TAB 3.4: Propriedades das ligas de titânio. (T.T) – tratadas termicamente.

Grau ASTM	σ_o (MPa)	σ_{rup} (MPa)	Deformação %
Ti cp	241-585	331-661	30-20
Ti-5Al-2,5Sn (α)	806	861	16
Ti-13V-11Cr-3Al (β)	1205 (T.T)	1275	8
Ti-6Al-4V	1102 (T.T)	1171	10

3.2.1 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA

A principal influência da adição dos elementos de liga está na variação da temperatura de transformação alfa-beta. A TAB. 3.5 faz uma referência qualitativa quanto à influência das microestruturas formadas pelas adições de elementos estabilizadores de fase alfa e beta nas propriedades. Os elementos estabilizantes aumentam ou diminuem a temperatura de transformação alfa-beta, estabilizando a microestrutura desejada na temperatura de trabalho, isto pode ser visto nos diagramas de fase representados nas FIG.s 3.2 (a), (b) e (c).

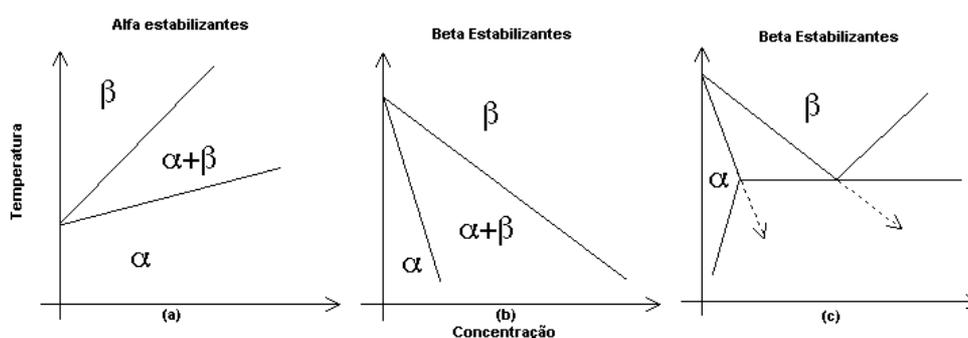


FIG. 3.2: Influência das adições de estabilizantes no diagrama de fase da liga de titânio.

TAB 3.5: Influência da microestrutura formada nas propriedades do material

Propriedades	Beta processado	Alfa/Beta Processado
Resistência à tração	Moderada	Boa
Resistência à fluência	Boa	Baixa
Resistência à fadiga	Moderada	Boa
Tenacidade à fratura	Boa	Baixa
Tx. de crescimento de	Boa	Moderada
Tamanho de grão	Grande	Pequeno

3.2.1.1 ESTABILIZANTES ALFA

O alumínio é o principal estabilizante da fase alfa, porém outros elementos são considerados alfa estabilizantes por elevarem a temperatura de transformação alfa-beta, como é o caso do: gálio, germânio, carbono, oxigênio e nitrogênio.

O alumínio promove aumento da resistência à tração, resistência à fluência e módulo de elasticidade. O maior grau de reforço da liga por solução sólida atingido pela adição de Al, é limitado a valores acima de 6% de Al. Acima deste teor ocorre a formação de Ti_3Al , que está associado a fragilização da liga. Por este motivo emprega-se na indústria liga de Ti com teores de alumínio abaixo de 7%. A formação do composto Ti_3Al está intimamente ligada ao teor de oxigênio encontrado, podendo ocorrer a formação do composto fragilizador com teores reduzidos de alumínio na liga.

O estanho tem alto grau de solubilidade nas fases alfa e beta e às vezes é adicionado, juntamente com o alumínio, para promover grandes aumentos da resistência mecânica por solução sólida, sem no entanto, fragilizá-lo. O estanho é considerado menos efetivo, como alfa estabilizador do que o Al, porém quando adicionado promove retardo nas taxas de transformação.

O carbono é um outro elemento alfa estabilizador que aumenta a diferença entre temperatura de transformação alfa transus e beta transus e, ainda, melhora o desempenho do material quanto à resistência mecânica e à fadiga.

3.2.1.2 ESTABILIZANTES BETA

Esses estabilizantes são classificados em dois grupos: beta isomorfos e beta eutectóides. A fase alfa isomorfa resulta da decomposição da fase beta isomorfo metaestável. O primeiro grupo, isomórfico, consiste em uma fase completamente miscível na fase beta, incluindo nesse grupo os elementos: vanádio, molibdênio, tântalo e nióbio. No caso do segundo grupo estão incluídos os elementos silício, manganês, cromo, ferro, cobalto, níquel e cobre, formadores eutectóide.

O molibdênio é considerado um importante beta estabilizador que confere à liga melhor temperabilidade e resistência mecânica em elevadas temperaturas em curto tempo de trabalho. Porém o molibdênio dificulta a soldabilidade da liga. (BAESLACK, et al, 1984).

O zircônio é considerado um fraco estabilizador beta, forma uma solução sólida homogênea com o titânio e aumenta a resistência da liga em baixas e médias temperaturas. (YOLTON, et al, 1979) Utilizando teores acima de 5% a 6% de Zr pode reduzir a ductilidade e a resistência à fluência (COTTON, 1970).

O nióbio é um beta estabilizador que é adicionado a liga principalmente para melhorar a resistência a oxidação à elevadas temperaturas.

O ferro é um beta estabilizador que tende a reduzir a resistência à fluência, uma das formas é diminuir o teor de ferro na liga.

3.2.2 AS CLASSES DAS LIGAS DE TITÂNIO

O titânio é classificado em classes, como : liga alfa, alfa-beta e beta. As ligas com morfologia beta são obtidas após resfriamento (recozimento) partindo-se da temperatura acima da temperatura de

transformação beta transus. As ligas alfa-beta ou duplex possuem uma mistura das duas microestruturas à temperatura ambiente. Nas ligas alfa-beta existe mais uma distinção, as que possuem mais alfa são chamadas muitas vezes de “near-alfa”, outros nomes também são utilizados, como: super-alfa e lean-beta alfa e as que possuem mais beta, são chamadas de “near-beta”.

3.2.2.1 LIGAS ALFA

A principal variação de microestrutura desses tipos de liga é o tamanho de grão. Para uma composição fixa, resistência ao escoamento e/ou resistência à fluência pode ser alcançada modificando o tamanho de grão.

Por causa das ligas “near-alfa” possuírem estabilizadores de fase beta, podem exibir algumas variações, como mostrado na FIG. 3.3, similares as ligas alfa-beta. Conforme FIG. 3.3 (a) e (c) a microestrutura pode variar de alfa equiaxial quando processado na região alfa-beta à uma microestrutura apresentando uma estrutura acicular proveniente de fase beta transformada depois de processada acima da temperatura beta-transus, respectivamente.

Mostra-se na FIG. 3.3 (a) a morfologia da liga de Ti-8Al-1Mo-1V forjada e tratada a 900 °C; na (b) a liga foi submetida ao tratamento de deformação a uma temperatura de 1005 °C e resfriada ao ar; e a (c) foi forjada em uma temperatura de 1093 °C com um rápido resfriamento ao ar.

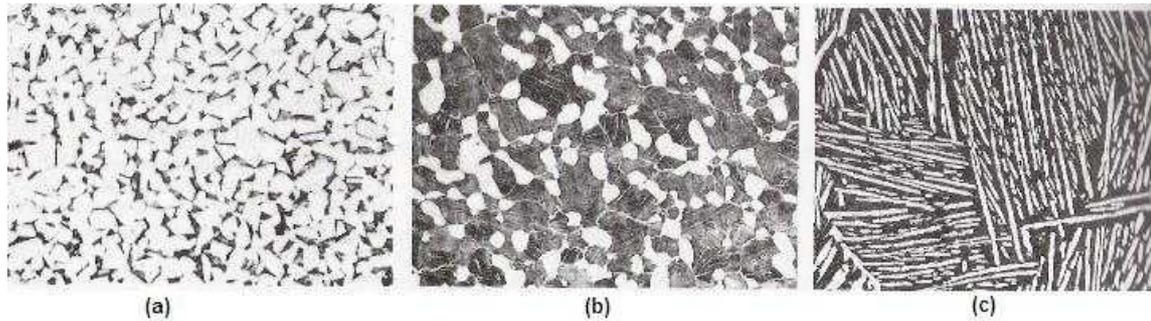


FIG. 3.3: Microestrutura da liga “near alfa” Ti-8Al-1Mo-1V após o forjamento com diferentes temperatura de início. (a) Em branco são os grão equiaxiais de alfa em uma matriz em preto de fase beta e alfa. (b) Grãos equiaxiais de alfa primário em branco em uma matriz de beta transformada em preto contendo alfa acicular fina. (c) Beta transformada contendo grãos alfa aciculares finos e grosseiros em branco. Aumento 250x

3.2.2.2 *LIGAS BETA*

Essas ligas possuem pequenas quantidades de alfa estabilizadores e alto teor de estabilizadores beta que fazem com que a fase beta fique retida dependendo das taxas de resfriamento. São ligas metaestáveis e a precipitação da fase alfa na fase metaestável beta promove o aumento da resistência mecânica da liga. É um método bastante utilizado para o caso de aumento de resistência mecânica.

As ligas com fase beta e “near-beta” chamam atenção por oferecer tenacidade à fratura superior as ligas duplex alfa-beta, com a vantagem, ainda, de grandes seções serem suscetíveis a tratamento térmico.

No passado as ligas beta tinham aplicações limitadas, tais como: molas e grampos ou fixadores onde necessitava-se de elevadas resistências. Atualmente, estas ligas têm recebido uma atenção especial por causa das boas características de tenacidade à fratura, importante em estruturas aeroespaciais devido à necessidade de tolerância a danos. Adicionalmente,

algumas ligas beta contendo molibdênio têm boas características de resistência à corrosão além de sua alta resistência mecânica.

3.2.2.3 *LIGAS ALFA-BETA*

São ligas que podem apresentar aumento significativo na resistência mecânica devido a tratamentos térmicos ou processamentos termomecânicos. Quando é desejado aumento da resistência mecânica, há necessidade de se realizar um rápido resfriamento a partir de elevadas temperaturas na faixa de temperatura em que se encontra as fases alfa-beta, ou executar o resfriamento a partir de uma temperatura acima da temperatura beta-transus. Esse tratamento é acompanhado por um envelhecimento para produzir produtos com uma mistura de alfa e beta. As ligas alfa e beta mais utilizadas e conhecidas são as ligas Ti6Al4V ou ASTM grau 5.

Uma liga alfa-beta pode apresentar microestrutura com diferentes formas, variando de equiaxial a acicular ou alguma combinação das duas, isso vai depender do tipo de tratamento e da temperatura inicial de resfriamento. Na FIG. 3.4, por exemplo, observa-se quatro tipos de microestruturas de uma liga de titânio grau 5 (Ti6Al4V) formadas a partir de duas temperaturas iniciais e com dois diferentes meios de resfriamento, no primeiro caso, temos a FIG. 3.4 (a) e (b) com temperatura inicial de 1065 °C submetidas a normalização e têmpera, respectivamente. Já, para um segundo casos, têm as FIG. (c) e (d) que iniciaram o tratamento por uma temperatura de 955 °C e foram resfriadas ao ar e por têmpera, respectivamente.

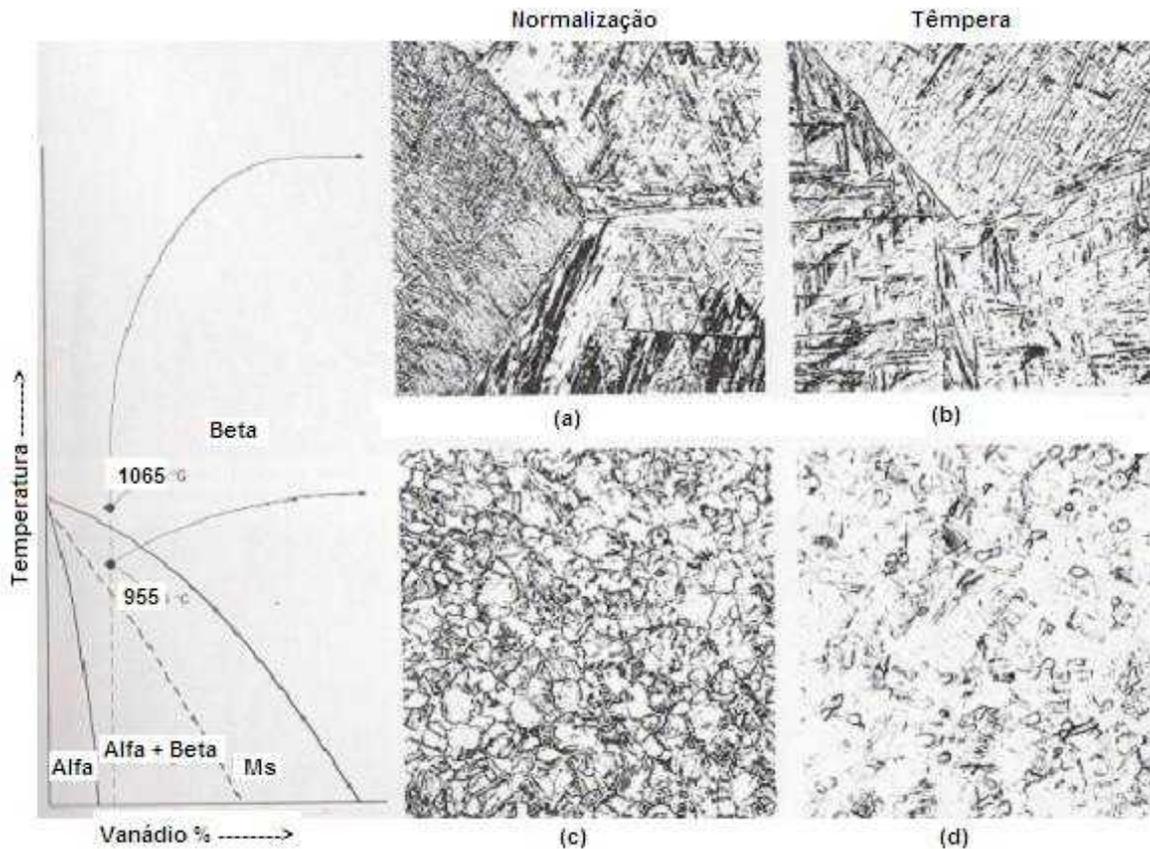


FIG. 3.4 Microestrutura de uma liga duplex Ti-6Al-4V após um resfriamento a partir da temperatura das diferentes fases do diagrama de fase da liga. (a) Alfa acicular (beta transformada) com contornos de grãos de beta “prior”. (b) Alfa “prime” (martensita) em uma matriz beta (preto) e contornos de grãos de beta “prior”. (c) Grãos de alfa primário (branco) em uma matriz de beta transformada contendo alfa acicular. (d) Alfa primário equiaxial em uma matriz de alfa “prime” (martensita). Aumento de 250x

Estruturas equiaxiais são formadas quando essas ligas são trabalhadas na faixa de temperatura da fase alfa-beta e resfriadas lentamente ao ar até baixas temperaturas. Já para obter uma microestrutura em formato acicular deve-se submeter a liga a um tratamento térmico com resfriamento rápido (têmpera) acima da temperatura beta transus, ou seja, nessa temperatura a microestrutura estará 100% fase beta. A TAB. 3.6, mostra as vantagens de cada microestrutura encontradas nessa classe de ligas de titânio.

TAB 3.6: Vantagens das morfologias equiaxiais e aciculares em ligas near-alfa e alfa-beta (Metals Handbook, vol 2 da 10ª Ed).

Equiaxial	Acicular
Alta ductilidade e formabilidade	Melhora nas propriedades de fluência
Alta resistência	Altos valores de tenacidade à fratura
Resistência à ciclos de fadiga com baixo carregamento	Alta resistência à corrosão
	Baixas taxas de propagação de trinca

A melhor combinação de propriedades mecânicas é obtida quando se faz um tratamento de solubilização abaixo da temperatura beta transus seguido de têmpera em água e envelhecimento (Metals Handbook, vol 2, 10ª Ed.)

3.3 CONSTITUINTES MICROESTRUTURAIS

As estruturas alfa podem desenvolver várias morfologias que são alcançadas por uma combinação de tratamentos térmicos e/ou mecânicos. A estrutura pode ser acicular, uma das mais comuns, que aparece por um resfriamento rápido de uma temperatura que predomina a fase beta, e é produzido por nucleação e crescimento. Este último ocorre no sentido dos planos preferenciais cristalográficos de uma matriz beta primária, conforme FIG. 3.4 (a) ou ao longo de vários planos definidos, como é o caso encontrado na FIG. 3.5 que confere ao material uma boa tenacidade à fratura porém uma baixa resistência à tração e resistência à fadiga. (SPARKS e LONG, 1974)

A estrutura conhecida como alfa “prime” (martensita hexagonal) é considerada uma solução supersaturada e metaestável, que é alcançada através de uma transformação da fase beta sem mecanismo de difusão (transformação militar).

