

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**SOLDAGEM EM LAMINAS FINAS DE HASTELLOY
C-276 POR LASER PULSADO Nd:YAG**

Ricardo Mitsuo Munekata

Orientador: Prof. Dr. Ruis Camargo Tokimatsu
Co-Orientador: Vicente Afonso Ventrella

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Ilha Solteira, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação

Ilha Solteira – SP
Fevereiro/2011

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Seção Técnica de Aquisição e Tratamento da Informação
Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação da UNESP - Ilha Solteira.

- | | |
|-------|--|
| M965s | <p>Munekata, Ricardo Mitsuo.
Soldagem em laminas finas de hastelloy c-276 por laser pulsado Nd:YAG /
Ricardo Mitsuo Munekata. -- Ilha Solteira : [s.n.], 2011
103 f. : il.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de
Engenharia de Ilha Solteira. Área de Conhecimento: Materiais e Processos de
Fabricação, 2011</p> <p>Orientador: Ruis Camargo Tokimatsu
Co-orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia</p> <p>1. Soldagem. 2. Laser Nd:YAG. 3. Hastelloy C-276. 4. Microdureza.
5. Ensaio de tração. 6. Laminas finas.</p> |
|-------|--|



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO: Soldagem em lâminas finas de Hastelloy C-276 por laser pulsado Nd:YAG

AUTOR: RICARDO MITSUO MUNEKATA

ORIENTADOR: Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

CO-ORIENTADOR: Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA

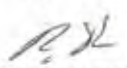
Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica ,
Área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO, pela Comissão Examinadora:


Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. ALESSANDRO ROGER RODRIGUES

Departamento de Matemática / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. RICARDO CURY IBRAHIM

Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos / Escola Politécnica Da USP

Data da realização: 25 de fevereiro de 2011.

*Dedico este trabalho a
todas as pessoas que, de uma
forma ou de outra, contribuíram
para que o mesmo se realizasse.*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus por estar presente durante cada instante da minha vida.

Aos meus pais Seiji Munekata e Kieko Munekata

Ao meu orientador Prof. Dr. Ruis Camargo Tokimatsu, ao Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella ao Prof. Dr. Juno Gallego, ao Prof. Dr. Celso R. Sokey pela ajuda e confiança em mim depositada.

Aos professores Doutores Wagner Rossi e José Roberto Berretta do IPEN/CLA, pela ajuda e liberação do uso do equipamento de soldagem a Laser por Nd:YAG.

A todos meus amigos pelo companheirismo e amizade sincera, e ajuda em todos os momentos e principalmente para os meus amigos e alunos de graduação Gislaine Cristina Barbosa Ruella e principalmente Pedro Merchioratto, pela ajuda e companheirismo para realização do mesmo e ao Engenheiro Maick S. São pelo grande apoio.

Aos membros da banca, Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella, Prof. Dr. Alessandro Roger Rodrigues e ao Prof. Dr. Ricardo Cury Ibrahim pela disponibilidade para participar da defesa dessa dissertação de mestrado.

A todos os professores do curso de Engenharia Mecânica de UNESP – Ilha Solteira por colaborarem com a minha formação profissional e pessoal.

A todos os técnicos e funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica que contribuíram, de forma direta ou indireta, para a concretização deste trabalho.

RESUMO

O presente trabalho estudou a influência da energia do pulso de soldagem, no caso processo laser de Nd:YAG operando no modo pulsado, na soldagem de duas lâminas finas com 100 µm de Hastelloy C-276, utilizado no revestimento de sensores que trabalham em ambiente corrosivo da indústria sucroalcooleira, química petroquímica e alimentícia. Utilizou-se energia de pulso de 1,0 Joule a 2,25 Joules, com incremento de 0,25 Joules com a velocidade de soldagem de (v) taxa de repetição (R_f) fixas de 525mm/min e 39Hz respectivamente e largura temporal de 4 ms. As soldas foram realizadas com proteção gasosa de argônio. Foram realizadas análises macrográficas e micrográficas das juntas soldadas, através de secções transversais das mesmas e ensaios de microdureza Vickers e ensaio de tração. Os resultados obtidos mostraram que o controle da energia do pulso, em processo de soldagem por laser de lâminas finas é de fundamental importância para a geração de juntas soldadas livres de descontinuidades. Os parâmetros geométricos da junta soldada, tais como largura do cordão, largura de união e profundidade do cordão, aumentaram em função do aumento da energia do pulso. O processo mostrou-se muito sensível à formação de porosidade e à presença de gap entre as lâminas.

Palavras-chave: Soldagem. Laser Nd:YAG. Hastelloy C-276. Microdureza. Ensaio de Tração. Laminas finas.

ABSTRACT

This work measured experimental investigations were carried out using a pulsed neodymium: yttrium aluminum garnet laser welding to examine the influence of the pulse energy in two thin foil welding with 100 μm thickness, employed to cover sensors that work in corrosive environment of the sugar and alcohol industry, chemical petrochemistry and nourishing. The pulse energy was varied from 1,0 to 2,25 J at an increment of 0.25 J and an increment of 0.25 Joules with a welding speed and (v) repetition rate (R_r) fixed 525mm/min and 39Hz respectively and 4 ms pulse duration. The specimens were laser-welded in an argon atmosphere. The welds were analyzed by macroscopic and microscopic observations using optical microscopy and micro hardness and tensile test. The results indicated that pulse energy control, in laser welding of thin foils, is of considerable importance for weld quality since it can generate discontinuities free weld joints. The geometric parameters of the welded joints like bead width, connection width and bead depth increased with the pulse energy increasing. The process showed very sensitive to porosity formation and gap between couple.

Keywords: Welding. Nd:YAG. Laser. Hastelloy. C-276. Micro hardness. Tensile shear Strength. Thin foil.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Esquema de funcionamento de uma cavidade de gerador de laser. Fonte: Damoulis & Batalha (2004)	24
Figura 2.2	Desenho esquemático da técnica de solda a laser por condução	28
Figura 2.3	Desenho esquemático da técnica de solda a laser por Keyhole	29
Figura 2.4	Formação do cordão de Solda Laser . Fonte: Ribolla & Damoulis & Batalha (2004)	34
Figura 2.5	Variação do tempo de envelhecimento para várias temperaturas, adaptada de Shuangqun et al., (2004).	36
Figura 2.6	Micrografias mostrando o fenômeno de liquação nos contornos de grão de uma solda de alumínio (a) e trinca de liquação na ZTA logo abaixo da linha de fusão (liga de níquel) (b). (KOU, 1987; TWI, 1979)	47
Figura 2.7	Porosidade vermicular com direção de crescimento da raiz para o reforço (a) e porosidade agrupada (b). (MARQUEZE, 1994; SVENSSON 1995)	50
Figura 2.8	Junta de topo, chanfro em V. Mostrando a falta de fusão na face do chanfro. Extraída de (MARQUEZE, 1995). Detalhes de uma superfície reparada. Note a falta de fusão na solda próximo ao rasgo de chaveta (seta C falta de fusão e seta D trinca). Extraída de (ASM, 1986).	51
Figura 2.9	(a) macrografia mostrando aspecto do cordão e localização da descontinuidade e (b) micrografia mostrando trinca entre os ramos dendríticos. (c) Trinca de cratera e (d) trinca devido ao segundo passe (reverso) numa junta em “T”, provocada pelo elevado grau de restrição. Trinca de solidificação na ZTA, onde: (e) micrografia mostrando a trinca na ZTA logo abaixo da linha de fusão e (f) micrografia mostrando detalhe da propagação intergranular da trinca (KOU, 1987; TWI, 1979; MARQUEZE, 1995; SVENSSON, 1994)	53
Figura 3.1	Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado de Nd:YAG e uma fotografia do conjunto focal.	54

Figura 3.2	Vista Panorâmica da central de processamentos de materiais a laser no detalhe o sistema de entrega no feixe.	55
Figura 3.3	Esquema do dispositivo de fixação das amostras de lâmina fina.	56
Figura 3.4	Ilustração esquemática da secção transversal da junta [μm].	57
Figura 3.5	Microscópio óptico NEOPHOT 21.	60
Figura 3.6	Modelo construtivo: corpo de prova para ensaio de tração	61
Figura 4.1	Análise macrográfica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90° , posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia (a) 1.0J, (b)1.25J, (c)1.5J, (d) 1.75J, (e) 2.0J (f)2.25 todas as figuras possuem a mesma magnitude conforme apresentada na figura (f).	64
Figura 4.2	Efeito do pulso de energia [J] Largura do cordao [LC], Largura de união [LU], Profundidade cordão [PC].	65
Figura 4.3	Efeito do pulso de energia [J] Largura do cordao [LC], Largura de união [LU], Profundidade cordão [PC].	67
Figura 4.4	Análise macrográfica das seções transversais soldadas com laser pulsado de Nd:YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90° , posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia (a) 1.0J, (b)1.25J, (c)1.5J, (d) 1.75J, (e) 2.0J (f)2.25 todas as figuras possuem a mesma magnitude conforme apresentada na figura (f). <i>Ventrella et.al 2010</i>	68
Figura 4.5	Impressão geométrica de microdureza Vickers [HV], (“ <i>Hardness Vickers</i> ”) [kgf/mm^2], em hastelloy C-276, energia, 1.0J, carga de 0,01kgf, atmosfera protetora: argônio ângulo de incidência 90° , posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms.	69
Figura 4.6	Microdureza Vickers HV (“ <i>Hardness Vickers</i> ”) [kgf/mm^2], a partir do centro da região soldada: energia 1,00J, 1.25J, 1.50J, 1.75J, 2.00J, 2.25J carga de 0,01kgf, atmosfera protetora: argônio ângulo de incidência 90° , posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms .	70
Figura 4.7	Microdureza de regiões soldadas, por variação de energia	71
Figura 4.8	Microdureza por regiões soldadas.	72

Figura 4.9	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia 1.0J, 1.25, 1.50, 1.75, 2.00, 2.25J. as imagens estão agrupadas por duplas em consideração a energia utilizada	74
Figura 4.10	Mensuração das ZTAs das energias de 1.0J , 1.25J, 1.50J.	76
Figura 4.11	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.00J.	79
Figura 4.12	Análise icrografica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.25J.	80
Figura 4.13	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.50J.	81
Figura 4.14	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.75J.	82
Figura 4.15	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 2.00J.	83
Figura 4.16	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f), (g), (h), (u), (j), (k), (l): 2.25J.	91

Figura 4.17	Análise micrográfica de falhas das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia: 1.25J.	85
Figura 4.18	Análise micrográfica de falhas das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d): 1.50J.	86
Figura 4.19	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b): 1.75J.	86
Figura 4.20	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d): 2.00J.	87
Figura 4.21	Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia: 2.25J.	87
Figura 4.22	a) vista superior de Uma lamina de Hastelloy C 276 soldada com 1.5 J de energia, b) mostra um corpo de prova para o ensaio de tração, c) um corpo de prova pronto para o ensaio de tração assim como seus respectivos pontos de fixação. (mudar para resultado)	88
Figura 4.23	Micrografia do Ensaio de tração para as condições de energia de 1.5J a 2.25J	89
Figura 4.24	Limite de resistência σ_r [Mpa] limite de escoamento σ_e [Mpa] e alongamento em Hastelloy C-276, com diferentes pulsos de energia:	91

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Desenvolvimento comercialização e aplicações dos lasers Fonte: Milton S.F. LimaInstituto Tecnológico de Aeronáutica	23
Tabela 2.2	Comparação dos lasers para soldagem: Fonte: Milton S.F. LimaInstituto Tecnológico de Aeronáutica	31
Tabela 2.3	Fases de características das super ligas de níquel: adaptação de (Hussey,1997; Smith, 1999).	42
Tabela 2.4	Caracterização de descontinuidades na região de solda adaptação LUNDIN. 1984	45
Tabela 3.1	Composição química da liga Hastelloy C-276(wt %)	55
Tabela 3.2	Características da CPML	55
Tabela 3.3	Ataque químico [Macrografia, hastelloy C-276]	58
Tabela 3.4	Ataque químico [Micrografia, hastelloy C-276]	59
Tabela 4.1	Quadro ANOVA para variação de parâmetros de energia de soldagem	66
Tabela 4.2	Quadro ANOVAmicrodureza das amostras com diferentes pulsos de energia.	70
Tabela 4.3A	Quadro ANOVA para o aumento de microdureza das amostras por regiões soldadas: Metal de Solda	72
Tabela 4.3B	Quadro ANOVA parao aumento de microdureza das amostras por regiões soldadas: ZTA	72
Tabela 4.4	Quadro ANOVA limite de resistência σ_r , [Mpa] limite de escoamento σ_e [Mpa] e alongamento em Hastelloy C-276, com diferentes pulsos	90

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

LETRAS ROMANAS MAIÚSCULAS

<i>ABNT</i>	Associação Brasileira de Normas Técnicas
<i>AIISI</i>	American Iron and Steel Institute
<i>Al</i>	Símbolo químico: Alumínio
<i>ANOVA</i>	Analysis of Variance
<i>ASME</i>	<i>American Society Of Mechanical Engineers</i>
<i>CFC</i>	Cúbica de Face Centrada
<i>CLA</i>	Centro de Lasers e Aplicações
<i>CNC</i>	“Computer Numeric Control”- Controle Numérico Computadorizado
<i>CPML</i>	Central de Processamento de Materiais a Laser
<i>Cr</i>	Símbolo químico: Cromo
<i>Cr₂O₃</i>	Óxido de Cromo
<i>CuCl₂</i>	Cloreto Cúprico
<i>E_p</i>	Energia do Pulso: Unidade Joule
<i>F</i>	Distribuição F
<i>Hastelloy C-276</i>	Super Liga Ternaria Cr-Ni-Mo
<i>HCl</i>	Ácido Clorídrico
<i>HNO₃</i>	Ácido Nítrico
<i>HV</i>	Dureza Vickers
<i>Hz</i>	Unidade: Hertz, grandeza: frequência
<i>IPEN</i>	Instituto de Pesquisas de Energia Nuclear
<i>J</i>	Unidade: Joule, grandeza: energia
<i>LD, RD</i>	Sensores e transmissores de nível, pressão.
<i>MASER</i>	Microwave Amplification by Stimulated Emission of Radiation
<i>MC</i>	Carbonetos na forma primária
<i>MQ</i>	Quadrado médio
<i>M23C6;M6C</i>	Carbonetos contornos de grão
<i>M7C3</i>	Carbonetos Cr ₇ C ₃
<i>Ni</i>	Símbolo químico: Níquel
<i>Nimonic 80a</i>	Super Liga Ni-Cr-Ti-Al
<i>Ni-Cr-Mo-W</i>	Liga Níquel – Cromo – Molibdênio – tungstênio
<i>R_r</i>	Taxa de repetição: unidade Hz
<i>SMAR</i>	SMAR Equipamentos Industriais

<i>SQ</i>	Soma dos Quadrados
<i>Ti</i>	Símbolo químico: Titânio
<i>V</i>	Velocidade de soldagem mm/min
<i>Valor P</i>	Probabilidade P
<i>ZTA</i>	Zona Termicamente Afetada
$^{\circ}\text{C}$	Unidade: Grau Célsius, grandeza: Temperatura

LETRAS ROMANAS MINÚSCULAS

<i>gcp</i>	Geometrically close-packed
<i>gL</i>	Grau de liberdade
g/cm^3	Unidade: gramas por centímetros cúbicos, grandeza: densidade de massa
<i>g'</i>	Composto Intermetálico $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$
<i>mm</i>	Prefixo do SI (milímetros) 10^{-3} metro, grandeza; comprimento
t_p	Largura temporal unidade (ms)
<i>tcp</i>	Fases topologicamente frágeis

LETRAS GREGAS MINÚSCULAS

γ	Fase gama – matriz constituída de fase austenítica
γ'	Fase da liga de Níquel: $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$
γ''	Fase da liga de Níquel: Al_3Nb
μm	Prefixo do SI micro 10^{-6} metro, grandeza: Comprimento.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	18
1.1.	OBJETIVO	20
1.2.	JUSTIFICATIVAS	20
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1.	HISTÓRICO DO LASER	22
2.2.	LASER	24
2.3.	CONCEITOS BÁSICOS DO LASER	25
2.3.1.	<i>MATERIAL ATIVO</i>	25
2.3.2.	<i>FONTE DE BOMBEAMENTO</i>	25
2.3.3.	<i>CAVIDADE RESSONANTE</i>	25
2.4.	GERAÇÃO DO LASER	26
2.5.	SOLDAGEM A LASER	26
2.5.1.	<i>SOLDA A LASER POR CONDUÇÃO</i>	28
2.5.2.	<i>SOLDA A LASER POR PENETRAÇÃO</i>	28
2.6.	COMPARAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM Nd:YAG Versus CO₂	30
2.7.	VANTAGENS E DESVANTAGENS DA SOLDA LASER	31
2.7.1.	<i>VANTAGENS DA SOLDA LASER</i>	31
2.7.2.	<i>DESVANTAGENS DA SOLDA LASER</i>	32
2.8.	CORDÃO DE SOLDA LASER	33
2.9.	LIGAS DE NÍQUEL	34
2.10.	CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE NÍQUEL	39
2.10.1.	<i>LIGAS BINÁRIAS</i>	39
2.10.2.	<i>LIGAS TERNÁRIAS</i>	39
2.10.3.	<i>LIGAS COMPLEXAS</i>	40
2.10.4.	<i>SUPERLIGAS A BASE DE NÍQUEL</i>	40
2.11.	TRANSFORMAÇÕES ATIVADAS PELA TEMPERATURA	44
2.12.	DESCONTINUIDADE EM SOLDAGEM	44
2.12.1.	<i>DEFINIÇÃO</i>	44
2.12.2.	<i>TRINCAS DE LIQUAÇÃO</i>	46
2.12.3.	<i>DESCONTINUIDADES POR POROSIDADES (POROSITY OR CAVITIES)</i>	47
2.12.4.	<i>FALTA DE FUSÃO</i>	50
2.12.5.	<i>TRINCAS A QUENTE OU TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO</i>	52
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	54

3.1.	GASES	57
3.2.	METALOGRAFIA DO HASTELLOY C-276	57
3.3.	MONTAGEM DA AMOSTRA	58
3.4.	OBTENÇÃO DOS PARÂMETROS MACROESTRUTURAIS DO CORDÃO	58
3.5.	OBTENÇÃO DOS PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS DO CORDÃO	59
3.6.	ENSAIO DE MICRODUREZA	60
3.7.	ENSAIO DE TRAÇÃO	61
3.8.	ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS	61
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
4.1	OBTENÇÃO DOS PARÂMETROS MACROESTRUTURAIS DO CORDÃO	62
4.2	MICRODUREZA	69
4.3	ANALISE DO CORDÃO DE SOLDA	73
4.4	ANALISE DA ZONA TÉRMICAMENTE AFETADA	76
4.5	ANALISE DA MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA	77
4.6	DESCONTINUIDADES NO METAL DE SOLDA	85
4.7	ENSAIO DE TRAÇÃO	88
5.	CONCLUSÕES	92
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
6.	REFERÊNCIAS	95

1. INTRODUÇÃO

O cenário mundial sofreu significativas transformações nas últimas duas décadas, atingindo os mais diversos setores da sociedade. Estas mudanças proporcionaram uma aceleração nos processos econômicos e na evolução tecnológica.

Esta realidade impõe um novo conceito nos níveis de exigência e exerce pressão no aumento dos padrões de qualidade. Desta forma, a competitividade torna-se maior e mais acirrada.

Como consequência, os setores científico e industrial inseridos neste mercado competitivo, o qual é influenciado pelos efeitos da globalização e da preocupação com o desenvolvimento sustentável, devem se adequar através da inclusão de novas tendências e tecnologias. Em resposta a esta tendência, o pensamento empreendedor é essencial para ambos os setores. Isso implica em estimular o desenvolvimento ampliando as bases tecnológicas, coordenar o gerenciamento de recursos escassos, fixar alvos e objetivos factíveis, assim como procurar inovar.

Dentro desse contexto mercadológico está imerso o universo em que os profissionais, pluralistas em conhecimentos e habilidades, procuram selecionar o tipo de material, o processamento mais apropriado, suas vantagens/desvantagens e as diferentes implicações no resultado final do produto para satisfazer os requisitos do mercado atual.

Em diversos segmentos do setor industrial, o processamento de materiais a Laser Katulin (1987) tornou-se uma alternativa interessante e competitiva em relação aos métodos convencionais de manufatura. Sua aplicação é diversificada (WETTER; ROSSI, 2000), principalmente devido aos seus benefícios e a sua versatilidade, abarcando mercados como o da indústria automotiva, aeroespacial e médica. Esta tecnologia exerce grande interesse, pois consegue agregar inúmeras vantagens. As mais importantes são: processo sem contato e sem desgaste de ferramenta, possibilidade de uso de atmosfera controlada, alta densidade e controle de energia, flexibilidade no caminho do feixe, simplicidade de fixação, facilidade no processo de automação, pequena zona termicamente afetada, alta velocidade de processo, excelente qualidade da borda, baixa emissão de poluição, entre outras (GRASSI, 1998).

Entretanto, existe uma lacuna de desconhecimento entre as investigações teóricas e experimentais que determine a real influência dos parâmetros no processamento a laser. Este fato, devido à complexidade do processo, é mais evidente no sistema de laser pulsado (CHEN; YAO, 2000; RAO et al. 2005).

Inicialmente, a aplicação de um feixe de luz para o processamento de materiais envolve um mecanismo em que se faz necessário à adequação do tipo de laser ao material selecionado, bem como da geometria do objeto a ser soldado. O tipo de laser é determinado pelo comprimento de onda de sua emissão e pelo regime de operação, contínuo, pulsado, chaveado, etc.

A partir desta seleção, também é imprescindível escolher e ajustar os vários parâmetros relativos ao processamento a laser que exercem influência na qualidade do resultado final, no custo e na velocidade de processo, entre outros (MIYAMOTO, 1993; ROHDE, 1996).

Concomitantemente, outro fator importante correlacionado ao desenvolvimento de um produto é a utilização de novos materiais para sua confecção, visando à redução dos custos e a melhoria no padrão de qualidade dos mesmos. Nota-se, nesta corrida tecnológica, o uso cada vez mais frequente de materiais plásticos e das fibras, os quais se encontram amplamente disseminados em diversos setores. Essa concorrência, como consequência, promoveu uma reação no ramo siderúrgico em busca de avanços na pesquisa de novos materiais metálicos. Neste panorama, uma readaptação da produção do Hastelloy entre outros metais, se torna cada vez mais importante. (MAWAKDIYE, 2004).

Baseado nesses fatores mercadológicos a empresa SMAR Equipamentos Industriais, solicitou a pesquisa de soldagem a laser em seus sensores e transmissores de nível, pressão, vazão, para agregar valor aos seus equipamentos, juntamente com o uso de novos materiais utilizando esse método de soldagem. Devido à exposição de ambientes extremamente severos extremamente corrosivos como na indústria química, petroquímica, alimentícia e sucroalcooleira. Contudo devido a normas da empresa não se citou detalhes de tais transmissores.

Como a soldagem visa a excelência de qualidade, o processamento a laser para um determinado material deve obedecer a uma combinação precisa dos inúmeros parâmetros envolvidos (MODEST, 1996). Estes parâmetros são: densidade de potência; modo transversal do feixe laser; polarização da luz;

velocidade do processo; características físicas e metalúrgicas do material; geometria e diâmetro do bocal; distância bocal/peça; comprimento focal da lente utilizada; tipo, pressão, fluxo e pureza do gás de assistência; energia e duração temporal do pulso laser; comprimento de onda; distribuição energética no ponto focal, entre outros (HAN, 2005).

Portanto os parâmetros descritos acima são inúmeros, desse modo, procurou-se neste trabalho desenvolver um estudo que permita evidenciar alguns parâmetros para o processo de soldagem e suas possíveis interações.

1.1. Objetivo

Estudar a influência da variação de energia empregada no pulso de soldagem (E_p) em laminas finas de Hastelloy C-276 com Laser Pulsado Nd:YAG, para aplicação em sensores da empresa SMAR Equipamentos Industriais:

- Determinar as condições do processo que permitam uma junta soldada isenta de descontinuidades e propriedades mecânicas mais elevadas.
- Avaliar as condições de energia empregada possui influência nos parâmetros geométricos do cordão de solda.
- Verificar a influência da energia sobre a ZTA.

1.2. Justificativas

As razões que fundamentam essa pesquisa e, ao mesmo tempo, apresentam as justificativas do trabalho podem ser compreendidas segundo dois aspectos principais: o cenário científico mundial onde o tema se insere e o estudo estabelecido por uma parceria entre universidades (UNESP e USP/IPEN/CLA).

Referente à primeira justificativa pode-se dizer que a relação entre soldagem a laser no uso de sensores não tem sido explorada de forma conjunta e estreita, embora estejam intimamente ligadas. A seguinte questão sintetiza o exposto acima: “Tendo sido projetados os sensores precisam de um material de proteção capaz de suportar ambientes extremamente corrosivos e ao ar livre, sendo

que a soldagem a laser não interfira significativamente suas propriedades mecânicas e microestruturais do Hastelloy C-276, como fica a integridade perante a variação de energia utilizada do processo.

Quanto ao segundo aspecto, também considerado aqui justificador da pesquisa, pode ser detalhado e ramificado nos seguintes pontos:

- Trata-se de um estudo acadêmico-científico aplicado em escala laboratorial, mas se obtiver êxito será aplicado em escala industrial se assim a empresa em questão desejar.
- Poucos centros de pesquisa, sobretudo no Brasil, têm equipamentos apropriados para a simulação física dos processos de soldagem a laser pulsado por Nd:YAG. Uma parceria científica entre os laboratórios envolvidos representa novas perspectivas de pesquisa e uma aproximação cada vez maior entre engenharia de microestrutura e processos de fabricação.
- Os estudos da integridade do metal soldado podem ser considerados uma extensão imediata da pesquisa de obtenção de um produto tecnológico recente e inovador no mercado.

Saber a resposta para a questão mencionada acima é pertinente, pois a qualidade do produto soldado quanto ao seu desempenho funcional e à segurança que proporciona durante sua aplicação depende também da forma como a peça a ser soldada. Sobretudo analisar quais condições de maior rendimento podem ser apresentadas, isentas de descontinuidades e melhores parâmetros mecânicos.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Histórico do Laser

No início do século XIX, nota-se uma explosão de ideias, com estudos já desvinculados da religião que revolucionaram a forma de compreensão do universo. Uma nova realidade é estruturada, impulsionada inicialmente pela consideração do átomo como uma esfera rígida de Dalton, logo depois a constatação do elétron por Thomson e seguido do modelo planetário de Rutherford. O produto desses desenvolvimentos resultou nos postulados de Planck e Niels Bohr com o desenvolvimento do modelo quântico.

Neste momento, o modelo atômico quântico proposto descreveria o átomo com elétrons girando ao redor do núcleo sem emitir energia, fato que ocorreria somente por meio do salto dos elétrons entre as órbitas interna e externa (esse salto é conhecido como transição eletrônica) (VASCONCELLO, 2007; BAGNATO, 2001).

Em virtude disso, foi possível explicar a neutralidade da matéria pela relação entre o núcleo de carga positiva em equilíbrio dinâmico com os elétrons de carga negativa. Além disso, justificar como uma carga elétrica negativa em movimento acelerado, descrita por uma trajetória circular, não emitia luz constantemente e nem colidia com o núcleo, até o colapso da matéria.

Esse conceito motivou Albert Einstein que em 1917, na realização dos seus estudos introduziu a ideia de quantização da radiação, juntamente ao efeito fotoelétrico e assim previu a emissão estimulada. Contudo, toda essa base teórica.

Só floresceu após a Segunda Guerra Mundial por meio dos estudos espectroscópicos de moléculas para gerar radiação estimulada na região de micro-ondas. Esse trabalho foi realizado por Charles Townes e Arthur Schawlow em 1954, que o nomearam de MASER (microwave amplification by stimulated emission of radiation), amplificação de micro-ondas por emissão estimulada de Radiação (SHAWLOW, 1958; BERTOLOTTO, 1983).

A partir de 1960 e nos anos seguintes, o estudo direcionado à amplificação da luz culminou com a descoberta do Laser, resultando na invenção do primeiro laser de estado sólido com rubi por Theodore Maiman em 1974 e no laser de hélio-neônio gasoso pelo Dr. Ali Javan (BLAIR, 1996; BROMBERG, 1950).

Inicialmente, o advento do laser estava atribuído à pesquisa básica, fato satirizado por alguns céticos da época, pois sua aplicação ainda era indeterminada e obscura.

Atualmente, com a pesquisa e o desenvolvimento tecnológico é possível encontrar diversos tipos de lasers aplicados no setor de processamento de materiais, tais como: laser de gás carbônico CO_2 ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$), laser de neodímio, (Nd: YAG) ($\lambda = 1,06 \mu\text{m}$) e Laser de fibra (fibra ótica dopada com elementos de terras raras, érbio, por exemplo) bombeada por diodo com alta potência, entre vários outros disseminados nas mais diversificadas áreas e aplicações. A tabela 2.1 apresenta o desenvolvimento e evolução do laser durante a história e com suas aplicações.

