

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA "JÚLIO DE MESQUITA FILHO" FACULDADE DE ENGENHARIA CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

Willian Roberto Valicelli Sanitá

ANÁLISE DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API 5L X-70 COM LASER Nd: YAG PULSADO

Ilha Solteira 2017



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA "JÚLIO DE MESQUITA FILHO" FACULDADE DE ENGENHARIA CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

Willian Roberto Valicelli Sanitá

ANÁLISE DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API 5L X-70 COM LASER Nd: YAG PULSADO

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

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella Orientador Prof. Dr. Juno Gallego Coorientador

Ilha Solteira 2017

FICHA CATALOGRÁFICA Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação





UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: Análise de juntas soldadas de aço API 5L X-70 com laser Nd:YAG pulsado

AUTOR: WILLIAN ROBERTO VALICELLI SANITÁ ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA COORIENTADOR: JUNO GALLEGO

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. RUIS CAMARGO TORIMATSU Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Dr. OTAVIO VILCAR DA SILVA NETO Área de Engenharia de Materiais e Processos / Profisional Liberal - Professor/Perito Judicial da Poder Judiciário

Ilha Solteira, 17 de fevereiro de 2017

Faculdade de Engenharia - Câmpus de Ilha Solteira -Avenida Brasil, 56, 15385000, Ilha Solteira - São Paulo www.ppgem.feis.unesp.brCNPJ: 48.031.918/0015-20.

Dedico esse trabalho,

Aos meus pais Gonçalina e Wilson pela educação e por estar presente em todos os momentos dessa trajetória.

À minha irmã Maria Carolina pelo apoio, incentivo e amizade constantes em toda minha vida.

À minha noiva Natália que foi muito compreensiva e companheira durante meus momentos de estudos.

Aos meus avós Osvaldo e Sebastiana, queridos que me ensinaram os princípios da vida e a respeitar o próximo.

AGRADECIMENTOS

- Ao meu Orientador Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella pela orientação, compreensão, ensinamentos, excelente instrução e apoio durante o desenvolvimento desse trabalho. Um dos gigantes da Engenharia de soldagem no Brasil;
- Ao Prof. Dr. Juno Gallego, por ter sido meu primeiro professor no mestrado e um dos melhores instrutores, com suas sugestões e seus ensinamentos durante o curso;
- Ao Prof. Dr. Hidekasu Matsumoto, por ser um profissional incrível, pelas instruções, pela sua humildade e pelo apoio apresentado durante o curso;
- Ao Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu pelas aulas altamente produtivas desenvolvidas durante o curso que contribuíram muito para a minha visão do mestrado e da ciência;
- Ao meu supervisor Eng. Moises L. de Oliveira pela paciência durante esta jornada. Meus amigos de trabalho Moises Machado, Lenivaldo Monteiro, Ademir Jesuíno de Arruda, Marcelo A. Bertoni, Miguel M. Rodrigues, coordenador Eduardo Meirelles e gerente Marcio Mateus Gonçalves. Obrigado pelo apoio e sugestões;
- Ao Dr. Otavio Villar da Silva Neto, por ter me incentivado a realizar mestrado e ter me orientado e ajudado sempre que precisei. Uma grande pessoa, um excelente docente e um exímio Doutor.
- Aos Profs. Dr. Frederico Augusto Pires Fernandes e Dr. Carlos Alberto Picon pelas grandes consultorias e auxílios nas análises de corrosão, sempre sendo prestativos e procurando ajudar em tudo que precisava;
- Ao coordenador André Luiz Alexandre de Paula e colega Gillian da Silva Crespo, muito obrigado pelo apoio e grande ajuda durante o desenvolvimento de meu trabalho;
- Ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNESP-Campus de Ilha Solteira pela estrutura e recursos disponibilizados;
- Aos técnicos do Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP-Campus de Ilha Solteira pelos serviços e auxílio prestados.
- A Biblioteca da FEIS-UNESP, especialmente a Sandra Maria Clemente de Souza pela consultoria durante a formatação do trabalho.

"As pessoas que vencem neste mundo são as que procuram as circunstâncias de que precisam e, quando não as encontram, as criam."