Existe também uma outra estrutura martensítica nas ligas de titânio, que possui uma estrutura cristalográfica do tipo ortorrômbica, conhecida como alfa “double prime” ou α'' aparecendo somente em determinadas ligas, mesmo sendo idênticos aos mecanismos de formação da fase alfa “prime”.

LINANGSHUN et al (2006) estudaram a formação de hidretos de titânio em ligas de Ti-6Al-4V (grau 5) pelo processo de termohidrogenização (THP) buscando uma forma de modificar a microestrutura e suas propriedades para que o material adquira melhores propriedades de usinagem e mecânicas, já que estas ligas do tipo duplex, possuem elevado custo de usinagem devido a sua alta resistência a deformação, baixo limite de deformação e baixa taxa de deformação sendo ruim para os custos industriais. Foram investigadas as microestruturas, fases e transformações de fases das amostras de titânio grau 5 com 0.1, 0.3, 0.5 wt% de hidrogênio e foi observado que ocorreram precipitações de placas de hidretos em amostras contendo 0,302 e 0,490 wt% de hidrogênio. Uma estrutura martensítica com estrutura ortorrômbica (α'') é formada tanto quanto os hidretos e adicionalmente foi observado que aparece uma transformação eutectóide em amostras com baixas concentrações de hidrogênio (<0,5wt%) que foram previstas e baseadas na teoria de transformação difusional.

Com a reciclagem do Ti-6Al-4V por dupla fusão em forno de feixe de elétrons há perda de alumínio, resultando em uma liga com composição final de 4% Al em peso, por este motivo, Jesuíno et al (2001) estudou as propriedades destas ligas após o tratamento térmico com taxas de aquecimento e resfriamentos rápidos. Altas taxas de aquecimento induzem a formação de microestrutura fina, totalmente beta, ao contrário de taxas lentas que favorecem o crescimento de grão. As amostras tratadas termicamente apresentam significativa alteração das propriedades mecânicas: Os limites de resistência variaram entre 810MPa, tensão de ruptura entre 701 e 737MPa, limite de escoamento entre 721 e 745MPa, módulo de elasticidade igual a 90GPa, alongamento na faixa de 3,0 %, dureza entre 378 e 411 HV e energia

de impacto entre 21,6 e 29,2 J. Concluiu-se que o tratamento executado a 900 °C tem-se um ganho de ductilidade. A decomposição de alfa primário durante o aquecimento, aumenta com a diminuição da taxa de aquecimento, produzindo assim uma maior quantidade de beta retida, favorecendo assim o ganho da ductilidade.

Conforme Hennig et al (2003) o titânio comercialmente puro transformado de alfa (dúctil) para fase omega (frágil) a uma pressão de 9GPa induz problemas tecnológicos em ligas com fase beta estabilizada. No caso das ligas do tipo Titânio A-70 e Ti-6Al-4V as impurezas presentes atuam de maneira a retardar ou segurar a transformação acima de pressões de pelo menos 35GPa, trazendo assim, uma melhor utilidade tecnológica. Na transformação de alfa para omega (martensita) as impurezas intersticiais ocupam, na fase alfa, os interstícios octaedrais e ao sofrer a transformação passam a ocupar sítios hexaedrais quando em fase omega. Os efeitos das impurezas são governados principalmente pelo tamanho do átomo retardando a transformação por um aumento na barreira de energia e modificando a estabilidade relativa, para o caso de impurezas substitucionais afeta a transformação pela mudança da concentração de “d-electron”. No caso das ligas Ti-6Al-4V o alumínio tem a função de retardar e o Vanádio tem a função de acelerar a transformação

A fase alfa-2 ou Ti_3Al é um microconstituente encontrado nas ligas de titânio com teores maiores que 6% de Al. Esses microconstituintes também podem ser formados por aumento do teor de oxigênio na liga.

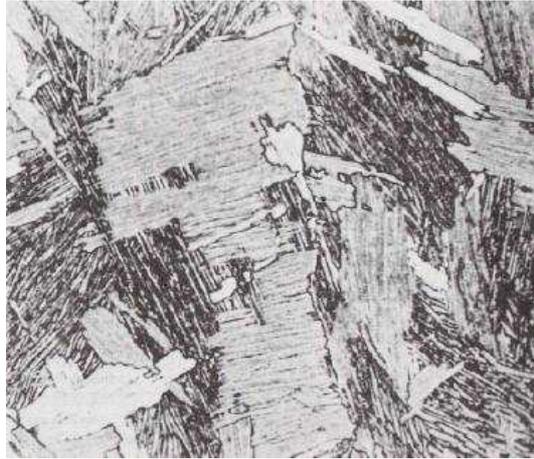


FIG. 3.5: Microestrutura de uma liga Ti-6Al-4V forjada com 92% de estrutura alfa “basket-weave” formada com o resfriamento a partir da temperatura acima de beta-transus, seguido de resfriamento lento e envelhecimento por 2h a 705 °C (Metals Handbook, vol 2 da 10ª Ed).

A estrutura conhecida como omega é uma fase metaestável submicroscópica que é formada por nucleação e crescimento, pode também ser considerada, algumas vezes, como uma fase de transição durante a formação de alfa em beta. Isso ocorre em ligas beta metaestáveis e pode levar à severa fragilização da peça.

De acordo com Jovanović et al (2004) as ligas Ti-6Al-4V quando tratadas termicamente a partir de uma temperaturas de 1100⁰, 950⁰ e 900⁰ com resfriamentos bruscos, resfriamento à água, as microestruturas formadas são as apresentadas na FIG. 3.6, as microestruturas formadas são: (a) estrutura martensítica α' ; (b) uma mistura de alfa com beta com placas de alfa dentro e no contorno de grão de beta primário; (c) uma mistura de alfa com beta com placas de alfa dentro e no contorno de grão de beta primário, fração de alfa é maior do que no caso (b).

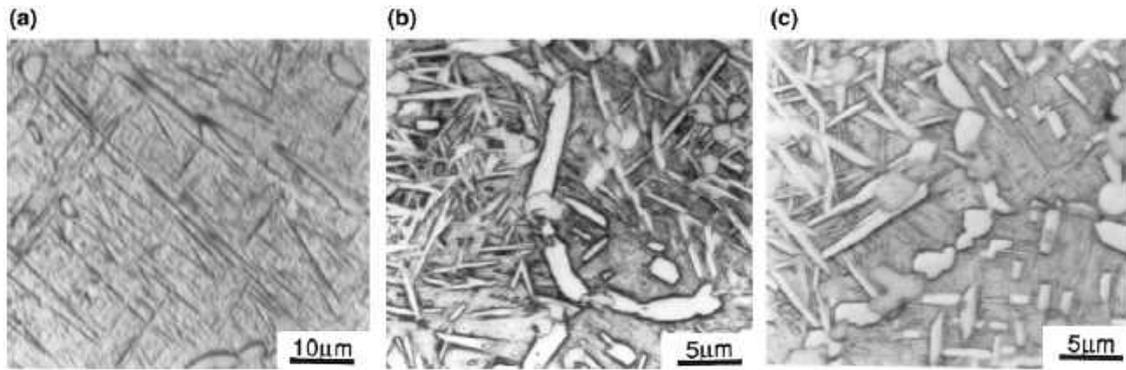


FIG. 3.6: Microestrutura da liga Ti6Al4V formada com resfriamento à água a partir de: (a) 1100⁰C, (b) 950⁰C e (c) 900⁰C.

3.4 SOLDAGEM DE LIGAS DE TITÂNIO

Com o recozimento do titânio é possível ocorrer à formação de microestrutura com grãos equiaxiais. No entanto, se ocorrer resfriamento brusco podem ser formadas fases metaestáveis, como a martensita ou bainita, placas de Widmanstätten ou estrutura acicular. Quando um material é soldado, uma pequena porção de metal é fundida e rapidamente resfriado, nesta porção pode resultar a formação de várias microestruturas devido a um ambiente em que se encontra com impurezas como: oxigênio, nitrogênio, hidrogênio e etc ... Entretanto, como os átomos desses elementos são pequenos, eles possuem a capacidade de difundirem e ocuparem interstícios da estrutura cristalina, impedindo a movimentação das discordâncias, aumentando a dureza e resistência mecânica, podendo também, induzir fragilização da junta soldada. Para evitar estes danos utiliza-se gás de proteção para impedir a degradação da microestrutura. Danielson, Wilson & Alman (2003) analisaram as microestruturas de placas de titânio cp com espessura 6,35mm, soldadas com GTAW (TIG) em juntas preparadas com ângulo de bisel de 60⁰. Foram executados 4 passes de solda com proteção gasosa de argônio, polaridade direta e metal de adição Ti cp com diâmetro de 4,8mm. Foram feitas comparações quanto à resistência ao dobramento entre a junta soldada e o material de base. Observaram que as soldas realizadas

com baixo teor de contaminação de oxigênio apresentaram resistência mecânica 67% da resistência do material de base e para elevados teores de oxigênio somente 25% da resistência do metal de base. Adicionalmente, quando analisadas as microestruturas das soldas foram encontradas microestruturas similares tanto na ZTA quanto no metal de solda. Com contaminação significativa de oxigênio na superfície da solda há formação de uma microestrutura acicular com fase beta retida entre as fases alfa, placas de Widmanstätten, e fase beta ao longo dos contornos de grãos. A superfície da solda no caso de baixo teor de oxigênio possui uma microestrutura de fase alfa com grandes contornos de grãos de fase beta e ainda foi confirmado que as soldas com alto teor de oxigênio possuem uma baixa resistência em relação às de baixo teor de oxigênio, o oxigênio é fragilizante.

Oh et al. (2003) correlacionaram as propriedades de fadiga e a microestrutura de fusão de soldas de Ti-6Al-4V por EB e TIG. Verificaram que a estrutura bruta de fusão da liga Ti-6Al-4V era composta por placas de fase alfa que se transforma em estrutura “basket weave” após a soldagem e envelhecimento. O tamanho das placas de fase alfa, contornos de grão de fases alfas, e grão de beta primário são menores na soldagem EB por causa da alta taxa de resfriamento durante a soldagem. Foram identificados que as soldas por EB possuem elevada resistência ao escoamento e de tração em comparação ao material de base ou as soldas por TIG. Quanto aos testes de fadiga com elevados ciclos as soldas por EB apresentaram microestrutura fina e microporos largos, induzindo uma baixa resistência à fadiga. Os poros atuam como sítios de nucleação e propagação de trincas. A propagação de trincas ocorre mais rapidamente nas soldas por EB do que no material de base ou soldas por TIG que apresentam uma microestrutura grosseira por causa das taxas de resfriamentos mais lentas.

Grevey et al (2005) estudaram a influência do gás de proteção e analisaram a influência de alguns parâmetros, entre eles a: pressão, tipo, escoamento do gás e distância do bico de saída do gás de proteção. Para obter as medidas usaram um sensor piezométrico de pressão, o qual foi

adaptado a uma peça que simulou uma situação real de soldagem. Para a soldagem do titânio e em casos de soldas com espessuras acima de 2mm usando laser Nd:YAG com 1200 W foi sugerido um dispositivo que melhoraria a atmosfera de proteção de oxidação com uma menor vazão possível. No dispositivo foi realizado aumento do diâmetro do bico, esta mudança aumentou a produção dos respingos e dos fumos (fumaça) durante o processo. Conseqüentemente, é mais apropriado usar um dispositivo móvel separadamente do bico principal de saída de gás que também permitirá, de acordo com o tipo de gás de proteção, aumento na penetração. Com esse estudo, foi possível entender a influência dos parâmetros de operação na superfície oxidada. Assim, uma baixa densidade de hélio induz uma pressão relativamente estável na zona influenciada pelo bico de gás. Além disso, a proteção contra a oxidação é mais facilitada com hélio do que com outros gases mais densos, como Ar ou N, visto que não existe distância mínima necessária entre o bico do difusor e da superfície soldada, para o hélio em casos de taxas comuns de fluxo de gás.

Lee et al (2006) estudaram a otimização dos parâmetros de soldagem de uma solda estanque por laser Nd:YAG usada na vedação de tubos de titânio de cápsula de armazenamento de radioisótopos empregados no tratamento de câncer. Nesse trabalho também foi utilizado o método da análise de regressão e Taguchi para a análise e otimização dos parâmetros de soldagem. Preliminarmente, os experimentos de Taguchi e com uma adicional análise de regressão conclui-se que a melhor condição de interação dos parâmetros obtida com o estudo foi uma duração de pulso de 0,86 ms e uma distância focal de 3,18 - 3,35 mm com uma potência de 242 V para obter um comprimento de cordão de solda de 1.3 – 1.4mm.

Casalino, Curcio & Memola Capece Minutolo (2005) analisaram através de experimentos de Taguchi a influencia de dois tipos de laser, diodo e CO₂ na soldagem de chapas de Ti grau 5 usando juntas de topo e sobrepostas. Em uma primeira etapa foi feita uma base de dados obtida em laboratório através da análise estatística dos resultados foi possível

determinar os efeitos dos parâmetros de soldagem na forma da área soldada. Para facilitar a visualização dos resultados e facilitar a análise, os resultados foram representados em gráficos. O trabalho mostrou que a variação de dureza do metal de base em função da área soldada apresenta significância estatística. E em uma segunda parte foi levantada a combinação dos principais fatores de controle do processo como: atmosfera protetora e velocidade de soldagem para produzir o mínimo de defeitos no cordão. Com isso, foi visto que os defeitos são menores no cordão quando se tem pequenas espessuras, elevadas velocidades de soldagem e quando o hélio é utilizado na proteção do cordão.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No presente trabalho, foram usadas chapas de titânio ASTM grau 5. As chapas foram adquiridas na empresa Realum Indústria e Comércio de Ligas Ltda. Foram adquiridas 36 chapas com dimensões de 70x50x1mm e 18 chapas de 70x12x1mm.

As chapas antes da soldagem foram limpas com um pano de algodão embebido em acetona, com a finalidade de retirar resíduos de marcador, tinta, óleos, graxas e partículas sólidas. Para a soldagem as chapas foram manualmente mantidas na posição e não foi utilizado dispositivo de fixação como recomendado por normas para a soldagem a laser. Este procedimento foi adotado para empregar as condições reais de soldagem em Laboratório de próteses.

A soldagem a laser é considerada um processo automático ou semi-automático que ausenta a possibilidade de soldador e em alguns casos há emprego do operador de soldagem (operador da máquina). No presente trabalho as soldas foram executadas com um operador manuseando a peça em relação ao feixe, permitindo variações de distância e do ângulo entre o feixe e a superfície da peça. Com o procedimento adotado foi possível avaliar as condições similares às que ocorrem no processo semi-automático de soldagem convencional. A vantagem do procedimento adotado no presente trabalho é que permite identificar as descontinuidades que são normalmente introduzidas por erros de soldadores.

4.1 SOLDA A LASER ND:YAG

A soldagem foi executada no Laboratório Protético Vaiazzi - Central do Titânio - em São Paulo com a utilização de uma máquina marca Dentaureum DL 20002S, apresentada na FIG. 4.1. Nessa FIG. podem ser observadas a campânula, a janela de observação do feixe, a objetiva de focalização e a central de comando onde são selecionados os valores dos parâmetros de soldagem.



FIG. 4.1: Equipamento de soldagem a laser Nd:YAG utilizado.

Mostra-se na FIG. 4.2 o dispositivo e o posicionamento do difusor de gás de proteção, feixe do laser, posicionamento da chapa e sentido de execução da soldagem.

O bico de gás ou difusor foi direcionado e fixado a 45° em relação à superfície da chapa. No presente trabalho foi utilizado argônio com pressão de 24 l/min obtida do manômetro de saída do cilindro de gás. A máquina não permite a quantificação da pressão do fluxo de saída de gás do difusor, essa quantificação é importante devido às perdas de pressão que ocorrem durante o deslocamento do gás pelas mangueiras, do local de armazenamento do cilindro ao local do equipamento. O único tipo de controle neste equipamento é quanto à regulagem de saída de fluxo em

nível forte, médio ou fraco. Foi utilizado o nível forte para o máximo de proteção da região soldada.



FIG. 4.2 a) Detalhe do interior da máquina de soldagem laser Dentaurum DL 2000 2S e b) Desenho esquemático do posicionamento do feixe, vazão do gás de proteção e chapa soldada.

Mostra-se esquematicamente nas FIG 4.3 e 4.4 o posicionamento das chapas para soldagem. Nestas figuras as setas indicam a direção de laminação. A distância entre a chapa e o laser foi de aproximadamente 3 cm entretanto sofreu alterações devido ao deslocamento da soldagem ter sido manual. As chapas para ensaio de tração soldadas em junta de topo (FIG. 4.3) e fixadas manualmente pelo soldador de tal forma que a abertura da raiz fosse nula, as chapas ficaram com as suas faces do chanfro em contato uma com a outra. Antes da soldagem foram executados ponteamientos nas extremidades para fixar as peças nas posições desejadas.