Tabela 2.1 – Desenvolvimento comercialização e aplicações dos lasers

Fonte: Milton S.F. (S.d.) Lima Instituto Tecnológico de Aeronáutica

Laser	Ano do desenvolvimento	Comercializado desde	Aplicação
Rubi	1960	1963	Metrologia, aplicações médicas e processamento de materiais inorgânicos.
Nd: Vítreo	1961	1968	Medidas de comprimento e velocidade
Diodo	1962	1965	Aplicações biomédicas e soldagem
He: Ne	1962	1965	Medidas de comprimento e velocidade, alinhamento e pontos de luz.
CO_2	1964	1966	Processamento de materiais corte fusão.
Nd: YAG	1964	1966	Processamento de materiais, fusão, técnicas analíticas.
Íon de Argônio	1964	1966	Luz intensa, aplicações médicas.
Dye	1966	1969	Deteção de poluição, separação de isótopos.
Cobre	1966	1989	Separação de isótopos
Excimer	1975	1976	Aplicação médica processamento de materiais

2.2. LASER

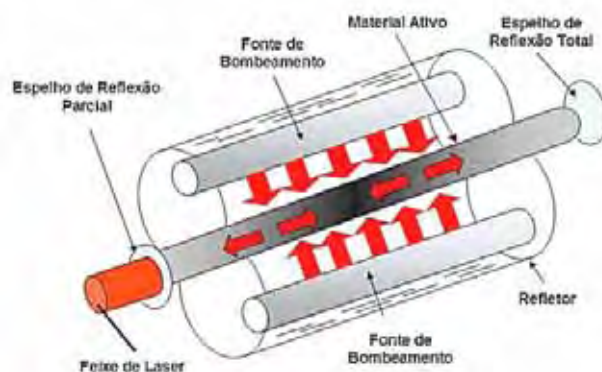
A palavra LASER é formada pelas iniciais de “**Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation**”, que pode-se entender por “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação”. Essa fonte de energia que incide sobre o material a ser soldado provoca aquecimento concentrado na faixa de 1,5mm sobre o material (DAMOULIS; BATALHA, 2004). Os tipos de lasers mais usados na indústria de acordo com (MAYER, 1994) são o laser de CO₂ e laser Nd: YAG.

Em contraste com a conhecida luz incandescente, a qual emite fótons em todas as direções e sob um amplo espectro de comprimento de onda, o laser apresenta propriedades particulares que o tornam uma excelente ferramenta para o uso científica e tecnológico. As principais características dessa fonte de luz são: a monocromaticidade, coerência, feixe estreito de baixa divergência e possibilidade de alta intensidade. (COUTINO, 1992).

2.3. Conceitos básicos do Laser

Para a geração do laser, há elementos chamados de cavidades, por onde o laser é gerado, sendo então continuamente amplificado. Uma cavidade constitui-se basicamente de um material ativo, uma fonte de bombeamento, e uma cavidade ressonante mostrado na figura 2.1, representa o esquema de uma estação de laser no estado sólido de Nd: YAG. Neodímio Yttrium Aluminium Garnet.

Figura 2.1



Esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser. **Fonte:** Damoulis & Batalha (2004)

2.3.1. Material Ativo

O material ativo é o responsável pela amplificação da energia emitida pela fonte de bombeamento. O material usado pode ser sólido, líquido ou gasoso. No caso de sólidos, o material ativo pode ser um cilindro usinado de cristal de rubi, vidro de neodímio ou YAG (Yttrium Aluminium Garnet – $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ dopado com neodímio). Os materiais ativos líquidos ou gasosos devem ser fechados em um recipiente e as duas paredes opostas são transparentes e planas. Os materiais líquidos ainda não ultrapassam o âmbito dos laboratórios, porém os gasosos são amplamente usados como o hélio-neônio, anidrido carbônico, argônio ionizado, CO_2 etc.

2.3.2. Fonte de Bombeamento

A fonte de bombeamento é responsável por emitir a energia a ser amplificada. Ele pode emitir um sinal intermitente (pulsado) como flash de luz ou descarga elétrica que resulta em um laser pulsado, ou um sinal contínuo como arco de xenônio que resulta em um laser contínuo, envolvendo o material ativo.

2.3.3. Cavity Ressonante

É constituído por dois espelhos posicionados paralelamente entre si, no qual um dos espelhos tem refletividade de 100% e outro parcial, permitindo que parte da radiação circulante no ressonador seja transmitida.

Sua principal função é agir como um elemento de realimentação altamente seletivo, armazenando luz que circula entre os espelhos e permitindo que parte do sinal óptico emitido pelo meio ativo retorne para ser amplificado. Esta amplificação ocorre de modo coerente e colimado, resultando em um estreito feixe de luz direcionado perpendicularmente às superfícies dos espelhos. Além disso, o ressonador também é responsável pela distribuição espacial de intensidade do feixe

laser, e também exerce influência nas propriedades espectrais e de potência da radiação emitida.

2.4. Geração do Laser

Para geração do feixe de laser a fonte de bombeamento emite energia (fonte contínua ou intermitente) no material ativo. Quando o material ativo recebe essa energia da fonte de bombeamento ocorre um fenômeno chamado “inversão de população” onde acontece a amplificação das radiações, ocorrendo assim a emissão de energia para todas as direções, especialmente no eixo do ressonador. Em seu trajeto formado por múltiplas reflexões entre os espelhos, essa radiação amplifica-se por emissão estimulada a cada passagem no meio ativo. Certa Fração de energia atravessa o espelho semitransparente para constituir o feixe de laser, ao passo que a outra fração é refletida e efetua um trajeto inverso ao longo do eixo, resultando em um aumento de intensidade na cavidade (Universidade Santa Cecília – Unisanta [20-]).

2.5. Soldagem a Laser

A alta concentração do feixe de laser proporciona uma radiação de excelente qualidade, permitindo diversas aplicações, dentre elas a soldagem. A utilização do laser no processo de soldagem possibilita a obtenção de determinadas características impossíveis de serem obtidas por outros processos, tais como velocidade de soldagem elevadas, ausência de contato entre a fonte de calor e o material utilizado, baixa distorção e pequenas áreas termicamente afetadas pelo calor (SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL - SENAI, 1994).

A soldagem a laser é caracterizada por um delicado balanço entre aquecimento e resfriamento dentro de um volume, no qual uma poça líquida é formada e permanece estável até a solidificação. O objetivo da solda a laser é criar a poça de fusão pela absorção da radiação laser incidente, possibilitar o seu crescimento até o tamanho desejado e então propagar esta poça através da interface sólida, eliminando a linha de junta original entre os componentes a serem unidos (DULEY, 1998).

Neste processo, a manutenção do balanço entre o calor que entra e o calor que sai depende da constante de absorção da radiação laser e da propagação do feixe no interior da peça (DU J, 2000; LONGOBARDI, 2002). Entretanto, essa propagação é muitas vezes interrompida pela formação de vapor no ponto focal, alterando assim, a absorção da radiação do laser (BERRETA, 2005). Esse vapor poderá ainda, dentro de certas condições, transformar-se em plasma absorvendo, espalhando e atenuando o feixe severamente (DOWDEN, 1989).

Dessa forma, muitas propriedades devem ser consideradas para otimizar a interação laser-matéria no processo de soldagem. Dentre elas (READY, 1997):

- (a) A intensidade na superfície da amostra deve ser alta suficiente para produzir derretimento;
- (b) Para lasers pulsados, a duração do pulso deve ser longa o suficiente a fim de permitir penetração da energia térmica em todo o volume do material;
- (c) A taxa de repetição do laser deve ser alta suficiente para soldar as peças a uma taxa razoavelmente alta;
- (d) A intensidade e a duração do pulso de laser devem estar num regime onde a vaporização da superfície não se torne excessivas.

Com todos esses obstáculos, parece surpreendente que soldas de alta qualidade usando laser sejam possíveis. Entretanto, constantes térmicas e mecânicas agem para atenuar estes problemas com o balanço térmico na solda a laser, suavizando flutuações para uma amplitude mínima e estabelecendo condições para uma soldagem estável.

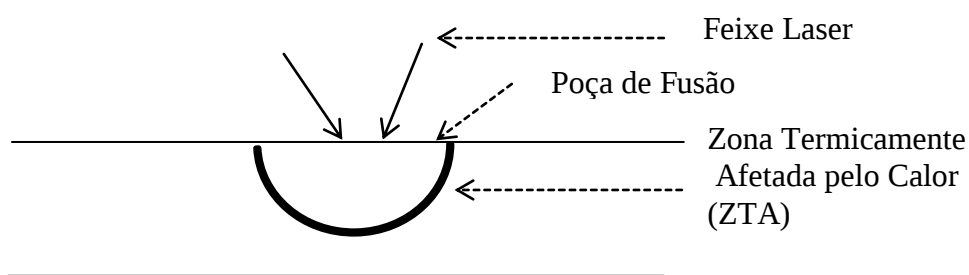
Existem duas técnicas fundamentais de soldagem a laser: por condução e por penetração ou “keyhole”. A diferença básica entre elas está na superfície da poça de solda, que permanece íntegra durante a solda por condução e é alterada na solda por penetração pelo feixe de laser que penetra na região de fusão (DULEY, 1998).

Essas técnicas de soldagem são possíveis de serem executadas com laser contínuo ou pulsado. No caso do laser pulsado, a duração do pulso e a intensidade do feixe definem se a solda é feita por condução ou por penetração (HEL; FUERSCHBACH; DEBROY, 2003).

2.5.1. Solda a laser por condução

Na solda a laser por condução, o material de base é aquecido pelo feixe de laser até alcançar sua temperatura de fusão, sem criar vaporização (BENTER, 2005). A energia do feixe é absorvida pela superfície e penetra no material por condução térmica – Figura 2.2.

Figura 2.2



Desenho esquemático da técnica de solda a laser por condução. **Fonte:** Munekata (2011)

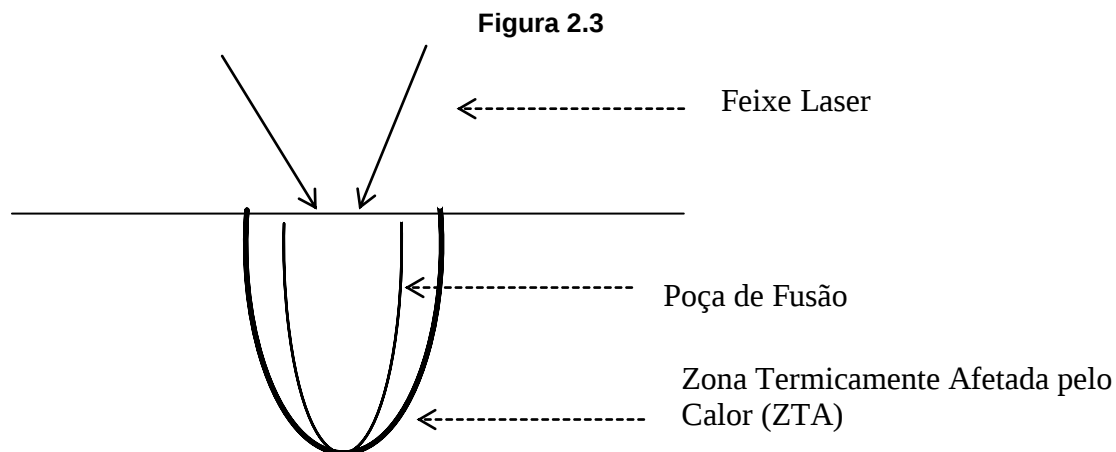
Nas aplicações de soldagem por condução, é importante conhecer a profundidade de penetração máxima da poça de fusão, no tempo em que a superfície da amostra é exposta ao feixe de laser incidente, até alcançar a temperatura de vaporização, T_v . Isso porque, para tempos maiores do que este, uma vaporização significativa poderá ocorrer na superfície, fazendo com que a poça de fusão seja reduzida no material (DULEY, 1976).

2.5.2. Solda a laser por penetração

Na soldagem por penetração, o material é evaporado por um feixe de alta potência e, devido à pressão resultante do vapor, um orifício conduzido pelo feixe de laser é formado dentro da amostra. Esse orifício é chamado de *keyhole* – Figura 2.3. Quando a coluna de vapor se movimenta no orifício formado, o material é fundido ao longo de sua profundidade e se solidifica em torno de sua parede (BENTER, 2005; BERRRETA, 2005).

A formação do *keyhole* é de fundamental importância na soldagem a laser por penetração. A geometria do *keyhole* é uma função complexa das condições de

focalização do feixe, propriedades do material e do tempo de interação (BERRETA, 2005).



Desenho esquemático da técnica de solda a laser por Keyhole. **Fonte:** Munekata (2011)

Entretanto, a maneira como isto ocorre ainda não é suficientemente bem conhecida, mas comprovadamente inicia-se com a vaporização na superfície da poça de fusão (LEE, 2002). O *keyhole* criado em uma situação estática tem uma geometria similar à furação a laser. Esta geometria é uma função complexa das condições de focalização do feixe, propriedades do material e do tempo de interação.

Desta forma, o líquido do centro da poça de fusão flui para a periferia, aumentando a intensidade do feixe de laser no centro, promovendo a vaporização. A geometria cônica gerada deste modo penetra gradualmente e assume uma grande razão de aspecto. Por definição, a razão de aspecto, que é a relação da profundidade pela largura do cordão de uma solda a laser por penetração, pode atingir valores iguais ou superiores a quatro. O mecanismo descrito acima pode acontecer em dois estágios. No primeiro, uma concavidade rasa é formada com uma profundidade comparada ao raio da poça de fusão. Em seguida, esta geometria focaliza o feixe no centro da concavidade líquida, onde o furo cilíndrico é formado. Assim, as condições de soldagem por penetração são atingidas satisfatoriamente (DULEY, 1998; BERRETA 2005).

2.6. Comparação do processo de soldagem Nd: YAG Versus CO₂

Cada tipo de laser possui algumas características próprias. O laser de CO₂ começou com certa vantagem em relação ao Nd: YAG por se conseguir do mesmo, potências, elevadas, porém, com as melhorias nos processos atuais, essa diferença praticamente não tem influenciado muito nos processos de junção, pois cada laser tem suas características, e potências muito altas nem sempre nos leva a melhor solução.

Conseguiu-se potências de feixes que chegam a 5 KW para Nd: YAG, e lasers de CO₂ com potências iguais ou maiores que 15 KW, e uma velocidade de soldagem de mais de 65 mm/s para ambos. Segundo Hoffmann & Geiger (1995), o laser de Nd: YAG possui vantagem na soldagem de chapas finas porque conseguiu-se uma melhor flexibilização de movimentos em sua aplicação devido ao uso de fibras ópticas, e também pelo seu custo mais barato em relação ao laser de CO₂. A aplicação em solda Nd: YAG para chapas finas pode ser confirmado por Barnes e Pashby (2000), onde os autores afirmam que esse tipo de laser consegue uma profundidade de penetração que varia de 2 a 6 mm, e o laser de CO₂ consegue uma profundidade de penetração por volta de 15 mm, dependendo da potência adotada. No fator absorção de energia laser pelo metal base, o Nd: YAG é 3,16 vezes maior que o laser de CO₂ segundo Xie e Kar (1999), isso quer dizer que o Nd: YAG possui um aproveitamento melhor do feixe de laser na soldagem.

Devido às vantagens acima se pode entender o interesse das indústrias automobilísticas no uso do laser Nd: YAG, principalmente para sua aplicação de construções de carrocerias em larga escala. Porém o laser de CO₂ ainda possui uma grande fatia do mercado dessa tecnologia, principalmente onde grandes profundidades são exigidas na soldagem. Sendo assim não se pode dizer se algum dia um deles deixará de ser usado, ou se continuarão coexistindo juntos no mercado.

Na tabela 2.2 a seguir pode-se realizar a comparação dos lasers para alguns processos de soldagem, em termos de potência eficiência, proteção gasosa e investimentos.

Tabela 2.2: Comparação dos lasers para soldagem:
Fonte: Milton S.F. (S.d.) Lima Instituto Tecnológico de Aeronáutica.

Comparação dos lasers para soldagem

Tipos de Lasers	CO ₂ (gás)	Nd: YAG (sólido)	Diodo (estado sólido)	Laser a fibra (estado sólido)
C. onda (μm)	10,6	1,06	0,8 – 1,0	1,07
Faixa de Potência	0,5 – 25 KW (60 KW)	100 W a 1kW (8kW)	1 mW – 500 W (6 kW)	0,5 W – 4kW (17 kW)
Eficiência	10%	3%	30%	17%
Proteção gasosa	Necessária	Opcional	Opcional	Opcional
Transmissão	Sistema óptico	Fibra óptica	Fibra óptica	Fibra óptica
Flexibilidade	Baixa	Média	Alta	Alta
Spot (mm)	0,2	0,1	0,5	0,05
Investimento inicial	100W: R\$150k 1000W:R\$500k	100W: R\$230k 1000W:R\$600k	100W: R\$120k 1000W:R\$600k	100W: R\$45k 1000W:R\$600k
Iteração com plásticos	Completa absorção até 0,5mm	Transmissão e aquecimento em 0,1 – 10 mm	Transmissão e aquecimento em 0,1 – 10mm	Transmissão e aquecimento em 0,1 – 10 mm

2.7. Vantagens e Desvantagens da solda Laser.

O laser já é usado pela indústria há muito tempo, sendo assim os trabalhos que existem a respeito dessa tecnologia já possuem dados aprofundados e difundidos no mundo. Pode-se notar que diversos autores possuem a mesma opinião das vantagens e desvantagens do laser, Barnes e Pashby (2000) demonstram muito bem isso.

2.7.1. Vantagens da solda laser

- O processo produz distorções pequenas nas peças soldadas, devido à energia relativamente baixa e concentrada usada nesse tipo de soldagem.
- Cordões de solda estreitos (aproximadamente 1,2 a 1,5 mm).
- ZTA pequena.

- Possibilita altas velocidades de soldagem.
- Resulta em geral na formação de soldas de alta qualidade.
- Solda visivelmente mais agradável aos olhos do cliente, o que favorece a qualidade percebida no veículo.
- Alta resistência mecânica.
- Flexibilidade e versatilidade para a automação do processo através de robôs.
- Menor investimento no caso de modificações no produto. Muitas vezes apenas a reprogramação dos robôs já engloba toda a modificação necessária.
- Não necessita de acesso do equipamento pelos dois lados da área de contato para ser feito a soldagem. Por causa disso, a solda laser possibilita construções que antes eram impossíveis com os processos de soldagem convencionais.

2.7.2. Desvantagens da solda laser

- Requer um nível de automação alto como robôs e dispositivos, pois não existe a possibilidade de usar um processo manual devido ao nível de periculosidade do laser.
- Limitação de profundidade de penetração do cordão de solda.
- Requer uma tolerância dimensional acurada entre peças, cerca de 10% das espessuras a serem soldadas. Na indústria, usa-se um valor de 0,3 mm de variação máxima da área de contato a ser soldada.
- O nível de equipamentos e aparatos para proteção contra acidentes é altíssimo, proporcionalmente ao alto risco de acidentes. Os operadores não devem ter acesso à cabine de soldagem enquanto o equipamento está em funcionamento.
- O retrabalho no caso de falhas na soldagem é complexo e caro em

relação a outros processos de junção.

- Devido aos fatores mostrados anteriormente os investimentos necessários são altíssimos se compararmos com outros processos, de soldagem convencional.
- Requer um volume de produção relativamente alto para amortizar o investimento, salvo a exceção de veículos de alto valor agregado, onde o custo final do produto compensa o baixo volume produzido.

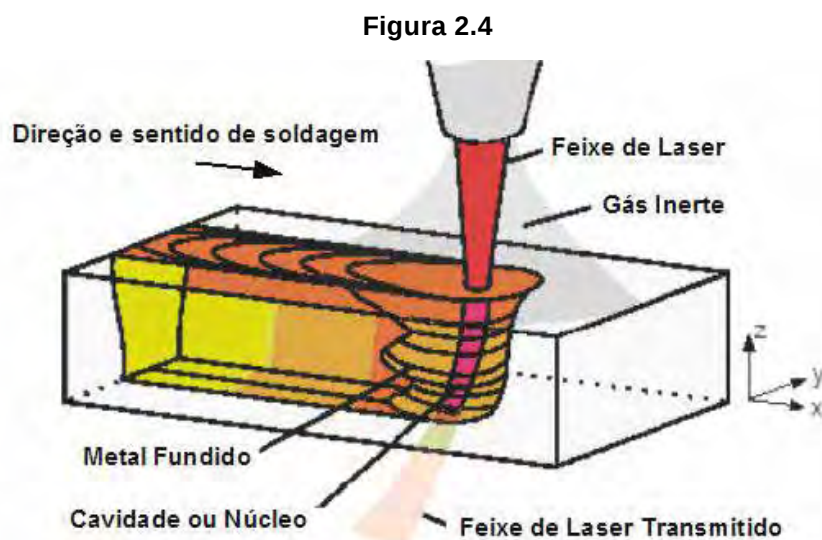
2.8. Cordão de solda laser

Quando o feixe de laser toca a superfície de metal, a energia concentrada aquece rapidamente a área atingida, fundindo e vaporizando metal. Segundo Lored, Martin, Andrzejewski e Grevey (2002), a pressão resultante acaba perfurando a superfície formando uma cavidade ou núcleo cheio de vapor superaquecido em seu interior e cercado de material fundido, ver Figura 6. Deslocando-se a cavidade ou núcleo ao longo da superfície, forma-se o cordão de solda laser.

As variações de temperaturas em áreas pequenas e concentradas provocam a formação de um cordão estreito e delgado com uma ZTA pequena.

A brevidade desse processo associado às velocidades de resfriamento muito elevadas, resulta em uma região soldada com características mecânicas, como dureza e resistência à tensão, próximas aos metais base antes da soldagem.

Para proteger a zona de fusão, é necessário utilizar um gás inerte (argônio, hélio ou nitrogênio), para evitar problemas de qualidade do cordão de solda.



Formação do cordão de solda laser. **Fonte:** Ribolla, Damoulis e Batalha (2004)

2.9. Ligas de Níquel

O desenvolvimento dos materiais metálicos está intimamente associado aos avanços tecnológicos. A necessidade de materiais mais resistentes ao desgaste, mais tenazes, com maior resistência à corrosão e oxidação, tem sido o impulso para a pesquisa de muitos materiais, com essas características e propriedades. Originalmente, para esses tipos de aplicações, são utilizados os aços inoxidáveis e aços ligados, porém a exigência de temperaturas de operação cada vez maiores, maiores potências e mais eficientes, impulsionaram o desenvolvimento das ligas refratárias ou “superligas”.

As ligas à base de níquel têm um papel extremamente importante na indústria aeronáutica, automobilística, naval, na produção de turbinas a gás e agora também em veículos espaciais, na engenharia de foguetes, aviões experimentais, reatores nucleares, plantas movidas a vapor, indústrias petroquímicas e muitas outras aplicações. Sua vasta utilização nestas áreas deve-se principalmente ao seu desempenho em altas temperaturas, que é dado por algumas de suas características intrínsecas, como: alta resistência mecânica em temperaturas elevadas, alta resistência à fluidez, alta resistência à fadiga e boa resistência à corrosão (EZUGWU et al., 1999; SILVA et al., 2001).

Ligas de níquel possuem uma composição química com elevado teor de elementos de liga os quais são responsáveis por suas propriedades mecânicas e térmicas. O termo “superligas” descreve uma ampla variedade de ligas a base de níquel, cobalto e ferro, desenvolvida especificamente para aplicações que exigem propriedades químicas e mecânicas excepcionais a elevadas temperaturas.

As ligas a base de níquel possuem uma matriz constituída de uma fase austenítica, contínua, cúbica de face centrada (CFC) chamada de fase gama (γ), que usualmente contém um alto teor de elementos em solução como o cobalto, molibdênio e tungstênio. Alumínio e titânio são adicionados em iguais proporções para precipitar um elevado volume da fase primária que invariavelmente precipitam-se coerentemente com a matriz austenítica. Carbono é adicionado a níveis de aproximadamente 0,5 a 2,0 %, para formar carbonetos na forma primária “MC”. Durante o tratamento térmico e em serviço, este se decompõe, gerando carbonetos como “ $M_{23}C_6$ ” e o “ M_6C ”, nos contornos de grão (Ezugwu et al., 1999).

A forma microestrutural dos carbonetos MC é usualmente de grandes blocos, com distribuição randômica e geralmente não são desejados. São mais frequentes os carbonetos MC formados por titânio, nióbio e háfnio. Carbonetos do tipo M_6C geralmente se apresentam também em forma de blocos; formados nos contornos de grão podem ser usados para controlar o tamanho de grão ou precipitando em padrão Widmanstätten através dos grãos podem diminuir a ductilidade. Carbonetos M_6C são geralmente ricos em molibdênio e tungstênio, mas outros elementos, como cromo, níquel ou cobalto podem substituí-los em certo grau e é comum em ligas a base de níquel com alto teor de molibdênio e/ou tungstênio (MANKINS, 1992, p. 428-445).

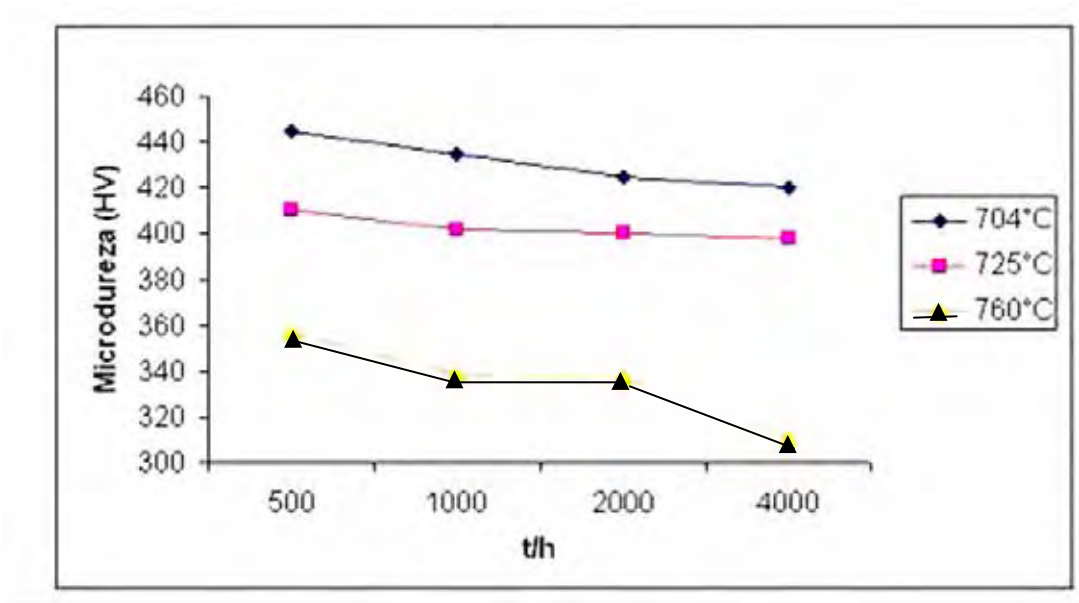
Os carbonetos do tipo M_7C_3 (predominantemente Cr_7C_3) não são largamente observados em superligas a base de níquel. Está presente em ligas a base de cobalto e em Nimonic 80a. (Superliga a base de níquel-cromo-titânio-alumínio), quando aquecido acima de 1000°C .

Carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são determinantes nas propriedades mecânicas de ligas a base de níquel (MANKINS, 1992, p. 428-445). A microestrutura ideal é uma cadeia de pequenas partículas globulares discretas nos contornos de grão, porém filmes, lamelas, placas e células também são observados. Na forma de filmes

contínuos nos contornos de grão, a resistência à fratura é prejudicada, havendo degradação de tal propriedade. O elemento cromo é o principal elemento formador deste carboneto, mas outros elementos como níquel, cobalto, ferro, molibdênio e tungstênio podem substituí-lo.

As técnicas de tratamento térmico são utilizadas para a formação da fase primária nos contornos de grão, elevando a tensão de ruptura do material. As propriedades superiores apresentadas pelas superligas foram estudadas por (SHUAGHUAN et al., 2004). Os autores demonstraram que, para diferentes temperaturas de envelhecimento, ocorrem alterações significativas da microdureza para as superligas. No entanto, para tempos de envelhecimentos diferentes (500 – 4000 h), para a mesma temperatura, esta alteração ocorre de maneira bem menos significativa, o que implica que as propriedades desta liga podem ser mantidas durante longos períodos de trabalho, como pode ser observado na Figura 2.5.

Figura 2.5



Variação do tempo de envelhecimento para várias temperaturas, adaptada de. Shuangqun et al., (2004).

O endurecimento por precipitação geralmente se dá pela precipitação de γ' , $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, podendo também ser formados por cromo, tântalo e nióbio. A fase intermetálica com estrutura cúbica de face centrada ordenada similar a da matriz γ tem uma distorção de rede de 1% ou menos com a matriz, formando um precipitado

coerente com a matriz. Segundo a literatura a fase $\gamma''(\text{Al}_3\text{Nb})$ esta na proximidade e permite menor energia superficial e estabilidade longa. A quantidade de fase γ' é função do teor de endurecedores da liga. Alumínio, titânio, nióbio e tântalo são fortes formadores de γ' . Em geral, a fase γ' apresenta-se de forma cuboidal em ligas a base de níquel, mas sua morfologia pode ser alterada pela adição de molibdênio. A fração volumétrica, tamanho e distribuição da fase intermetálica são importantes fatores de controle de propriedades.