Bernard Shaw

RESUMO

Conduziu-se um estudo da soldagem laser na condição "bead on plate" no aço microligado ARBL API 5L Gr. X70 na forma de chapas com 1,0 x 20 x 120 mm (A x L x P). Realizou-se 12 soldas em atmosfera de gás argônio com fluxo de gás de 15 l/min, diâmetro de feixe de 0,2 mm, ângulo de 90°, taxa de repetição de 9, 8, 7, 6, 5 Hz, velocidade de soldagem de 1 mm/s, profundidades de foco iguais a 0,57 mm abaixo da superfície da peça e energia do pulso (Ep) fixada em 10,0 J. A largura temporal (Lt) foi mantida em 10 ms. O aporte térmico foi variado em 90, 80, 70, 60 e 50 J/ mm. Os resultados foram analisados com base na relação entre potência, geometria do cordão de solda, corrosão, dureza Vickers e microestrutura. Para revelação dos metais de solda utilizou-se reagente Nital 5%. As medidas de geometria (largura e profundidade) dos cordões de solda foram realizadas através de imagens obtidas em câmera digital em um microscópio óptico comum. Foram realizados ensaios de microscopia em microscópio eletrônico de varredura em detector retroespalhado (BSD), afim de verificar com maior clareza as microestruturas das amostras. Para verificação da resistência mecânica foi ensaio de tração nas amostras e no metal de base sem a inserção de entalhe. Para verificação de dureza foram analisados quatro parâmetros sendo eles três linhas horizontais e uma linha vertical no centro do cordão de solda. Para verificação da corrosão foi conduzido ensaio em um potenciostato para ensaio de polarização potenciodinâmica onde foram analisadas as curvas de polarização. Os maiores valores de largura profundidade foram encontrados em maiores valores de potência e largura temporal. As microestruturas das amostras apresentaram formações de ferrita acicular, ferrita alotriomórfica e possíveis elevados teores de martensita no caso das amostras de menor aporte térmico (60 e 50 J/mm). Todas as amostras apresentaram maior resistência mecânica do que o metal de base, visto que todas romperam no metal de base. Os coeficientes de dureza se mostraram mais elevados para amostras de menor aporte térmico. As resistência de corrosão se mantiveram próximas ao metal base e alguns casos superiores (Ap 70 J/ mm), visto que provavelmente tenha se formado um filme passivo de óxido após processo de soldagem, resultando em maior resistência.

Palavras chave: Soldagem. Laser. Nd:YAG. Aços microligados. Aporte térmico.

ABSTRACT

We carried out a study of laser welding provided "bead on plate" in micro-alloyed steel ARBL API 5L Gr. X70 in the form of plates with 1,0 x 20 x 120 mm (H x W x D). 12 welds was performed in argonic gas flow of 15 l/min, beam diameter 0,2 mm, angle of 90°, repetition rate of 9, 8, 7, 6 and 5 Hz, welding speed of 1 mm/s, gas depths focus equal to 0,57 mm below the surface of the workpiece and the pulse energy (Ep) set at 10,0 J. The time width (Lt) set at 10 ms. The heat input was varied at 90, 80, 70, 60 and 50 J/mm. The results were analyzed based on the relationship between power, weld bead geometry, corrosion, Vickers hardness, chemical analysis and microstructure. For structure revelation of the weld metals used both Nital 5%. Measures of geometry (width and depth) of the weld beads were made using images taken by digital camera on an ordinary optical microscope. Microscopy tests were carried out using a scanning electron microscope in a backscattered detector (BSD), in order to verify with greater clarity the microstructures of the samples. For verification of mechanical strength was tensile test on samples and base metal without notch insertion. For verification of hardness were analyzed four parameters being three horizontal lines and a vertical line in the center of the weld bead. To verify the corrosion, a potentiostat test was conducted for potentiodynamic polarization test where the polarization curves were analyzed. The greatest values of depth width were found in higher values of power and temporal width. The microstructures of the samples showed formations of acicular ferrite, allotriomorphic ferrite and possible high martensite contents in the case of samples with lower heat input (60 and 50 J / mm). All samples showed higher mechanical strength than the base metal, since all of them broke in the base metal. The coefficients of hardness were higher for samples with lower thermal input. The corrosion resistance remained close to the base metal and some higher cases (Ap 70 J / mm), since a passive oxide film probably formed after welding, resulting in higher strength.