No caso das chapas para ensaio de cisalhamento, duas chapas com dimensões similares das de tração foram aproximadas de tal maneira que não houvesse afastamento entre elas e no centro das chapas e tangenciando as extremidades aproximadas, foram soldadas e em junta sobreposta duas chapas de dimensões 70x12x1mm, uma na face superior e a outra na inferior como mostrado na FIG. 4.4. Antes da soldagem do cordão foram executados ponteamientos nas extremidades para fixá-las nas posições desejadas.

Na máquina empregada no presente trabalho o soldador movimenta as peças e mantém o feixe laser fixo. O direcionamento e posicionamento correto do feixe é feito com auxílio de duas oculares e as peças são movimentadas manualmente.

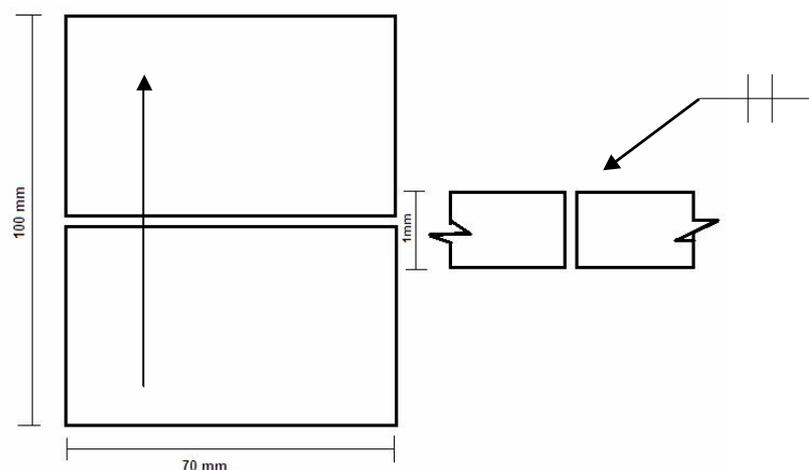


FIG. 4.3: Desenho esquemático da junta dos corpos-de-provas de ensaio de tração. A seta indica a direção de laminação das chapas.

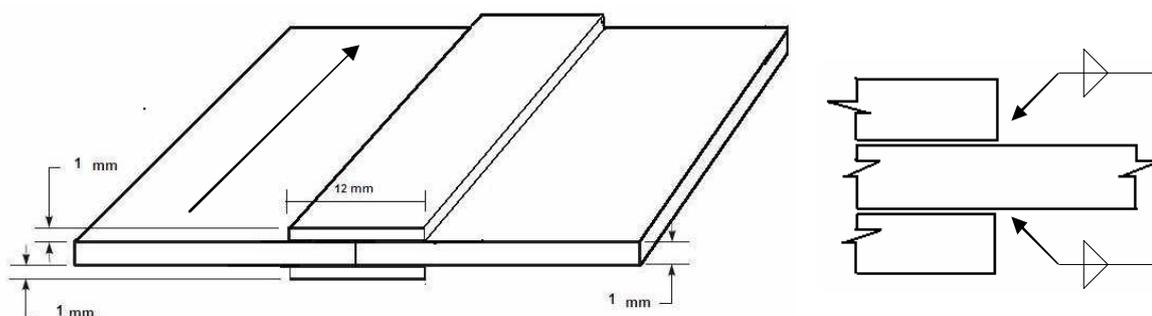


FIG. 4.4: Desenho esquemático das juntas para corpos-de-provas de ensaio de cisalhamento. A seta indica a direção de laminação das chapas.

As chapas usadas no ensaio de tração foram unidas por junta de topo. No intuito de obter a penetração máxima com o laser utilizado foram soldados cordões nos dois lados da junta (FIG. 4.5)

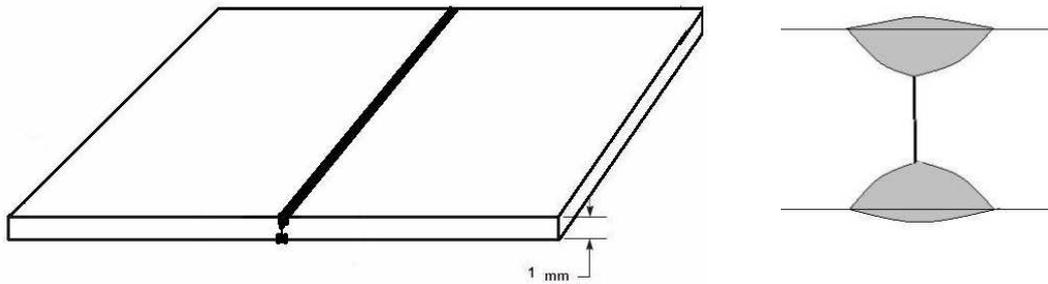


FIG. 4.5: Desenho esquemático da união das chapas para ensaio de tração.

Os cordões de solda das chapas para ensaio de cisalhamento foram executados após o ponteamento nas quatro juntas sobrepostas (filete), de maneira que foram executados quatro cordões com comprimentos iguais. A FIG. 4.4 apresenta as quatro posições dos cordões. O bico de gás de proteção foi direcionado para a junta soldada.

Após os testes preliminares, foram usados os parâmetros: potência: 400, 420 e 450 W e largura de pico: 4, 6 e 8 ms como parâmetros de soldagem no presente trabalho. A identificação das amostras, a potência do equipamento, a largura de pico usadas na soldagem são mostradas na TAB. 4.1. A energia apresentada na TAB. é informada pela máquina durante a soldagem e não pode ser escolhida. As amostras foram identificadas com números e letras para diferenciá-las das condições de soldagem. Por exemplo: as chapas identificadas com a letra (t) foram submetidas ao ensaio de tração e as com a letra (c) submetidas ao ensaio de cisalhamento. Tanto para o ensaio de tração como de cisalhamento foram ensaiados 9 grupos de amostras formados por 3 e quatro amostras (cp), respectivamente.

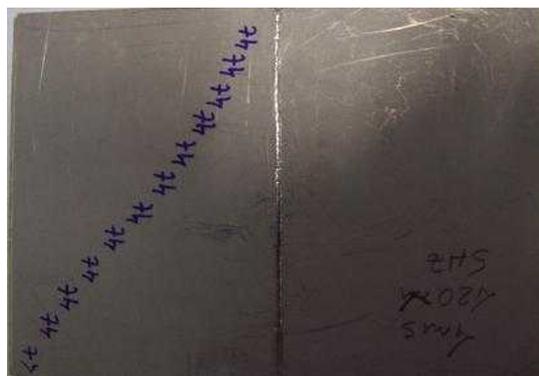


FIG. 4.6: Foto de uma chapa soldada para ensaio de tração e o modo de identificação.

É importante salientar que o valor da energia mostrado na TAB. 4.1 é fornecido pelo equipamento e é a energia do laser gerada pelo cristal, porém ocorrem perdas e a energia que chega à chapa é 1% da energia gerada.

A soldagem foi feita variando a potência e a largura do pico com uma frequência de pulsos de 5 Hz e sem metal de adição, ou seja, autógena.

Após a execução dos testes preliminares e selecionados os valores de parâmetros de entrada, cada cordão foi executado sem interrupção. O acionamento do laser foi feito por um pedal para os disparos do feixe. Após o acionamento do pedal, o gás de proteção (Ar) é imediatamente liberado e após 2 segundos o laser é disparado em pulsos. Esse atraso ocorre propositalmente para que o local já esteja com uma coluna de atmosfera protetora quando atingido pelo laser.

Devido à limitação da máquina, o comprimento do cordão não pode ser executado em um único acionamento do pedal. Foi verificado que o laser perde significativamente a energia após alguns segundos. Assim, o cordão foi executado com vários acionamentos do laser.

O equipamento possui um dispositivo que informa a quantidade de pulsos disparados. Nos testes preliminares foi possível observar que o laser necessitava ficar parado por 30 minutos para resfriar todo o sistema a cada 5000 a 6000 pulsos de solda nas condições selecionadas para permitir o máximo de eficiência da geração do laser. Para executar o comprimento total de cada cordão foram necessários entre 1000 e 1200 pulsos.

TAB 4.1: Identificação das amostras e valores dos parâmetros de soldagem usados.

Identificação	Potência (W)	Largura pico (ms)	Energia pico (J)
1t	400	4	16,1J
2t	400	6	22,4J
3t	400	8	22,4J
4t	420	4	25,4J
5t	420	6	25,5J
6t	420	8	22,7J
7t	450	4	27,1J
8t	450	6	23,1J
9t	450	8	23,1J
1c	400	4	14,9J
2c	400	6	22,4J
3c	400	8	22,7J
4c	420	4	26,4J
5c	420	6	26,7J
6c	420	8	21,6J
7c	450	4	23,1J
8c	450	6	26,3J
9c	450	8	21,2J

Na FIG. 4.7 são apresentadas fotos das chapas após a soldagem, com junta de topo e junta sobreposta para ensaio de tração e cisalhamento, respectivamente.



FIG. 4.7: Foto das chapas após soldagem. As chapas foram usadas para o corte dos corpos-de-provas de ensaio de tração e de cisalhamento.

4.2 CORTE DOS CORPOS-DE-PROVAS - ANÁLISE DAS SOLDAS:

No intuito de determinar a influência do processo na qualidade da solda e nas propriedades mecânicas foram realizadas as seguintes análises: microscopia eletrônica e óptica, microdureza Vickers da seção transversal e ensaios de tração e cisalhamento, observando assim, as recomendações das normas.

Conforme mostrado nas FIG 4.8 na preparação dos corpos-de-provas para ensaio mecânicos as extremidades das chapas soldadas foram cortadas descartando-se 3,5 mm das laterais. Este procedimento foi adotado para obter a região mais homogênea do cordão, já que na fase inicial e final do cordão há maior possibilidade de serem gerados defeitos.

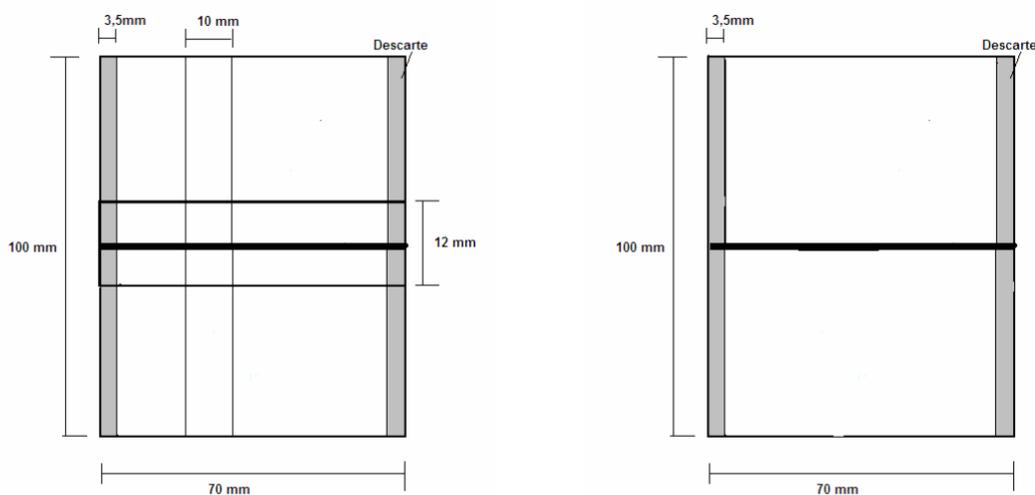


FIG. 4.8: Dimensões descartadas das chapas após soldagem e antes dos cortes dos cp para ensaios de cisalhamento e tração.

4.2.1 METALOGRAFIA E MICROSCOPIA ÓPTICA

Na análise metalográfica investigou-se a qualidade dos cordões de solda quanto à geometria, profundidade de penetração e presença de descontinuidades nas três zonas: zona termicamente afetada (ZTA), zona fundida (ZF) e metal de base (MB).

As seções transversais das amostras para análise do cordão foram retiradas de uma posição afastada 3,5mm das extremidades usinadas. A máquina utilizada para o corte das amostras foi do tipo serra fita, sem lubrificação (água ou óleo) durante o corte para evitar a contaminação dos cordões pelos fluidos de corte.

As amostras cortadas foram embutidas em resina baquelite preta. Segundo Van der Voort (1982) não é recomendado o uso da resina quando é desejado analisar formação de precipitados, esta advertência é devido a possibilidade do hidrogênio presente na resina, associado com a temperatura influenciar na formação de novos precipitados no titânio

Após o embutimento as amostras foram lixadas para retirar as imperfeições dos cortes e a seguir polidas. O lixamento e polimento foram executados em uma máquina automática da marca Buehler modelo Ecomet 6 com mecanismo superior porta-amostras modelo Automet 3 , as amostras foram fixadas em um porta-amostras (FIG. 4.9) circular Esse dispositivo permite o lixamento e polimento simultâneo semi-automático de 6 amostras. As amostras foram mantidas em rotação no sentido horário enquanto que a lixa circular no sentido anti-horário.

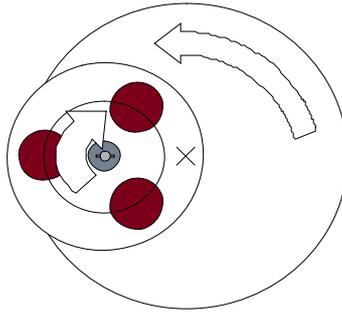


FIG. 4.9: Dispositivo de fixação e o sentido de rotação do porta-amostras e da lixa circular.

O lixamento foi feito com uma seqüência típica para metalografia. Foram utilizadas lixas de 120 mesh, com objetivo de retirar as rebarbas do corte feito pela serra fita. O lixamento foi realizado com a seleção no equipamento da: força de 2 lb e velocidade de rotação de 100 rpm durante 1 minuto.

Em todas as etapas do lixamento foi utilizada água corrente como lubrificante e refrigeração. Todas as amostras foram giradas em 90⁰ graus e lixadas, nessa posição, com os mesmos parâmetros da posição anterior.

Em etapas subseqüentes de lixamento foram utilizadas a seqüência de lixas, de 240, 400 e 600 mesh com uma força de 2 lb, velocidade de rotação de 100 rpm durante 2 minutos.

Após o lixamento, as faces das amostras foram polidas em duas fases. Em uma primeira fase foi utilizada alumina em suspensão de 1 μm por 10 minutos, velocidade de rotação de 300 rpm e força de 2 lb. E como fase final do processo de preparação metalográfica foi executada o polimento com alumina em suspensão de 0,3 μm com duração de 10 minutos.

Após polimento as amostras foram atacadas com 4 tipos de soluções com o objetivo de comprovar que o melhor reagente para o ataque segundo as referências bibliográficas é neste caso, a solução Kroll (100 ml de H₂O

destilada, 2 ml de HF 40% e 5 ml de HNO₃ 65%), ataque por 5 minutos. Além desta solução foram testados outras três soluções:

- 45% H₂O, 45% de HNO₃ e 10% de HF;
- 3 partes de HNO₃, 2 partes de Ácido Acético e 1 parte de HF; e
- 50 ml de glicerina, 20 ml HNO₃, 18 ml de ácido acético e 16 ml de HF.

Após a etapa de preparação as amostras foram observadas no microscópio óptico marca Olympus, modelo PME 3. Nesta observação, comprovou-se que o ataque com reagente Kroll possui uma revelação mais nítida das zonas de soldagem em um cordão.

4.2.2 ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios de tração foram executados com corpos-de-provas soldados e não soldados já o ensaio de cilhamento foi executado somente com cordões.

Os ensaios mecânicos de tração e cisalhamento foram executados com a máquina de ensaio universal da marca Emic modelo DL10.000, umidade relativa de 67%, temperatura de 24 °C e célula de carga de 1000 kgf.

Os cp de tração foram cortados a lasers na Central de Processamento de Materiais a Laser (CPML) do IPEN/SP e os de cisalhamento foram cortados em uma fresadora manual no SENAI-Usinagem/RJ.

4.2.2.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados conforme as normas AWS C7.2:1998 e ASTM E8M – 98, as quais indicam a velocidade de ensaio, forma e dimensão do corpo-de-prova (cp). A velocidade de ensaio para esse material foi de 1,0 mm/min e os cp com cordão de solda transversal localizado no centro das dimensões normalizadas como mostrado na FIG. 4.10. (SOUZA, 1982). De cada chapa foram cortados 4 cp

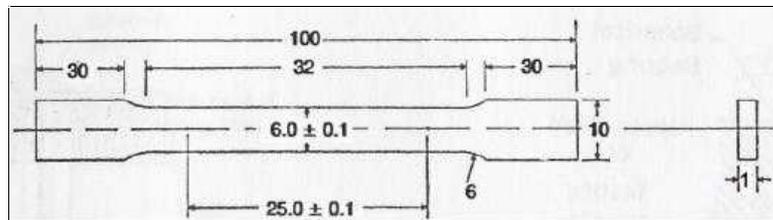


FIG. 4.10: Dimensões normalizadas do cp para ensaios de tração. Dimensões em milímetros.