Ligas de níquel com alto teor de molibdênio apresentam boa resistência à corrosão por fadiga e pitting. A adição de ferro reduz à suscetibilidade a oxidação interna e o alumínio provoca endurecimento por precipitação. O teor de cromo elevado das ligas de níquel permite seu uso em ambientes oxidativos por formar uma camada de óxido de cromo (Cr_2O_3) (MANKINS, 1992, p. 428-445).

Segundo estudos realizados por Cieslak et al. (1986) em solidificação de revestimentos soldados da liga Hastelloy C-276, as fases formadas durante solidificação são: matriz γ , fase σ e fase μ . As fases σ e μ são prejudiciais às propriedades mecânicas quando em quantidades maiores, por se tratarem de fases compactas frágeis. Apesar disto, a quantidade de C nesta liga é reduzida a fim de evitar a formação de carbonetos, o que demandaria tratamento térmico posterior para estabilização da liga.

Devido à necessidade que a maior parte das superligas com endurecimento por precipitação necessitam de tratamento térmico posterior, As fases γ' e γ'' precipitam a partir de uma matriz supersaturada que se forma na solidificação rápida. O envelhecimento acelerado de revestimentos tem sido feito em ligas de Ni-Cr-Mo-W por Graf et al. (2002) a fim de determinar o pico de dureza com relação à temperatura e tempo de permanência em temperaturas diversas. Foi determinado que o pico de dureza encontra-se a 1000°C, diminuindo com temperaturas mais elevadas. Observou-se que as variações de dureza são dependentes da microestrutura do revestimento. Fases μ , com padrão Widmanstätten, se desenvolveram a partir da fase P e coalesceram, fazendo com que a dureza diminuísse.

Em superligas de níquel endurecidas por precipitação de fase γ' , há o coalescimento desta fase acima de 1093°C. A 1177°C há dissolução moderada dos

precipitados, seguindo à total dissolução em temperaturas de 1260°C, onde a fusão da liga é iminente (DONACHIE, 2002).

As ligas com a denominação *Hastelloy* apresentam como um dos componentes básicos o molibdênio, além do cromo e níquel, e alguns tipos possuem o ferro além de outros elementos como nióbio, cobalto, cobre e tungstênio. A liga *Hastelloy B-1* com 68% de níquel e 28% de molibdênio, tem excepcional resistência à corrosão, por pites e sobtensão. Resiste ainda à formação de carbonetos precipitados em contorno de grão, na região afetada pelo calor durante a soldagem; esse fato confere a liga elevada soldabilidade, tornando o seu uso comum na fabricação de equipamentos de processamento químico onde as junções são realizadas por processos de soldagem. A liga de *Hastelloy B-2* retém a resistência mecânica a temperaturas relativamente elevadas, mas, não é tão resistente à oxidação como as ligas que contêm cromo. Diversos outros tipos de *Hastelloy* possuem cromo para conferir maior resistência à oxidação e à corrosão em geral. As ligas com teor maior de molibdênio têm maior resistência à corrosão em meios úmidos, com exceção dos meios oxidantes, e as ligas com maior teor de cromo tem tanto a resistência à corrosão em meios úmidos como secos.

A principal característica das ligas de níquel é a alta estabilidade da fase CFC da matriz níquel e sua capacidade de ser reforçada por uma variedade de meios, diretos e indiretos. As superligas a base de níquel, geralmente possuem maior resistência a altas temperaturas que os aços de baixa liga e os aços inoxidáveis. O teor de níquel varia de 38 a 76% e o de cromo entre 1 e 27% para propiciar a resistência à oxidação a elevadas temperaturas, como também para endurecimento por solução sólida. Muitas ligas recebem a adição de pequenos teores de alumínio, titânio, nióbio, molibdênio e tungstênio para melhoria da resistência mecânica e da resistência à corrosão Coutino et al. (1992).

No entanto, o níquel se apresenta como um metal branco prateado, similar em muitos aspectos ao metal ferro, porém com uma boa resistência à oxidação e à corrosão. É utilizado principalmente na melhoria de resistência mecânica a altas temperaturas, resistência à corrosão e outras propriedades, para uma ampla faixa de ligas ferrosas e não ferrosas. Outras propriedades que se destacam são: as condutividades térmica e elétrica, como também uma excelente

propriedade magnética. Propriedades que fazem do níquel e suas ligas metais bastante valiosos.

Em relação ao sistema de classificação, o níquel se divide em quatro famílias: níquel comercialmente puro; ligas binárias, tais como Ni-Cu e Ni-Mo; ligas ternárias, tais como, Ni-Cr-Fe e Ni-Cr-Mo; ligas complexas, como Ni-Cr-Fe-Mo-Cu (com a possibilidade de outros elementos adicionais); e as superligas. As ligas são melhores reconhecidas pelos seus nomes comerciais, tais como Monel, Hastelloy, Inconel, Incoloy.

2.10. Classificação das ligas de Níquel

2.10.1. Ligas binárias:

Das categorias que compõem as ligas binárias, a mais comum é a liga Ni-Cu, também conhecida como Monel. A liga Monel também apresenta pequenas quantidades de Al, Fe e Ti. As ligas Ni-Cu diferem do Níquel 200 e do Níquel 201 pelo fato de sua resistência mecânica e dureza aumentarem devido ao endurecimento por envelhecimento. Embora possuam aspectos comuns em termos de resistência à corrosão, aos níqueis comercialmente puros, sua resistência aos ácidos sulfúrico e fluorídrico e à salmoura é melhor, como também devemos ressaltar sua resistência ao trincamento atribuído à corrosão sobtensão em meios clorosos. Os equipamentos submetidos à água salgada ou água salobra são as principais aplicações.

Outras ligas binárias comercialmente importantes são as de composição Ni-Mo. Destaca-se entre elas a liga Hastelloy B-2 que oferece uma excelente resistência a ácidos clorídricos e também a qualquer meio redutor. Também

possuem alta resistência mecânica em atmosferas de gases inertes em temperaturas elevadas.

2.10.2. Ligas ternárias:

Do quadro de ligas ternárias, destacam-se as composições Ni-Cr-Fe e Ni-Cr-Mo. Os principais componentes do sistema Ni-Cr-Fe são conhecidos comercialmente como Inconel 600 e Incoloy 800. O Inconel 600 tem boa resistência tanto em meios oxidantes, quanto em meios redutores e podem ser trabalhados a altas temperaturas. O Incolloy 800 possui boa resistência à oxidação e à carbonetação a temperaturas elevadas.

As ligas Ni-Cr-Mo são altamente resistentes à corrosão alveolar. Elas retêm grande resistência mecânica e à oxidação a elevadas temperaturas. Têm grande aplicação na indústria, principalmente em equipamentos submetidos a meios aquosos. Neste grupo, as principais ligas são o Hastelloy C-276, Hastelloy C-22 e o Inconel 625.

2.10.3. Ligas complexas:

O sistema Ni-Cr-Fe-Mo-Cu é a composição básica desta categoria. Elas oferecem boa resistência à corrosão alveolar ("pitting"), à corrosão intergranular, à corrosão sobtensão em meios clorosos e à corrosão uniforme em uma larga escala de meios oxidantes e redutores. Estas ligas são geralmente usadas em aplicações envolvendo ácidos sulfúrico ou fosfórico. Os principais componentes são: Hastelloy G-3, os Inconel 617, 625, e 718, e o Incolloy 825.

2.10.4. Superligas a base de Níquel

Superligas a base de níquel são conhecidas pela sua excelente resistência envolvendo ambientes corrosivos, desgaste, altas temperaturas, elevados valores de tensão ou mesmo a combinação de todos estes fatores. (DEEVI,1997; POPOV, 1997; ALBITER, 2002)

A estrutura cúbica de face centrada (CFC) do Níquel confere ao metal puro e às suas ligas tenacidade, ou seja, resistência mecânica aliada à ductilidade, além de permitir a dissolução de vários elementos de liga, variando seu comportamento, de acordo com o elemento de liga acrescentado. Segundo os autores : (ALBITER, 2002; PAREDES, 1999; DING, 1997), elementos de liga mais comumente adicionados e seus respectivos efeitos são:

- a) Molibdênio (Mo): Aumenta a resistência à atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão e a resistência a altas temperaturas. O limite de solubilidade do molibdênio no níquel é de aproximadamente 20%. (ALBITER, 2002; PAREDES, 1999; DING, 1997).
- b) Cromo (Cr): Promove a formação de uma película protetora de óxido (Cr_2O_3) fortemente aderente à superfície. Aumenta a resistência à oxidação em ambientes contendo ácido nítrico (HNO_3) e ácido crômico (H_2CrO_4). Aumenta a resistência à oxidação por vapores sulfurosos a altas temperaturas. O limite de solubilidade do cromo no níquel varia de 35 a 40%, (ALBITER, 2002; PAREDES, 2000).
- c) Ferro (Fe): Aumenta a solubilidade do carbono no níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas. É utilizado também para reduzir custos, (PAREDES, 2000).
- d) Tungstênio (W): Apresenta um comportamento similar ao molibdênio no aumento da resistência a atmosferas ácidas não oxidantes e à corrosão localizada. Devido ao fato de apresentar uma densidade atômica quase duas vezes maior que a do molibdênio e ser um elemento mais raro na natureza, não são utilizados em grandes quantidades, (PAREDES, 2000).
- e) Silício (Si): Está presente em quantidades muito pequenas e geralmente é apenas um subproduto de alguma reação de desoxidação. Quando adicionado em pequenas quantidades, intencionalmente, promove a

resistência à oxidação a altas temperaturas. Em ligas contendo Fe, Co, Mo, W, as quantidades devem ser mínimas e muito bem controladas para evitar a formação de carbonetos e intermetálicos indesejados, (PAREDES, 2000).

- f) Carbono (C): O níquel não é um formador de carboneto, porém, o carbono pode reagir com algum elemento presente na liga formando carbonetos, estes podendo ser benéficos ou não, de acordo com o tipo e a morfologia do mesmo, (PAREDES, 2000; DING, 1997; VOUDOURIS, 2001).

Elementos de liga como Fe, Cr, Mo e W possuem um diâmetro atômico próximo ao do níquel (1 a 13%), o que facilita a formação de uma solução sólida rica em níquel facilitando o processo de endurecimento por solução sólida, (DING, 1997).

As principais fases e características das superligas de níquel podem ser observadas na Tabela 2.3.

Tabela 2.3: Fases de características das superligas de níquel: adaptação de (Hussey, 1997; Smith, 1999).

Fase	Característica
Matriz γ	Matriz contínua e homogênea de estrutura CFC a base de níquel. É uma fase não magnética capaz de acomodar grande quantidade de elementos de liga como Fe, Cr, Mo, W e Co em solução sólida.
γ'	Fase presente em ligas que contém Al e Ti em sua composição. Estes elementos irão combinar com o níquel (Ni_3Al , Ti) formando precipitados γ' de estrutura CFC coerentes com a matriz gama.
γ''	O Níquel combina com o Nb na presença do Fe formando a estrutura tetragonal de corpo centrado (Ni_3Nb) coerente com a matriz gama, porém induzindo tensões da ordem de 2,9%. Esta fase apresenta alta resistência a baixas e médias temperaturas, sendo instáveis a temperaturas mais altas (acima de 650°C). Esta fase é encontrada em ligas Ni-Fe.
Carbonetos	Quando presente em pequenas quantidades (0,02 a 0,2%), o carbono combina-se com determinados elementos como Ti, Ta e Nb, formando carbonetos do tipo MC. Quando submetido a tratamentos térmicos ou expostos a longos ciclos de trabalho, estes carbonetos tendem a se compor, formando outros carbonetos, como M_{23}C_6 e/ou M_6C .
Boretos	Apresentam-se como partículas duras com morfologia variando de blocos à meia-lua, sendo observados nos contornos de grão. Aparecem em quantidade bem menor do que os carbonetos. Aumentam a resistência à fluência

Exposições posteriores a altas temperaturas podem fazer com que ocorra a precipitação de uma ou mais fases da matriz (super) saturada gama. Dentre as fases secundárias que podem vir a se formar estão os carbonetos ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C e MC) e as fases “ σ ” e “ μ ”. As fases são compostas por camadas de átomos paralelos aos planos {111} da matriz gama. Estes precipitados são geralmente prejudiciais e podem aparecer na forma de discos ou agulhas que tendem a nuclear a partir da interface com os carbonetos pré-existentes. As ligas que apresentam maiores quantidades de elementos com estrutura CCC, como Cr, Mo e W, têm maior tendência para a formação das fases. A distribuição destes precipitados depende da temperatura à qual a liga é submetida. (KOZLOV, 2002).

Durante o processo de solidificação, o carboneto MC é o primeiro a se formar, pela combinação do carbono a elementos como Mo e W. Quando estes carbonetos são posteriormente expostos a altas temperaturas (acima de 815°C) eles irão se decompor em formas mais estáveis, dando origem aos carbonetos $M_{23}C_6$ ou M_6C . Os carbonetos $M_{23}C_6$ apresentam uma estrutura cúbica complexa e quando alguns átomos são retirados, aproxima-se muito da estrutura topologicamente compacta “ σ ”. A coerência entre $M_{23}C_6$ e “ σ ” é muito grande; frequentemente verifica-se a formação da fase “ σ ” a partir de partículas $M_{23}C_6$. A mesma relação de coerência observada entre os carbonetos $M_{23}C_6$ e a fase “ σ ” é verificada entre M_6C e a fase “ μ ” (CHIEN, 1996).

Apesar da boa estabilidade das superligas a base de Ni quando submetidas a altas temperaturas, elas podem sofrer degradação. As formas mais comuns são:

- Oxidação intergranular: Afeta diretamente o comportamento em relação à fadiga térmica.
- Carbonização: Ocorre à formação de carbonetos complexos através da combinação do carbono com outros elementos de liga, presentes em solução sólida.
- Depleção de elementos de liga: Geralmente ocorre uma maior modificação da composição química no interior do revestimento do que na superfície.
- Contaminação: Ocorre principalmente em ambientes contendo altas concentrações de enxofre. Forma-se primeiramente um filme de Cr_2S_3 e caso

o ataque continue, irá formar um eutético Ni-Ni₃S₂ de baixo ponto de fusão (645°C).

2.11. Transformações ativadas pela temperatura

As mudanças microestruturais ativadas pela temperatura de cada material, varia de acordo com seu aporte térmico e sua velocidade de resfriamento, logo torna-se necessário conhecer estas mudanças que ocorrem para poder verificar cada nova fase formada. A partir deste ponto, é necessário conhecer em quanto tempo e qual a energia necessária para que estas mudanças ocorram. As modificações microestruturais ocorrem devido à movimentação dos átomos no interior de uma estrutura cristalina (difusão). Quando existe o fornecimento de energia ao sistema, com um aumento de temperatura, os átomos vibram com mais energia e, uma pequena fração deles, terá energia suficiente para mudar de posição dentro do reticulado. Esta fração não depende exclusivamente da temperatura, depende também da força que mantém os átomos ligados em suas posições e do gradiente químico. O mecanismo de difusão pode ser realizado através da movimentação por lacunas ou por intersticiais. (LIANG, 2000; SIDHU, 2003).

Para que um determinado fenômeno ocorra, como difusão, precipitação ou coalescimento, é necessário fornecer ao sistema uma energia de ativação, definida como a quantidade de energia suficiente para dar início ao processo de transformação.

2.12. Descontinuidade em Soldagem

2.12.1. Definição

No que concerne o estudo de descontinuidades em soldas, considera-se os fatores segurança e desempenho “performance”, intimamente relacionados, como chaves à obtenção de uniões ou revestimentos aceitáveis dentro de determinados padrões normalizados. Estas considerações, no entanto, apresentam distintas características no que tange aos anseios do executante (fabricante) e do solicitante (cliente), isto é, do lado do fabricante esperam-se metais de soldas que satisfaçam as normas vigentes (aspecto superficial e nível de descontinuidades

presentes) e, pelo lado do cliente, satisfação quanto à resistência do componentes as solicitações de operação para as quais foi projetado.

O termo descontinuidade em soldagem denota uma interrupção ou violação estrutural na região soldada, tal como uma falta de homogeneidade nas características mecânicas, físicas ou metalúrgicas do metal de solda. A descontinuidade será considerada um defeito quando o efeito isolado ou múltiplo deste originar uma incapacidade do elemento soldado ser parcial ou total em relação às mínimas exigências padrões.

Segundo Lundin et al. (1984) os principais tipos de falhas por soldagem podem ser descritos na Tabela 2.4.

Tabela 2.4: Caracterização de descontinuidades na região de solda Adaptação LUNDIN et al. (1984).

Relacionada ao processo e procedimento de soldagem empregado	
A. Geométrico	▪ Desalinhamento
	▪ Mordedura (undercut)
	▪ Concavidade ou convexidade
	▪ Reforço excessivo
	▪ Reforço insuficiente
	▪ Ângulo de reforço insuficiente
	▪ Sobreposição (overlap)
	▪ Penetração incompleta ou falta de penetração
	▪ Falta de fusão
	▪ Contração (shrinkage)
	▪ Perfuração na região de incidência do arco (burn through)
B. Metalúrgico	
Trincas ou fissuras	• A quente ou de solidificação (hot cracks)
	• Liqueação
	• A frio ou de hidrogênio (cold or delayed cracks)
	• De reaquecimento
	• De alívio de tensões (stress-relief)
	• De envelhecimento (strain-age)
Porosidade	• Esférica
	• Vermicular (worm-hole)
C. Zona termicamente afetada (ZTA) – modificações estruturais.	
D. Segregações no metal de base e na ZTA	
E. Projeto	A. Modificações na seção – concentração de tensão B. Tipo de junta.
F. Outros	• Marcas de abertura de arco e cratera de arco (arc Strikes)
	• Inclusão de escória (slag inclusions)

2.12.2. Trincas de liquação:

Estão localizadas internamente ou externamente próximas à linha de fusão na ZTA no metal de base ou na ZTA entre os cordões na soldagem multi passes, possui uma forma irregular (macrotrinca e microtrinca), bidimensional; sua propagação é preferencialmente intergranular perpendicularmente à direção de contração (longitudinais ao cordão).

Mecanismo de formação, as trincas de liquação originam-se na ZTA logo abaixo da linha de fusão devido à redistribuição de fases de baixo ponto de fusão através dos contornos de grão parcialmente fundidos (reaquecidos). O mecanismo de formação de tensões é similar àquele presente na trinca a quente. Um ponto importante a ser observado é a diferença na origem da segregação, no caso da trinca a quente a origem vem da diferença de solubilidade entre sólido/líquido, e para o caso da liquação deve-se ao enriquecimento no estado sólido dos contornos de grão:

Fatores influentes na formação da trinca de liquação

- Metalúrgicos
 - Presença de fases eutéticas (composição química);
 - Fase primária de solidificação;
 - Tensão superficial no contorno de grão líquido;
 - Granulometria na zona parcialmente fundida
- Mecânicos
 - Tensão devido à contração;
 - Grau de restrição.
 - Operacional
 - Aporte de calor (heat input).

Influência sobre outras descontinuidades

As trincas de liquação, assim como as trincas a quente, podem ter efeito de promover (facilitar a nucleação) de outras descontinuidades, como as trincas a frio, o processo de fadiga, aceleração da corrosão sobtensão, mecanismo de fratura frágil, etc.

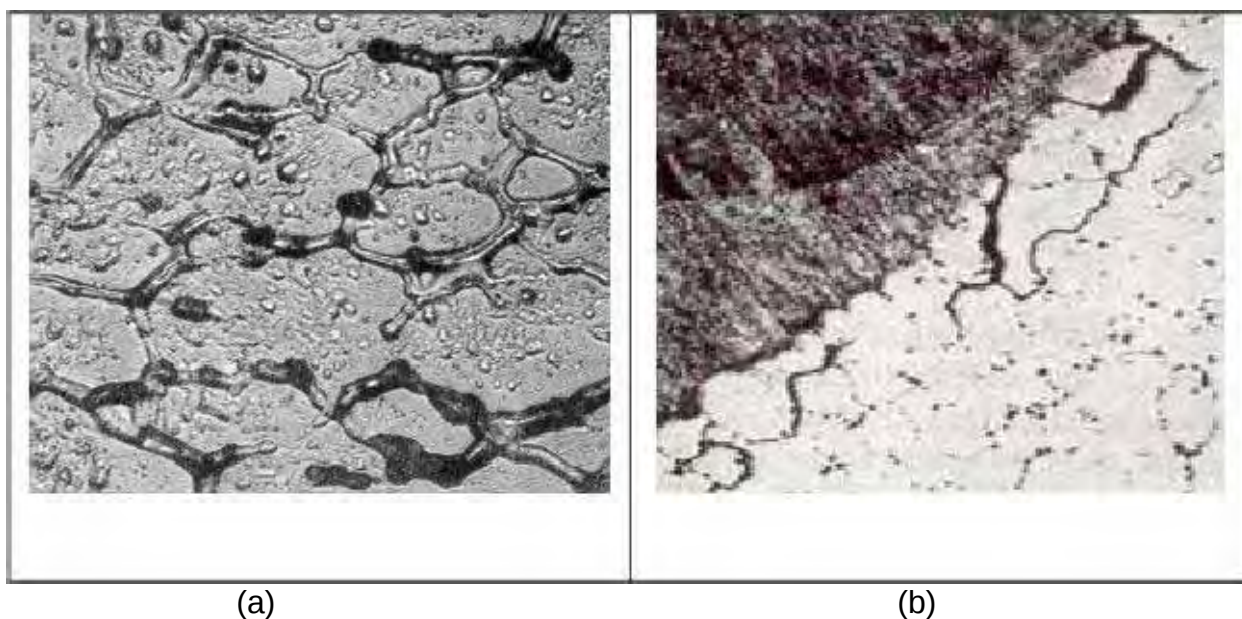
Meios de controle

Os meios de controle para o problema das trincas de liquação podem ser agrupados em quatro diferentes categorias:

- Controle do calor aportado;
- Controle do grau de restrição da região soldada;
- Controle da composição do metal de base utilizado;
- Controle da composição química do metal de adição utilizado.

A Figura 2.6 ilustra a formação das trincas de liquação mostrarão algumas micrografias de regiões soldadas apresentando este tipo de descontinuidade.

Figura 2.6



Micrografias mostrando o fenômeno de liquação nos contornos de grão de uma solda de alumínio (a) e trinca de liquação na ZTA logo abaixo da linha de fusão (liga de níquel) (b). **Fonte:** (KOU, 1987; TWI, 1979).

2.12.3. Descontinuidades por porosidade (porosity or cavities)

São descontinuidades originadas no metal de solda em função do aprisionamento de gases ou vapores dissolvidos na massa de fusão durante o processo de solidificação. Este aprisionamento resulta do decréscimo na

solubilidade dos gases na poça de fusão durante o abaixamento da temperatura, ou ainda de reações químicas no metal de solda. Estas descontinuidades são consideradas detrimenais quando ultrapassam valores propostos em normas (DIN EN 25817/92, por exemplo), por servirem como redutores da área útil resistente. Além disso, porosidade aberta (aflorando à superfície) exerce um efeito de concentrador de tensão. Em relação à forma alguns se seguem a seguinte classificação para a porosidade de acordo com a forma e a distribuição.

- Uniformemente distribuída (uniformly scattered porosity);
- Agrupada (cluster porosity);
- Alinhada (aligned porosity);
- Vermicular ou vermiforme (elongated porosity or worm holes);
- Esférica (spherical porosity).

Mecanismo de formação

O mecanismo de formação de um poro se baseia na relação velocidade da frente de solidificação versus taxa de separação dos gases/vapores dissolvidos na poça de fusão. Caso a velocidade da frente de solidificação seja maior que a velocidade de desprendimento dos gases/vapores (velocidade de soldagem alta) o poro formado terá a forma esférica. Por outro lado, se a velocidade da frente for igual à de desprendimento (velocidade de soldagem média) o poro terá a forma vermicular. Não haverá formação de poro quando a velocidade da frente for inferior a de desprendimento (velocidade de soldagem lenta). Uma das condições para o surgimento de porosidade é a presença de supersaturação total ou localizada de gás na poça de fusão. Os gases que causam porosidade são o hidrogênio, nitrogênio, ou dióxido de carbono. O hidrogênio tem origem na umidade presente no consumível ou no metal de base. Para o nitrogênio a origem vem da captação do ar vizinho ao arco voltaico. No caso do dióxido de carbono a origem está na combinação de O₂ e metal de base em aço não acalmado.

Fatores influentes na formação da porosidade

- Metalúrgicos

- ✓ Composição química do metal de base (presença de elementos formadores de porosidade como óxidos e micro poros oriunda do processo de conformação mecânica);
- ✓ Composição química do revestimento e/ou gás de proteção
- ✓ Insuficiência de elementos desoxidantes no metal de adição e no metal de base.
- Operacionais
 - ✓ Procedimento inadequado de soldagem (comprimento do arco, deslocamento lateral do arco – tecimento, infiltração de ar ou água por falha de manutenção, condição inadequada de estocagem dos consumíveis, outros.);
 - ✓ Instabilidade na coluna do arco provocado pela utilização de parâmetros inadequados de soldagem (corrente e tensão fora da faixa especificada, fluxo de gás fora do especificado, outros.);
 - ✓ Limpeza da região a ser soldada.
 - ✓ Mecânico
 - ✓ Grau de restrição aliado à contração na mudança de estado (líquido/ sólido) da poça de fusão.

Influência sobre outras descontinuidades

Geralmente esta descontinuidade apresenta uma relação direta com a formação de trincas de cratera, isto é, microporos entre os ramos dendríticos na região da cratera atuam como sítios preferencias à nucleação de trincas.

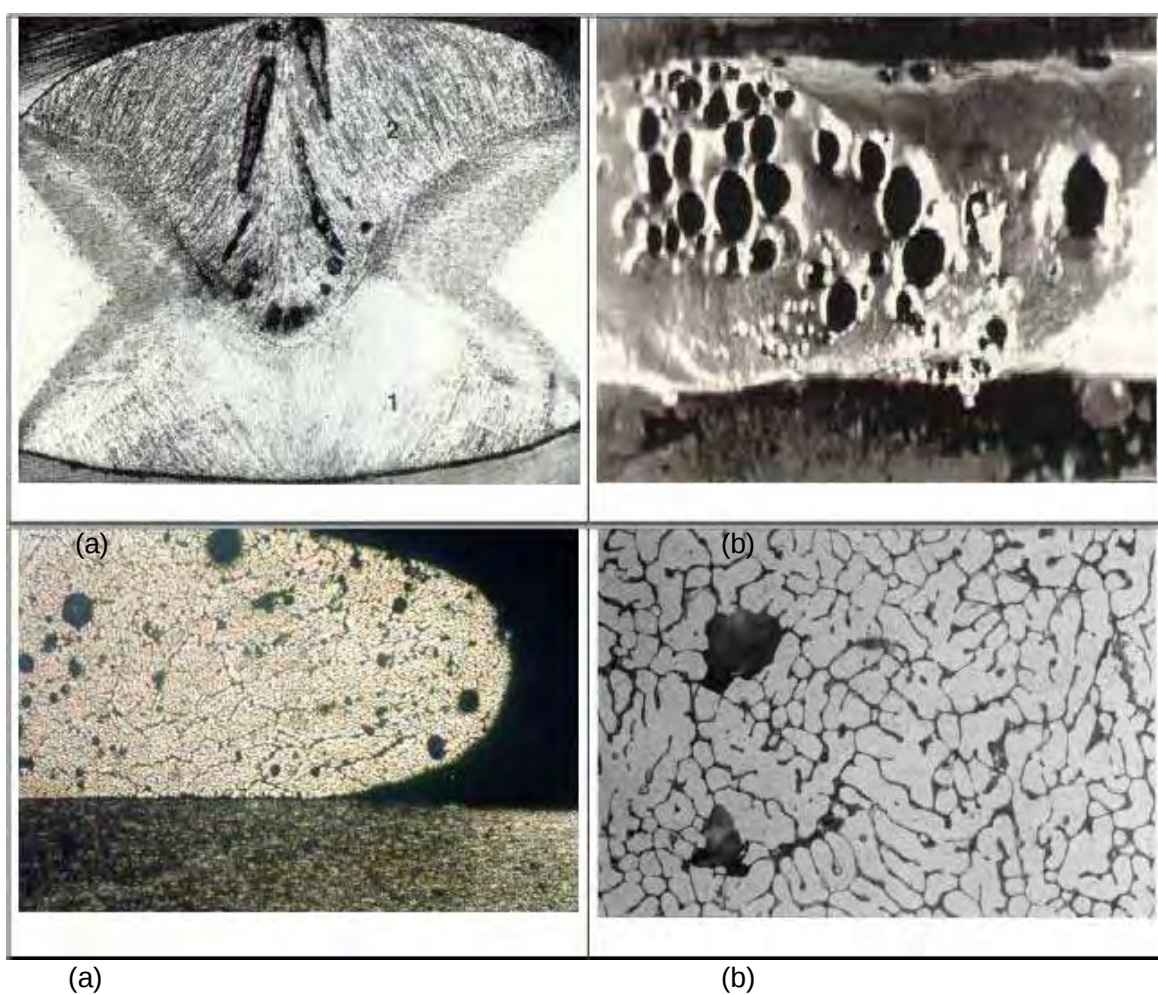
Meios de controle

- Basicamente o controle para este tipo de descontinuidade se resume em:
- Limpeza adequada da região a ser soldada;
- Armazenamento adequado dos consumíveis (controle de umidade);
- Cuidado especial na soldagem de metal de base com microporos decorrentes do processo de laminação (utilização de amanteigamento se necessário);
- Eliminação de vazamentos no sistema de refrigeração;

- Cuidado especial no controle da cratera (uso de chapa apêndice e/ou uso de rampa de corrente em conjunto com a manipulação).