Keywords: Welding. Laser. Nd:YAG. Micro-alloyed steels. Heat input.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Projetos Plangás (produção doméstica de gás natural no Brasil)	. 18
Figura 2 - Plano de Negócios e Gestão Petrobras 2017-2021	. 19
Figura 3 – Evolução dos Aços API 5L	. 20
Figura 4 - Rendimentos Laser Diode 2016	. 21
Figura 5 - Comparação entre % de Carbono e CE	. 24
Figura 6 - Desenvolvimento dos aços microligados API	. 26
Figura 7 - Micrografia dos aços API 5L X60, X70 e X80	. 26
Figura 8 - Esquemático dos aços API desde o X42, microestrutura e processo	. 27
Figura 9 - Processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado	. 33
Figura 10 - Ilustração esquemática de mudanças microestruturais na laminação controlada	. 34
Figura 11 - Esquemático de resfriamento acelerado, a partir do grau X80	. 35
Figura 12 - Influência da adição de microligantes na temperatura de recristalização	. 35
Figura 13 – Esquemático do crescimento dendrítico	. 36
Figura 14 - Relação entre <u>S</u> e <u>R</u> para dois aços	. 37
Figura 15 - microestrutura ferrita-perlita, aço carbono (a) e microligado ao nióbio (b)	. 38
Figura 16 - Microestruturas típicas dos aços API: (a) aço X60, (b) aço X70, (c) aço X80	. 39
Figura 17 - Densidades de energia e geometria de cordão obtidas	. 43
Figura 18 - Esquemático de sistemas de soldagem laser CO ₂ e YAG	. 46
Figura 19 - Esquemático de típicos exemplos de juntas de soldagem laser	. 47
Figura 20 - Esquemático de fenômenos na soldagem a ponto e de cordão com PW ou CW	. 47
Figura 21 - Ilustração esquemática das transformações durante o processo de soldagem	. 48
Figura 22 - Efeito do diâmetro do feixe (densidade de potência) e velocidade de soldagem	. 49
Figura 23 - Diferenças de qualidade na soldagem a laser em chapas de aço finas	. 50
Figura 24 - Influência da velocidade de deslocamento na zona a de fusão	. 51
Figura 25 - Influência da velocidade de soldagem e gás em um aço ARBL	. 52
Figura 26 - Cristais Nd: YAG utilizados em lasers de estado sólido	. 55
Figura 27 - Diagrama de níveis de energia típica do Nd: YAG cristal	. 55
Figura 28 - Diagrama esquemático de um sistema laser Nd: YAG típico	. 56
Figura 29 - Detalhamento 3D do esquemático de um sistema típico de laser Nd: YAG	. 56

Figura 30 - Estrutura de um sistema de cristal Nd: YAG com lâmpadas de flash	57
Figura 31 - Sistema de soldagem laser Nd: YAG pulsado da Unesp DEM/ FEIS	58
Figura 32 - Microestrutura do aço API 5L X70 como	59
Figura 33 – Macrografia, cordão de solda na condição "bead on plate" (10J – 10ms)	60
Figura 34 - Esquemático de seccionamento (medidas em mm)	61
Figura 35 - Dispositivo de fixação de junta solda Laser	62
Figura 36 - Ultramicrodurômetro digital SHIMADZU – DUH 211S	63
Figura 37 - Máquina de ensaio de Tração TIME Group - WDW100EB	64
Figura 38 - Corpo de prova tração conforme ABNT e ASTM E8/EM - 09	65
Figura 39 - Dimensões dos corpos de prova conforme a ABNT E ASTM E8/EM - 09	65
Figura 40 - Corpos de prova preparados para tração conforme a norma	66
Figura 41 - Equipamento de corte por Jato d'agua Flow MACH 2	66
Figura 42 - Metal base e área de soldagem antes (a) e depois (b) do ensaio de corrosão	67
Figura 43 - Profundidade dos cordões de solda em função da variação da largura temporal	68
Figura 44 – Macrografia dos cordões de solda das amostras (vista de topo)	70
Figura 45 - Macroscopia em MEV - Amostra CLW 3.0 / 70J/ mm	70
Figura 46 - Microscopia Óptica da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 5.0 / 50 J/ mm	71
Figura 47 - Microscopia Óptica da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 4.0 / 60 J/ mm	71
Figura 48 - Microscopia Óptica da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 3.0 / 70 J/ mm	72
Figura 49 - Microscopia Óptica do MB, (a) e (b) – Amostra CLW 1.0	72
Figura 50 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 5.0 / 50 J/ mm	73
Figura 51 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 4.0 / 60 J/ mm	73
Figura 52 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 3.0 / 70 J/ mm	74
Figura 53 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 2.0 / 80 J/ mm	74
Figura 54 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 1.0 / 90 J/ mm	75
Figura 55 - MEV realizado para o MB, (a), (b) e (c)	75
Figura 56 – Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração	77
Figura 57 – Ensaio de Tração - Amostra CLW 0 (Metal Base)	77
Figura 58 – Ensaio de Tração - Amostras CLW 1.0/ 1.1	78
Figura 59 - Ensaio de Tração – Amostras CLW 2.0/ 2.1	78
Figura 60 - Ensaio de Tração – Amostras CLW 3.0/ 3.1	78