Com base na norma no ensaio de tração foi considerada que a seção transversal do cp de 6 mm², supondo que a penetração total do cordão.

Com as medidas das dimensões do cordão usando o microscópio óptico foi possível calcular a resistência à tração considerando a seção transversal real.

4.2.2.2 ENSAIO DE CISALHAMENTO:

Os ensaios de cisalhamento foram realizados segundo a parte B3 da norma AWS B4.0M:2000, a qual indica a forma e dimensão do cp Os cp contêm 4 cordões de solda transversais localizados nas juntas sobrepostas das chapas, 2 cordões na superfície superior e 2 na oposta e as dimensões

foram normalizadas como mostrado na FIG. 4.11. A velocidade de ensaio utilizada foi similar ao ensaio de tração, 1,0 mm/min.

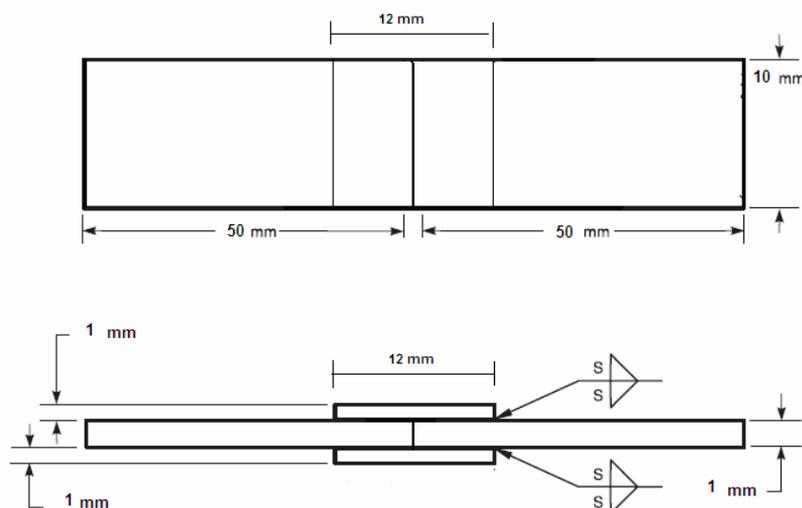


FIG. 4.11: Dimensões em milímetros dos CPs para o ensaio de cisalhamento.

Antes da execução do ensaio de cisalhamento, as quatro gargantas teóricas dos cordões foram medidas. As medidas foram feitas com auxílio de um microscópio óptico marca Carl Zeiss e modelo Stemi 2000-C com auxílio do software Axiovision 40 V4.4.1.0. De cada cp foi calculada a média aritmética dos valores da garganta. O valor médio da garganta teórica foi usada para o cálculo da resistência ao cisalhamento do CP.

Segundo a AWS A3.0 a garganta teórica de uma solda é definida como a dimensão da altura do maior triângulo inscrito na seção transversal da solda (FIG. 4.12).

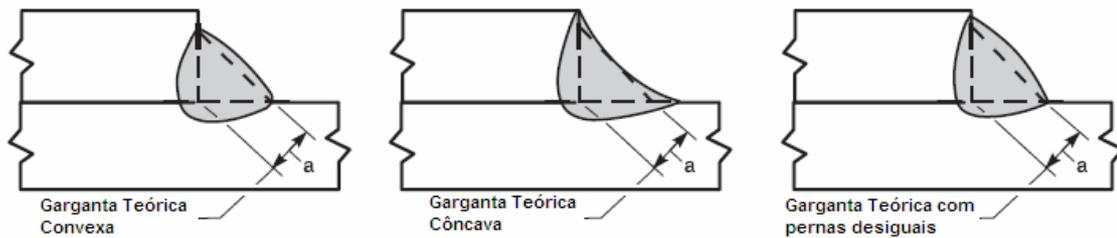


FIG. 4.12: Ilustração da medida da garganta teórica do cordão de solda.

A tensão cisalhante foi determinada através da divisão da carga máxima (P) do ensaio pela média das gargantas teóricas das soldas do cp (a) e pelo comprimento total do cordão de solda (l), conforme a equação abaixo:

$$\tau = \frac{P}{l \times a} \quad \text{Eq. 4.1}$$

Onde; l - comprimento total do cordão de solda

a - comprimento médio da garganta

4.2.3 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado segundo a norma ASTM E384-89 (1997) com um microdurômetro Buehler, modelo Micromet 2003. No ensaio foi empregada uma carga estática de 300 gf durante 15 segundos.

O ensaio teve o objetivo de traçar o perfil de microdureza do cordão de solda, apresentando a variação de dureza na ZTA, ZF e MB.

4.2.4 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV)

No microscópio eletrônico de varredura marca JEOL, modelo JSM 5800LV foram investigadas a morfologia da superfície de fratura dos cp com o objetivo de definir os modos de fratura.

4.3 ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Com o auxílio do Excel os resultados foram analisados estatisticamente pelo teste One-Way ANOVA ($p < 0,05$) para verificar a significância da variação dos parâmetros de soldagem (potência e largura) nos resultados dos ensaios de tração, cisalhamento e microdureza. Foi aplicado o Pos Hoc de tukey para comparar os resultados.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO E CISALHAMENTO

5.1.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

5.1.1.1 CONSIDERANDO À PENETRAÇÃO REAL

Com base na FIG. 5.1 o limite de resistência para um carregamento de tração ou compressão é calculada pela equação abaixo:

$$\sigma = F / hl \quad \text{Eq. 5.1}$$

onde h é a garganta da solda e l o comprimento da solda.

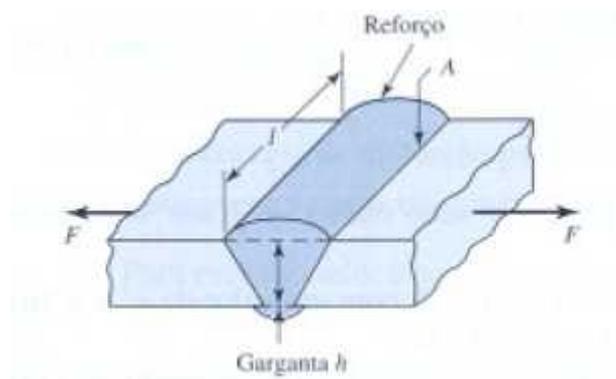


FIG. 5.1: Esquema da junta de topo típica de soldagem com metal de adição, porém para uma solda autógena os reforços de face e raiz não ocorrerão na maioria das vezes.

Na FIG. 5.1 é possível observar que o reforço não está sendo considerado como garganta. Em alguns casos o reforço pode ser desejado, porém, pode atuar como concentrador de tensão no ponto A, no caso de existirem esforços de fadiga o reforço deve ser retirado. No presente trabalho

não foi usado metal de adição, em consequência não houve a formação de reforço.

Os valores da força máxima obtida no ensaio de tração, largura do cordão, profundidade de penetração e os valores da resistência à tração calculada com base na equação 5.1 estão apresentados na TAB. 5.1.

Tab 5.1: Valores da força máxima, largura do cordão, profundidade de penetração e tensão média calculada conforme equação 5.1.

Amostra	Força (kN)	Largura (mm)	Profundidade (μm)	Limite de Resistência teórica (MPa)
1	400/4	265,6	10	584,7
2	400/6	298,4	10	1191,9
3	400/8	260,5	10	654,1
4	420/4	284,4	10	638,0
5	420/6	534,5	10	1134,4
6	420/8	234,8	10	482,0
7	450/4	371,4	10	762,4
8	450/6	196,7	10	1028,8
9	450/8	259,4	10	870,6

5.1.1.2 CONSIDERANDO PENETRAÇÃO TOTAL (NORMA)

Em todos os cp soldados às fraturas foram localizadas na região de união como apresentado na FIG. 5.2. Mostra-se na FIG. 5.3 as curvas obtidas no ensaio de tração das amostras do grupo 1. Na FIG. 5.4 são mostradas as curvas representativas dos 9 grupos de amostras submetidas ao ensaio de tração.

É possível observar na FIG. 5.4 que os grupos 5T e 7T apresentaram maior resistência à tração que os demais. O grupo 5T apresentou resistência média à tração mais próxima do grupo não soldado.

Os valores do limite de resistência à tração dos cp dos diferentes grupos estão mostrados na TAB. 5.2. É possível observar que existe uma variação significativa na resistência dos cp de alguns grupos. Este comportamento pode ser associado às descontinuidades (defeitos) introduzidas em cada grupo. As descontinuidades ocorrem devido ao processo ter sido executado manualmente (soldador) permitindo variações bruscas de ângulo de incidência do feixe em relação à superfície da chapa e distância focal induzindo variações no diâmetro do “spotsize” e na energia absorvida pelo material.



FIG. 5.2: Foto do cp fraturado evidenciando a fratura no cordão de solda.

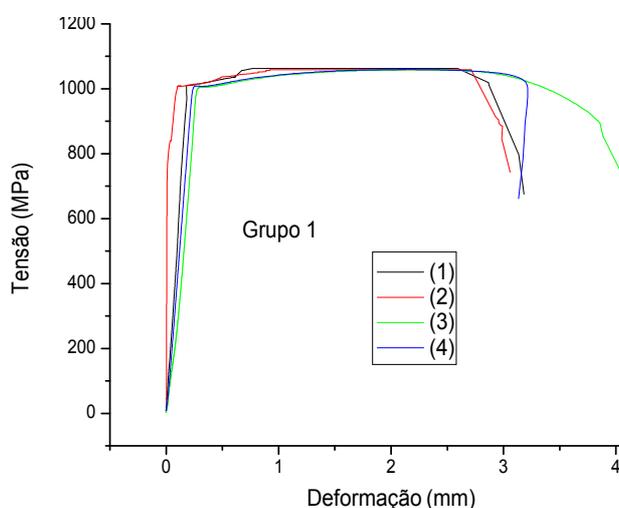


FIG. 5.3: Gráfico de ensaio de tração do grupo sem cordão soldado (grupo 1).

A deformação máxima das amostras do grupo não soldado (FIG. 5.3 e TAB. 5.2) foi da ordem de 3 mm. Os grupos soldados 4T e 7T apresentaram deformação máxima da ordem de 0,8mm, isto representa redução de 76% da deformação em relação ao grupo 1. Porém, a resistência à tração apresentou redução de 58% e 46%, respectivamente. O grupo 5T

apresentou menor redução na resistência à tração em relação ao grupo 1, da ordem de 21%, no entanto a deformação reduz em 87%. Era esperada a redução da deformação plástica do material com a soldagem uma vez que o processo a laser gera resfriamentos bruscos da matriz provocando um aumento da resistência e diminuição da ductilidade comprovando as afirmações da literatura. (Jovanović et al, 2004)

As amostras do grupo 4T apresentaram variação na resistência à tração (valor máximo e valor mínimo) da ordem de 49%, esta variação foi de 17% para o grupo 5T. Esta análise comprova que a movimentação manual da peça provoca variações significativas nas propriedades mecânicas em um mesmo grupo soldado, ou seja não há homogeneidade da qualidade da união.

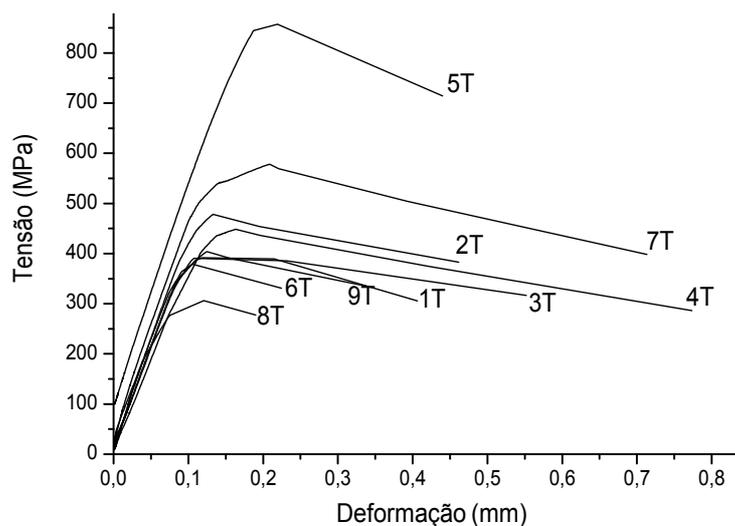


FIG. 5.4: Gráfico da tensão normal X deformação relativo ao cálculo considerando a norma. Média das curvas de cada um dos 9 grupos soldados.

Em primeira observação o grupo 7T poderia ser considerado como o grupo de amostras que apresentou a melhor combinação de resistência à tração e deformação. Porém analisando a variação dos resultados ensaiados observa-se que o grupo 7T apresentou variação da ordem de 37%. O grupo 5T apresentou melhores resultados em relação à resistência à tração, da ordem de 860 MPa, e variação dos resultados de 17%. Com o emprego dos

parâmetros de soldagem do grupo 5T é possível obter o melhor procedimento de fabricação e melhor reprodutibilidade.

TAB 5.2: Limite de resistência à tração, resistência média à tração, variação dos resultados (máximos-mínimos) e alongamento médio dos cp de cada grupo.

Amostras (Grupos)	σ_t (MPa)				Variação %	σ_t méd (MPa)	Alongamento ϵ (%)
	cp1	cp2	cp3	cp4			
1	1063,7	1060,1	1059,1	1059,2		1060,5	13,5
1T	601,7	370,6	434,1	370,6	45,2	392,0	1,6
2T	575,1	388,7	522,6	465,6	32,4	478,2	1,8
3T	488,5	355,6	475,6	384,8	27,2	390,4	2,2
4T	565,8	288,0	503,3	503,3	49,1	448,4	3,1
5T	955,1	796,0	908,2	836,4	16,7	857,5	1,8
6T	336,1	395,1	408,8	336,1	17,8	379,1	0,9
7T	793,1	499,6	619,2	547,5	37,0	578,0	2,8
8T	384,6	259,9	352,2	281,6	32,4	306,1	0,8
9T	415,2	383,0	482,8	383,0	20,7	403,7	1,4

Na TAB. 5.3 estão apresentados os valores do limite de resistência à tração, calculado com base na penetração parcial e os ensaiados com base na norma que considera penetração total em toda espessura do cp. Os valores obtidos de resistência à tração com penetração real são maiores que os calculados com penetração total, devido a redução de seção resistente provocando concentração de tensão na região.

A variação dos resultados de resistência mecânica de cada grupo evidencia uma maior ou menor densidade de descontinuidades introduzidas com os parâmetros de soldagem de cada um. Observa-se que os grupos 4T, 5T, 6T e 7T apresentaram as menores diferenças entre os limites de resistências à tração máximo e mínimo evidenciando uma menor densidade de descontinuidades e uma melhor reprodutibilidade dos resultados.

TAB 5.3: Valores do limite de resistência à tração calculada com base na equação 5.1(teórico) e com emprego dos dados da TAB. 5.1 (ensaio).

Amostra	Tensão (MPa)	Tensão (MPa)	Diferença (%)
	Penetração Total	Penetração real	
1T	392,0	584,7	32,9
2T	478,2	1191,9	59,9
3T	390,4	654,1	40,3
4T	448,4	638,0	29,7
5T	857,5	1134,4	24,4
6T	379,1	482,0	21,3
7T	578,0	762,4	24,2
8T	306,1	1028,8	70,2
9T	403,7	870,6	53,6

5.1.2 ENSAIO DE CISALHAMENTO

Para o cálculo da resistência ao cisalhamento das amostras foram utilizadas duas metodologias:

- Com base nas dimensões da garganta: tensão teórica
- Com base na norma AWS: tensão normalizada

5.1.2.1 TENSÃO TEÓRICA CONSIDERANDO AS PERNAS E GARGANTA DE SOLDA

Com base no esboço da solda sobreposta mostradas na FIG. 5.5 e 5.6 é possível medir as dimensões da seção resistente para calcular a tensão cisalhante. Que será considerada como tensão cisalhante teórica. Mostra-se na FIG. 5.6 o detalhe de uma porção que foi isolada como um corpo livre para demonstração da fórmula que será apresentada.

Com base na FIG. 5.6, para o ângulo θ , o sistema de forças em cada união consiste da força normal F_n e da força cisalhante F_s . As forças nas direções x e y , são:

$$F_s = F \times \text{sen}\theta$$

$$F_n = F \times \text{cos}\theta$$

Eq. 5.2

Com o uso da lei dos senos para o triângulo das FIG.s 5.5 e 5.6 tem-se:

$$\frac{1}{\text{sen}45^\circ} = \frac{h}{\text{sen}(90^\circ - \theta + 45^\circ)} = \frac{h}{\text{sen}(135^\circ - \theta)} = \frac{\sqrt{2}h}{\text{cos}\theta + \text{sen}\theta} \quad \text{Eq. 5.3}$$

Para o comprimento de garganta t , obtemos :

$$t = h/(\text{cos}\theta + \text{sen}\theta) \quad \text{Eq. 5.4}$$

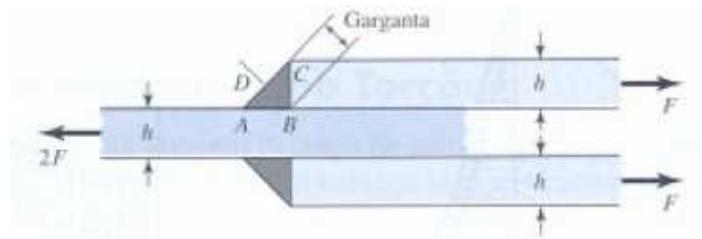


FIG. 5.5: Solda transversal sobreposta ou de filete.