A figura 2.7 ilustra o mecanismo de formação bem como o aspecto e as localizações deste tipo de descontinuidade mostrarão algumas macro e micrografias de regiões soldadas apresentando as suas diversas formas.

Figura 2.7



Porosidade vermicular com direção de crescimento da raiz para o reforço (a) e porosidade agrupada (b). **Fonte:** (MARQUEZE,1994; SVENSSON, 1995)

2.12.4. Falta de fusão

Esta descontinuidade caracteriza-se por uma falta de fusão localizada, isto é, uma ausência de continuidade metalúrgica entre o metal depositado e o metal de base ou entre dois cordões adjacentes. A falta de fusão atua como um

concentrador de tensão severo, podendo facilitar a nucleação e propagação de trincas. Além disso, pode reduzir a seção efetiva da junta.

Mecanismo de formação:

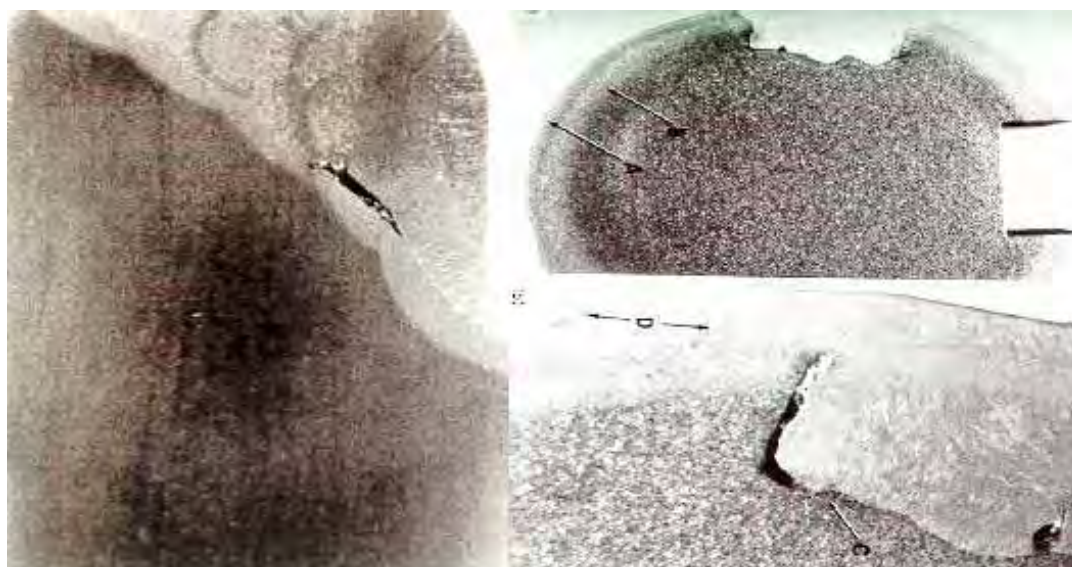
Resulta do aquecimento não adequado do metal que está presente na junta soldada (falta de molhabilidade) e/ou da presença de camadas de óxidos.

Causas da ocorrência da falta de fusão:

- Dentre as causas principais temos:
- Limpeza insuficiente dos bordos da junta (deixando óxidos, tintas e óleos);
- Manipulação incorreta do eletrodo (tocha);
- Desvio do arco por efeito do sopro magnético;
- Aporte térmico muito baixo com a impossibilidade de o arco atingir certas regiões da junta

A figura 2.8 ilustra as discontinuidades por falta de fusão, extraído de (MARQUEZE, 1995; AMERICAN SOCIETY FOR METALS- ASM, 1986). Mostrando a falta de fusão na face de um chanfro e na solda próxima ao rasgo de chaveta.

Figura 2.8



Junta de topo, chanfro em V. Mostrando a falta de fusão na face do chanfro. Extraída de (MARQUEZE, 1995). Detalhes de uma superfície reparada. Falta de fusão na solda próximo ao rasgo de chaveta (seta C falta de fusão e seta D trinca). **Fonte:** (ASM, 1986).

2.12.5. Trincas a quente ou trincas de solidificação

- a) Localização: Interna ou externamente na: Cratera, ZTA, Zona fundida.
- b) Forma: Irregular (macrotrinca – na ordem de algumas dezenas de mm e microtrinca – na ordem de alguns décimos de mm), Bidimensional, Propagação preferencial intergranular perpendicularmente à direção de contração (longitudinais ao cordão).

Mecanismo de formação

As trincas a quente originam-se no estágio final de solidificação, quando a tensão atingida através dos grãos adjacentes formados excede a resistência do metal de solda quase solidificado (presença de fase eutética segregada para a região final de solidificação, com temperatura na faixa de 900 a 1400°C).

As teorias mostram que o aparecimento destas descontinuidades deve-se a separação de uma rede sólida (dendritas) por um contínuo e fino filme micro segregado (fase pré-fusível formada a partir da presença de S, P, Nb, Si e C). A severidade deste tipo de trinca apresenta uma relação direta com a quantidade de impurezas e a geometria do cordão. Para o caso da região da cratera o surgimento de trinca deve-se, principalmente, ao alto nível de contração devido à solidificação rápida provocada pela extinção do arco.

c) Fatores influentes na formação da trinca de solidificação

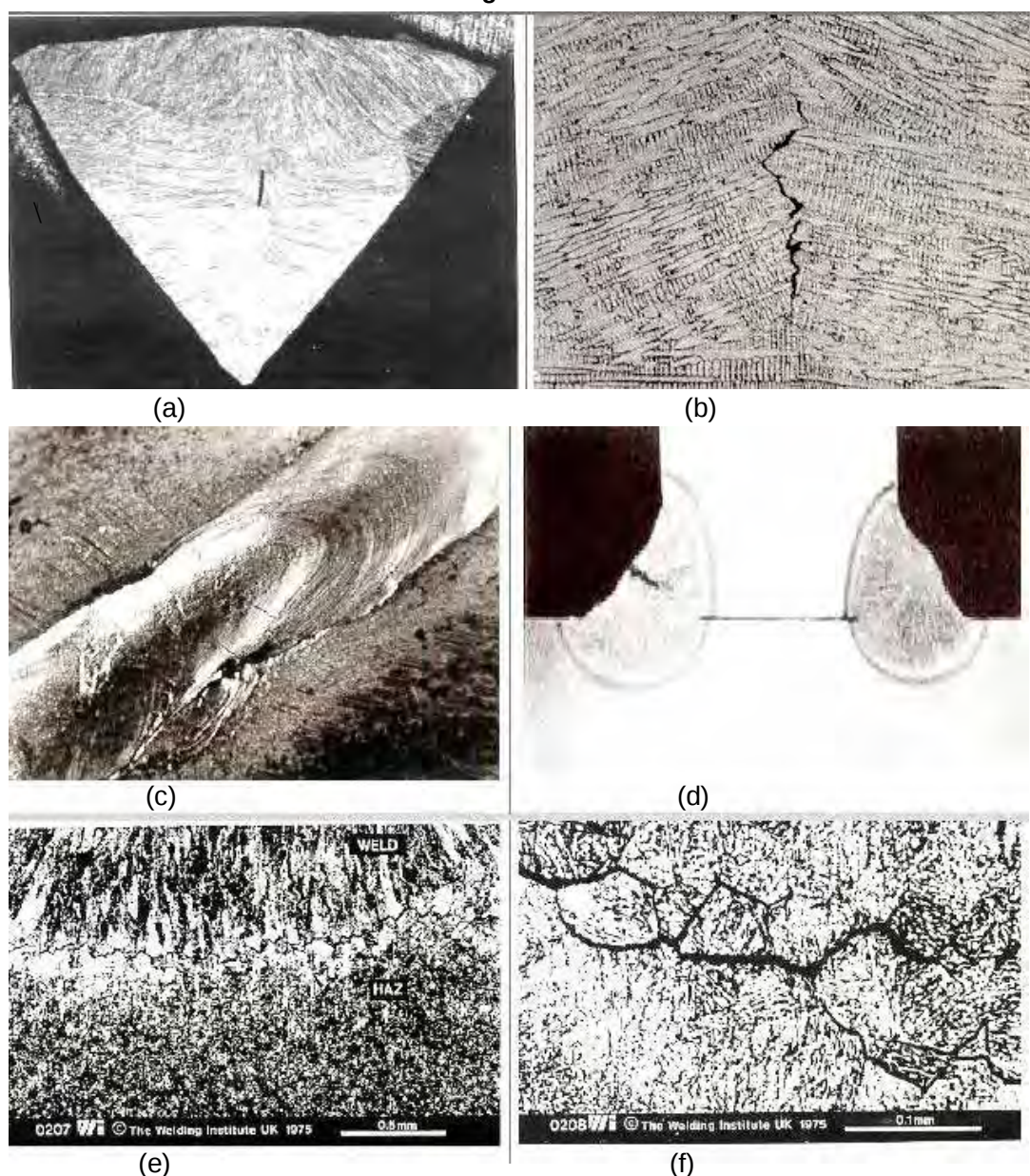
- ✓ Metalúrgicos
- ✓ Faixa de temperatura na mudança líquido-sólido (freezing ranger)
 - E presença de fases eutéticas;
- ✓ Fase primária de solidificação;
- ✓ Tensão superficial no contorno de grão líquido;
- ✓ Granulometria da zona fundida.
- ✓ Mecânicos
- ✓ Tensão devido à contração;
- ✓ Grau de restrição.

Influência sobre outras descontinuidades

As trincas de solidificação podem ter efeito de promover (facilitar a nucleação) de outras descontinuidades como as trincas a frio, o processo de fadiga, aceleração da corrosão sobtensão, mecanismo de fratura frágil.

Figura 2.9 apresenta a formação das trincas de solidificação mostrar-se-á algum macro e micrografias de regiões soldadas apresentando este tipo de descontinuidade, e Trinca de cratera e (b) trinca devido ao segundo passe (reverso) numa junta em “T”, provocada pelo elevado grau de restrição. (KOU, 1987; TWI, 1979; MARQUEZE, 1995; SVENSSON, 1994).

Figura 2.9



(a) macrografia mostrando aspecto do cordão e localização da descontinuidade e (b) micrografia mostrando trinca entre os ramos dendríticos. (c) Trinca de cratera e (d) trinca devido ao segundo passe (reverso) numa junta em “T”, provocada pelo elevado grau de restrição. Trinca de solidificação na ZTA, onde: (e) micrografia mostrando a trinca na ZTA logo abaixo da linha de fusão e (f) micrografia mostrando detalhe da

propagação intergranular da trinca **Fonte:** (KOU, 1987; TWI, 1979; MARQUEZE,1995; SVENSSON, 1994)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada parcialmente no Laboratório de Aplicações Industriais de Lasers, do Centro de Lasers do IPEN, utilizando um sistema laser de Nd: YAG na condição pulsado, cujo arranjo experimental e detalhes são mostrados na Figura 3.1.

O metal base utilizado neste estudo foi composto por duas chapas de Hastelloy C-276, na forma de chapas finas com 100 μm de espessura. As amostras foram cortadas na dimensão 20 mm x 44,5mm. A composição química do metal base é mostrada na Tabela 3.1 Os resultados experimentais foram analisados com base na relação entre energia do pulso e geometria do cordão de solda, presença de descontinuidades e propriedades mecânicas. As amostras foram preparadas e limpas para garantir a mesma condição superficial das chapas e um acabamento homogêneo.

Figura 3.1

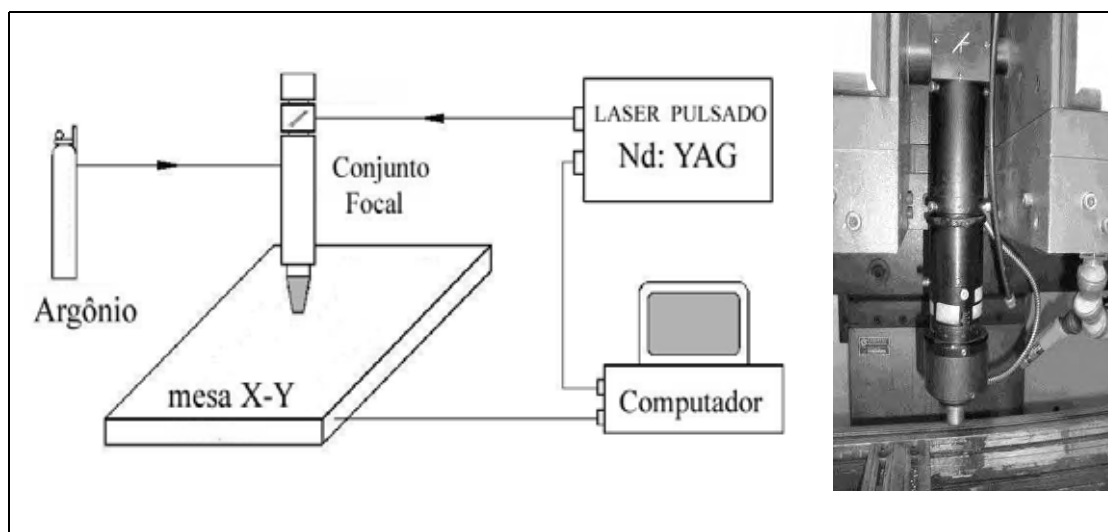


Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado de Nd: YAG e uma fotografia do conjunto focal. **Fonte:** Munekata (2011)

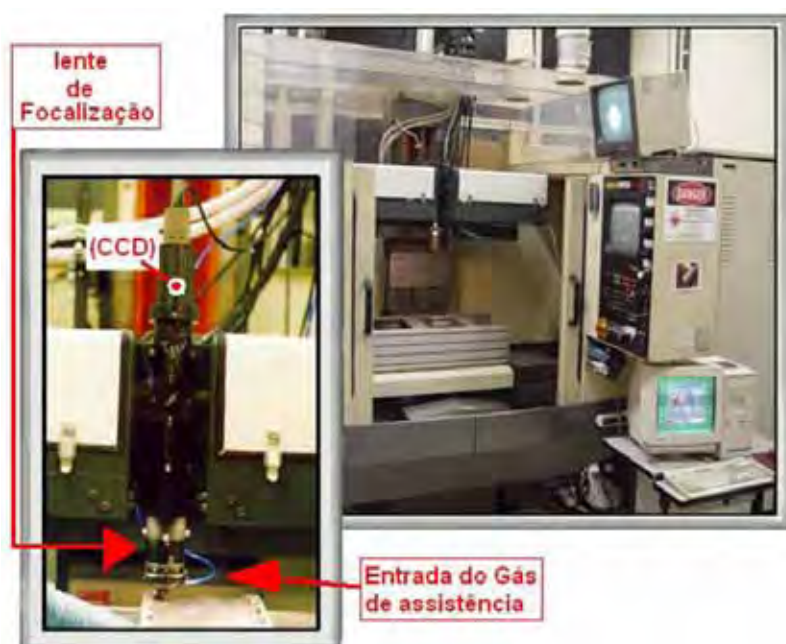
Tal processo de soldagem foi executado pela “Central de Processamento de Materiais a Laser” (CPML), desenvolvido pelos pesquisadores do IPEN/ CLA, cujo equipamento é composto de um laser no estado sólido Nd: YAG acoplado a um centro de usinagem vertical de comando

numérico computadorizado (CNC – marca Heidenhain / Diadur 630) conforme Figura 3.2. A tabela 3.1 apresenta as principais características do equipamento.

Tabela 3.1 Composição química da liga Hastelloy C-276 (peso %)

Elementos	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	W	Mo
Hastelloy C-276	0,01	15,5	63,37	1,0	0,08	0,04	4,0	16

Figura 3.2



Vista Panorâmica da central de processamentos de materiais a laser no detalhe o sistema de entrega no feixe. **Fonte:** Munekata (2011)

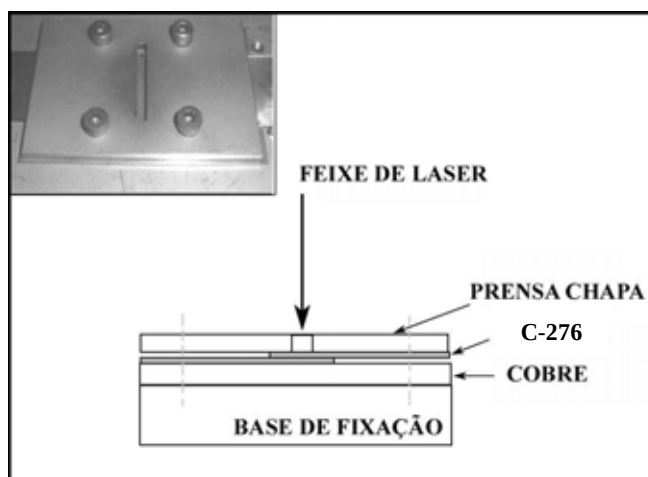
Tabela 3.2 – Características da CPML

LASER	FRESADORA Rocco (CNC)
Energia por pulso – máx. 10J	3 eixos com possibilidade de acoplamento para o 4º eixo
Frequência – máx. 500Hz	Curso dos eixos X780mm Y390mm, Z 400 mm
Duração temporal do pulso 0,2 à 10ms	Programação ISO
Potência média de saída máx. 120 w	Avanço rápido – 20.000 mm.min ⁻¹
Potência de Pico – 3kW	Precisão 0,02 mm
Lentes de focalização 50 mm e 100 mm	Câmera CCD e Monitor para visualização do processo
Variação da posição focal máx. 10 mm	Controle computacional dos parâmetros laser e transferência de dados para processamento

Para avaliar a influência da energia do pulso, as lâminas finas foram posicionadas na condição de junta sobreposta. Elas foram soldadas com feixe de diâmetro de 0,2 mm e ângulo de 90°. A energia do pulso (E_p) variou de 1,00 até 2,25 J, com um incremento de 0,25 J e largura temporal (t_p) de 4 ms, velocidade de soldagem (V) 525 mm/min e uma taxa de repetição $R_r = 39$ Hz. As amostras foram mantidas fixas através de um dispositivo (Figura 3.3) o qual proporcionou um bom contato entre as lâminas e com mínima distorção. As laminas foram totalmente limpas com acetona para retirar toda impureza que poderia estar impregnada nas mesmas.

As amostras foram soldadas em uma atmosfera de gás argônio utilizando-se um fluxo de 10 l/min. Não será necessária uma proteção de argônio na raiz da solda. Posteriormente, será realizada uma preparação metalográfica da secção transversal do cordão de solda, através de lixamento e polimento das amostras. As medidas do cordão de solda foram realizadas através de um microscópio ótico, e um software de análise de imagem. A Figura 3.4 mostra uma ilustração esquemática da secção transversal da junta com os parâmetros geométricos analisados.

Figura 3.3



Esquemas do dispositivo de fixação das amostras de lâmina fina. **Fonte:** Munekata (2011)

As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram avaliadas através de ensaios de microdureza Vickers (HV0,01). As medidas de microdureza foram realizadas na secção transversal da junta soldada, numa

direção paralela à superfície da chapa, próxima a largura de união. Foi correlacionada a microdureza com possíveis efeitos de heterogeneidades microestruturais, tanto no metal base quanto no metal de solda.

Figura 3.4

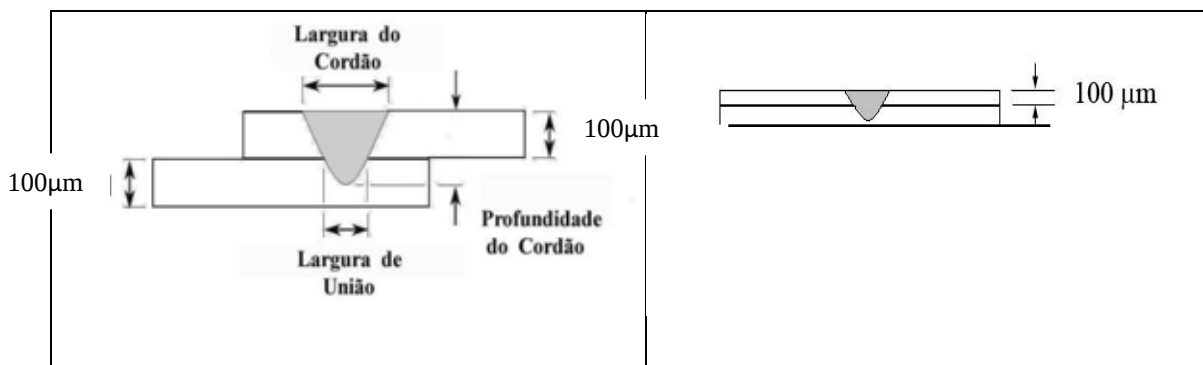


Ilustração esquemática da seção transversal da junta [μm]. **Fonte:** Munekata (2011)

3.1. Gases

Nas aplicações de laser em processamento de materiais, é necessário o uso de gás de assistência para se obter um resultado otimizado. Assim, neste trabalho foi utilizado o gás argônio.

O laboratório de processamento de materiais a laser do IPEN dispõe de um sistema de distribuição com tubulações de (cobre) independentes para cada tipo de gás utilizado, em questão se dispõe de três gases de assistência que estes são o argônio, hélio, nitrogênio, porém somente se utilizará o argônio. Cada cilindro contem 9 m³ e esta conectada a um sistema autônomo.

3.2. Metalografia do Hastelloy C-276

O exame metalográfico proporciona o embasamento para a análise e descrição da microestrutura dos metais. Portanto, este ensaio é importante e deve ser cuidadosamente realizado, (OSADCHUK et al. 1953). Especialmente para o níquel e suas ligas.

Neste trabalho, as áreas de corte, analisadas por microscopia ótica, foram levemente lixadas e polidas para preservar as camadas termicamente

afetadas e ressolidificadas com possível incorporação de elementos da atmosfera.

Lixamento – Para planificar a superfície e remover as irregularidades, utilizou-se lixa de grana 600 e 1000, por um período de 10 e 30 segundos, respectivamente. A operação foi refrigerada com fluxo constante de água.

Polimento Mecânico – Obteve-se resultado satisfatório ao se utilizar em 3 fases de polimento com alumina com base aquosa proporção 1:10 por 10 minutos com velocidade de disco de 600 rpm e leve pressão com aluminas de 1 μ m, 0,3 μ m e 0,05 μ m respectivamente. Após cada polimento realizado se efetuou se a limpeza com ultrassom por 5 minutos, usando álcool etílico 92,8° GL.

3.3. Montagem da amostra

Para facilitar a observação microscópica e a aplicação do ensaio de dureza, os materiais foram embutidos em ou resina poliéster (cura a frio) em moldes plásticos com 30 mm de diâmetro.

3.4. Obtenção dos parâmetros macroestruturais do cordão

Iniciou-se o lixamento, começando com lixa grana 80, passando por lixas grana 120, 220, 320, 400, 500, 600, 800, 1000 e terminando com a 1200. Utilizou-se de uma politriz marca *Struers* modelo DP-10.

Terminado o lixamento, partiu-se para o polimento com alumina 1 μ m, 3 μ m e 0.05 μ m. O ataque químico realizado assim como seu tempo de exposição e proporção de reagentes utilizados formando uma mistura homogênea de cor amarelo âmbar está demonstrado na Tabela 3.3 a seguir.

Tabela 3.3 – Ataque químico.

Reagente químico	Volume ml (proporção)	Tempo (minutos)
HCl; HNO ₃ ; CuCl ₂ ; Glicerina	40; 2; 0,5; 10	3:00

A caracterização macroestrutural das amostras foi feita recorrendo-se a um microscópio óptico (MO) da marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 21, pertencente ao Laboratório de Microscopia Ótica da FEIS/UNESP. Para obtenção das imagens no microscópio ótico, foi empregada a câmera digital Sony, modelo Cyber-Shot DSC-W80 (7,2 mega pixels de resolução).

Com as imagens macrográficas já digitalizadas, procedeu-se o tratamento das imagens através do programa imagetool[®]. A partir desse programa, e com a imagem digitalizada da escala, foi possível obter as dimensões reais relacionadas aos aspectos geométricos do cordão, tais como: altura, largura e penetração. Tal programa também permitiu a delimitação das regiões compreendidas pelo metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base.

3.5. Obtenção dos parâmetros microestruturais do cordão

Terminada a fase de caracterização macrográfica, os CDP'S foram novamente lixados, agora iniciando com a lixa grana 600, passando pelas 800, 1000, 1200 e finalizando 2000. Após o lixamento foi realizado o polimento com alumina 1 μ m 0,3 μ m e posteriormente 0,05 μ m. O ataque químico realizado assim como seu tempo de exposição e proporção de reagente esta demonstrada na Tabela 3.4 a seguir.

Tabela 3.4. – Ataque químico [Micrografia, Hastelloy C-276].

Reagente químico	Volume ml (proporção)	Tempo (minutos)
<i>HCl; HNO₃; CuCl₂; Glicerina</i>	<i>40; 2; 0,5; 10</i>	<i>1:30</i>

Terminado o ataque, a caracterização microestrutural das amostras foi feita recorrendo-se a um microscópio óptico (MO) da marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 21, pertencente ao Laboratório de Microscopia Ótica da FEIS/UNESP. Para obtenção das imagens no microscópio ótico, foi empregada a câmera digital Sony, modelo Cyber-Shot DSC-W80 (7,2 mega pixels de resolução). Com as imagens macrográficas já digitalizadas, procedeu-se o tratamento das imagens através do programa imagetool[®].

3.6. Ensaios de Microdureza

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers utilizando uma bancada para microscópio óptico Neophot 21 apresentada na Figura 3.5 com o acessório para realizar microdureza. Para realizar a endentação, foi empregada uma carga de 0,01kgf com distâncias entre os incrementos 20 μ m, desde o centro do metal de solda até o metal base. Tal procedimento gerou por volta de 15 indentações por CDP. Durante este procedimento foram respeitados tanto a distância mínima entre indentações adjacentes quanto o tempo de carregamento, com a finalidade de minimizar erros na realização das medidas.

Figura 3.5



Microscópio óptico NEOPHOT 21. **Fonte:** Munekata (2011)

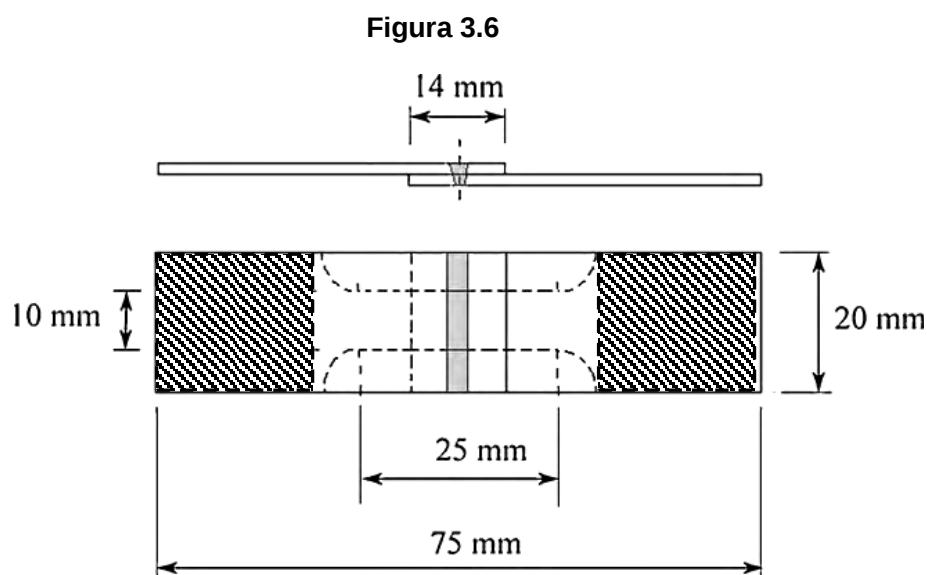
3.7. Ensaios de tração

Utilizado o método ASME Seção IX ou MB262 da ABNT Dimensões dos corpos de prova, desenvolveu-se os mesmos para os ensaios de tração. Foi utilizada a norma MB262 da ABNT para modelos de chapa finas.

Para os ensaios de tração, empregou-se Máquina Universal de Ensaios, EMIC modelo: DL20. 000, eletromecânica, micro processada, MODELO DL2000, Capacidade: 20.000 kgf (200 kN); Certificado de Calibração

nº 416/10 – Validade: 06/2011; extensômetro EMIC EE10 - certificado de calibração nº 1232/10 – Validade:03/2011. Para realização de tal ensaio, o método utilizado foi à norma ASTM A370-09a, em condição ambiente de temperatura de 25° C, do laboratório de ensaios mecânicos LABMAT de Piracicaba – SP.

A Figura 3.6 ilustra a forma construtiva dos corpos de prova para o ensaio de tração para as laminas finas de Hastelloy C-276, assim como seus respectivos pontos de fixação.



Modelo construtivo: corpo de prova para ensaio de tração **Fonte:** Munekata (2011)

3.8 . Análise estatística dos resultados

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

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Conforme abordado em outros capítulos, o processamento a laser é basicamente um processo termomecânico, no qual um feixe de luz focalizado e pontual atua como fonte de aquecimento, ao mesmo tempo em que um fluxo de gás exerce forças mecânicas expelindo o material fundido para fora do canal de corte. O fluxo de gás somente age como atmosfera de proteção não tendo força para expelir o material líquido e assim solidificando o material líquido.