Figura 61 - Ensaio de Tração – Amostras CLW 4.0/ 4.1	. 79
Figura 62 - Ensaio de Tração – Amostra CLW 5.0	. 79
Figura 63 – Macrografia do esquemático para o ensaio de microdureza (Amostra CLW 3.0)	. 80
Figura 64 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 2.0	. 81
Figura 65 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 1.0	. 81
Figura 66 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 3.0	. 81
Figura 67 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 5.0	. 82
Figura 68 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 4.0	. 82
Figura 69 - Gráfico de Microdureza Vickers para a Região Central	. 84
Figura 70 - Curvas de polarização potenciodinâmicas do aço API 5L X70 (CLW 1.0)	. 85
Figura 71 - Curvas de polarização potenciodinâmicas do aço API 5L X70 (CLW 2.0)	. 86
Figura 72 - Curvas de polarização potenciodinâmicas do aço API 5L X70 (CLW 3.0)	. 86
Figura 73 - Curvas de polarização potenciodinâmicas, aço API 5L X70 (CLW 1.0, 2.0, 3.0)	. 87
Figura 74 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (5J – 5ms)	. 95
Figura 75 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (6J – 6ms)	. 95
Figura 76 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (7J – 7ms)	. 95
Figura 77 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (8J – 8ms)	. 96
Figura 78 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (9J – 9ms)	. 96
Figura 79 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (10J – 10ms)	. 96
Figura 80 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (11J – 11ms)	. 97
Figura 81 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 5.0)	. 97
Figura 82 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 4.0)	. 97
Figura 83 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 3.0)	. 98
Figura 84 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 2.0)	. 98
Figura 85 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 1.0)	. 98
Figura 86 – Ensaio de MEV realizado para o MB em amostra CLW 5.0	. 99
Figura 87 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0	. 99
Figura 88 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0	100
Figura 89 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0	100
Figura 90 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0	101
Figura 91 - Ensaio de MEV realizado para ZTA da amostra CLW 5.0	101

Figura 92 - Ensaio de MEV realizado para ZTA da amostra CLW 4.0	102
Figura 93 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 4.0	102
Figura 94 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 3.0	103
Figura 95 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 2.0	103
Figura 96 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 1.0	104
Figura 97 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 5.0 (50 J/mm)	105
Figura 98 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 4.0 (60 J/mm)	105
Figura 99 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 3.0 (70 J/mm)	106
Figura 100 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 2.0 (80 J/mm)	106
Figura 101 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 1.0 (90 J/mm)	106

LISTA DE QUADROS

Quadro 1- Principais elementos de liga e seus efeitos	. 28
Quadro 2- Características dos Tubos API 5L a partir do Grau X52	. 30
Quadro 3 - Tensão requerida para PSL 2	. 31
Quadro 4 - Velocidade de resfriamento em lingotamento contínuo de placas de aços ARBL	. 37
Quadro 5 - Soldabilidade relativa de metais e ligas selecionados	. 41
Quadro 6 - Tipos e características de processos de soldagem a laser	. 44
Quadro 7 - Análise química aço HSLA 12,5mm segundo a Welding Metallurgy (%)	. 53
Quadro 8 - Algumas propriedades do Nd: YAG	. 53
Quadro 9 – Característica da Fonte Laser Nd: YAG pulsada da Unesp DEM/FEIS	. 59

LISTA DE TABELAS

58
51
59
76
33
34
87

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANP	Agência Nacional de Petróleo
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
IIW	International Institute of Welding
CW	Continuous Welding
DEM	Departamento de Engenharia Mecânica
HSLA	High Strength Low Alloy
Ksi	Kilopound per square inch (quilolibras força por polegada quadrada)
LBW	Laser Beam Welding
LE	Limite de escoamento
LED	Light Emitting Diode
LH	Linha Horizontal
LV	Linha Vertical
LR	Limite de resistência
MB	Metal Base
MPa	Megapascal
MS	Metal de Solda
Psi	Pound force per square inch (libra força por polegada quadrada)
PSL	Product Specification Level (Grau de especificação do produto)
PW	Pulse Welding
TMCR	Laminação termomecânica controlada
UNESP	Universidade Estadual Paulista
YAG	Yttrium Aluminum Garnet
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	OBJETIVOS	22
2	REVISÃO DA LITERATURA	23
2.1	AÇOS ARBL API	
2.1.1	Composição Química dos Aços ARBL API	27
2.1.2	Processo de fabricação dos aços API	32
2.1.3	Segregação	
2.1.4	Microestruturas Típicas dos aços ARBL API	
2.1.5	Metalurgia da Soldagem dos Aços ARBL API	40
2.2	SOLDAGEM LASER	42
2.2.1	Fundamentos do laser	44
2.2.2	Defeitos de soldagem laser e efeitos de penetração	49
2.2.3	Efeitos do gás de proteção na soldagem a laser	51
2.2.4	Laser Nd:YAG	53
3	MATERIAIS E MÉTODOS	58
3.1	MATERIAL UTILIZADO	58
3.2	SOLDAGEM	58
3.3	PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL	62
3.4	ENSAIO DE MICRODUREZA	63
3.5	ENSAIO DE TRAÇÃO	64
3.6	ENSAIO DE CORROSÃO	67
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	68
4.1	GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA	68
4.1.1	Medidas de profundidade analisadas nas secções de cada cordão	68
4.1.2	Amostras soldadas com variação do aporte térmico	69
4.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA REGIÃO SOLDADA	
4.2.1	Microscopia Óptica	
4.2.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO	
4.4	ENSAIO DE MICRODUREZA	80