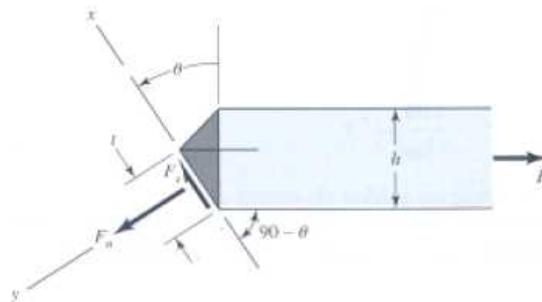


FIG. 5.6: Detalhe da junta soldada da FIG. 5.5 que foi isolada.

A tensão cisalhante nominal para o ângulo θ na união, τ , é:

$$\tau = \frac{F_s}{A} = \frac{F \text{sen}\theta (\text{cos}\theta + \text{sen}\theta)}{h \times l} = \frac{F (\text{sen}\theta \text{cos}\theta + \text{sen}^2\theta)}{h \times l} \quad \text{Eq. 5.5}$$

De acordo com a equação 5.5 e com os valores de força máxima, perna de solda (FIG. 5.7) e ângulo θ de cada grupo foi calculada a tensão cisalhante máxima prevista. Os valores estão apresentados na TAB. 5.4.

TAB 5.4: Força máxima do ensaio, pernas de solda, o ângulo θ e a τ_{\max} teórica.

Amostra (Grupo)	Força máx. (kgf)	Perna horizontal (μm)	Perna vertical (μm)	Ângulo θ	τ_{\max} teórica (MPa)
1c	370,29	364,99	400,48	$60,8^{\circ}$	613,84
2c	302,24	266,29	283,06	58°	569,77
3c	319,20	197,4	277,47	20°	508,98
4c	451,64	432,03	394,78	$60,6^{\circ}$	575,58
5c	419,38	310,54	290,75	48°	506,83
6c	331,54	413,47	372,75	61°	351,35
7c	334,17	270,47	307,01	$76,9^{\circ}$	775,14
8c	419,91	229,05	266,30	$66,6^{\circ}$	832,56
9c	518,59	483,55	337,06	$4,1^{\circ}$	425,00

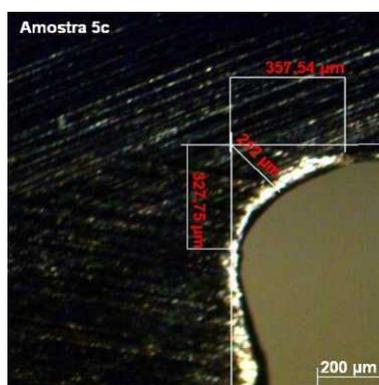


FIG. 5.7: Foto das medidas da garganta e das pernas desiguais do cordão de solda.

5.1.2.2 T E N S Ã O N O R M A L I Z A D A
CONSIDERANDO A GARGANTA
(NORMA)

A tensão cisalhante calculada conforme a norma AWS B4.0M:2000 na parte B3 de teste de cisalhamento estabelece que o cálculo é feito segundo a equação 5.6 e será considerada como tensão cisalhante máxima normalizada.

$$\tau = \frac{P}{l \times a} \quad \text{Eq. 5.6}$$

Onde l é o comprimento total dos cordões e “ a ” é a média dos valores de garganta de solda dos cordões.

As medidas das dimensões da garganta foram realizadas em cada um dos quatro cordões existentes no cp, como apresentado na FIG. 5.8. Com base nos valores obtidos calculou-se a média aritmética dos comprimentos das gargantas para cada cp e a média dos valores da garganta de cada grupo.

Nas análises com microscopia óptica foi possível observar que os cordões dos 9 grupos analisados apresentaram um perfil transversal do tipo face côncava e pernas desiguais na junta de ângulo do tipo sobreposta. O perfil côncavo ocorreu devido à ausência de metal de adição no processo e as pernas desiguais foram possivelmente provocadas devido ao ângulo θ de incidência do feixe na junta ter sido diferente de 45° , causada pela movimentação manual da chapa.

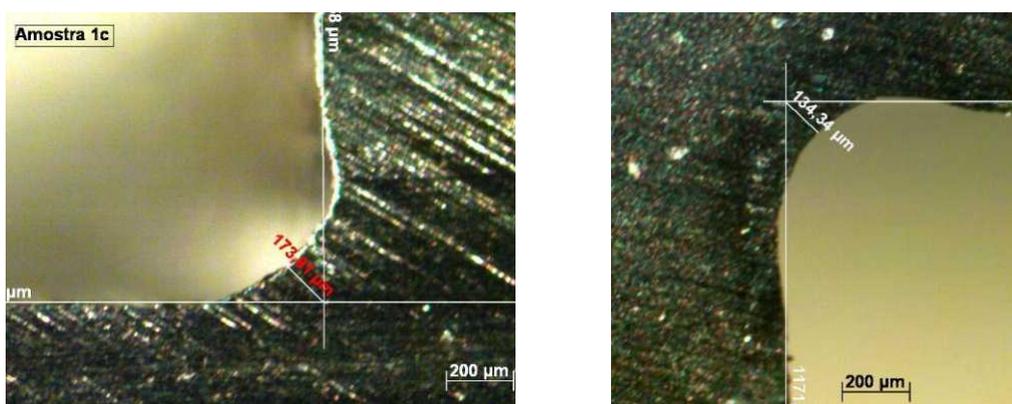


FIG. 5.8: Foto transversal da solda sobreposta e a da garganta teórica dos cordões.

Na TAB. 5.5 são apresentados os valores das dimensões da garganta necessários para o cálculo da tensão cisalhante.

TAB 5.5: Valores dos comprimentos médio das gargantas dos cp e a média aritmética entre os grupos.

Amostra (Grupo)	Garganta Teórica (μm)				Média (μm)
	cp1	cp2	cp3	cp4	
1c	180,12	183,36	173,81	174,58	177,97
2c	140,45	145,98	134,34	143,25	141,01
3c	189,3	184,37	182,4	185,67	185,43
4c	217,27	210,34	209,14	211,78	212,13
5c	212	210,56	217,58	215,43	213,89
6c	272,2	267,31	274,3	271,8	271,40
7c	116,76	110,57	114,57	112,36	113,56
8c	137,89	132,45	134,34	136,32	135,25
9c	349,8	344,34	343,68	345,69	345,88

Com as médias dos valores das dimensões da garganta, forças máximas obtidos no ensaio e comprimentos totais dos cordões de cada cp, foram calculadas as tensões de cisalhamento normalizadas máximas para cada grupo ensaiado, os quais estão apresentados na TAB. 5.6.

Comparando-se os valores das tensões cisalhantes teóricas calculadas com base na equação 5.5 com a tensão normalizada conforme

recomendação da norma AWS e a equação 5.6, podemos observar que os valores teóricos são superiores. No cálculo teórico é considerado o ângulo θ em que a perna da solda faz com a garganta teórica. Este acréscimo é um fator multiplicativo que a teoria considera como importante. Este fator permite variações entre a resistência cisalhante teórica e ensaiada, na faixa de 5,1% a 17,1%. Isto implica que dependendo da importância do projeto soldado, o fator deve ser considerado na fórmula da norma.

TAB 5.6: Força máxima dos ensaios, resistência ao cisalhamento, valores teóricos da resistência ao cisalhamento e porcentagem de diferença entre a resistência normalizada e a teórica.

Amostra (Grupo)	F_{máx} (kgf)	τ_{\max} normalizada (MPa)	τ_{\max} Teórica (MPa)	Alongamento ϵ (%)	Diferença (Norma/Teoria) (%)
1c	370,29	510,10	613,84	0,8	16,9
2c	302,24	525,49	569,77	1,2	7,8
3c	319,20	422,03	508,98	2,1	17,1
4c	451,64	521,98	575,58	2,6	9,3
5c	419,38	480,70	506,83	1,8	5,1
6c	331,54	299,50	351,35	1,7	14,7
7c	334,17	721,45	775,14	1,1	6,9
8c	419,91	761,17	832,56	1,2	8,57
9c	518,59	367,58	425,00	1,8	13,5

Todos os cp de cisalhamento fraturaram no cordão de solda como apresentado na FIG. 5.9. Na maioria dos cp as fraturas ocorreram simultaneamente em dois ou mais cordões provocando a separação das duas partes unidas. No entanto, alguns cp apresentaram uma curva com formato diferente do esperado (FIG. 5.10), nestes casos a fratura ocorreu em duas fases: inicialmente ocorreu em um dos cordões gerando uma queda suave da resistência e em uma segunda fase, houve aumento suave da resistência mecânica até a fratura provocando a separação das partes soldadas. Este fato comprova que devido ao processo manual, as peças soldadas ficam com folgas e desalinhadas significativamente permitindo concentração das forças em um dos cordões do cp.

As curvas representativas de resistência ao cisalhamento dos grupos são apresentadas na FIG. 5.11, permitindo conclusões quanto ao comportamento de cada um.



FIG. 5.9: Foto do cp fraturado evidenciando a fratura no cordão de solda.

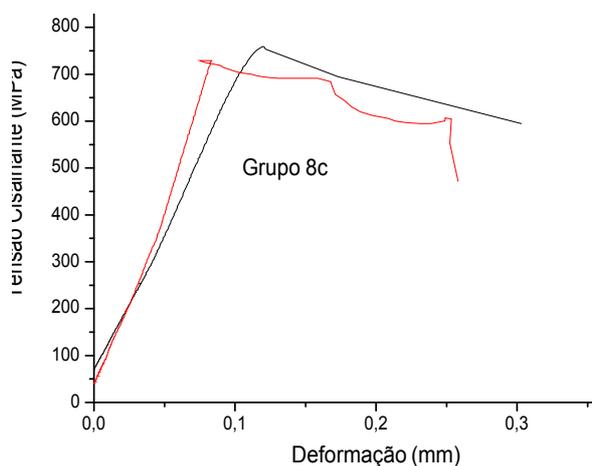


FIG. 5.10: Gráfico da tensão cisalhante X deformação do grupo 8c.

Os grupos 8c e 7c apresentaram o maior limite de resistência ao cisalhamento. Além de possuírem as maiores resistências ao cisalhamento, apresentaram a menor variação entre a tensão máxima e mínima, da ordem de 8%. Os grupos 1c, 2c, 3c, 5c e 9c apresentam variação entre o valor máximo e mínimo da ordem de 18% e os grupos 4c e 6c da ordem de 29%.

Em projetos em que há necessidade de se considerar a presença de esforços cisalhantes, os parâmetros de soldagem a laser usados na união das amostras dos grupos 8c e 7c seriam mais adequados. Porém,

dependendo do projeto os grupos que obtiveram variação de 18% e resistência cisalhante da ordem de 500MPa podem ser utilizados.

As deformações cisalhantes foram da mesma ordem de grandeza das deformações obtidas no ensaio de tração. O grupo 4c apresentou deformação de 0,7 mm e os demais entre 0,3 e 0,6 mm. Esta diferença de deformação entre os grupos esta associada à variação de descontinuidades internas do cordão.

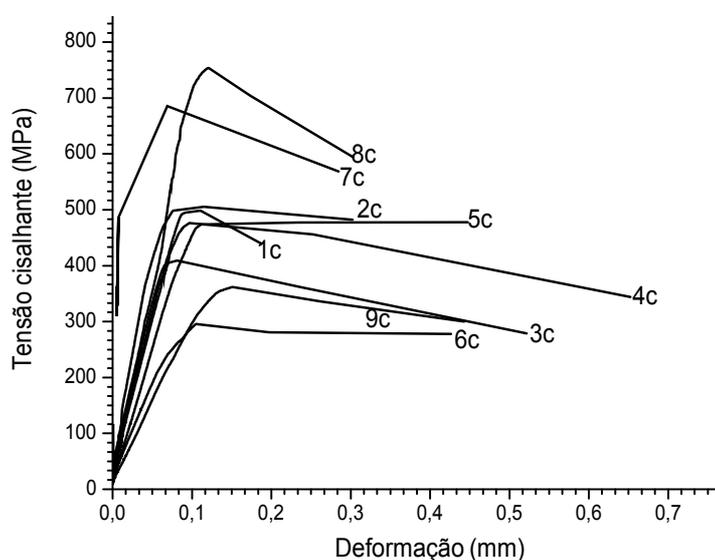


FIG. 5.11: Gráfico da tensão cisalhante X deformação das médias das curvas dos Cp dos 9 grupos soldados.

5.2 ANÁLISE DOS MODOS DE FRATURAS

Após os ensaios de tração as superfícies de fratura foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Além de identificar os modos de fratura foram observadas descontinuidades nas superfícies.

A FIG. 5.12 mostra a superfície de fratura na amostra sem cordão. É observar uma superfície de fratura com característica de dúctil com

microcavidades com baixa profundidade. Esta morfologia ocorre em casos que o modo de fratura é tipicamente dúctil. (Choe et al, 2005)

As superfícies fraturadas dos cp com solda estão apresentadas nas FIG.s 5.13 e 5.14. Apresentam morfologia de grão equiaxial com menor tamanho que a amostra não submetida à soldagem. Caracterizando o refino de grão devido ao resfriamento brusco gerado pelo processo laser.

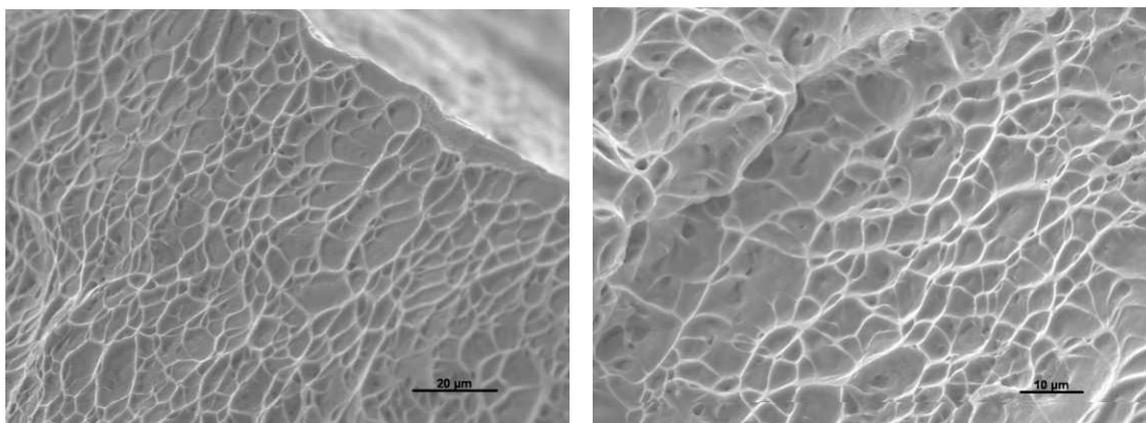


FIG. 5.12: Morfologia da superfície de fratura do cp sem cordão de solda submetidos ao ensaio de tração. Fratura dúctil.

Comparando-se as morfologias das fraturas mostradas na FIG. 5.12 e 5.13 é possível observar uma diminuição do tamanho das microcavidades, por este motivo era esperado que as amostras soldadas tivessem limite de resistência maior que o dos corpos-de-provas não soldados, entretanto os valores referentes aos grupos soldados alcançaram valores da ordem de 400 e 900 MPa e os não soldados da ordem de 1050 MPa. O esperado não ocorreu devido à profundidade de penetração do cordão ser parcial (FIG. 5.14 e 5.15) gerando menor área de seção transversal resistente e, ainda, pela densidade de defeitos encontrados nos cordões. Supondo que ocorresse a penetração total, seria esperado que o limite de resistência fosse da ordem de 1400 MPa.