A definição anterior é uma forma simplista de abordar o tema, pois na realidade o resultado final da soldagem com laser pulsado está associado à ocorrência de inúmeros fenômenos físicos, que se alteram em virtude das diferentes combinações dos parâmetros de processamento.

Devido a essa complexidade, várias abordagens podem ser pesquisadas, o que implicaria na geração de uma enorme soma de resultados. Para delimitar uma região menor, procurou-se direcionar as investigações gradativamente em decorrência de cada configuração aplicada, para assim delinear uma otimização do processo. Os resultados estão apresentados em consequência das alterações e adequações das variáveis de estudo no transcurso das fases do trabalho.

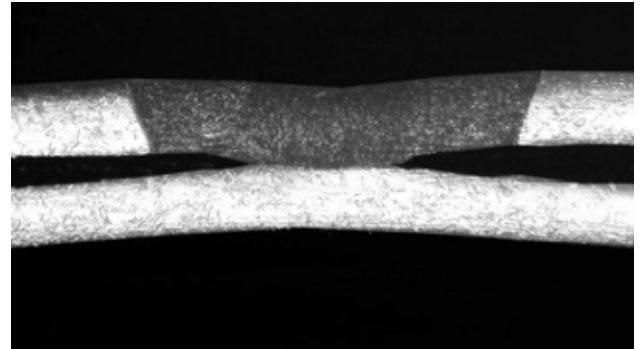
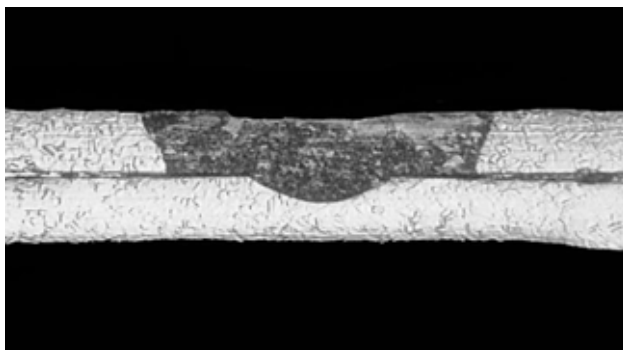
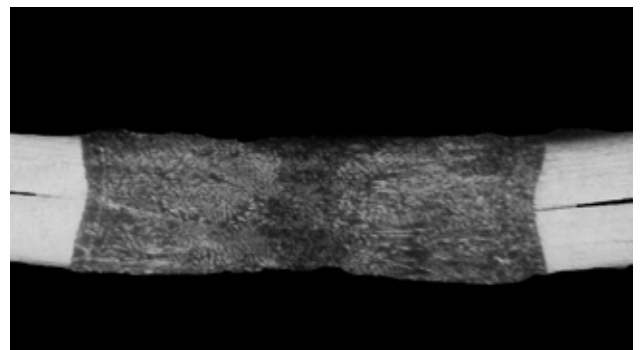
4.1. Obtenção dos Parâmetros Macroestruturais do cordão

A Figura 4.1 mostra macrografias da secção transversal das juntas sobrepostas soldadas com laser pulsado com energias (E_p) de 1,0 a 2,25J. Observa-se na Figura 4.1a (amostra soldada com energia de 1,0 J), que o metal de solda fundido não penetrou na lamina inferior e não apresentou concavidade superficial, típica de processos autógenos. Este fato ocorreu devido à baixa energia de soldagem. Também foi introduzido um GAP proposital de 62,5 μm , após observar que não houve fusão das duas laminas, somente ocorreu à fusão da lamina superior, assim demonstrando que a energia não foi suficiente para afetar a lamina inferior do Hastelloy C-276. Contudo nessa macrografia a presença de um gap entre a lâmina superior e a lamina inferior, fato que pode ter contribuído com a falta de penetração. A presença de um gap, na linha de conexão, entre a lâmina superior e a lamina inferior pode atuar também como um concentrador de tensão nessa região, o que

pode reduzir a resistência mecânica da junta. Kwarito, Kito e Katayama, 2007 observaram que quanto maior o gap entre os elementos a ser soldado, maior será a concavidade na superfície do cordão de solda, desde que o metal líquido tenha tempo suficiente para preencher a região do gap, fato que não ocorreu com essa amostra.

Analisando-se as amostras com energia de pulso de 1,25 Joules a 2,25 J observou-se que essas amostras apresentaram uma largura de união, isto é, uma região com metal fundido entre a lâmina superior e a lamina inferior, caracterizando-se, portanto a união entre as mesmas, conforme mostra as macrografias das Figuras 4.1b, 4.1c, e 4.1d (amostras soldadas com 1,25 J, 1,50 J e 1,75 J). Observa-se também nessas macrografias que essas amostras apresentam concavidade na superfície do cordão de solda e não há presença de porosidade ou vazios. As profundidades dos cordões de solda observadas foram 126 μm , 149 μm e 233 μm , respectivamente. Nessas condições, as amostras apresentaram uma boa penetração do metal líquido na base inferior e bom contato entre as mesmas, garantindo uma condição ideal para a soldagem por costura de lâminas finas. Nas Figuras 4.1e e 4.1f (amostras soldada com energia de 2,0 J e 2,25 J) observa-se uma grande penetração do cordão de solda, isto é, uma alta relação penetração / largura do metal de solda, mostrando que a partir dessa energia as amostras foram soldadas na condição por *key hole*. A penetração aumentou proporcionalmente com o aumento da energia do pulso, entretanto observou-se uma deformação da lâmina fina superior e inferior devido ao maior aporte de calor na junta, chegando a alguns casos à perfuração.

Figura 4.1

(a) $E_p = 1,00J$ (b) $E_p = 1,25J$ (c) $E_p = 1,50J$ (d) $E_p = 1,75J$ (e) $E_p = 2,0J$ (f) $E_p = 2,25J$

Análise macrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C-276 com laser pulsado de Nd:YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90° , posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia (a) 1,0J, (b) 1,25J, (c) 1,5J, (d) 1,75J, (e) 2,0J (f) 2,25. Todas as Figuras possuem a mesma magnitude conforme apresentada na Figura (f). **Fonte:** Munekata (2011)

A relação entre a energia do pulso de soldagem e a geometria do cordão de solda está representada na Figura 4.2. A largura do cordão aumentou de 650 μm para 785 μm quando a energia do pulso aumentou de 1,75 J para 2,25 J. Isto indica

que quando o feixe interage com o metal base da lâmina superior, criando uma poça líquida, o calor do metal líquido é transferido por condução para o metal base inferior, caracterizando a soldagem laser por condução. Quanto maior a energia do feixe, maior a profundidade do metal fundido, resultando em um cordão mais estreito, caracterizando a soldagem no modo *key hole*, conforme observado nas Figuras 4.1e 4.1f. A falta de fusão entre os elementos da junta sobreposta foi observada somente na soldagem com energia de pulso de 1,0 J. Essa descontinuidade pode ser resolvida através do aumento da energia do pulso e da melhoria do contato entre as lâminas, entretanto as amostras soldadas com energia superior a 1,75 Joules sofreram perfuração do cordão de solda e apresentaram vazios.

Figura 4.2

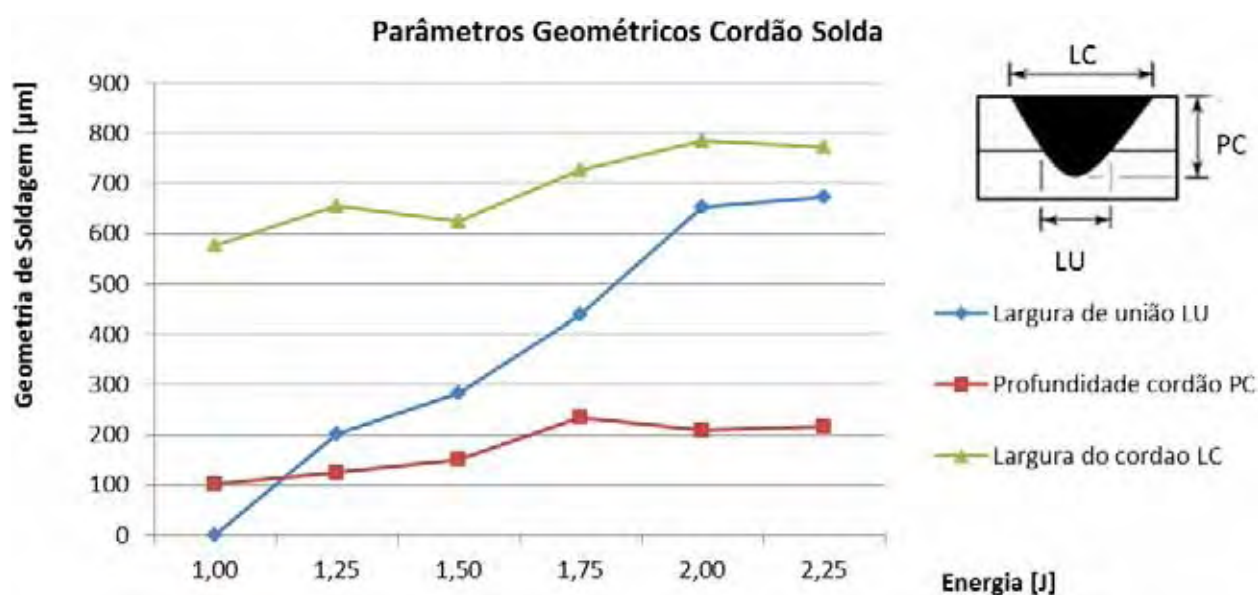


Gráfico: Efeito do pulso de energia [J] Largura do cordão [LC], Largura de união [LU], Profundidade cordão [PC]. **Fonte:** Munekata (2011)

A tabela 4.1 apresenta o quadro ANOVA para as variações de energia, de acordo com as condições mensuradas de Largura de união, Profundidade Cordão e Largura de Conexão.

Tabela 4.1 - Quadro ANOVA para variação de parâmetros de energia de soldagem

ANOVA Largura de União					
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P
Entre grupos	1045542	5	209108,3	72.38504	1,54E-08
Dentro dos grupos	34666	12	2888,833		
Total	1080208	17			
ANOVA Profundidade do Cordão					
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P
Entre grupos	43665,78	5	8733,156	4,989741	0,01056
Dentro dos grupos	21002,67	12	1750,222		
Total	64668,44	17			
ANOVA Largura do Cordão					
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P
Entre grupos	106705,8	5	21341,16	6,744045	0,003273
Dentro dos grupos	37973,33	12	3164,444		
Total	144679,1	17			

De acordo com a análise de variância, para as amostras das variações de energia (E_p) utilizadas na soldagem, foi significativa uma vez que sua probabilidade P foi menor que o nível de significância adotado $\alpha=5\%$ (ou intervalo de confiança de 95 %). A Figura 4.3 também permite avaliar o comportamento dos fatores de controle como efeitos principais agindo sobre a variação da geometria do cordão de solda das amostras utilizadas.

Figura 4.3

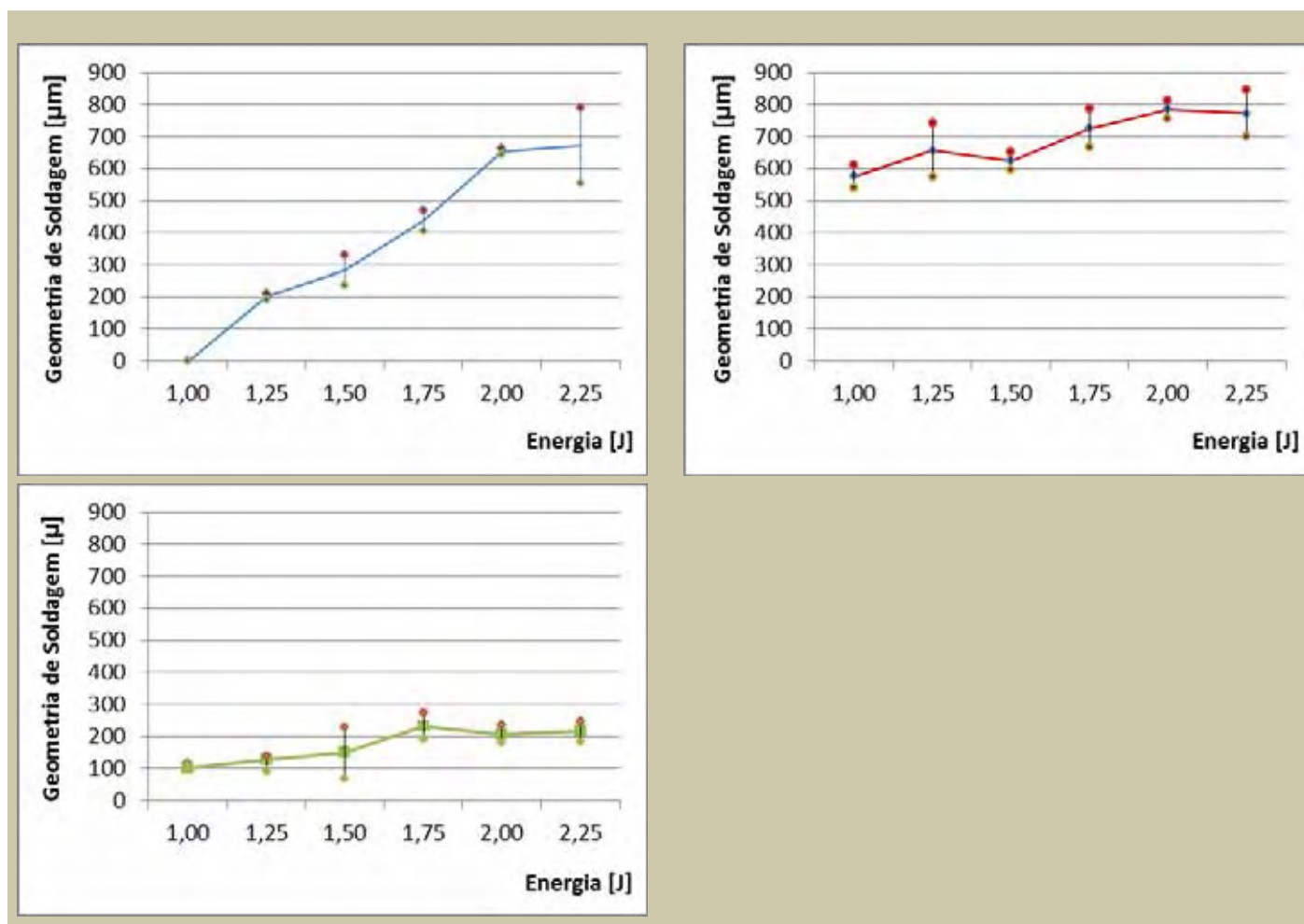


Gráfico: Efeito do pulso de energia [J] na Largura do cordao [LC], Largura de união [LU], Profundidade cordão [PC]. **Fonte:** Munekata (2011)

Pode se observar a influência exercida do pulso de energia na sua geometria, e também devido ao material que o mesmo causa reflexão do feixe laser e influi na mudança da profundidade da solda e na largura do cordão. Quando o pulso de energia é muito baixo, não há penetração aparente. Através do aumento de energia, a soldagem a geometria do cordão de solda se torna mais esbelta. Contudo, quando o pulso de energia é muito alto, maior será o volume do metal base liquefeito assim quanto maior a energia empregada maior será a temperatura na zona de soldagem e maiores será a largura do cordão, e um abaulamento será criado devido à vaporização dos elementos que tenham um menor ponto de ebulição.

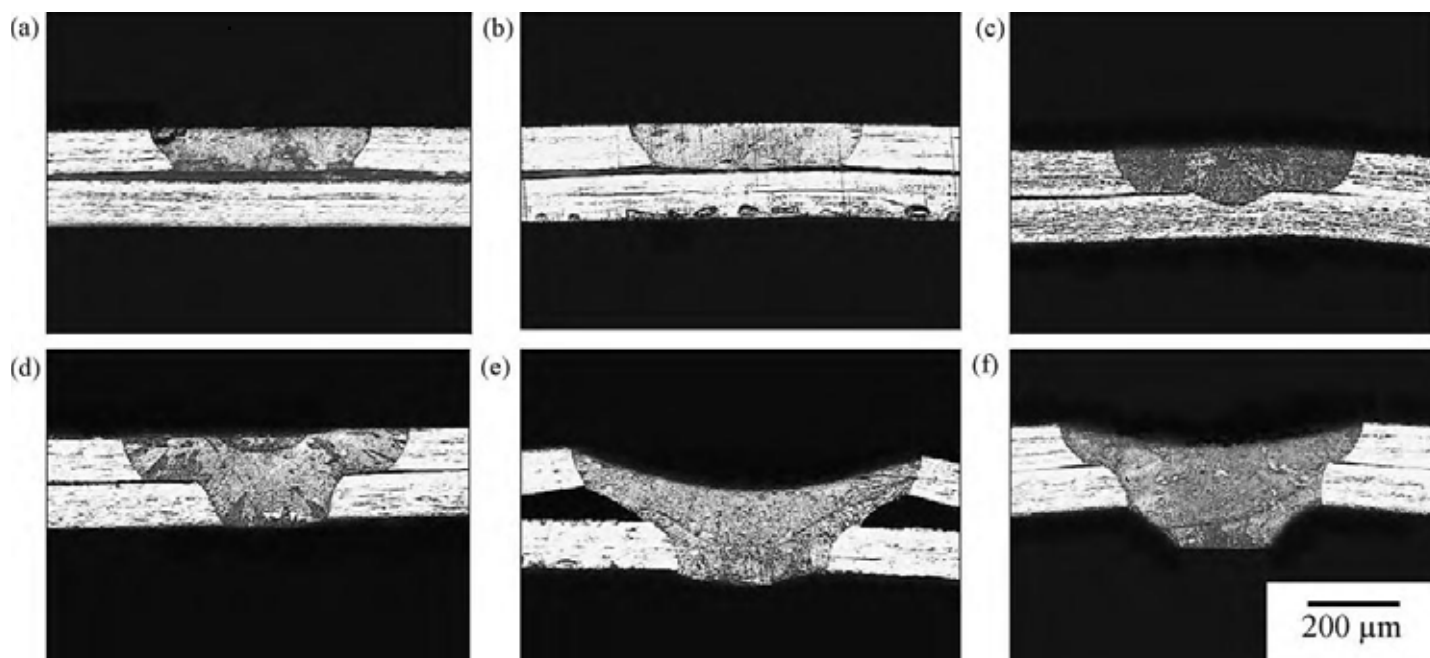
Liao e Yu (2007) e Manonmani et al. (2007), relataram que, na soldagem por laser pulsado, o ângulo de incidência sobre o aço inoxidável AISI 304 influi em

suas características geométricas, sendo que as mesmas aumentaram de acordo com o aumento do pulso de energia do laser.

Algumas tendências foram observadas neste trabalho: quando o pulso de energia é maior do que 2,0J observa-se excesso de material fundido na região de largura do cordão e largura de união, sendo que a profundidade do cordão se estabiliza.

Segundo Ventrella et. al., 2010, apenas os pulsos de energia de 1,75J gerou uma Zona de Fusão satisfatória na soldagem do aço inoxidável 316L (Figura 4.4).

Figura. 4.4.



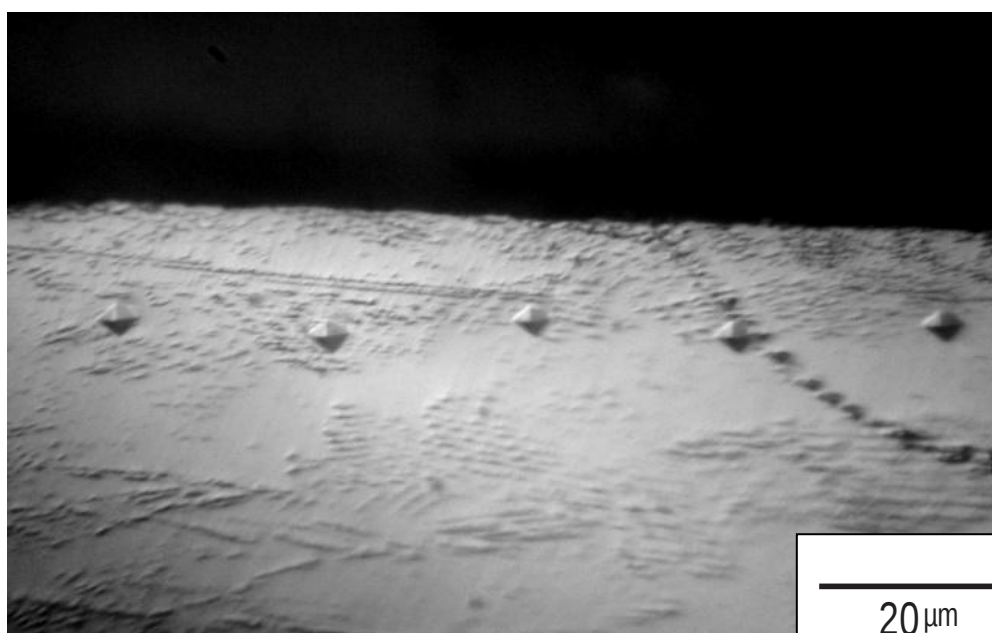
Análise macrográfica das seções transversais soldadas com laser pulsado de Nd: YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia (a) 1,00J, (b)1,25J, (c)1,50J, (d) 1,75J, (e) 2,00J (f)2,25. Todas as Figuras possuem a mesma magnitude conforme apresentada na Figura (f). **Fonte:** Ventrella et al. (2010).

Tal diferença na geometria das amostras soldadas se deve principalmente ao acréscimo de energia (E_p) nas laminas soldadas. Sendo os parâmetros de soldagem idênticos, a diferença pode ser explicada devido ao material utilizado, pois o aço inoxidável 316L reflete muito mais a energia luminosa do pulso de energia, enquanto o Hastelloy C-276 possui uma melhor receptividade ao feixe laser.

4.2. Microdureza

A Figura 4.5 representa a seção transversal do ensaio de microdureza Vickers [HV0.01], (*“Hardness Vickers”*) [kgf/mm²] na lamina de 100 µm de Hastelloy C-276, energia de 1.0 J para carga de 0,01kgf, utilizado atmosfera protetora de argônio com um ângulo de incidência de 90°, posição focal =0, duração do pulso de 4ms, e distância entre as indentações de 20µm.

Figura 4.5



Impressão geométrica de microdureza Vickers [0,01 kgf], (*“Hardness Vickers”*) [kgf/mm²], em hastelloy C-276, energia, 1,0J, atmosfera protetora de argônio, ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms. **Fonte:** Munekata (2011)

O gráfico da Figura 4.6 fornece os perfis de microdureza medidos nas regiões de metal base, ZTA, e metal de solda nas laminas de Hastelloy C-276, soldadas por diferentes energias (E_p).

Figura 4.6

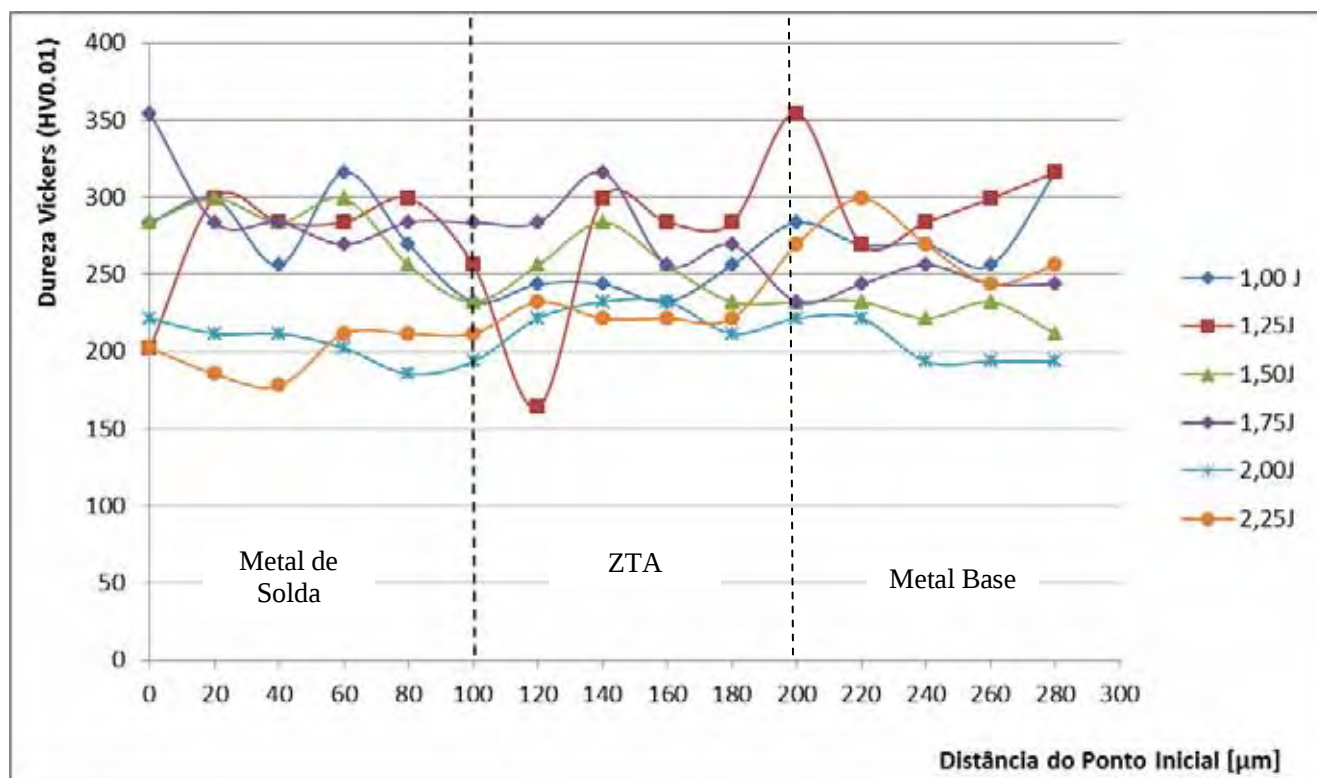


Gráfico: Microdureza Vickers HV (“Hardness Vickers”) [kgf/mm²], a partir do centro da região soldada: energia 1,00J, 1,25J, 1,50J, 1,75J, 2,00J, 2,25J carga de 0,01kgf, atmosfera protetora: argônio; ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms. **Fonte:** Munekata (2011)

Como se pode observar na Figura 4.6, não houve mudança significativa na análise de microdureza pelas energias empregadas e sim apenas uma mudança quando houve aumento de energia para sua soldagem. Para ter maior clareza e validade estatística da influência isolada dos parâmetros de soldagem, apresenta-se a seguir o quadro ANOVA, na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Quadro ANOVA microdureza das amostras com diferentes pulsos de energia.

ANOVA Microdureza das amostras Soldadas					
Fonte da variação	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>
Entre grupos	2194,477	2	1097,239	0,69474	0,501952
Dentro dos grupos	137403,5	87	1579,35		
Total	139598	89			

De acordo com a análise de variância, o acréscimo de energia não foi significativo na variação da microdureza das amostras de Hastelloy C-276, pois todas as probabilidades P foram maiores que o nível de significância $\alpha=5\%$ (ou intervalo de confiança de 95%).

Pela análise gráfica pode-se dizer que a amostra que apresentou maior dureza foi a que se utilizou energia de 1,75J, contudo de acordo com a análise de variância, nenhum dos fatores foi significativo, para as amostras nas energias de soldagem utilizadas, pois todas as probabilidades P foram maiores que o nível de significância $\alpha=5\%$ (ou intervalo de confiança de 95%).

No entanto se analisarmos o gráfico da Figura 4.7 microdureza em função de variações de energia e a Figura 4.8 Microdureza em função da variação de regiões. Quando se separa as amostras por regiões soldadas, isto é: metal de solda, ZTA metal base, nota-se uma variação na sua microdureza, principalmente se for analisar o gráfico da Figura 4.7 e a Figura 4.8, onde que a sua dureza aumenta com o aumento de energia, porem isto não pode ser afirmado, pois devido a este aumento, o que se pode afirmar é que ao realizar a identificação nesta região provavelmente coincidiu-se com a região de um carboneto.

Para ter maior clareza e validade estatística da influência isolada parâmetros de soldagem aplicados, apresenta-se o quadro ANOVA, da Tabela 4.3A e a Tabela 4.3B.