4.5	ENSAIO DE CORROSÃO	
5	CONCLUSÕES	
	REFERÊNCIAS	
	APÊNDICE A	
	APÊNDICE B	
	APÊNDICE C	105

1 INTRODUÇÃO

Nos dias atuais nos deparamos com situações atípicas onde necessitamos de flexibilidade e rápida solução para os problemas, principalmente quando o problema está direcionado ao material. A gama de materiais metálicos presentes em nosso cotidiano hoje é muito grande e tende a evoluir cada vez mais com o aumento das pesquisas nesta área. O aço está presente no nosso dia a dia, eletrodomésticos, brinquedos, ferramentas, materiais esportivos, na automobilística, na construção civil, etc.

Dentre os aços há uma série de aplicações destinadas a cada tipo de liga e composição química especifica. Alguns tipos são mais utilizados na metalurgia, outros na automobilística, outros na aeronáutica. Alguns na construção civil, está que pode ser expandida desde uma casa a grandes construções como gasodutos, oleodutos, polidutos e minerodutos.

No período compreendido entre os anos de 1964 e 2007, as reservas provadas de gás natural cresceram em média 7,7% a.a. Entre as principais descobertas podemos salientar a Bacia de Campos (bacia sedimentar, onde se encontra a maior concentração de campos gigantes em produção do país), tais como, a Bacia do Solimões e a jazida de Juruá (AGÊNCIA NACIONAL DE PETRÓLEO– ANP, 2008).

Segundo a Agência Nacional de Petróleo - ANP (2008), na última década o aumento na produção de biocombustíveis foi quase 60%, enquanto que as reservas de petróleo e gás natural aumentaram em 72% e 62%, respectivamente. Estima-se que as reservas brasileiras podem aumentar dos atuais 15 bilhões de bep (barril equivalente de petróleo) para cerca de 100 bilhões de bep. Em termos de reservas no mundo, o país saltaria da 17^a para 5^a posição, segundo dados do IPEA (2009). Com esse crescimento da indústria de petróleo e gás, incentivado cada vez mais pela busca de recursos energéticos, torna-se necessário a pesquisa e desenvolvimento de materiais que apresentem melhores propriedades mecânicas para fabricação das tubulações e possibilite o favorecimento de uma melhor relação custo benefício (PETROBRAS, 2007). Na figura 1 podemos ver uns dos projetos da Petrobras Distribuidora onde materiais especiais foram utilizados.



Figura 1 - Projetos Plangás (produção doméstica de gás natural no Brasil)

Fonte: (PETROBRAS, 2007).

Atualmente a empresa brasileira Petrobras está enfrentando uma situação bem complicada devido à crise política que se alastrou pelo País e que em consequência ocasionou a crise econômica, onde vários empreendimentos que haviam sido criados passam por investigações da Lava Jato¹ sendo criadas várias CPIs² para investigações no que acarreta em grandes consequências para a empresa (G1 GLOBO.COM, 2016). Apesar desta situação bem crítica da empresa a mesma continua a realizar extrações de petróleo no País inclusive nas regiões do pré-sal³. Hoje, a produção do pré-sal, em águas ultraprofundas, já é uma realidade consolidada (PETROBRAS, 2017). Para atuar em áreas do pré-sal e do pós-sal, diversas plataformas entraram em operação nos últimos

¹ Operação Lava Jato é um conjunto de investigações em andamento pela Polícia Federal do Brasil, cumprindo mais de mil mandados de busca e apreensão, de prisão temporária, de prisão preventiva e de condução coercitiva, visando apurar um esquema de lavagem de dinheiro que movimentou de 10 a 20 bilhões de reais em propina.

² CPI - Comissão Parlamentar de Inquérito, uma investigação conduzida pelo Poder Legislativo.