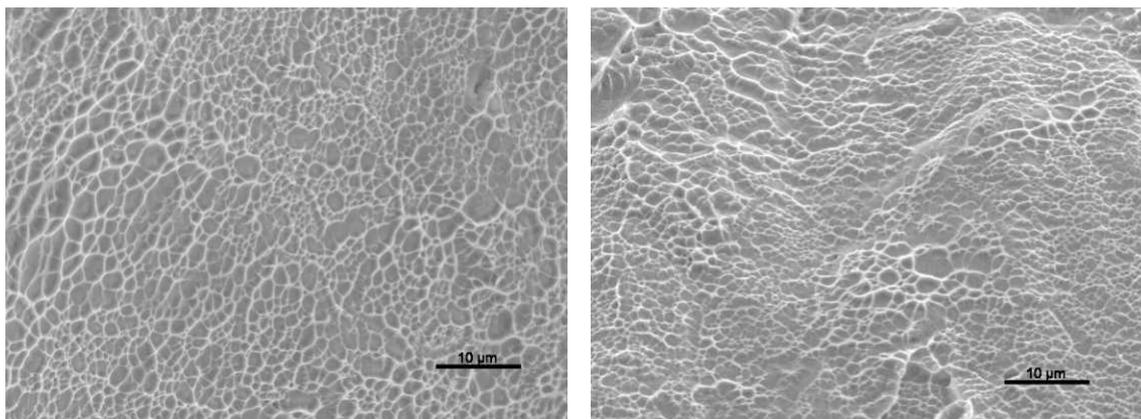


FIG. 5.13: Morfologia da superfície de fratura. a) cp do grupo 5T; b) cp do grupo 7T. Característica dúctil com microcavidades menores.

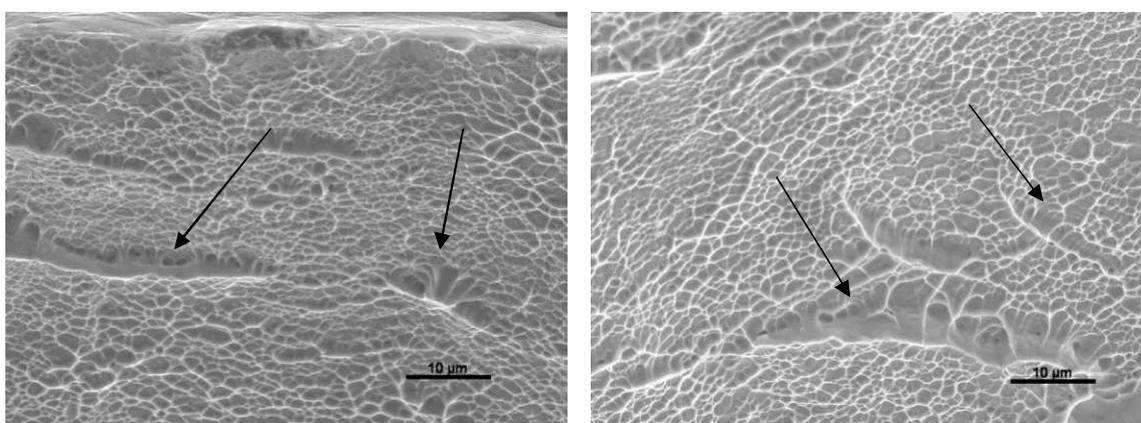


FIG. 5.14: Morfologia da superfície de fratura. a) cp do grupo 3T; b) cp do grupo 6T. Característica dúctil com microcavidades menores além de cavidades alongadas indicando a presença de defeitos.

Com a análise da superfície de fratura podem ser observadas algumas descontinuidades nos cordões. Na FIG. 5.14 podem ser observadas microcavidades alongadas na superfície de fratura. A presença dos defeitos justifica a redução da resistência à tração e a deformação.

Mostra-se nas FIG.s 5.15 e 5.16 a região da face do chanfro. É possível observar que a fratura ocorreu no cordão de solda e a penetração foi parcial e deficiente. Na FIG. 5.15 (grupos 1T e 8T) são observados poros e vazios na raiz da solda e descontinuidade da penetração ao longo do comprimento do cordão, indicados pelas setas. As amostras do grupo 8T

apresentaram maior densidade e tamanho de descontinuidades do que as demais. Esta característica justifica a causa da menor resistência à tração.

Na FIG. 5.15 a) é mostrada na face do cordão superior as marcas dos pulsos laser (indicado pela seta), permitindo observar que ocorreu superposição de pulsos.

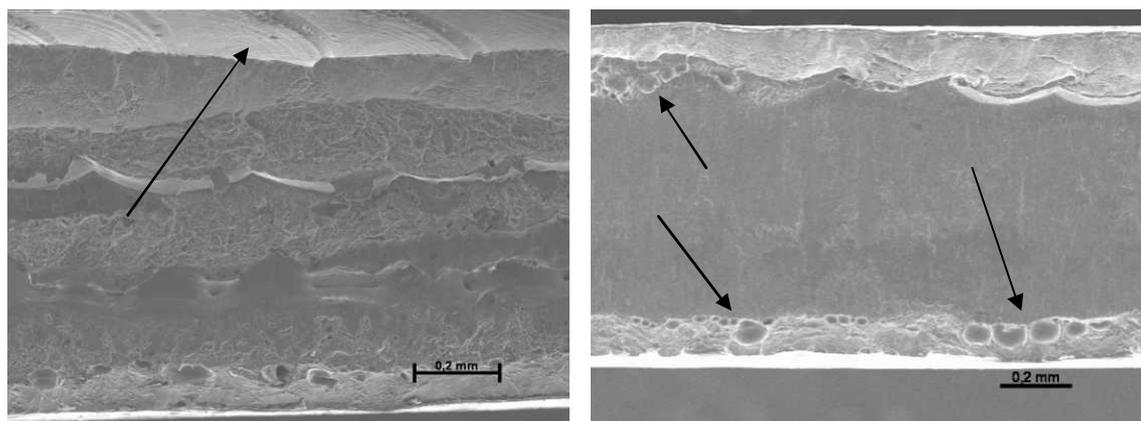


FIG. 5.15: Morfologia da espessura fraturada do cp da junta soldada. a) cp do grupo 1T; b) cp do grupo 8T.

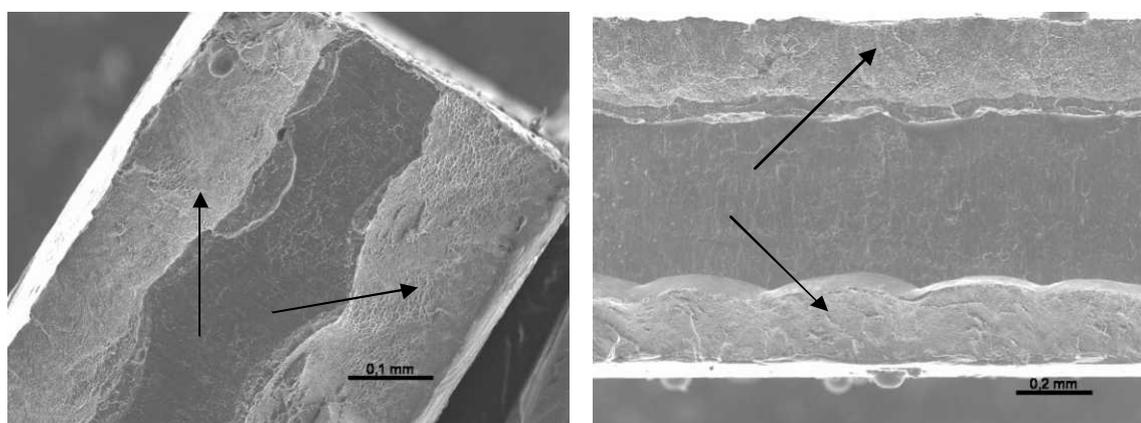


FIG. 5.16: Morfologia da superfície de fratura. a) cp do grupo 5T; b) cp do grupo 7T.

Na FIG. 5.16 são observadas as superfícies de fratura dos grupos 5T e 7T que apresentaram maior penetração (indicado pelas setas), melhor uniformidade na penetração ao longo do comprimento do cordão e

menor densidade de poros e vazios, proporcionando a estes grupos resistência à tração superior aos demais.

5.3 MICRODUREZA VICKERS

Nas seções de solda foram executados ensaios de microdureza Vickers com uma carga de 300gf. As medidas foram feitas ao longo de uma linha paralela a superfície e situada à profundidade de aproximadamente 50 μm . Nas FIG. 5.17, 5.18 e 5.19 são apresentados os perfis de microdureza obtidos dos grupos.

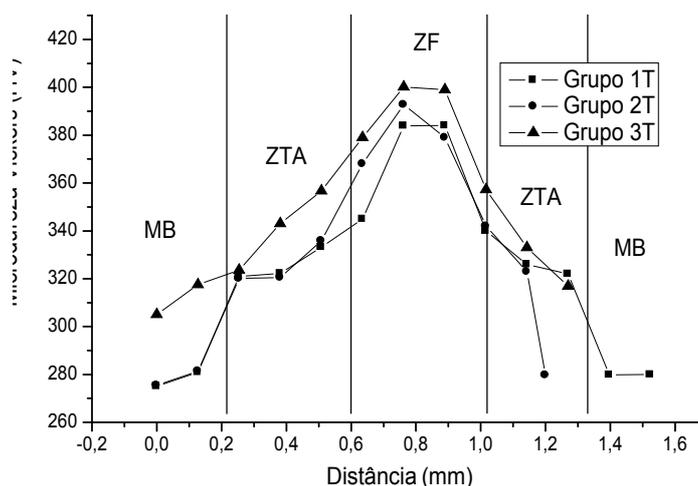


FIG. 5.17: Perfil de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda em função da distância ao centro da solda da união dos grupos 1T, 2T e 3T.

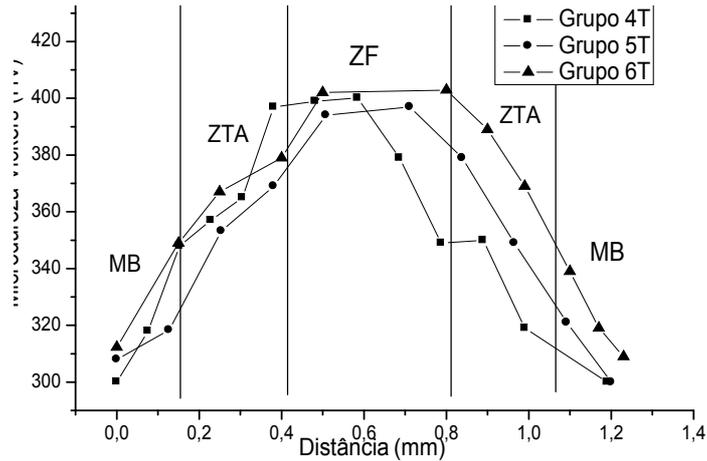


FIG. 5.18: Perfil de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda em função da distância do centro da solda da união dos grupos 4T, 5T e 6T.

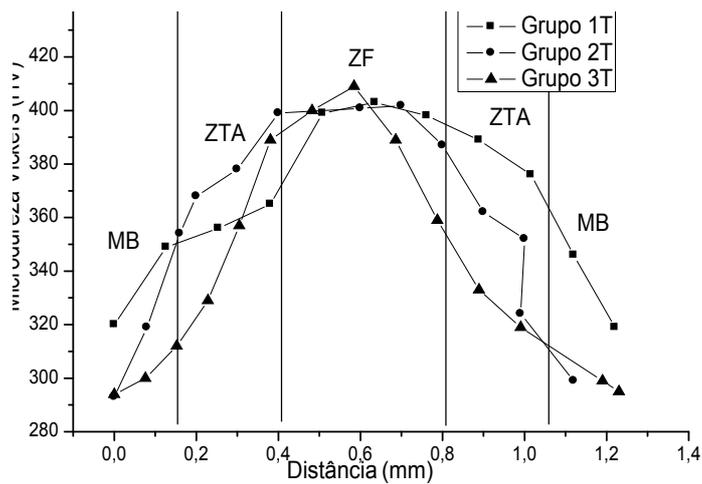


FIG. 5.19: Perfil de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda em função da distância do centro da solda da união dos grupos 7T, 8T e 9T.

Na TAB. 5.7 são apresentadas as médias e o desvio padrão de microdureza Vickers das amostras ao longo da área transversal de cada zona (ZF, ZTA e MB).

Os valores de microdureza das amostras foram semelhantes aos encontrados na literatura (KAHRAMAN, 2007). É evidenciada a maior dureza

na zona fundida, sugerindo que há formação de fase α' martensítica na zona fundida, devido ao resfriamento brusco com a soldagem. Na ZTA encontra-se menor dureza, possivelmente em razão de uma menor fração transformada de martensita na matriz. No metal de base (MB) a dureza é menor ainda, sugerindo uma fase mais dúctil com mistura de grãos alfa e beta.

TAB 5.7: Dureza das regiões do cordão de solda: MB, ZTA e ZF.

Amostra (Grupo)	Microdureza Vickers (HV)		
	MB	ZTA	ZF
1T	279,8 ± 20	322,7 ± 20	383,2 ± 20
2T	275,5 ± 20	320,4 ± 20	392,1 ± 20
3T	305,8 ± 20	356,4 ± 20	400,1 ± 20
4T	302,4 ± 20	365,9 ± 20	398,8 ± 20
5T	308,6 ± 20	347,3 ± 20	390,2 ± 20
6T	312,5 ± 20	367,5 ± 20	403,6 ± 20
7T	324,5 ± 20	365,3 ± 20	401,7 ± 20
8T	292,6 ± 20	350,8 ± 20	399,7 ± 20
9T	293,9 ± 20	333,7 ± 20	410,1 ± 20

5.4 METALOGRAFIA

Entre os quatro tipos de soluções químicas usadas na metalografia, observou-se que o reagente Kroll revelou a microestrutura e as zonas do cordão, comprovando o sugerido pela literatura. (Danielson, Wilson & Alman, 2003) Os demais reagentes não revelaram as zonas do cordão e a microestrutura e até provocaram corrosão excessiva localizada dificultando a identificação das zonas do cordão, isto ocorre quando utilizado o primeiro reagente como mostrado na FIG. 5.20.

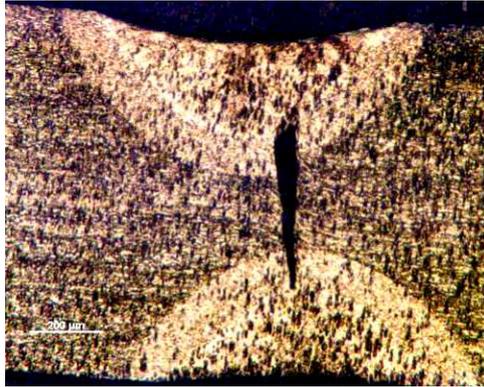


FIG. 5.20: Morfologia da região de solda com ataque metalográfico Kroll.

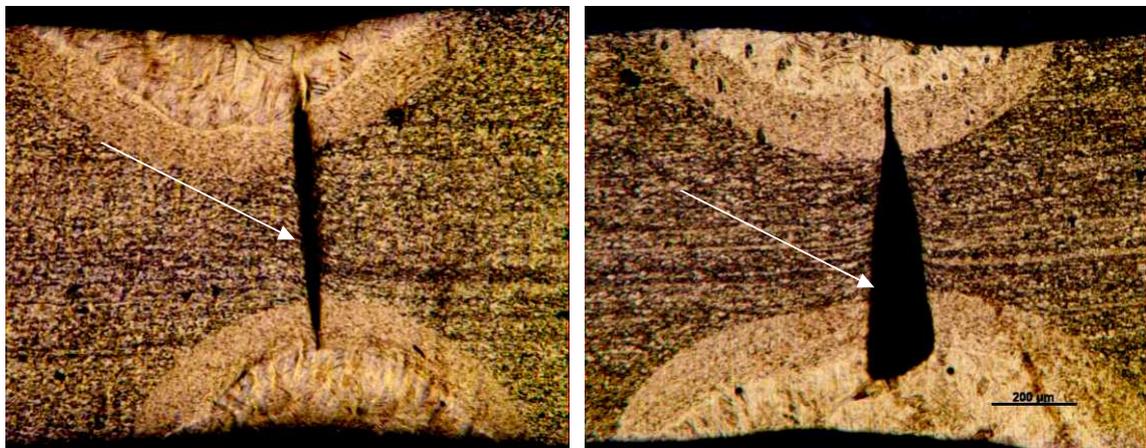


FIG. 5.21: Macro-textura do cordão de solda. a) grupo 3T; b) grupo 6T.

Foram evidenciadas com o ensaio metalográfico as seguintes características: a profundidade de penetração dos dois cordões existentes no cp de cada grupo, presença de discontinuidades, tamanho das zonas do cordão e morfologia estão apresentadas na FIG. 5.21, é observado também uma região escura, muito parecido com uma trinca, entretanto é a separação entre as duas chapas (indicadas pela seta) devido a falta de penetração do cordão.

Na FIG. 5.21 são mostradas as regiões dos cordões. Pode-se observar a formação de uma concavidade na face da solda conhecida como: deposição insuficiente na face de solda, nomenclatura AWS usada mesmo não sendo utilizado material de adição depositado. Esta discontinuidade atua como um concentrador de tensão e ocorreu devido à solda autógena, ou seja,

sem material de adição. Para evitar este tipo de descontinuidade em uma solda autógena deve-se projetar a junta a ser soldada da mesma forma que a apresentada na FIG 2.11 (2). Na FIG 5.21 é indicado com uma seta a separação entre as chapas devido a falta de penetração da chapa.