Figura 4.7

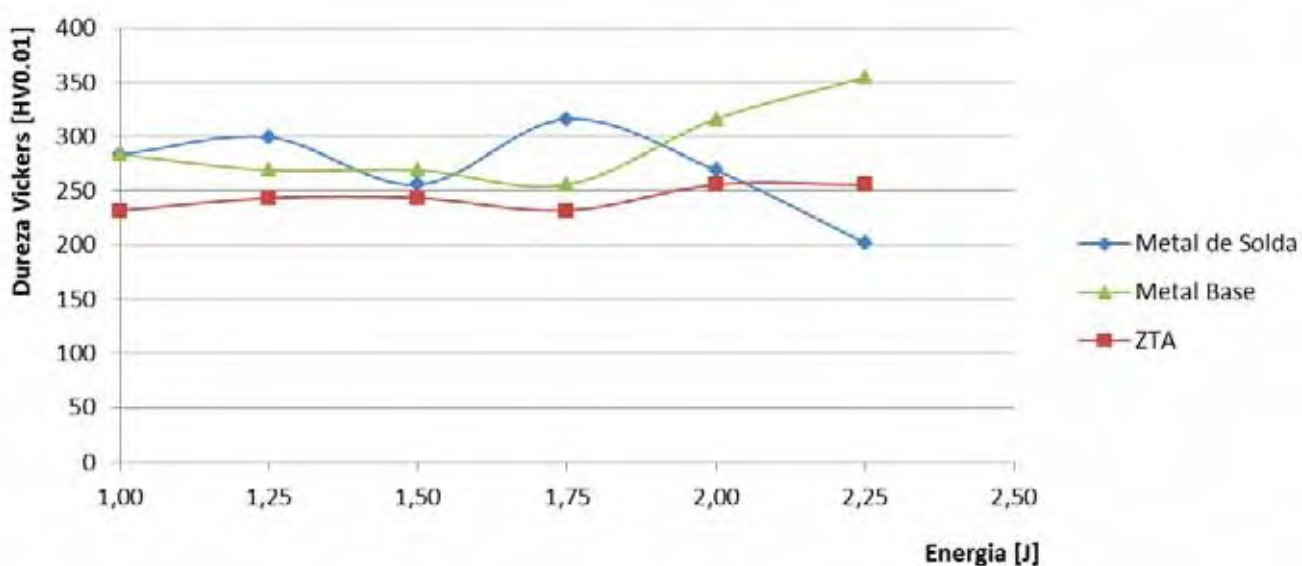


Gráfico: Microdureza de regiões soldadas, em função da variação de energia. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.8

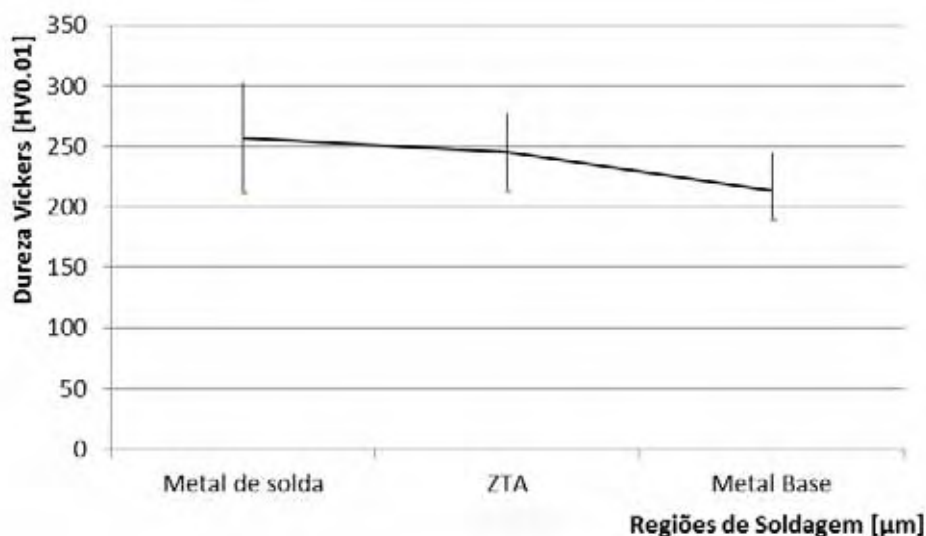


Grafico: Microdureza por regiões soldadas. **Fonte:** Munekata (2011)

Tabela 4.3A - Quadro ANOVA para o aumento de microdureza das amostras por regiões soldadas:

Metal de Solda

ANOVA ANOVA microdureza das amostras regiões soldadas: Metal de Solda					
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P
Entre grupos	46521.76	5	9304.352	13.6474	2.31E-06
Dentro dos grupos	16362.42	24	681.7675		
Total	62884.18	29			

Tabela 4.3B - Quadro ANOVA para o aumento de microdureza das amostras por regiões soldadas:

ZTA

ANOVA microdureza das amostras regiões soldadas: ZTA					
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P
Entre grupos	14111.16	5	2822.232	3.900942	0.00993
Dentro dos grupos	17363.38	24	723.4744		
Total	31474.54	29			

Nota-se pela aplicação da técnica da análise de variância que, de fato, a região soldada foi significativo no aumento da microdureza, uma vez que sua probabilidade P foi menor que o nível de significância adotado $\alpha=5\%$ (ou intervalo de confiança de 95%).

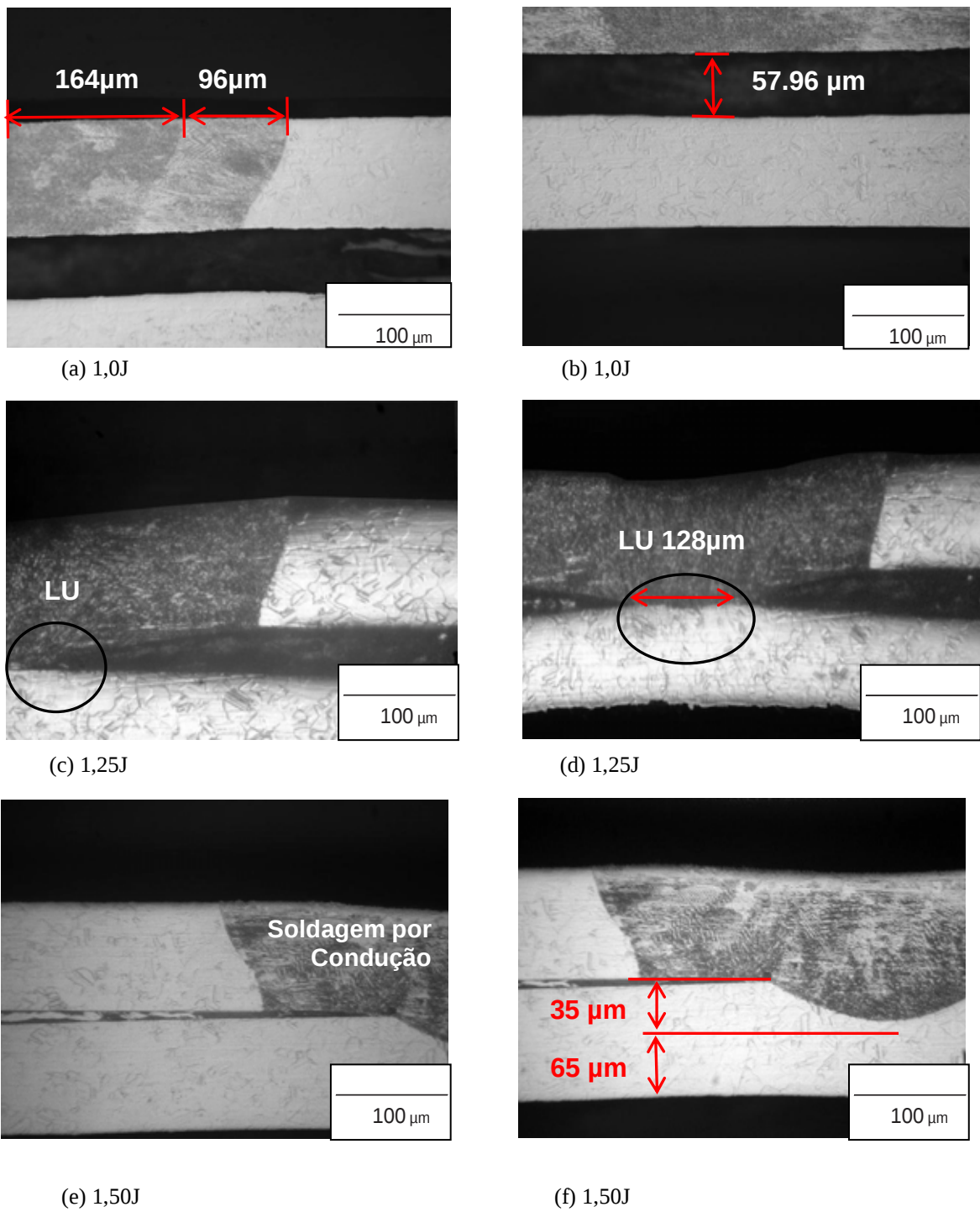
A análise do aumento de microdureza, em função das regiões soldadas, é feita com base na variação do fator de controle em torno da média. Em termos de valores médios temos que o metal de solda obteve um valor de 257 [HV], a ZTA valor de 245 [HV] e o metal de base 213 [HV]. Contudo segundo Ventrella et al, 2010, obteve durezas maiores na região de ZTA, Metal de Solda e metal de base; tal diferença pode se dar pela taxa de resfriamento do material utilizado e também pela receptividade ao feixe laser do Hastelloy C-276 comparado com aço inoxidável austenítico 316L.

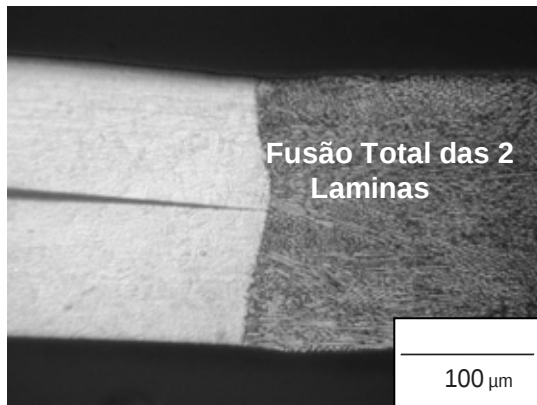
4.3. Análise do Cordão de Solda

A Figura 4.9 apresenta as seções transversais nas juntas soldadas do Hastelloy C-276, com diferentes pulsos de energia, que se pode observar é a presença de GAP entre as laminas finas com a energia de soldagem (E_p) de 1,0J, sendo que seu valor foi de 57,96 μm , e 2 pulsos de energia, obtendo o valor de 164 μm e o pulso menor de 96 μm , respectivamente. Subsequentemente a energia de 1,25J obteve uma leve fusão, apresentada na Figura 4.9f, obtendo o valor de largura de união de 128 μm . A energia de 1,50J obteve uma fusão da lamina inferior, sua profundidade de soldagem foi de 35 μm e lamina não soldada de 65 μm . Contudo, na condição de soldagem de 1,75J obteve-se fusão total entre as laminas superiores e inferiores; nessas condições as amostras apresentaram uma boa penetração do metal líquido na base inferior e bom contato entre as mesmas, garantindo uma condição ideal para a soldagem por costura de lâmina finas.

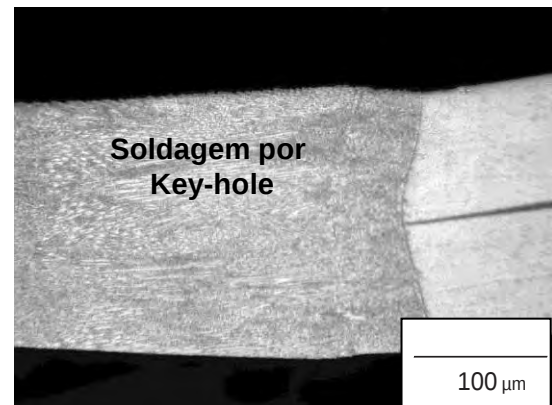
Nas condições de soldagem 2,0J e 2,25J, houve excesso de energia, assim da primeira análise micrografica pode se constatar trincas na região soldada e afinamento da lamina superior, devido ao maior aporte de calor na junta, chegando a alguns casos à perfuração.

Figura 4.9

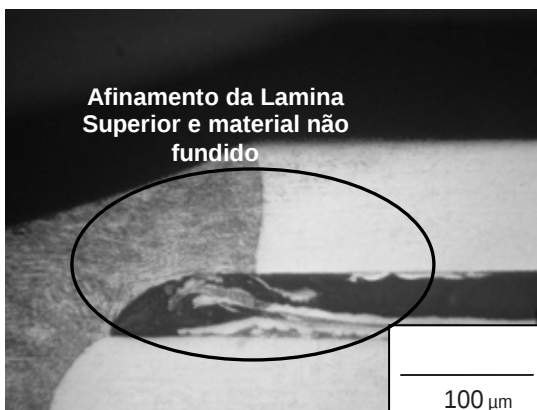




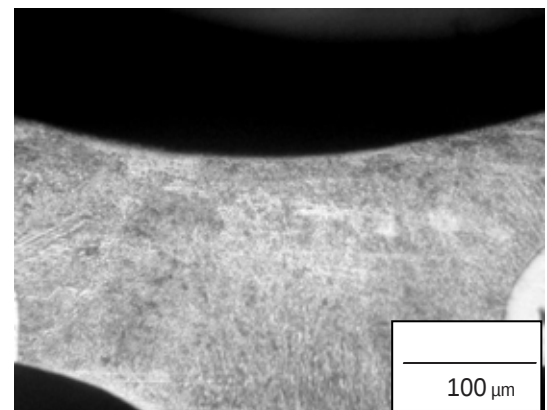
(g) 1,75J



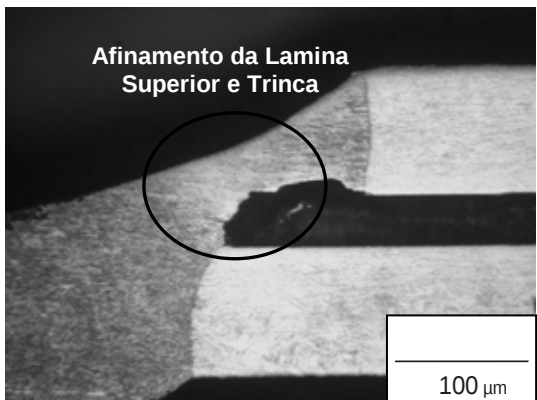
(h) 1,75J



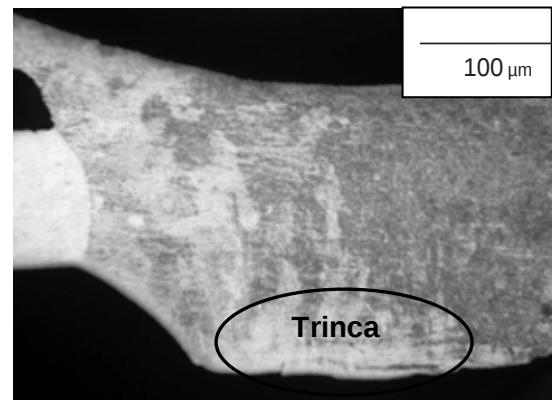
(i) 2,0J



(j) 2,0J



(k) 2,25J



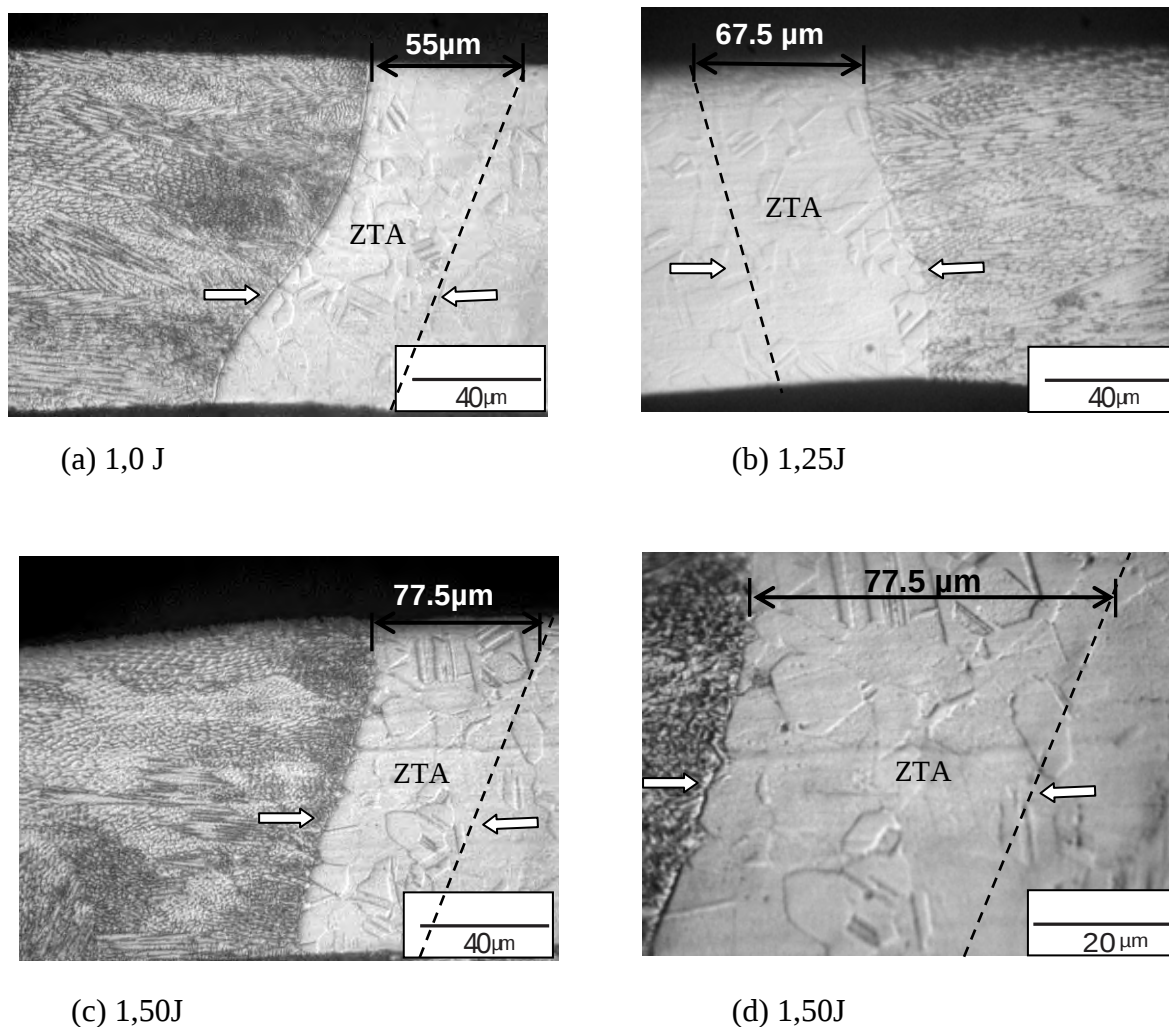
(l) 2,25J

Análise micrografica das seções transversais soldadas do Hastelloy C-276 com laser pulsado de Nd:YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia 1,0J, 1,25, 1,50, 1,75, 2,00, 2,25J. As imagens estão agrupadas por duplas em consideração a energia utilizada. **Fonte:** Munekata (2011).

4.4. Análise da Zona Termicamente Afetada

A Figura 4.10 apresenta as zonas termicamente afetadas pelo calor para os diferentes pulsos de energia utilizados. Contudo somente foi possível se observar as ZTA para as energias de 1,0J, 1,25J e 1,50J; devido à falta de contraste nas imagens obtidas.

Figura 4.10



Mensuração das ZTAs das energias de 1,0J, 1,25J, 1,50J. **Fonte:** Munekata (2011)

A Figura 4.10 (a) é referente à energia de 1,0J seu comprimento de ZTA é de 55µm. A Figura 4.10 (b) representa a energia de 1,25J e a Figura 4.10 (c) e (d) 1,5J respectivamente. Apresentando o valor de 67,5 µm, 76,25µm e 77,5 µm respectivamente. Análise da zona termicamente afetada (ZTA) das amostras mostrou que a dimensão da ZTA aumenta em função do aumento da energia do

pulso. Contudo, foram observadas as imagens que obtiveram contraste suficiente para realizar tal mensuração, Também a ZTA depende diretamente do GAP, pois a o gap atua como uma barreira dificultando a transferência de calor entre as laminas. Se o gap for excessivo, todo calor pode ser absorvido pela lâmina superior resultando em uma perfuração da mesma.

Comparando-se a soldagem de lâminas finas com a soldagem de lâminas espessas, pode-se concluir que os grãos se tornam mais grosseiros à medida que a espessura do metal base diminui. Isso mostra que à medida que o volume de material do metal base diminui, a velocidade de resfriamento aumenta e a aparência da ZTA torna-se mais grosseira. Isso indica que na soldagem de lâminas finas o controle da extensão da ZTA é de fundamental importância para a qualidade da junta soldada, Ventrella et al., 2010.

4.5. Análise da Microestrutura do Metal de Solda

Nas Figuras 4.11(a), (b), (c), e Figuras 4.12 (a),(b) e 4.15 (a), (b), verifica-se que a microestrutura da Zona de Fusão é fina, em consequência da alta velocidade de solidificação e de resfriamento, sendo gerada pela elevada taxa de extração de calor da junta soldada.

Nas Figuras 4.11 4.13, 4.14, 4.15, 4.16, para cada condição de energia empregada foi registrada as interfaces da ZONA DE FUSÃO/ZTA, também conhecido por zona de ligação. Observa-se que, a solidificação da poça de fusão começa com o crescimento de grão epitaxial dos grãos da zona parcialmente fundida, ao longo da interface sólido-líquido, conforme pode ser verificado nas Figuras 4.12 (d), 4.13 (b), (c), (d), (e), (f) o metal líquido da ZONA DE FUSÃO solidifica-se formando uma continuação dos grãos do metal de base. A correlação entre a direção dos novos grãos da Zona de Fusão com os grãos do Metal Base é evidenciada seu crescimento epitaxial.

Na ZONA DE FUSÃO, uma baixa velocidade de solidificação e um elevado gradiente de temperatura no início de solidificação da ZONA DE FUSÃO favorecem a frente planar de solidificação. Depois da solidificação inicial, a interface Sólido Líquido avança para o centro e a velocidade de solidificação aumenta, em relação, ao início de solidificação da Zona de Fusão, resultando numa transição da frente de solidificação de planar para celular, celular dendrítica ou dendrítica.

Observa-se que cada grão da Zona de Fusão apresenta uma orientação cristalográfica, na qual coincide com a orientação das dendritas ou células, conforme observada nas Figuras 4.11(c), (d), (e), (f), energia (E_p) de 1.0J; Figura 4.12 (a), (b), (c), nas Figuras 4.13 (a), Figura 4.14 (a), Figura 4.15 (a), (b), (c), (d). As dendritas que apresentam menor ângulo entre o eixo principal e a direção do máximo gradiente de temperatura possuem maior velocidade de crescimento e cessam o crescimento de outros grãos, em especial daqueles que não tem orientação favorável.

O início de crescimento da Zona de Fusão ocorre de forma epitaxial. Assim, é importante que os grãos da ZTA tenham menor tamanho, para gerar menor tamanho de grão na Zona de Fusão. O crescimento epitaxial é benéfico para solda, pois proporciona continuidade dos grãos existentes no Metal Base, reduzindo regiões com a presença de concentradores de tensões na solda, em especial as trincas, Wang et. al 2004.

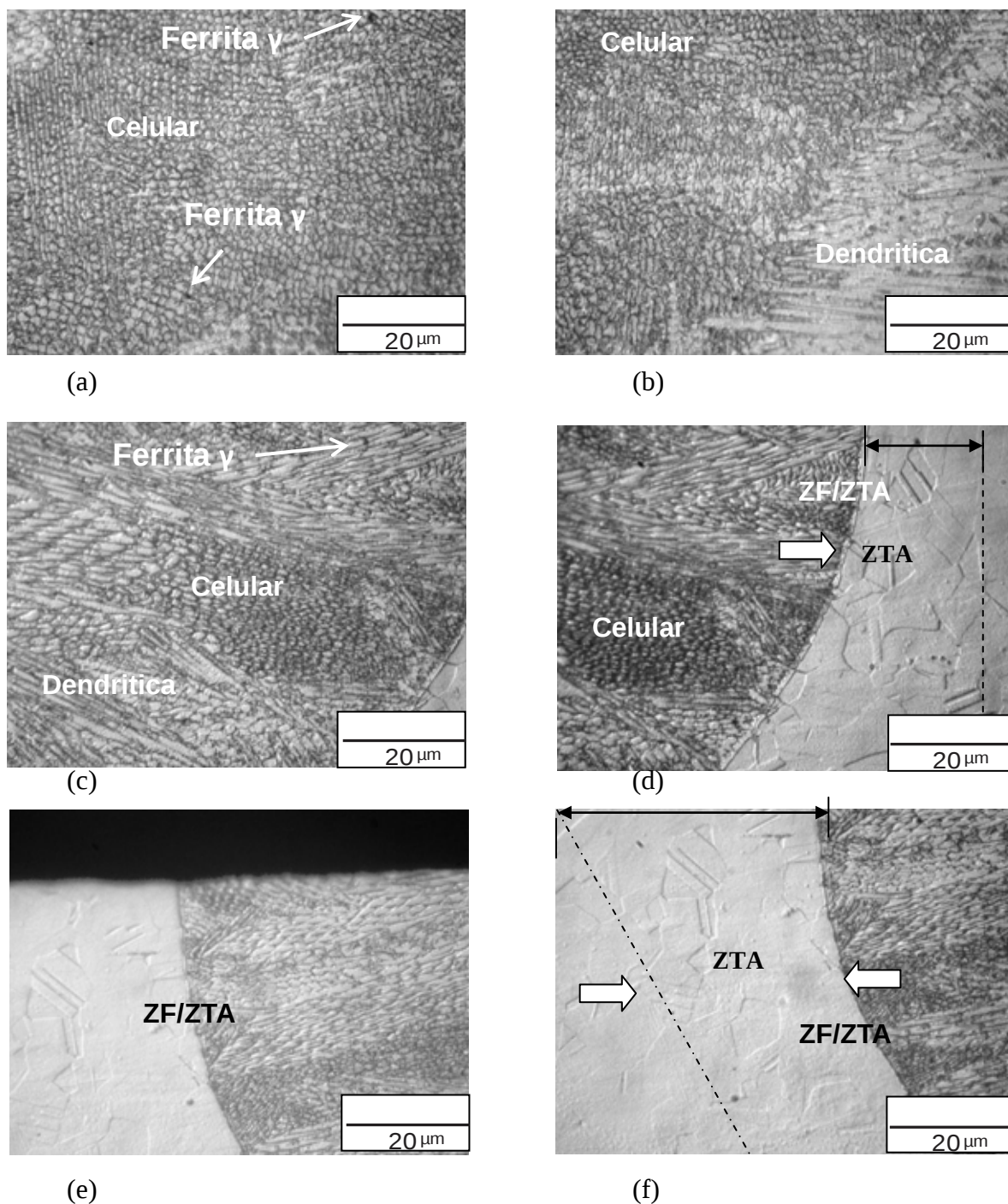
A microestrutura típica da Zona de Fusão é mostrada na Figura 4.11 (d), (e), (f); Figura 4.12 (c), Figura 4.13 (b), (c), (d), (e), (f); Figura 4.14 (d), (e), (f); Figura 4.15 (c), (e), (f); Figura 4.16 (c). Pode-se observar que a morfologia de solidificação da Zona de Fusão basicamente dendrítica nas áreas de maior profundidade do pulso (E_p), conforme regiões Figuras 4.11 (a), (b), (f); Figuras 4.12(a), (b); Figuras 4.13(d), (e); Figuras 4.14 (a), (l); Figuras 4.15 (a), (b); Figuras 4.16 (a), (b), entretanto nos locais de menor profundidade do passe, a microestrutura tende para celular ou celular dendrítica.

As dendritas de ferrita δ , que é estabilizada pelos teores superiores de cromo e ferro na região conforme Figura 4.11 (a), (c), 4.12 (a), O níquel é rejeitado para o líquido estabilizando a formação da fase sólida austenítica γ . Ocorre uma reação de estado sólido da ferrita δ para austenita γ , mas permanece um pequeno teor residual de ferrita δ , na temperatura ambiente.

Após o crescimento epitaxial, a velocidade de avanço da interface Sólido – Líquido mantém um valor praticamente constante. Segundo Lippold et. al. (1992), modificações no gradiente de temperatura e na composição química provocam alterações na morfologia de solidificação. O tamanho de célula ou da dendrita é determinado pela relação Gradiente Térmico e a velocidade de resfriamento. Outro fator que altera a morfologia da ZONA DE FUSÃO é o efeito provocado por um pulso do laser, sobre a área de incidência do pulso anterior.