³ Pré-sal é o nome comumente dado a uma imensa camada petrolífera encontrada debaixo de uma mais profunda camada de sal no subsolo marítimo.

anos, como a P-58, a P-62, os FPSOs Cidade de Mangaratiba e Cidade de Ilhabela, entre outros. No campo de Papa-Terra (Bacia de Campos), foram instalados o FPSO P-63 e a P-61 (plataforma do tipo TLWP - Tension Leg Wellhead Platform), plataformas que trabalharão integradas, com capacidade de processamento conjunta de 140 mil bpd de óleo e 1 x 10⁶ m³ de gás por dia. Em 2015, também entrou em operação o FPSO Cidade de Itaguaí, dando início à produção do projeto Iracema Norte, no campo de Lula, no pré-sal da Bacia de Santos, na costa do Rio de Janeiro (PETROBRAS, 2017). Na figura 2 pode ser visto um planejamento estratégico criado para 2017.



Figura 2 - Plano de Negócios e Gestão Petrobras 2017-2021

A empresa brasileira prevê um planejamento estratégico para os anos de 2017 a 2021. O Plano de Negócios e Gestão 2017-2021 prevê investimentos de US\$ 74,1 bilhões, sendo 82% deste valor para a área de Exploração e Produção. Nas demais áreas de negócios, os investimentos destinam-se, basicamente, à manutenção das operações e à projetos relacionados ao escoamento da produção de petróleo e gás natural (PETROBRAS S.A, 2016). Conforme informações no planejamento estratégico da Petrobras S.A a empresa está investindo para o primeiro semestre de 2017 em aumento de parcerias de investimentos, redução de custos operacionais gerenciáveis, redução de gastos com pessoal, foco em rentabilidade e geração de caixa no curto prazo visando a desalavancagem. Para isto são necessários materiais de baixo custo e com processos que atendam a necessidade em qualidade, tempo de fabricação, rendimento e que gerem menores incertezas.

Fonte: (PETROBRAS, 2017).

Os aços normalizados API (American Petroleum Institute) são considerados aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) por possuírem teor de carbono inferior a 0,30% e baixo ter de liga (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE- API, 2007). Estes são de grande utilização na indústria de petróleo e gás para transporte de materiais a longas distâncias. A API 5L (Specification for Line Pipe) editada pela quadragésima quarta vez em 2007, especifica tubulações na indústria de petróleo e adota aços de alta resistência e baixa liga na fabricação das tubulações. Sua classificação se dá como X-60, X-65, X70, X-80, X-90 e etc., sendo que os dois últimos algarismos referência os valores de tensão de escoamento mínimo do material. Também são conhecidos como materiais microligantes, devido à presença de elementos como vanádio, manganês, nióbio e titânio em sua composição química. A presença destes materiais os classifica como aços de alto limite de resistência mecânica, boa soldabilidade e boa tenacidade a baixas temperaturas. Tudo se deve ao baixo índice de carbono equivalente-CE na sua constituição (GUIMARÃES, 1997). A figura 3 mostra a evolução destes aços desde a década de 50.



Fonte: (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE- API, 2005).

Entre os processos de soldagem, o processo de soldagem a laser pulsado Nd:YAG vêm crescendo bastante ao longo dos anos. Como a flexibilidade e velocidade de fabricação estão sendo assuntos em alta da competitividade entre as empresas, este tipo de processo se enquadra perfeitamente as novas exigências do mercado. O descobrimento deste processo está entre os mais

recentes processos de soldagem, desenvolvido em 1960 nos EUA, e vêm sendo alvo de muita discussão no ramo da soldagem. O mesmo vêm sendo muito utilizado hoje na área automobilística nas portas de carros e na ligação entre as chapas finas. O processo laser se simplifica em uma amplificação de luz por emissão estimulada de radiação e apresenta uma alta densidade de potência, acima de 10⁷ W/mm (MACHADO, 1996). Apesar de uma economia fraca na maior parte da Europa, a desaceleração da economia bem divulgada da China, e um dólar forte nos EUA, as vendas de laser industriais conseguiram manter-se bastante forte. Na China, as vendas de laser são em grande parte a ser complementado com as ambições do governo chinês para tornar-se um centro de manufatura avançada. As vendas do laser para esta finalidade tornam-se praticamente imunes a qualquer desaceleração econômica (GAIL OVERTON, 2016). Abaixo na figura 4 podemos ver os valores investidos e faturamentos nesta área (*Diode*) e realizados em 2016.





No processo denominado laser pulsado há a possibilidade de realizar soldas de costura em chapas de finas, por meio da sobreposição de pulsos, taxa de repetição e diâmetro do pulso. Neste tipo de soldagem a principal vantagem está em poder produzir zonas fundidas (ZF) e zonas termicamente afetadas (ZTA) muito pequenas no metal base. Desta maneira a tensão residual é

reduzida, produzindo pouca distorção. Praticamente todos materiais podem ser soldados ou cortados por laser, incluindo a maioria dos metais e suas ligas (MACHADO, 1996).