Na TAB. 5.8 são mostradas a profundidade de penetração e a largura da ZTA.

TAB 5.8: Profundidade de penetração e largura da ZTA das amostras dos grupos submetidos ao ensaio de tração.

Grupo	Profundidade (μm)	Largura da ZTA (μm)
1T	445,14	105,4
2T	245,34	114,9
3T	390,3	117,6
4T	436,86	85,2
5T	461,74	109,4
6T	249,52	139,0
7T	477,38	136,0
8T	187,37	145,2
9T	291,99	146,0

Os valores da TAB. 5.8 evidenciam que a maior profundidade de penetração ocorreu com os grupos 7T (477,38 μm) e 5T (461,74 μm), comprovando a análise que foi feita anteriormente no MEV. Nos ensaios de tração foi observado que o grupo 5T possui a maior resistência. Porém, com base na profundidade de penetração seria esperado que o grupo 7T apresentasse a maior resistência mecânica. Porém, o grupo 7T possui pequenos poros e separação entre as peças da ordem de 101 μm , enquanto que esta separação no grupo 5T foi da ordem de 60 μm , agindo de forma a reduzir a resistência da amostra. Além disso, observa-se que o grupo 4T possui uma profundidade de 436,86 μm porém este grupo apresentou separação entre as peças de 36,23 μm e poros da ordem de 51,8 μm , proporcionando significativa redução da resistência à tração em relação aos grupos 5T e 7T.

Os grupos 9T e 8T apresentaram maior largura de ZTA. Constatou-se que a largura aumenta de forma crescente, quanto maior a potência do feixe maior foi a ZTA do cordão.

Mostra-se na FIG. 5.22 as microestruturas das regiões do perfil do cordão. Todos os grupos apresentaram microestruturas semelhantes nas regiões do cordão.

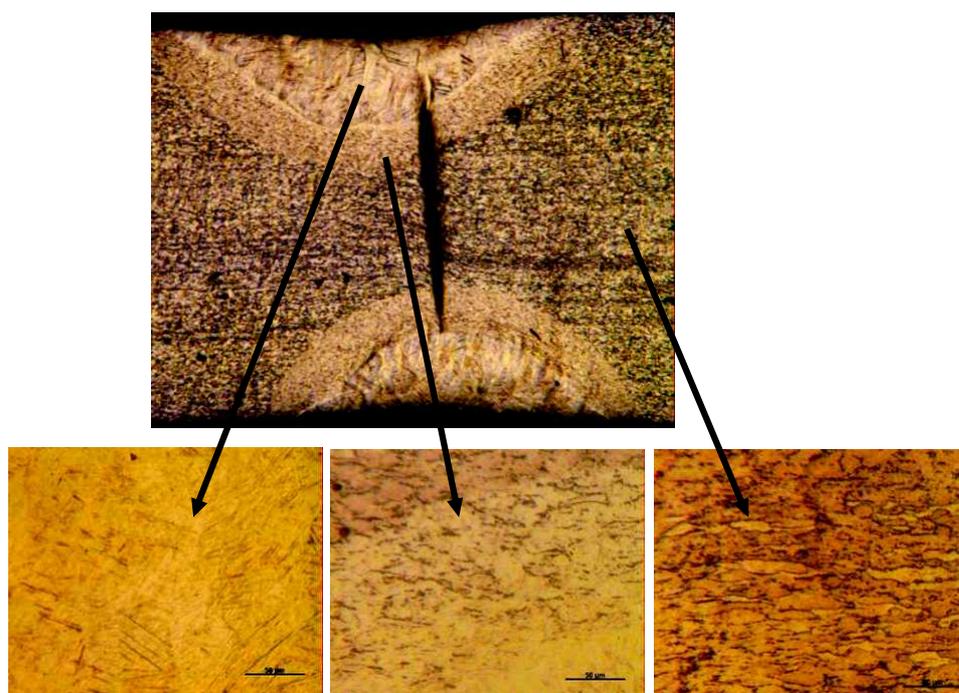


FIG. 5.22: Perfil do cordão com as microestruturas da zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB).

A zona fundida do cordão (FIG. 5.23) apresenta microestrutura do tipo α' (estrutura α supersaturada conhecida como martensita) que é evidenciado pelas agulhas de estrutura alfa (α). Comprovando uma taxa de resfriamento brusca a partir da fusão do metal, formando a fase martensita no titânio.

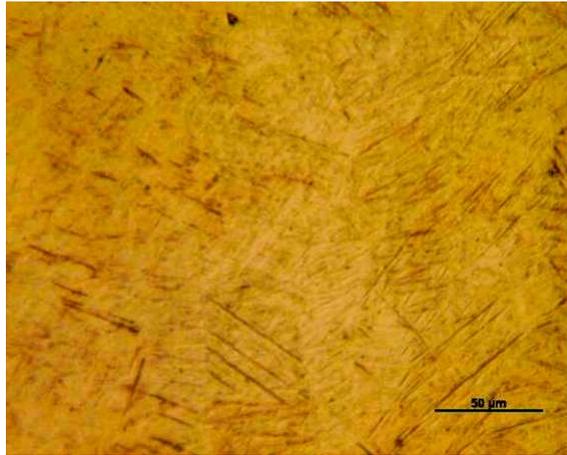


FIG. 5.23: Microestrutura da zona fundida (ZF). Agulhas da fase α supersaturada caracterizando a estrutura alfa prime (martensita) ou α' .

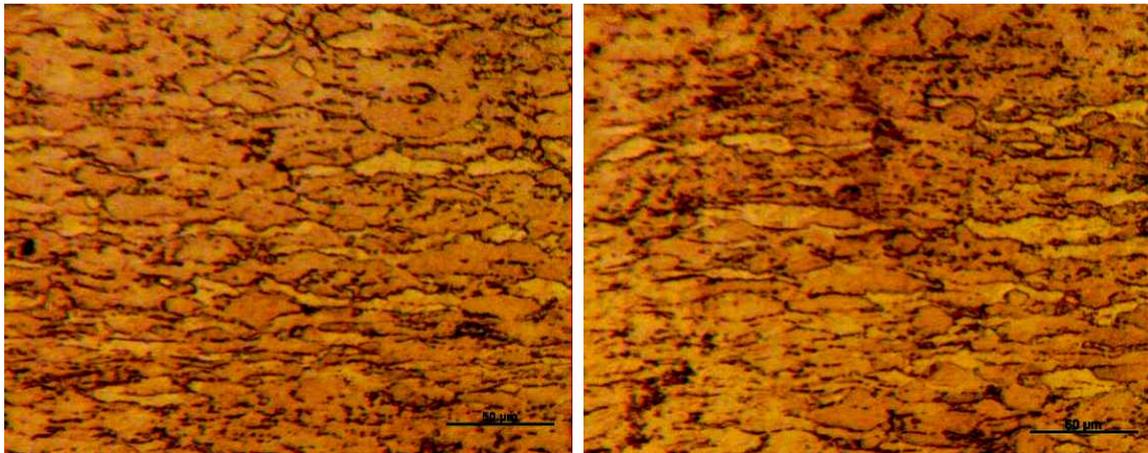


FIG. 5.24: Microestrutura do metal de base (MB). Grãos alfa aciculares com áreas de fase beta nos contornos de grãos

Na FIG. 5.24 é apresentado à microestrutura do metal de base com grãos alfa aciculares em cor clara (alaranjada) e com áreas de fase beta nos contornos de grão em preto.

A FIG. 5.25 mostra a microestrutura da ZTA do cordão de solda. A microestrutura é grãos alfa primários equiaxiais em uma matriz de martensita α' evidenciando que essa região sofreu um resfriamento brusco a partir de uma temperatura entre 900° e 950°C .

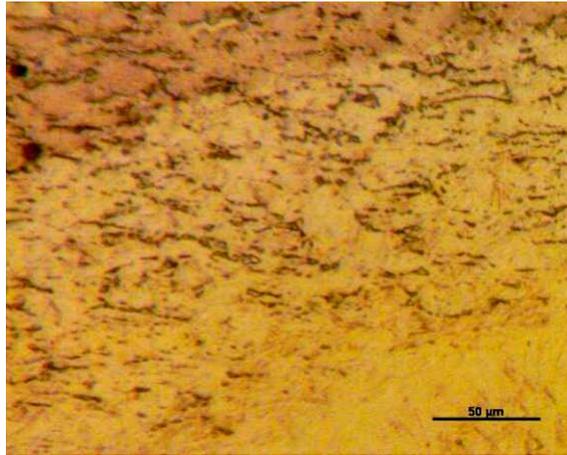


FIG. 5.25: Microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) Alfa primário equiaxial em uma matriz de alfa primário ou α' .

5.5 ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS

Todas as análises gráficas foram feitas com os resultados obtidos pela norma em que considera a penetração total.

Quanto à resistência à tração temos que:

Na FIG. 5.26 observa-se uma tendência de aumento de resistência em relação à potência do laser em 4 e 8 ms de largura de pico. Observa-se maior resistência em 420 W e largura de pico de 6 ms, este valor destaca-se por apresentar desvio padrão menor e uma resistência maior que os demais. Esta variação brusca na curva pode estar associada ao processo ter sido executado manualmente ou por existir um ponto de máxima qualidade de solda e reprodutibilidade dos resultados com a combinação desses parâmetros de soldagem (420 W e 6 ms).

Na FIG. 5.27 o comportamento das curvas sofre uma tendência de aumento com o aumento da potência, permitindo concluir que quanto maior a potência, maior a resistência ao cisalhamento e maior reprodutibilidade do processo quando em 4 ms e 6ms.

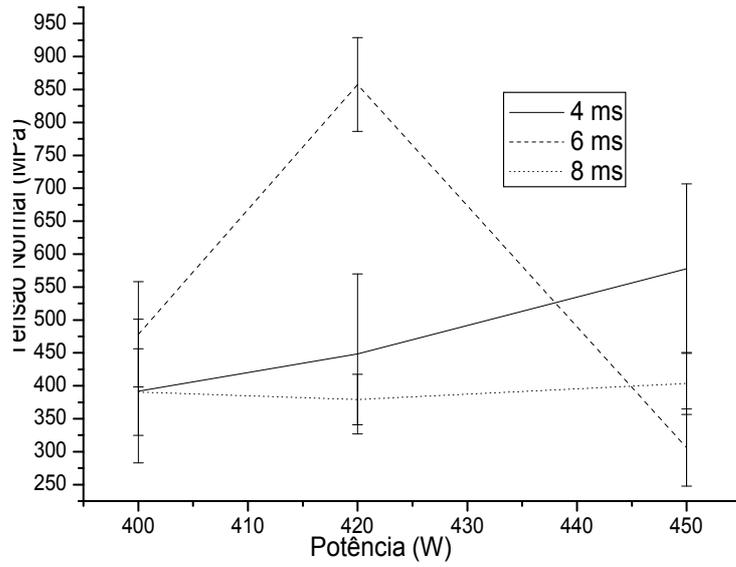


FIG. 5.26: Influência da potência do laser na resistência à tração para larguras de pico de 4, 6 e 8 ms.

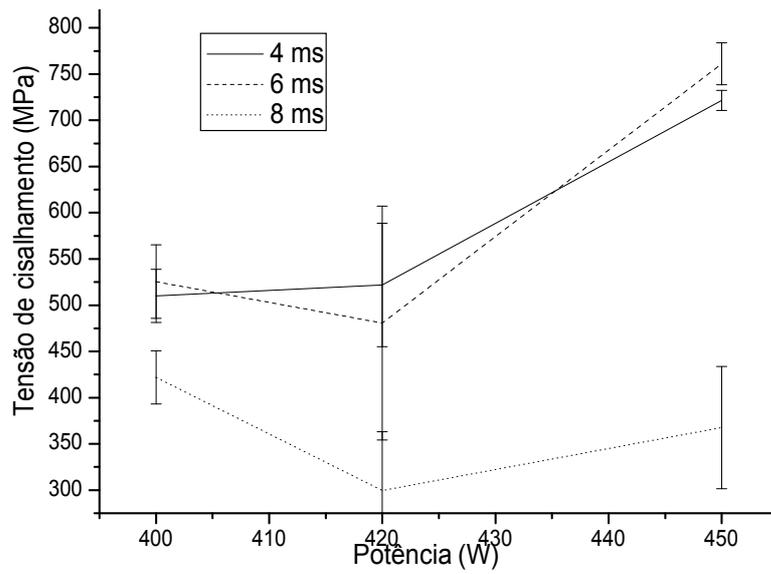


FIG. 5.27: Influência da potência do laser na resistência ao cisalhamento para larguras de pico de 4, 6 e 8 ms.

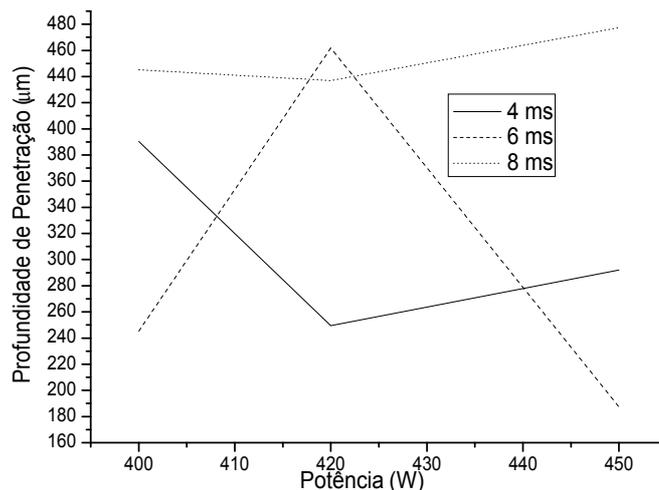


FIG. 5.28: Influência da potência do laser na profundidade de fusão (penetração) para larguras de pico de 4, 6 e 8 ms.

Na FIG. 5.28 para a curva de 8 ms é observado o aumento da profundidade de penetração do cordão quando aumentada a potência do feixe. Esta curva comportou-se conforme o esperado. No entanto, a curva de 6ms apresentou maior penetração em 420 W e uma redução significativa na penetração para as potências de 400 e 450 W. A curva de 4 ms apresentou redução na penetração em 420 W em relação às potências de 400 e 450W. Isto evidencia que dependendo da combinação dos parâmetros têm-se variação de comportamento da qualidade da solda.

5.6 ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Na tabela 5.9 e 5.10 são apresentados os resultados da análise estatística One-Way ANOVA com nível de significância de 95% considerando duas possibilidades:

- 3 grupos com aumento de potência e largura fixa;
- 3 grupos com aumento de largura de pico do laser e potência fixa.

TAB 5.9: Valores médios de microdureza das regiões das amostras e resultados da análise estatística considerando o aumento da potência do laser e largura de pico fixa.

Grupo Análise	P (W)	Larg. Pico (ms)	HV MB	HV ZTA	HV ZF	σ_t	τ_{max}	Prof. Fusão	Larg. ZTA
1	400	4	279,80	322,70	383,20	392,00	510,10	445,14	105,40
1	400	6	275,50	320,40	392,10	478,20	525,49	245,34	114,90
1	400	8	305,80	356,40	400,10	390,40	422,03	390,30	117,60
2	420	4	302,40	365,90	398,80	448,40	521,98	436,86	85,20
2	420	6	308,60	347,30	390,20	857,50	480,70	461,74	109,40
2	420	8	312,50	367,50	403,60	379,10	299,50	249,52	139,00
3	450	4	324,50	365,30	401,70	578,00	721,45	477,38	136,00
3	450	6	292,60	350,80	399,70	306,10	761,17	187,37	145,20
3	450	8	293,90	333,70	470,10	403,70	367,58	291,99	146,00

TAB 5.10: Resultado da análise One-Way ANOVA entre as médias das resistências e dureza de cada grupo.

		Sum of Squares	df	Mean Square	F	Sig.
Largura da ZTA	<i>Entre os grupos</i>	1861,549	2	930,774	3,499	,098
	<i>Nos grupos</i>	1595,967	6	265,994		
	<i>Total</i>	3457,516	8			
Profundidad e de Penetração	<i>Entre os grupos</i>	6282,989	2	3141,495	,206	,819
	<i>Nos grupos</i>	91371,36	6	15228,560		
	<i>Total</i>	97654,35	8			
τ_{max}	<i>Entre os grupos</i>	53178,50	2	26589,254	1,245	,353
	<i>Nos grupos</i>	128148,9	6	21358,151		
	<i>Total</i>	181327,4	8			
σ_t	<i>Entre os grupos</i>	37624,78	2	18812,391	,639	,560
	<i>Nos grupos</i>	176669,8	6	29444,976		
	<i>Total</i>	214294,6	8			
HV ZF	<i>Entre os grupos</i>	1750,696	2	875,348	1,523	,292
	<i>Nos grupos</i>	3448,033	6	574,672		
	<i>Total</i>	5198,729	8			
HV ZTA	<i>Entre os grupos</i>	1119,816	2	559,908	2,147	,198
	<i>Nos grupos</i>	1564,920	6	260,820		
	<i>Total</i>	2684,736	8			
HV MB	<i>Entre os grupos</i>	726,669	2	363,334	1,756	,251
	<i>Nos grupos</i>	1241,300	6	206,883		

	<i>Total</i>	1967,969	8			
--	--------------	----------	---	--	--	--

Com base na análise estatística dos resultados dos grupos da TAB. 5.9 em que se considera o aumento da potência do laser, foi observado que a média dos resultados (TAB. 5.10) não apresentam diferenças estatisticamente significativas no nível considerado. No entanto as médias dos resultados de largura de ZTA são significativos a um nível de significância de 90%.