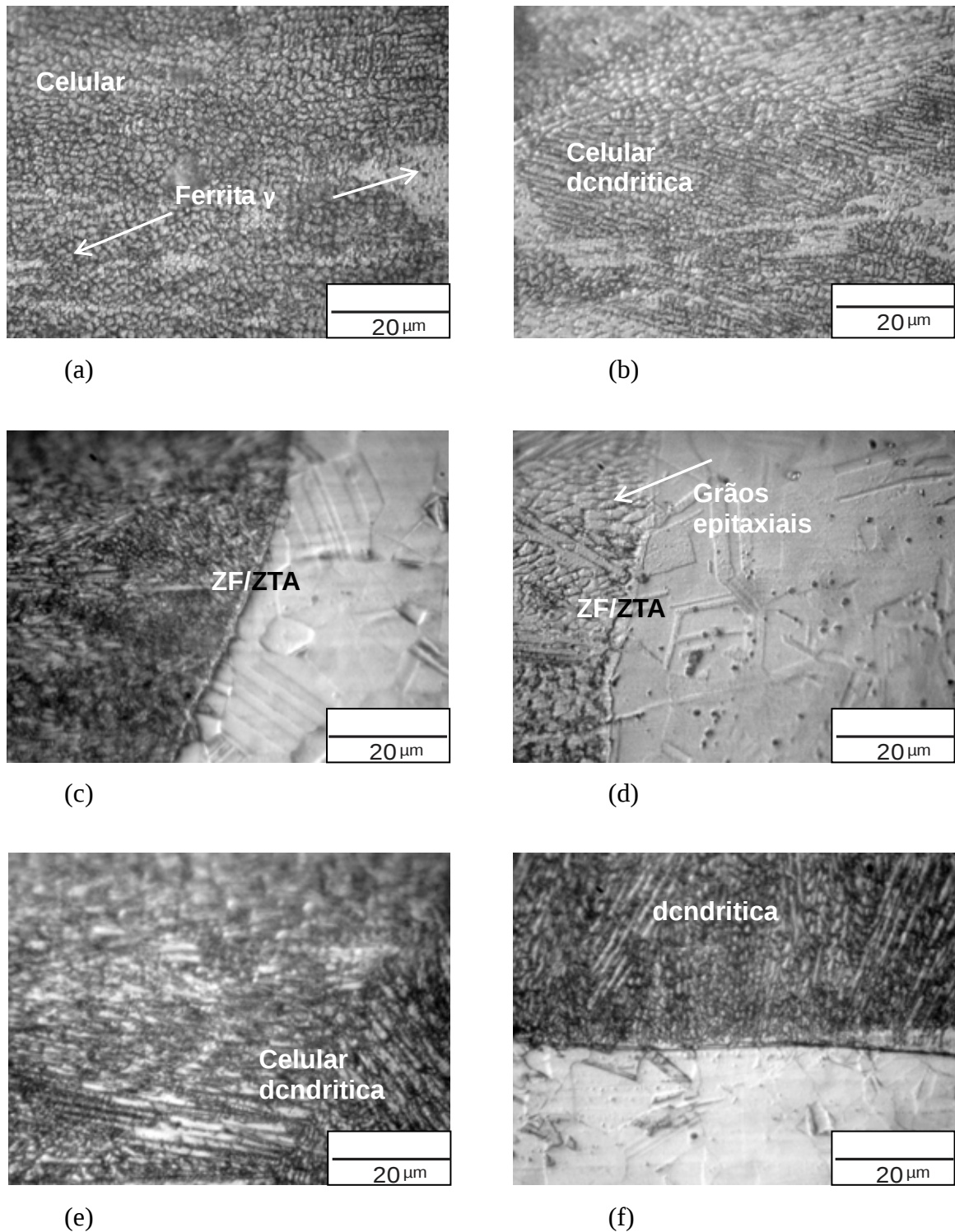
A microestrutura da região sobreposta ao pulso do laser é reaquescida e refundida e pode ser observada que a morfologia passa de dendrítica para celular dendrítica, indicando uma maior velocidade de resfriamento da região.

Figura 4.11



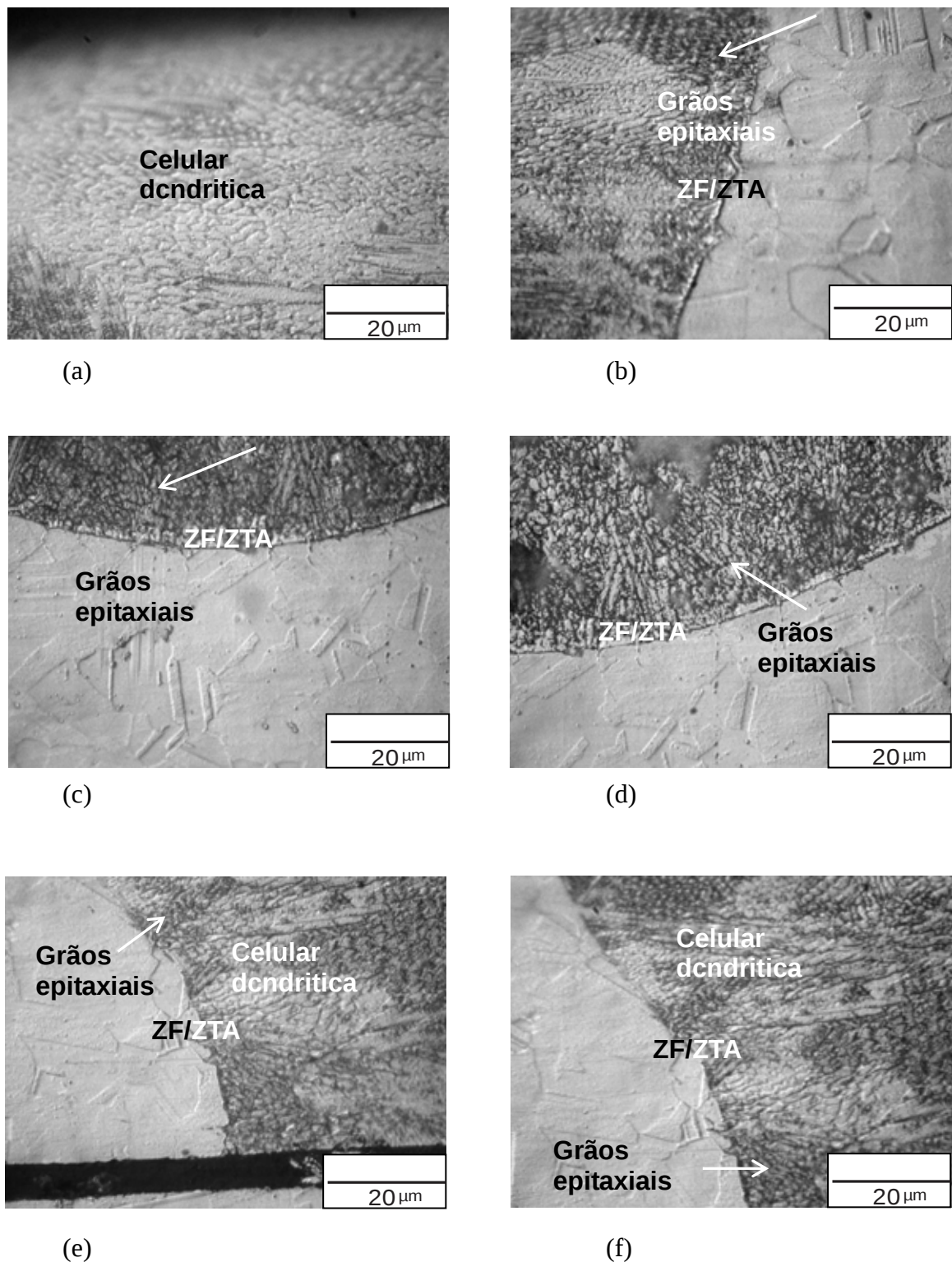
Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.00J. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.12



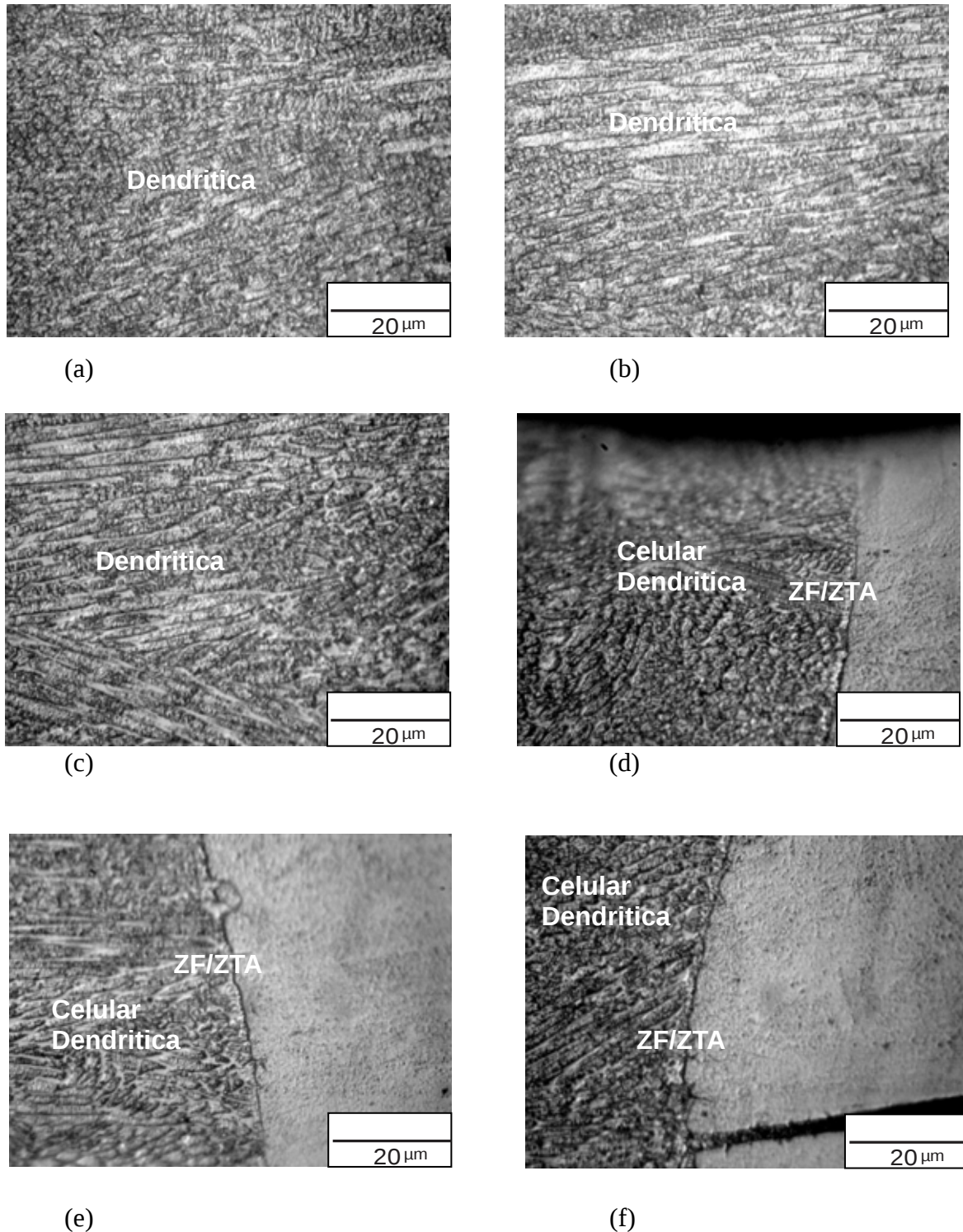
Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.25J. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.13



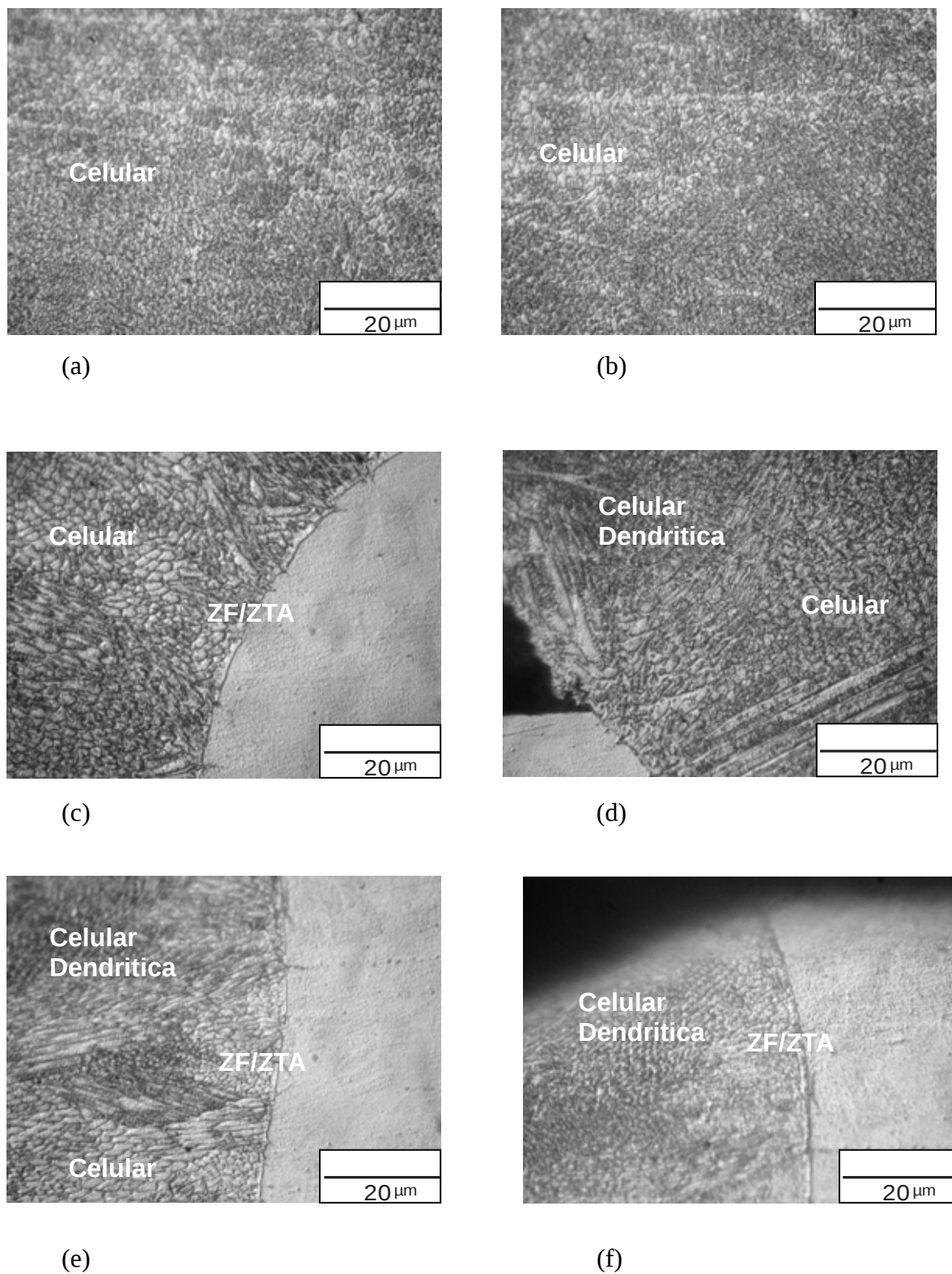
Análise micrografica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: angulo de incidência 90° , posição focal ≈ 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.50J. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.14



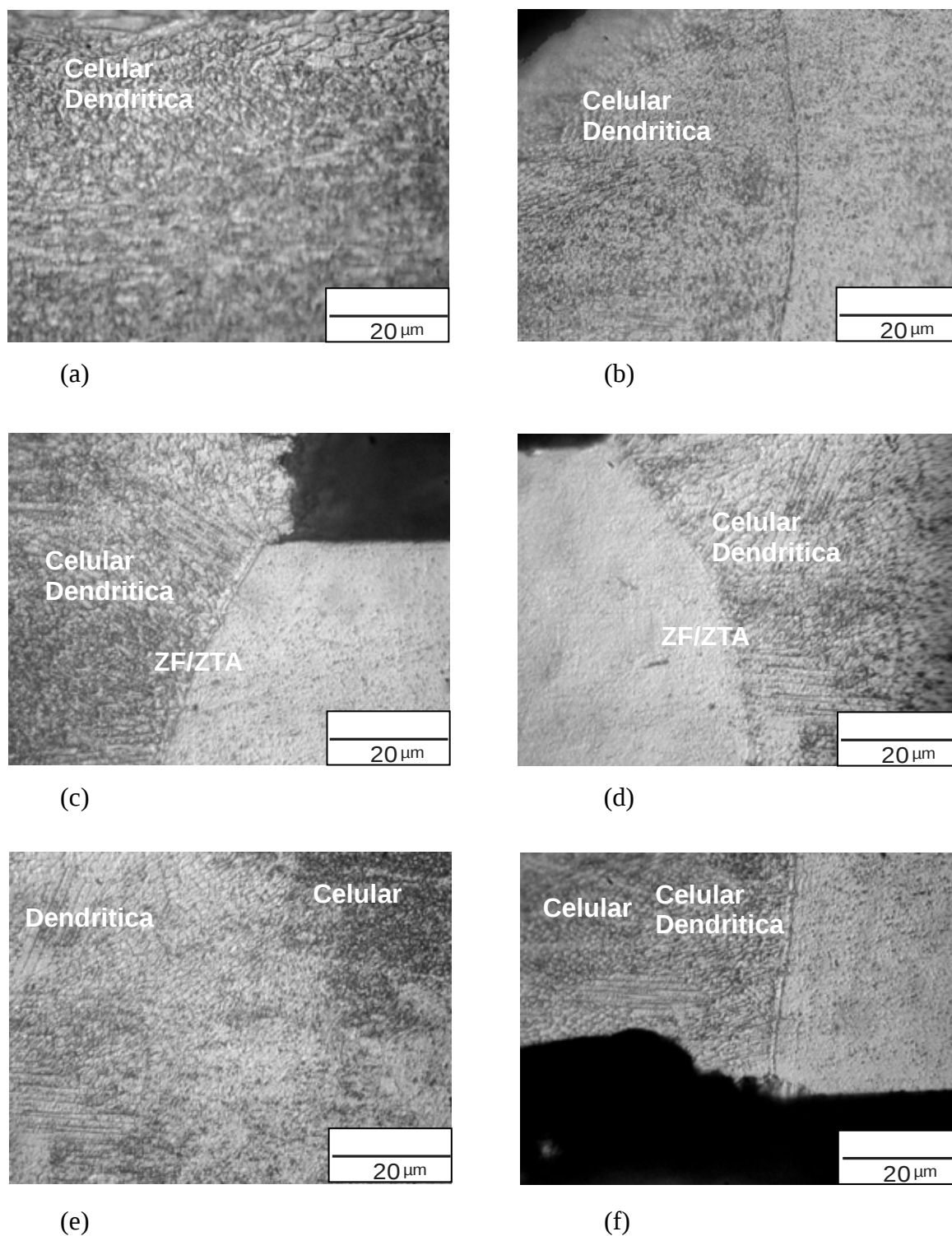
Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 1.75J. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.15



Análise micrografica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 2.00J. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.16



Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d), (e), (f): 2.25J. **Fonte:** Munekata (2011).

4.6. Descontinuidades no Metal de Solda

Algumas descontinuidades foram encontradas nos parâmetros soldados tais como trincas por liquação, trincas de solidificação, porosidades, falta de fusão segundo o item 2.12 Descontinuidades em Soldagem.

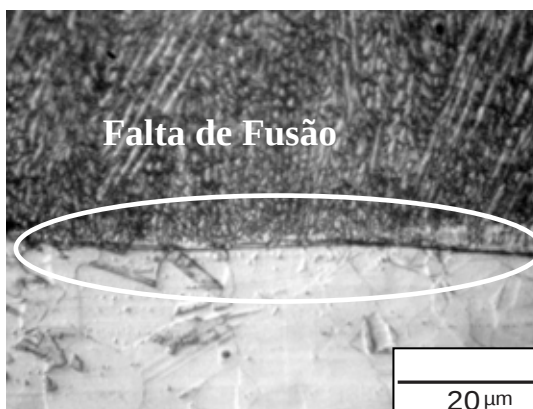
Logo foram encontradas trincas por liquação o que se pode constatar nas Figuras 4.19 (a), (b), energia (E_p) de 1.75J e também foram encontradas nas Figuras 4.20 (a), (b), (c), (d), energia (E_p) de 2.00J.

Porosidades foram encontradas nas Figuras 4.18 (a), (b), energia (E_p) de 1.50 J.

Falta de fusão na Figura 4.17, energia (E_p) de 1.25J.

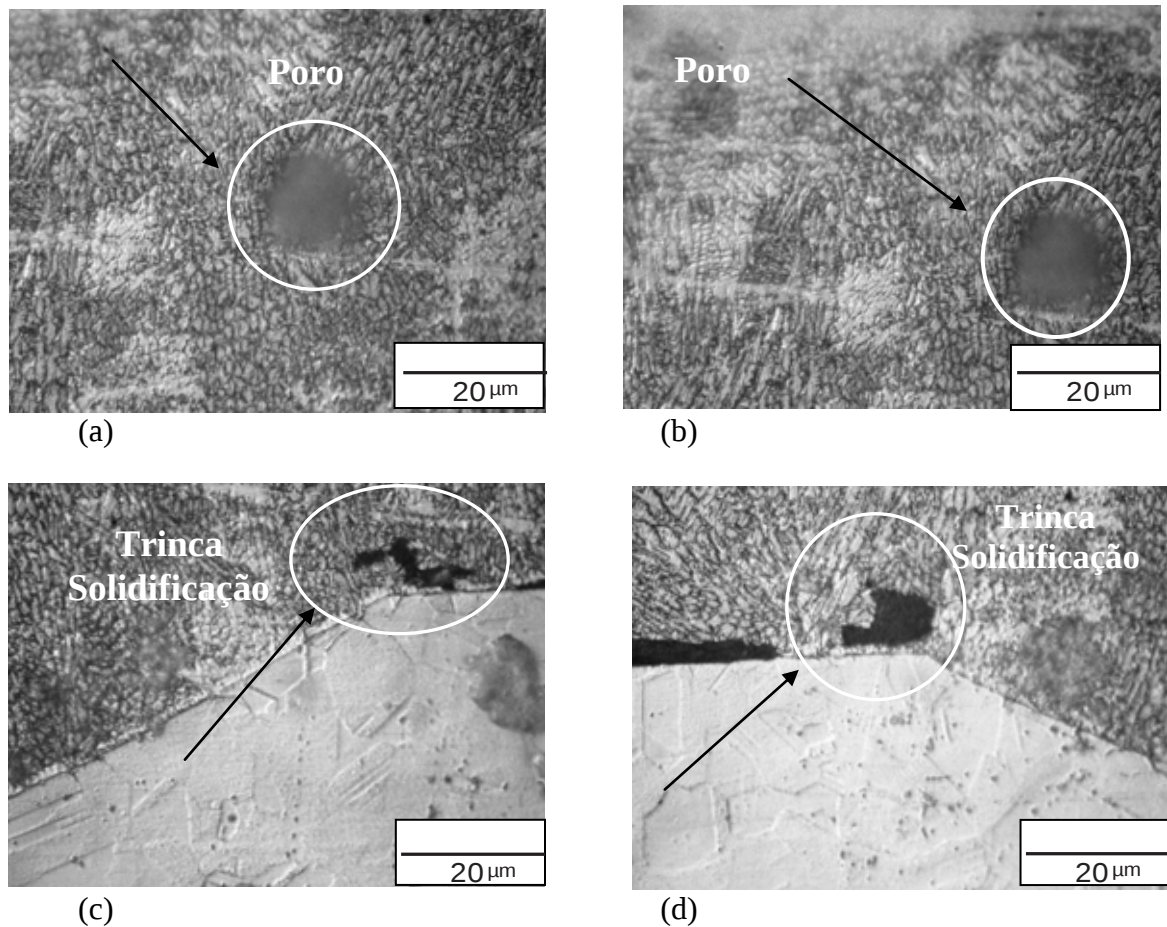
Trincas de solidificação Figuras 4.18 (c), (d), energia (E_p) de 1.50J e 4.21, energia (E_p) de 2.25J.

Figura 4.17



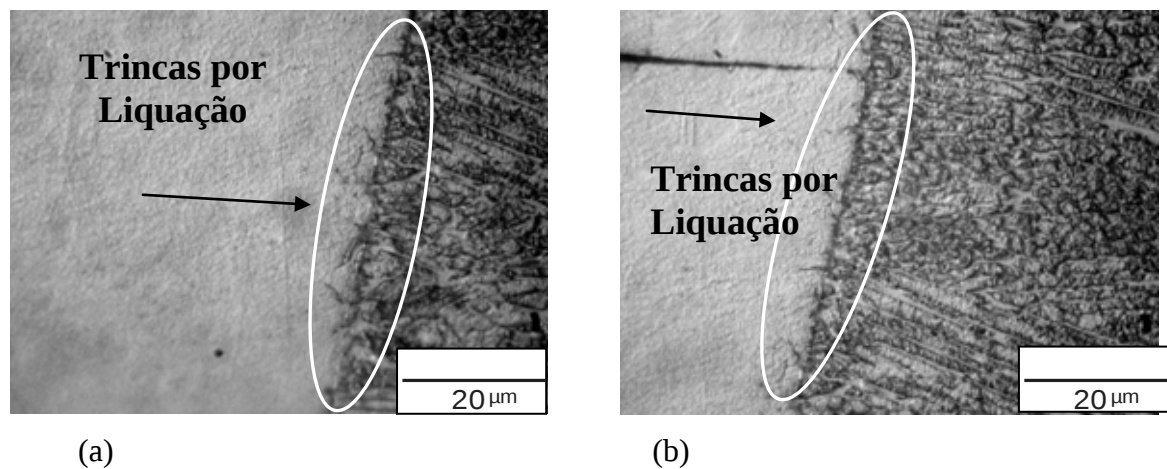
Análise micrográfica de falhas das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd:YAG. Parâmetros da soldagem laser: angulo de incidência 90°, posição focal =0 mm, duração do pulso 4ms e energia: 1.25J. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.18



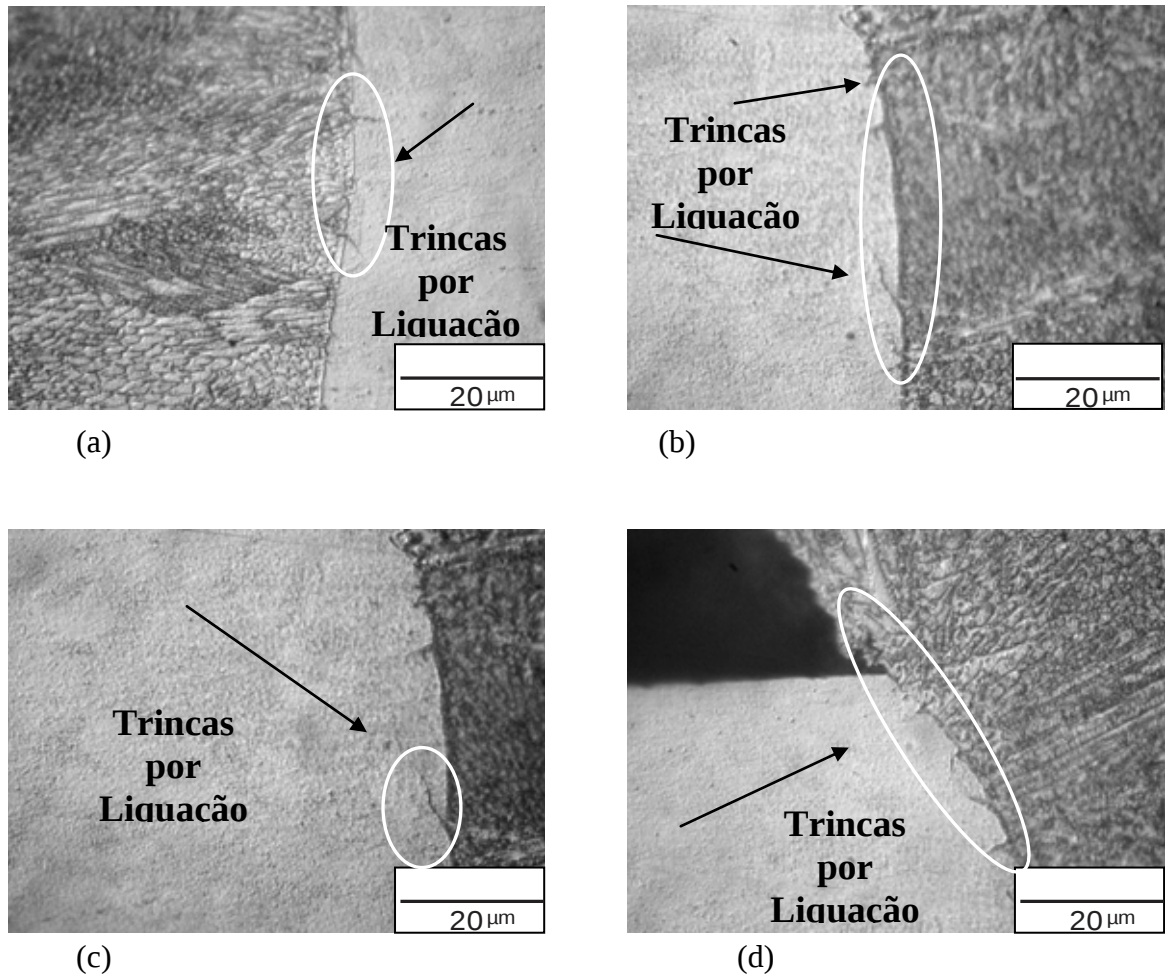
Análise micrográfica de falhas das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d): 1.50J. **Fonte:** Munekata (2011)

Figura 4.19



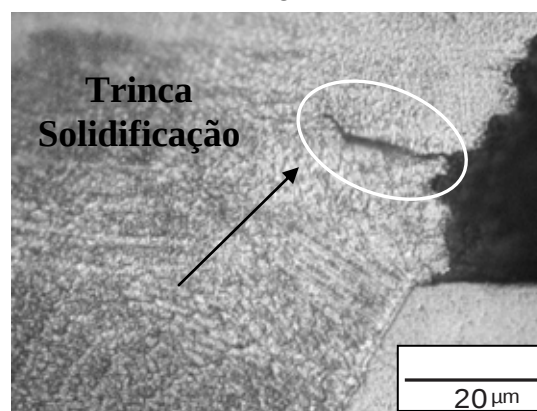
Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b): 1.75J. **Fonte:** Munekata (2011).