A alta concentração de feixe de laser proporciona uma radiação de excelente qualidade, permitindo diversas aplicações. Apenas na área de metal-mecânica pode-se citar: corte e furação de peças de geometrias complexas numa proporção de 60% dos trabalhos, soldagem de baterias de lítio equivalem a 25%, marcação de instrumentos de medição em 10% e tratamento térmico de componentes, por exemplo válvulas de motores de combustão em 5% dos trabalhos (INFOSOLDA, 2016)

1.1 OBJETIVOS

O estudo desenvolvido teve como objetivos:

• O estudo da variabilidade da geometria dos cordões de solda ao longo de seu comprimento quando da variação do aporte térmico empregado;

• Averiguação do comportamento da dureza no metal base (superfície, centro e parte inferior), nos metais de solda e nas zonas termicamente afetadas (ZTAs) e análise da influência dos parâmetros de soldagem nos valores de dureza obtidos nos metais de solda e ZTAs;

• Averiguação do comportamento de corrosão no metal base e nos metais de solda para simples comparação dos valores base da resistência à corrosão deste material com os dos metais de solda;

• Viabilizar a garantia no processo de soldagem laser Nd: YAG para este tipo de material, definindo a melhor condição de soldagem, com qualidade e pertinência técnico-científica. Verificando dentre os parâmetros analisados, qual apresenta a melhor condição para soldagem, ou seja, qual seria mais viável para o prosseguimento em pesquisas futuras ou aplicação no ramo industrial.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 AÇOS ARBL API

Aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) são classificados desta maneira pois possuem composição química similar ao aço carbono, a grande diferença está na adição de alguns elementos de liga como Nb, Ti ou V, garantindo melhores propriedades mecânicas. Estes elementos são caraterizados microligantes, devido estas adições serem consideradas micro adições, não descaracterizando o material da família dos aços carbono (HIPPERT, 2004).

As composições químicas e os processos termomecânicos de aços ARBL são fatores determinantes para obtenção da resistência mecânica, soldabilidade e tenacidade destes aços. Um elemento é classificado como microligante conforme a quantidade que está presente na composição do material, podendo exercer uma forte influência sobre as propriedades e microestrutura de um aço em percentagens menores que 0,1% em peso. Os principais elementos microligantes dos aços ARBL são: Nb, Ti, V, Zr, Al e B (ARAUJO, 2008)

A melhor soldabilidade e boa tenacidade à fratura destes aços é característica do efeito de endurecimento promovida pela adição de elementos e também devido a possível redução no teor de carbono (AKSELSEN, 1987). A soldabilidade apresenta forte dependência da composição química e pode ser quantificada por meio do cálculo do carbono equivalente C_{eq} . O carbono equivalente tem relação entre a soldabilidade com a temperabilidade do aço. Grandes valores de C_{eq} fazem com que o aço seja mais suscetível à têmpera, consequentemente diminui sua soldabilidade (GRONG, et al., 1986). Conforme International Institute of Welding (WELDING, 2006) a relação para % em peso segue conforme equação 1 (MICHEL et al., 1998).

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$
⁽¹⁾

A influência da porcentagem de carbono em relação ao carbono equivalente pode ser notada na figura 5.



Figura 5 - Comparação entre % de Carbono e CE

A principal preocupação dos usuários de tubos fabricados com materiais de classe API é relacionada à soldabilidade que aumenta com a diminuição do teor de carbono e valor de carbono equivalente (HILLENBRAND, 2001).

O fato resultante da escolha do material API 5L X70 é de que sua tecnologia de manufatura é bastante comum no País, de fácil busca e procura no mercado de dutos, tubos de transporte de óleo e gás, sendo um material de uso em grande escala comercial no Brasil. Mesmo existindo aços desta série mais resistentes como os X80, X100 e X120, estes não tem processamento em escala no País, ou seja, não são comerciais. Estes tipos de materiais ainda não são unidos por solda a laser, mas com a evolução do processo de soldagem nos últimos anos, acredita-se que futuramente teremos estas uniões por este tipo de processo de soldagem.

A American Petroleum Institute (API) é uma associação de industrias de petróleo e gás natural, cuja a responsabilidade é criar normas e procedimentos para industrias de petróleo. Já a *Specification for Line Pipe* (API 5L) com edição pela quadragésima quarta vez em 2007, cria especificações de tubulações na indústria de petróleo e adota aços ARBL na fabricação destes tipos de tubulações (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API, 2007).