TAB 5.11: Grupos analisados estatisticamente considerando o aumento da largura de pico do laser e potência fixa.

Grupo Análise	P (W)	Larg. Pico (ms)	HV MB	HV ZTA	HV ZF	σ_t	τ_{\max}	Prof. Fusão	Larg. ZTA
5	400,00	4,00	279,80	322,70	383,20	392,00	510,10	445,14	105,40
5	420,00	4,00	302,40	365,90	398,80	448,40	521,98	436,86	85,20
5	450,00	4,00	324,50	365,30	401,70	578,00	721,45	477,38	136,00
6	400,00	6,00	275,50	320,40	392,10	478,20	525,49	245,34	114,90
6	420,00	6,00	308,60	347,30	390,20	857,50	480,70	461,74	109,40
6	450,00	6,00	292,60	350,80	399,70	306,10	761,17	187,37	145,20
7	400,00	8,00	305,80	356,40	400,10	390,40	422,03	390,30	117,60
7	420,00	8,00	312,50	367,50	403,60	379,10	299,50	249,52	139,00
7	450,00	8,00	293,90	333,70	470,10	403,70	367,58	291,99	146,00

Analisando a segunda possibilidade com base nos dados da TAB. 5.11 considerando o aumento da largura de pico e permanecendo fixa a potência. Concluiu-se que não são significativos estatisticamente com nível de significância de 95%. Porém as médias dos resultados da resistência ao cisalhamento são estatisticamente significativas a um nível de 90% de confiança.

TAB 5.12: Resultado da análise estatística One-Way ANOVA das médias de cada grupo.

		Sum of Squares	d f	Mean Square	F	Sig.
Largura da ZTA	<i>Entre os</i>	968,002	2	484,001	1,166	,373
	<i>Nos grupos</i>	2489,513	6	414,919		
	<i>Total</i>	3457,516	8			
Profundidade de Penetração	<i>Entre os</i>	44485,753	2	22242,877	2,510	,161
	<i>Nos grupos</i>	53168,597	6	8861,433		
	<i>Total</i>	97654,350	8			
τ_{\max}	<i>Entre os</i>	100185,36	2	50092,682	3,704	,090
	<i>Nos grupos</i>	81142,052	6	13523,675		
	<i>Total</i>	181327,41	8			
σ_t	<i>Entre os</i>	36624,062	2	18312,031	,618	,570
	<i>Nos grupos</i>	177670,57	6	29611,762		
	<i>Total</i>	214294,63	8			
HV ZF	<i>Entre os</i>	1838,682	2	919,341	1,642	,270
	<i>Nos grupos</i>	3360,047	6	560,008		
	<i>Total</i>	5198,729	8			
HV ZTA	<i>Entre os</i>	310,629	2	155,314	,393	,692
	<i>Nos grupos</i>	2374,107	6	395,684		
	<i>Total</i>	2684,736	8			
HV MB	<i>Entre os</i>	243,389	2	121,694	,423	,673
	<i>Nos grupos</i>	1724,580	6	287,430		
	<i>Total</i>	1967,969	8			

6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos pode-se concluir:

a) Quanto à influência dos parâmetros de soldagem das peças soldadas na resistência mecânica à tração e cisalhamento:

O grupo 5T (potência de 450W e largura de pico de 4ms) foi o que apresentou maior resistência à tração (857,5 MPa) e ao cisalhamento (480,7MPa) seguido do grupo 7T (potência de 420W e largura de pico de 6ms). O alongamento percentual do grupo 5T foi de 1,8%.

O grupo 7T apresentou resistência à tração de 578,0 MPa, resistência ao cisalhamento de 721,4 MPa com variação percentual dos resultados entre os cp da ordem de 37%. O alongamento percentual (2,8%) do grupo 7T foi 76% inferior sem solda.

b) Quanto ao formato do cordão, descontinuidades, profundidade de penetração e largura da ZTA;

As amostras soldadas manualmente a laser apresentam: poros, vazios, falta de penetração, descontinuidade da penetração do cordão e deposição insuficiente.

c) Quanto à microdureza do cordão:

Entre as amostras analisadas a microdureza Vickers média no MB foi igual a 308,6 HV, na ZTA igual 347,3 HV e na ZF igual a 390,2 HV. Os valores não sofrem variação significativa entre os grupos.

d) Quanto à morfologia:

Observou-se formação de fase martensítica α' na zona fundida. Na zona termicamente afetada houve formação de menor percentual de martensita e a presença de grãos alfa equiaxiais.

Por fim, a técnica de soldagem a laser do Ti ASTM grau 5 é promissora e atende às necessidades dos laboratórios protéticos na fabricação de próteses com qualidade trazendo uma melhor resistência mecânica e evitando a fratura do componente durante sua utilização no paciente.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O uso de maiores potência poderia proporcionar a criação de uma poça de fusão com dimensões maiores, acarretando maior profundidade de penetração.

Utilização de um dispositivo detector para quantificar energia gerada e que atinge a superfície da peça.

Realizar o controle da vazão do gás através do difusor e variar o ângulo de incidência da coluna de gás de proteção em relação à superfície da peça.

Uso de um dispositivo de fixação da peça soldada para evitar as variações bruscas que ocorrem com a operação manual da chapa.

Novo projeto de uma junta para evitar deposição insuficiente na face do cordão ou utilização de metal de adição.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASM (Ed.). **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials: Wrought Titanium and Titanium alloys**. 10. ed. Eua: Asm Internacional, 1998;
- AWS COMMITTEE ON HIGH-ENERGY BEAM WELDING AND CUTTING (Eua). **Recommended Practices for laser beam welding, Cutting, and drilling**. C 7.2:1998 Florida, 1998. 108 p;
- BERETTA, José Roberto. **Solda a laser em materiais dissimilares com laser de Nd: YAG pulsado**. 2005. 120 f. Tese (Doutorado) - Departamento de Cla, Ipen, São Paulo, 2004;
- BEZERRA, Roberto Messias, SOUZA, Paulo César Rioli Duarte de, RAMIRES, Ivan *et al.* **Corrosion resistance and microstructure of the cp.ti welded by laser applied for prosthesis supported by implants**. *Eclét. Quím.* [online]. 1999, vol.24 [cited 24 July 2006], p.113-124. Available from World Wide Web: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0100-46701999000100009&lng=en&nrm=iso>. ISSN 0100-4670;
- CAIAZZO, F. et al. **Ti6Al4V sheets lap and butt joints carried out by CO2 laser: mechanical and morphological characterization**. *Journal Of Materials Processing*, Salerno, Italy, p. 546-552. 7 dez. 2003;
- CAMBRIDGE. Twi (Org.). **Titanium information and technical support**. Disponível em: http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/twi_profile.html>. Acesso em: 10 mar. 2006;
- CHAI, Tsongji; CHOU, Chia Kai. **Mechanical properties of laser-welded cast titanium joints under different conditions**. *The Journal Of Prosthetic Dentistry*, Taipei, Taiwan, p. 477-483. Apr. 1998;

- C. F. Yplton, F. H. Froes e R. F. MAlone, **Alloy Elements Effects in Metastable Titanium Alloy**, Metall Trans. A, vol 10^a, 1979, p132-134;
- J. B. Cotton, **Chem. Eng. Prog.**, vol 66, n^o 10, 1970, p57;
- OH, Jinkeun et al. **Correlation of fatigue properties and microstruture in investment cast Ti-6Al-4V welds**. Materials Science And Engineering, Republic Of Korea, p.232-242, 14 mar. 2002;
- R. B. Sparks e J. R. Long, **Improved Manufacturing Methods for Producing High Integrity More Reliable Titanium Forgings**, AFML TR – 73 – 301, Wyman Gordon Company, Feb 1974;
- W. A. Baeslack e D. W. Becker, **Advances in Titanium Alloy Welding Metallurgy**, J. Met., Vol 36 – n^o 5, 1984, p 46-58;
- TWI (United Kigdom). Twi. **Welding titanium: a designers and users handbook**. Cambridge, 1999. 33 p.;
- JESUÍNO, G. A. et al. Propriedades Mecânicas e Resistência à Corrosão da Liga Ti-4Al-4V obtida da reciclagem da liga Ti-6Al-4V. **Materials Research**, São Carlos, v. 2, n. 4, p.66-69, 2001. Disponível em: <http://www.scielo.br/>
- CACCESE, V. et al, **Effect of weld geometric profile on fatigue life of cruciform welds made by laser/GMAW processes**, Marine Structures, USA, june 2006;
- READY J. F. **Indústrial Applications of Lasers** Ed. Academic Press. 2^a ed., ISBN 0125839618, 1997.
- STEEN, W. M., **Laser Material Processing**. Ed Springer-Verlag 2^a ed., ISBN 3540761748, 1998.
- SEMAK, V. V., KNOROVSKY, G. A., MAC CALLUM, D. O. On possibility of microwelding with laser beams. **J. Phys. D: Appl Phys.**; n. 36, p 2170-2174, 2003.

- UENISHI, K., SEKI, M. KUNIMASA, T. YAG laser Micro Welding of Stainless steel nad shape Memory Alloy, **Proc of Third Intern. Symp. Laser Precision Microfabrication**, SPIE, v. 4830, p 57-63, 2003.
- BINDA, B, CAPELLO, E, PREVITALLI, B. A semi-empirical modelo f the temperature field in the AISI 304 laser welding. **J. Materials Processing Technology**; n. 155-156, p. 1235-1241, 2004.
- BRUGGEMANN, G., MAHRLE, A., BENZIGER, T, Comparison of experimental determined and numerical simulated temperature fields for quality assurance at laser beam welding of steels and aluminium alloyings. **NDT&E International**; n.33, p. 453-463, 2000.
- BYOUNG, C. K. et al. Investigation on effect of laser pulse shape during Nd:YAG laser microwelding of thin Al sheet by numerical simulation. **Metallurgical and Materials Trans. A.**, v. 33A, p.1449-1457,2002.
- DU, J. et al. Laser marginal lap microwelding for ultra thin sheet metal. **J. Laser Applications**, v.14, n.1, p.4-8, 2002.
- WETTER, N. U., ROSSI, W. **ICS Lectures on Indústrial Applicaplications of Lasers**. Unido Publication – Spero Penha Morato – Editor, Viena, Áustria. ISBN – 921106402, 93 pgs., 2000.
- HEL, X. FUERSCHBACH, P. W., DEBROY, T., Heat transfer and fluid flow during laser spot welding of 304 stainless steel. **J. Phys. D: Appl. Phys.**; n.36, p.1388-1398, 2003.
- KAISER, E., SCHÄFER, P. Pulse shaping optimizes the quality of pulsed seam and spotwelds. **Lasers in Manufacturing 2005** – Proceedings of Third Internacional WLT-Conference on Lasers in Manufacturing, p. 695-698, Munich, Germany, June 2005.
- JIN, X., LI, L., ZHANG, Y. A heat transfer model for deep penetration laser welding based on an actual keyhole. **Int J. Heat and Mass Transfer**, n. 46, p. 15-22, 2003.
- LEE, J. Y et al, Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding. **J. Physics D: applied physics**, n.35, p. 1570-1576, 2002.

- KI, H., MOHANTY, P. S., MAZUMDER, J. Modeling of laser keyhole welding: part 1. Mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution. **Metalurgical and Materials Trans. A.**, v.33A, p.1817-1830, 2002.
- KI, H., MOHANTY, P. S., MAZUMDER, J. Modeling of laser keyhole welding: part 2. Mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution. **Metalurgical and Materials Trans. A.**, v.33A, p.1830-1842, 2002
- MACKWOOD, A. P., CRAFER, R. C., Thermal modeling of laser welding and related processes: a literature review. **Optics & Laser Technology**, v. 37, p.99-115, 2005.
- HO, C. Y., WEN, M. Y. Distribution of Intensity adsorbed by the keyhole wall in laser processing. **J. Materials Processing Technology**; n. 145, p.303-310, 2004.
- SUN, Z., KARPPI, R. The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview. **J. Materials Processing Technology**; n.59, p.257-267, 1996.
- KLOTZBACH, A. Sensor guided welding system for YAG – laser applications. **Lasers in Manufacturing 2005** – Proceedings of third Internacional WLT- Conference on lasersin Manufacturing, pp. 17-19, Munich, Germany, June 2005.
- AWS A3.0;
- ; Gas protection optimization during Nd:YAG laser welding. **Optics & Laser Technology**, Le Creusot - France, n. 37, p.647-651, 2005;
- ; Optimization of Nd:YAG laser welding parameters for sealing small titanium tube ends. **Materials Science & Engineering**, Daejeon, n. 415, p.149-155, 2006;
- CASALINO, G.; CURCIO, F.; MINUTOLO, F. Memola Capece. Investigation on Ti6Al4V laser welding using statistical and Taguchi approaches. **Materials Processing Technology**, Bari - Italy, n. 167, p.422-428, 2005;

- DANIELSON, Paul; WILSON, Rick; ALMAN, David. Plates of commercially pure titanium were welded and microscopically analyzed to understand the influence of joining variables on weld microstructures. **Advanced Materials & Processes**, Oregon - Usa, n. , p.39-42, fev. 2003;
- HENNIG, Richard G. et al. Impurities Block the alfa to w Martensitic Transformation in Titanium. **Condensed Matter, Materials Science, And Chemistry**: Theorical Division Nuclear Weapons Program Highlights, Ohio, n. 05-3853, p.44-45, jun. 2005;
- JESUÍNO, G. A. et al. Propriedades Mecânicas e Resistência à Corrosão da Liga Ti-4Al-4V obtida da reciclagem da liga Ti-6Al-4V. **Materials Research**, São Carlos, v. 2, n. 4, p.66-69, 2001;
- KUO, T. Y.; LIN, H.c.. Effects os pulse level of ND:YAG laser on tensile properties and formability of laser weldments in automotive aluminium alloys. **Materials Science & Enginnering**, Taiwan, p. 281-289. out. 2005;
- LUO, Lianbgshun et al. Formaton of Titanium hydride in Ti-6Al-4V alloy. **Alloys And Compounds**, China, p. 1-5. 6 jan. 2006;
- OH, Jinkeun et al. Correlation of fatigue properties and microstruture in investment cast Ti-6Al-4V welds. **Materials Science And Engineering**, Replubic Of Korea, n. , p.232-242, 14 mar. 2002;
- SITTIG, C. et al. Surface caracterizacion of implant materials cp Ti, Ti-6Al-7Nb and Ti-6Al-4V with different pretreatments. **Journal Of Materials Science: Materials in Medicine**, Zürich, p. 35-46. set. 1997;
- TWI (United Kingdom). Twi. **Welding titanium**: a designers and users handbook. Cambridge, 1999. 33 p.;
- USA. Aws. American Welding Society (Org.). Welding Science and Tecnology: : Test methods for evaluating welded joints. In: AMERICAN WELDING SOCIETY (Usa). **Welding Handbook**: Welding science and technology. 9. ed. Miami. 2000. Cap. 6, p. 240-295;

VOORT, George F. Vander. **Metallography**: Principles and Practice. Taiwan: Central Book Company, 1984. 733 p;

METALOGRAFIA de ligas de titânio utilizadas em implantes cirúrgicos
Disponível:

<http://www.spectru.com.br/Metalurgia/Nova%20pasta/titanio.htm>.

Acesso em: 12 set. 2006;

BABU, N. Kishore et al. Correlation of microstruture with mechanical properties of TIG weldments of Ti-6Al-4V made with and without current pulsing. **Materials Characterization**, Chenai India, n. 06059, p.xxx-xxx, 03jun.2006;f

KAHRAMAN, Nizamettin. The influence of welding parameters on the joint strength of resistance spot-welded titanium sheets. **Materials & Design**, Karabük, Turkey, n. 28, p.420-427, 2007;

H-S. Lee et al. A study on diffusion bonding os superelastic Ti-6Al-4V ELI grade. *J. Mater. Process. Tech.* (2007),
doi:10.1016/j.jmatprotec.2006.11.215;

CHOE, Heeman et al. Effect of tugsten additions on the mechanical proprieties of Ti-6Al-4V. **Materials Science & Engineering**, Evanston-usa, n. 396, p.99-106, 2005;