Figura 4.20



Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: (a), (b), (c), (d): 2.00J. **Fonte:** Munekata (2011).

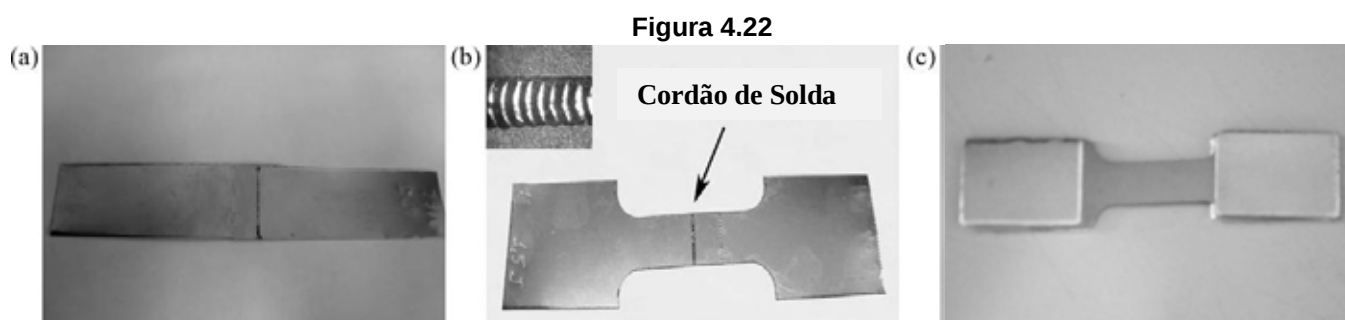
Figura 4.21



Análise micrográfica das seções transversais soldadas do Hastelloy C276 com laser pulsado de Nd: YAG. Parâmetros da soldagem laser: ângulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia: 2.25J. **Fonte:** Munekata (2011)

4.7. Ensaio de tração

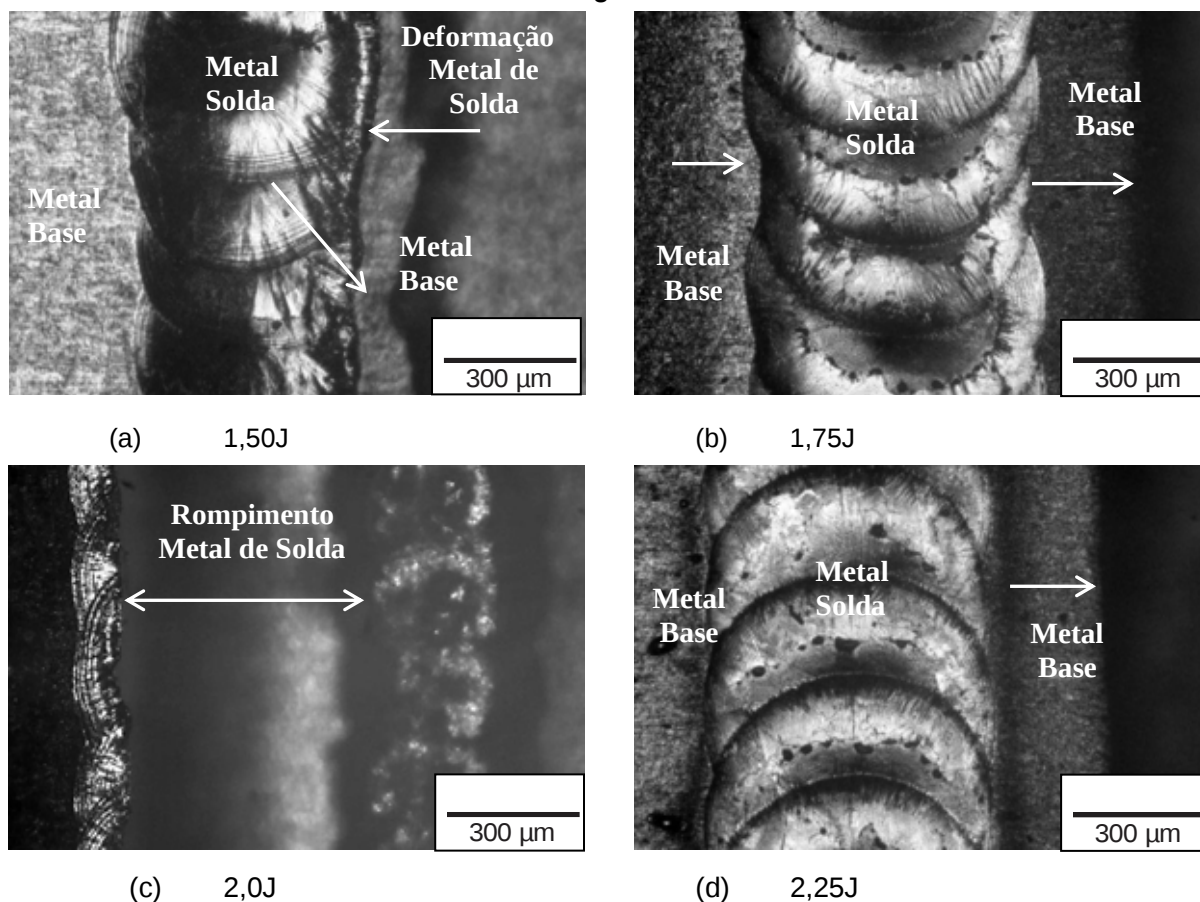
A Figura 4.22(a) apresenta a junta soldada com energia de (E_p) de 1.50J de duas laminas finas de Hastelloy C-276, (b) ilustra um corpo de prova confeccionado para o ensaio de tração segundo item 3.6 Ensaio de tração e (c) ilustra o corpo pronto para ser utilizado em um ensaio de tração segundo Figura 3.6: Modelo construtivo: corpo de prova para ensaio de tração.



a) vista superior de Uma lamina de Hastelloy C 276 soldada com 1.5 J de energia, **b)** mostra um corpo de prova para o ensaio de tração, **c)** um corpo de prova pronto para o ensaio de tração assim como seus respectivos pontos de fixação. **Fonte:** Munekata (2011).

Aparentemente a uma análise macroscópica todas as amostras foram fraturadas na região de união da solda, tal conclusão precoce não poderia ter valia se não realizasse uma análise mais minuciosa ao microscópio óptico, o que pode se observar pelas energias (E_p) utilizadas, a amostra cujas energias (E_p) foi de 1.25J não houve rompimento do mesmo, apenas houve descolamento da solda não ocasionando nenhuma fratura. A amostra soldada com energias (E_p) de 1.50J Figura 4.23 (a) sofreu um rompimento bem na base da solda junto ao início da ZTA assim causando deformação no cordão de solda. As amostras soldadas com energias (E_p) de 1.75J e 2.25J Figura 4.23 (b) e (d), sofreram fratura no final de sua ZTA, assim não causando nenhuma deformação no cordão de solda. Contudo a amostra soldada com energia (E_p) de 2.0J rompeu-se bem no cordão de solda, o que pode se explicar isso é a fragilização da lamina superior devido ao excesso de energia e também devido a varias trincas por liquação encontradas.

Figura 4.23



Micrografia do Ensaio de tração para as condições de energia de 1.5J a 2.25J **Fonte:** Munekata (2011).

Para ter maior clareza e validade estatística da influência isolada, da variação de energia para o ensaio de tração, apresenta-se a seguir o quadro ANOVA, da tabela 4.4.

Nota-se pela aplicação da técnica da análise de variância que, de fato, de: limite de resistência σ_r , [Mpa] no Hastelloy C-276, com diferentes pulsos de energia: foi significativa no aumento da microdureza, uma vez que sua probabilidade P foi menor que o nível de significância adotado $\alpha=5\%$ (ou intervalo de confiança de 95%).

Tabela 4.4 ANOVA: limite de resistência σ_r [Mpa] limite de escoamento σ_e [Mpa] e alongamento em Hastelloy C-276, com diferentes pulsos de energia:

ANOVA para Limite de Resistência					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>
Entre grupos	222364.9	5	44472.98	7.82833	0.002305
Dentro dos grupos	62491.33	11	5681.03		
Total	284856.2	16			

ANOVA para Limite de Escoamento					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>
Entre grupos	73550.6	5	14710.12	2.556155	0.0969
Dentro dos grupos	57547.83	10	5754.783		
Total	131098.4	15			

ANOVA para Alongamento					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>
Entre grupos	1140.904	5	228.1809	14.97384	0.000137
Dentro dos grupos	167.625	11	15.23864		
Total	1308.529	16			

Contudo ao se analisar se analisar o gráfico da Figura 4.24 pode se observar um limite de resistência superior ao de 950 MPa, conforme literatura (MANKINS, 1992, p. 428-445). O material obteve um valor bem próximo ao do Hastelloy B2, contudo também deve se observar que os limites de resistência $\sigma_r = 777$ [Mpa], limite de escoamento σ_e 580 [Mpa] e alongamento 13%, em contrapartida os valores obtidos em literatura para o mesmo procedimento foram limite de resistência $\sigma_r = 792$ [Mpa], limite de escoamento σ_e 531 [Mpa] e alongamento 60% no Hastelloy C-276, nas amostras utilizadas após soldadas com energia de 1.50J, a partir deste ponto havendo um decréscimo nos valores dos mesmos parâmetros.

No entanto não se pode deixar de considerar as descontinuidades citadas nos item 4.6, o que fragilizariam muito mecanicamente os parâmetros analisados em questão.

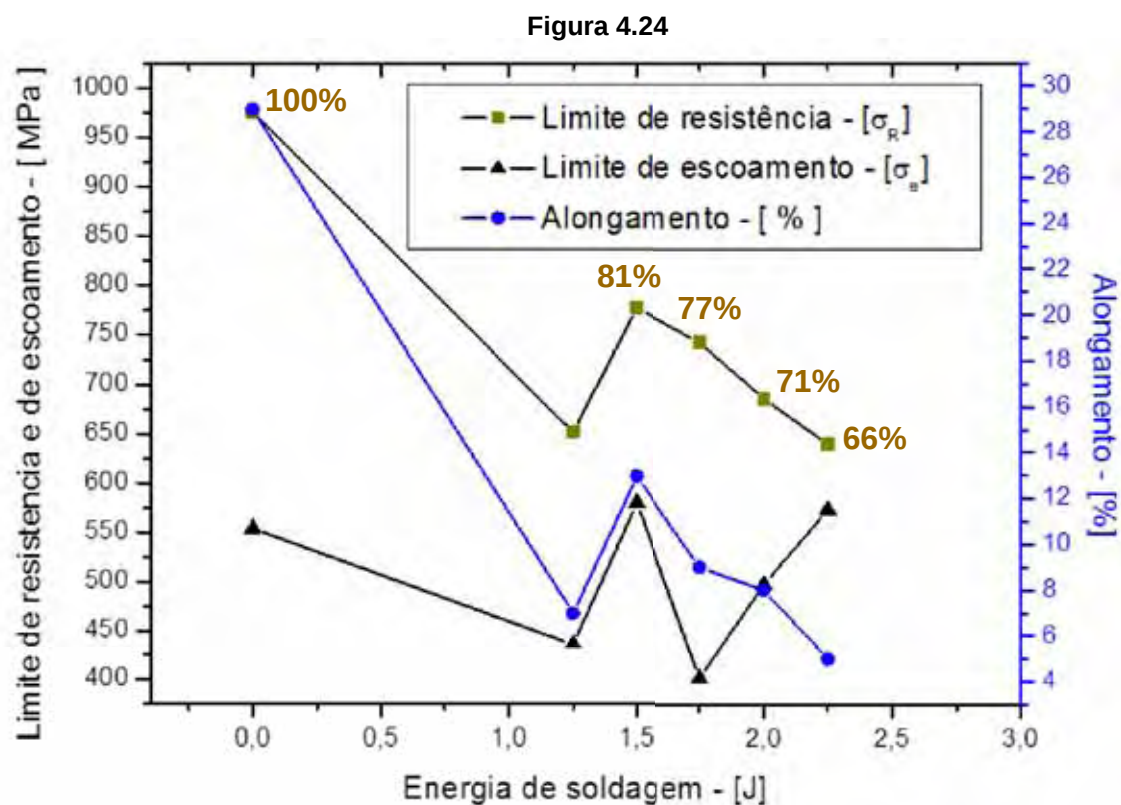


Gráfico: limite de resistência σ_r , [Mpa] limite de escoamento σ_e [Mpa] e alongamento em Hastelloy C-276, com diferentes pulsos de energia: **Fonte:** Munekata (2011).

Portanto, a eficiência da solda nessas condições é aproximadamente de 80%. A deformação da junta soldada apresenta valor inferior ao do metal base, em função da presença de algumas descontinuidades encontradas como trincas e porosidades. Nas condições empregadas a eficiência da soldagem, aproximadamente de 80% indica um comportamento similar ao do metal base.

5. CONCLUSÕES

Com base na análise dos resultados obtidos pode-se concluir:

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

As amostras soldadas com energia (E_p) 1,0J, não obtiveram fusão. GAPs também foram observados nessa condição.

Apresentaram melhores formatos do cordão, largura de conexão, profundidade do cordão e largura de união às amostras com energia (E_p) de 1,50J e 1,75J.

Energias (E_p) de 2,0J e 2,25J apresentaram diminuição da lamina superior do material fundido devido ao excesso de energia.

b) Quanto à microdureza do cordão:

Entre as amostras analisadas a microdureza Vickers média foi menor no MB e maior na Os valores não sofrem variação significativa entre os grupos, mas sofreram variação significativa por regiões.

c) Quanto à ZTA

As ZTA analisadas são de grandeza muito pequena, entre 65 μ m e 80 μ m; também a ZTA aumenta com o aumento do pulso de energia (E_p).

d) Quanto à microestrutura

Foi observada a ZF é de microestrutura fina, a zona de ligação tem crescimento de grão epitaxial, e a presença de ferrita δ , e também zonas celular dendrítica.

e) Descontinuidades no metal de solda

Foi observada a presença de poros, trincas por liquação e por solidificação e falta de fusão nas condições $E_p = 1, 25J, 1,50J, 1,75J, 2,00J, 2,25J$.

f) Quanto à influência dos parâmetros de soldagem das peças soldadas na resistência mecânica à tração.

As amostras soldadas com $E_p = 1,25\text{J}$ e $1,50\text{J}$ que apresentaram maior limite de resistência limite de escoamento e alongamento.

Portanto, a técnica de soldagem do Hastelloy C-276 em laminas finas por laser de Nd:YAG é promissora e atende as necessidades para aplicação em sensores para uso em indústrias petroquímicas, químicas, alimentícias e sucroalcoleiras, onde a necessidade de materiais de alta resistência à corrosão é necessária, atribuindo assim qualidade ao produto final e uma melhor resistência mecânica e evitando a fratura do componente durante sua utilização.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O uso de diferentes materiais como ligas de titânio e tântalo poderiam ser aplicadas para agregar maior valor e qualidade nos componentes para os sensores que usariam a soldagem laser.

Soldagem de uma lamina fina sobre uma base espessa de diferentes materiais para estudar a nova 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 diferente para evitar os possíveis GAPs.

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

6. REFERÊNCIAS

ANTONIO, D. A. de; HOWSON, D. D. T.; ROTHMAN, M. F. *ASM handbook: heat treating of superalloys*. 10th ed. Ohio: ASM Metals Park, 1993. v. 4, p. 793-814.

ALBITER, A.; BEDOLLA, E.; PEREZ, R. Microstructure characterization of the NiAl intermetallic compound with Fe, Ga and Mo additions obtained by mechanical alloying. *Materials Science and Engineering*, Lausanne, A328, p. 80-86, 2002.

ASPHAHANI, A. I. *Corrosion of nickel-base alloys*, *ASM handbook – corrosion*. 10th ed. Ohio: ASM Metals Park, 1993. v.13, p. 641-657.

AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding handbook - welding processes*. 7. ed. Miami: AWS, 1978. v.2, 592p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS- ASM. *Metals handbook failures analysis and prevision*. 9. ed. USA: ASM, 1986. v.11, 350p.

BAGNATO, V. S. Os Fundamentos da luz laser. *Física na Escola*, São Carlos, v.2, n.2, p. 4 – 9, 2001.

BANAS, M. C. High power laser welding. *Optical Engineering*, Ohio, v. 17, n. 3, p.116 – 210, 1978.

BARNES, T.; PASHBY, I. Joining techniques for aluminum space frames used in automobiles: part I – solid and liquid phase welding. *J. Material Processing Technology*, Olby, v.99, n.1-3, p. 62-71, March 2000.

BENTER C.; PETRING D.; POPRAWA R. Investigation of the transition from heat conduction to deep penetration welding with high power diode lasers. in manufacturing. In: CONFERENCE ON LASERS IN MANUFACTURING, v.3., 2005, Munich. *Conference...* Munich: [s.n.]; 2005. p. 67-71.

BERRETTA, J. R. *Solda laser em materiais dissimilares com laser de Nd:YAG pulsado*. 2005. 120 f. Tese (Doutorado em Ciências)– Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

BERRETTA, J. R.; ROSSI, W.; NEVES, M. D. M.; ALMEIDA, I. A.; JUNIOR, N. D. V. Pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels. *Optics and Lasers in Engineering*, London, v. 45, p. 960-966, 2007.

BERTOLOTI, M. *Masers and lasers an historical approach*. Bristol: Adam Hilger, 1983. p.123

BLAIR, B. Scientists who made a difference alijavan. *Azerbaijan International*, Azerbaijan, v.4, n.2, p.71,1996.

BROMBERG, J. L. *The laser in America: 1950 – 1970*. Massachusetts: MIT Press, 1950. p. 30

CHEN, K.; YAO, Y. L. Process optimization in pulsed laser micromachining with applications in medical device manufacturing. *The international Journal of Advanced Manufacturing Technology*, London, v.16, p. 243-249, 2000.

CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 7. ed. São Paulo: ABM, 1998. 599 p.

CHIEN,A.; GAN, D.; SHEN, P. Microstructure of two-stage aluminized coatings on Inconel 600. *Materials Science and Engineering*, Bangkok, A206, p. 215-224, 1996.

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; ROMIG JUNIOR, A. D. The welding metallurgy of Hastelloy alloys C-4, C-22 and C-276. *Metallurgical Transactions*, New York, Av. 17 A, .2035-2047, 1986.

COUTINO, C.; BOTTREL, C. *Materiais para aplicações a altas temperaturas*. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. p. 235 – 308.

DAMOULIS, G. L., BATALHA, G. F. *Solda laser aplicada ao processo de fabricação de carrocerias automotivas*. In: NATIONAL CONFERENCE ON SHEET METAL FORMING, 16., 2004, Porto Alegre. In: *Conferenceon ...* Porto Alegre: Lirio Schaeffler, 2004. p.1 -17.

DEEVI, S. C.; SIKKA, V. K.; LIU, C. T. Processing, properties and applications of nickel and iron aluminides. *Progress in Materials Science*, Lisboa, v.42, p. 177-192, 1997.

DING, Y. et al. PVD NiAl intermetallic coatings: microstructure and mechanical properties. *Surface and Coatings Technology*, Lausanne, v. 94-95, p.483-489, 1997.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. *Superalloys: a technical guide*. 2nd ed. [S.l.]: AMERICAN SOCIETY FOR METALS – ASM International, 2002. Não paginado.

DOWDEN, J.; KAPADIA, P.; POSTACIOGLU, N. An analysis of the laser-plasma interaction in laser keyhole welding. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, Colchester, v. 22, n. 6, p. 741-749, 1989.

DU, J.; LONGOBARDI, J.; LATHAM, W. P.; KAR, A. Weld strength and process controllability for laser welding of thin sheet metals. *J. Laser Applications*, Orlando, v. 12, n. 6, p. 239-243, 2000.

DU, J.; LONGOBARDI, J.; LATHAM, W. P.; KAR, A. Laser marginal lap microwelding for ultra thin sheet metal. *J. Laser Applications*, IOWA, v. 14, n. 1, p. 4-8, 2002.

DULEY, E. E. *Laser welding*. Nova York: A Wiley-Interscience Publication, 1998. Não paginado. ISBN: 0-471-24679-4.

DULEY, W. W. *CO2 lasers: effects and applications*. Nova York: Academic Press, 1976. p. 239 – 243.

FOLKHARD, E. *Welding metallurgy of stainless steels*. New York, Wiem: Springer Verfap, 2002. p. 98 – 181.

GRAF, K.; KUWABARA, E. Y.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Plasma hardfacing with a Ni based alloy. In: INTERNATIONAL CONFERENCE MATERIALS WEEK, 2002, Muchen. *Proceedings...* Muchen: [s.n.], 2002. 1CD-Rom

GRASSI, F. *Industrial applications of power lasers on metal fabrications*. Argentina: Training course on laser sources and industrial applications ICS-UNIDO, 1998. 250 p.

HAASEN, P. *Physical metallurgy*. Cambridge: Cambridge University, 1996. p. 171-239.

HAN, A.; GUBENCU, D.; PILLON, G. A. Generalized structure based on systemic principles of the characteristic variables of material laser processing. *Optics & Laser Technology*, Timisoara ,v.37, p. 577-581, 2005.

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.*, Munich, n. 36, p. 1388-1398, 2003.

HOFFMANN, P.; GEIGER, M. Recent development in laser system technology for welding applications. *Annals of the CIRP*, Meisenbach, v.44, p. 151-156, 2005.

HUSSEY, T. S. et al. Synthesis of Nickel Aluminides by vacuum plasma spraying and exothermic in-situ reactions. *Materials Science and Engineering*, Edgewood, A229, p. 137-146, 1997.

KAWARITO, Y.; KITO, M.; KATAYAMA, S. In-process monitoring and adaptive control for gap in micro butt welding with pulsed YAG laser. *Journal of Physics D: Applied Physics*, Tokyo, v.40, p.183-190, 2007.

KATULIN, V. A. Laser technology in industry. *H. Interactions*, Oxford, v.37, p. 423–432, 1987.

KOU, S. *Welding metallurgy*. USA: John Wiley&Sons, 1987. p.350 – 353.

KOZLOV, E. V. Formation of Intermetallic layers at high Intensity Ion implantation. *Surface and Coatings Technology*, Tomsk, v. 158-159. n. p.343-348, 2002.

LA, P. A. Study of Ni₃Al coating on carbon steel surface via the SHS casting route. *Surface and Coatings Technology*, Republic of China, v. 113, p.44-51, 1999.

LASERTOOLS soluções a laser: *solda welding (sem adição de material)*. São Paulo: [s.n.], 2001. Disponível em:

<<http://www.lasertools.com.br/detalhes.asp?Codigo=19>>. Acesso em: 10 jan. 2007.

LEE, J. Y. et al. Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding. *J. Physics D: applied physics*, Beijing, n. 35, p. 1570-1576, 2002.

LIANG, G. Y.; SU, J. Y. The Microstructure and tribological characteristics of laser-clad Ni-Cr-Al coatings on aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, Beijing, v. 290, p. 207-212, 2000.

LUNDIN, C. D. *Fundamentals of weld discontinuities' and their significance artigo*. New York: Welding Research Council, 1984. v. 295, p.33, 1984

JOHN, V. B. *Engineering materials*. Virginia: Macmillan College Work out Series, 1998. p.251.

MANKINS, W. L.; LAMB, S. *ASM handbook: nickel and nickel alloys*. 10th ed. Ohio: [s.n.], 1992. v.2, p.428-445.

MANKINS, W. L.; LAMB, S. *ASM handbook properties and selection: iron, steels and high performance alloys*. 10th ed. Ohio: ASM Metals Park, 1993. v.2, p. 429-430.

MARQUEZE, C. M.; QUITES, A. M. *Descontinuidades em soldas*. Florianópolis: Editado pelos Autores, 1995. Apostila.

MAWAKDIYE, A. A. Resposta dos metais. *Revista Metalurgia & Materiais*, São Paulo , v. 546, n. 553, p. 360, 2004.

MESSLER, R. W.; BELL, J.; CRAIGUE, O. Laser beam weld bonding of AA5754 for automobile structures. *Welding. Welding Journal*, Great Britain, p. 151s-159-s., June, 2003.

MIYAMOTO, B. L. M. Optimization of titanium cutting by factorial analysis of the pulsed Nd:YAG laser parameters. *Journal of Materials Processing Technology* , São José dos Campos, v.179, p.105 – 110, 2006.

MODEST, M. F. Laser machining of ablating/decomposing materials – through cutting and drilling models. In: ICALEO, 1996. *Proceedings...* [S.l.: s.n.], 1996. 711p.

STOLOFF, N. S. *ASM handbook: wrought and P/M superalloys*. 10th ed. Ohio: ASM Metals Park, 1993. v.1, p. 950-994.

OSADCHUK, R.; KOSTER, W. P.; KAHLES, J. F. Metallography structures in commercial titanium. *Metal Progress*, Cleveland, v.64, n. 2, p.129 – 131, 1953.

OSADCHUK, R.; KOSTER, W. P.; KAHLES, J. F. Recommended techniques for polishing ti for metallographic examination. *Metal Progress*, Cleveland, v. 64, n. 4, p.236 – 240, 1953.

PAREDES, R. C. *Projeto: revestimentos protetores contra a corrosão pelo ácido naftênico*. [S.l.: s.n., 2000?]. Não paginado. REPRONAF, Ref 1279/00.

POPOV, A. Effect of electronic nature and substitution behavior of ternary microadditions on the ductility of polycrystalline nickel aluminides. *Acta Materialia*, Moscou, v. 4, p.1613-1624, 1997.

RAO, B. T. et al. Inert gas cutting of titanium sheet with pulsed mode CO2 laser. *Optics and Lasers in Engineering*, Beijing, v.43, p. 1330-1348, 2005.

READY J. F. *Industrial applications of lasers*. 2.ed. Michigan: Academic , 1997. Não paginado. ISBN 0125839618.

RIBOLLA, A.; DAMOULIS, G. L.; BATALHA, G. F. *The use of Nd:YAG laser weld for large scale volume assembly of automotive body in white*, COMMENT'2005 – AMPT2005 – gliwice-wisla, Polônia. *Journal of Material Processing Technology*, Lausanne, v.164-165, p. 1120-1127, jan, 2005.

ROHDE, H. *Sharp cutting and drilling with pulsed solid state lasers*. VDI-tantung'96. Stuttgart Germany: [s.n.], 1996. p.1-10

SCHAWLOW, A. L.; TOWNES, C. H. Infrared and optical masers. *Physical Review*, New Jersey, v. 112, n.1 940-1949, p. 6, 1958.

SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL DO ESTADO DE SÃO PAULO- SENAI. *Soldagem*. São Paulo: SENAI, 1994. p.271-272 (Coleção Tecnologia).

SIDHU, B. S.; PRAKASH, S. Evaluations of the corrosion behavior of plasma-sprayed Ni₃Al coatings on steel in oxidation and molten salt environments at 900 °C. *Surface and Coatings Technology*, Ferozepur, v. 166, n. 4,. p. 89-100, 2003.

SMITH, A. B.; KEMPSTER, A.; SMITH, J. Vapouraluminide coating of internal cooling channels, in turbine blades and vanes. surface and coatings. *Technology*, United Kingdom, v. 120-121, p. 112-117, 1999.

SPRINGER handbook of lasers and optics. [S.l.]: T Frank, 2007. Cap.11, p.380-385.

SVENSSON, E. I. *Control of microstructures and properties in steel arc welds*. USA: CRC, 1994. p. 325 – 327 .

SVOBODA, J. M. *ASM Handbook – casting: nickel and nickel alloys*. 10th ed. Ohio: ASM Metals Park, 1993. v.15, p. 815-823.

TILLACK, D. J. *ASM Handbook – welding, brazing and soldering: selection of nickel, nickel-cooper, nickel-chromium, and nickel-chromium-iron alloys*. 10th ed. Ohio: ASM Metals Park, 1993. v. 6, p. 586-592.

UNIVERSIDADE SANTA CECÍLIA- Unisanta. *Processo de solda laser*. Santos: [s.n., 2000?]. Disponível em: <<http://cursos.unisanta.br/mecanica/polari/solda-laser.pdf>>. Acesso em: 9 jun. 2008.

VASCONCELLOS, E. *O laser e a pesquisa básica*. [S.l.]: SBPC/Labjor, 2001. Reportagens. Disponível em: <<http://www.comciencia.br/reportagens/fisica/fisica13.htm>>. Acesso em: 13 mar. 2007.

VENTRELLA, A. V. Pulsed Nd: YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils. *Journal of Materials Processing Technology*, São Paulo, v. 210, p. 1838–1843, 2010.

VLACK, L. H. V. *Princípios de ciência e tecnologia dos materiais*. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher: Campus, 1984. p. 216-222.

VOORT, G. F. V.; JAMES, H. M. *ASM handbook: wrought heat-resistant alloys*. 9th ed. [S.l.: s.n.], 1985. v.9, p. 305-329.

VOUDOURIS, N.; CHRISTOGLU, C. H.; ANGELOPOULOS, G. N. Formation of aluminide coatings on nickel by a fluidised bed cvd process. *Surface and Coatings Technology*, Lausanne, v. 141, p. 275-282, 2001.

WETTER, N. U.; ROSSI, W. *ICS Lectures on industrial applications of lasers*. Vienna: Unido Publication. S. P. Morato, 2000. v.1, Não paginado

XIE, J.; KAR, A. *Laser welding of thin sheet steel with surface oxidation*. *Welding Research*, Estados Unidos, v. 343, n. 3, p. 343-348, October 1999. Supplement.