A maior utilização destes aços API 5L são em malhas dutoviárias que são responsáveis pelo transporte de petróleo e seus derivados, desde as regiões produtoras até os centros consumidores. O transporte via dutos é o mais barato de conduzir óleo e gás, porém, deve ser realizado com confiabilidade e segurança (SANTOS NETO, 2003). Para tanto cada vez mais são utilizados aços microligados para garantir esta segurança durante o transporte.

Dentro da norma de especificação API 5L, existem muitos requisitos aos quais devem ser atendidos, sendo seus principais o limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e composição química. Outros requisitos também são importantes como o teor de carbono, tecnologia de fabricação empregada no aço e tecnologia de fabricação empregada no tubo ou chapa.

Até os anos 70, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), exemplos os X52 e o X60, eram produzidos por meio do processo de laminação a quente seguido de um processo de normalização. Era necessário prevenir a formação de bandas altamente segregadas (Mn e P) que atuam na redução da resistência a fragilização por hidrogênio. Nos anos 70, a laminação a quente e a normalização ganharam um aperfeiçoamento que foi o tratamento termomecânico ao qual possibilitou o desenvolvimento dos aços API X70, microligados com nióbio e vanádio e também com menor teor de carbono. Grandes melhorias no processamento, consistindo de tratamento termomecânico e seguido de resfriamento acelerado viabilizou a produção de aços de maior resistência como o API X80, que possui menor teor de carbono e excelente tenacidade e soldabilidade (HILLENBRAND, 2002). Adições de alguns elementos de liga como Mo, Cu e Ni, com associação a tratamentos termomecânicos com resfriamento acelerado modificado, facilitaram o desenvolvimento de aços API X100 e X120 (BUZZICHELLI, 2002).

Na figura 6 pode ser vista a evolução dos processos de fabricação ao decorrer dos anos conforme foram surgindo novas classificações de aços microligados API 5L. A figura 7 traz a micrografia de aços API X60, X70 e X80, mostrando a evolução dos processos e o tamanho de grão. O grau/ classe do aço conforme a norma API 5L, reflete o valor mínimo do limite de escoamento do material em [ksi], exemplo o API 5L grau X70 tem limite de escoamento mínimo de 70 Ksi (≈483 MPa) (API, 2005).



Figura 6 - Desenvolvimento dos aços microligados API

Figura 7 - Micrografia dos aços API 5L X60, X70 e X80



Fonte: (HILLENBRAND, 2002).

Na figura (b) podemos notar que com o passar dos anos os aços microligados API 5L foram ganhando novas propriedades e novos processos de fabricação tiveram de ser adequados a esta adição de elementos de liga, o que tornou estes aços especiais para trabalhos onde a alta tenacidade e soldabilidade são exigidas. Na figura 8 temos uma classificação destes aços relacionando o processo de fabricação, a adição de elementos de liga e a tensão de escoamento resultante.



Figura 8 - Esquemático dos aços API desde o X42, microestrutura e processo

Fonte: (NV, 2010).

2.1.1 Composição química dos aços ARBL API

A composição química de um material determina as características para sua aplicação. Abaixo no quadro 1 segue um resumo dos principais elementos de liga e os efeitos destes elementos provenientes em um material.

Elemento	Efeitos
Alumínio	Promove a formação do composto intermetálico CoAl;
	Aumenta a resistência a oxidação.
Boro	Formação de precipitados;
	• Aumenta a resistência reduzindo o tamanho do grão.
Carbono	 Formação de carbonetos tipo MC, M₆C, M₇C₃ eM₂₃C6;
	• Teores elevados comprometem a soldabilidade e a tenacidade do material (acima
	de 0,15%);
	• Teores mais baixos (0,05 a 0,15%) evitam a precipitação de carbonetos.
Cromo	 Promove a formação de carbonetos M₇C₃ eM₂₃C6;
	 Aumenta resistência a oxidação;
	• Aumenta a resistência a corrosão a quente;
	Endurecedor de solução sólida.
Enxofre	Prejudicial aos aços;
	• Diminui a ductilidade a tenacidade à fratura e a soldabilidade.
Fósforo	 Aumenta o limite de escoamento e a resistência à corrosão;
	• Diminui a soldabilidade, a ductilidade e a tenacidade à fratura.
Ítrio	 Aumenta a resistência a oxidação.
Lantânio	Aumenta a resistência a oxidação.
Manganês	• Promove aumento da resistência mecânica e da resistência a fadiga;
	• Diminui a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, promovendo refinamento
	de grão ferrítico, aumentando resistência mecânica e tenacidade.
Molibdênio	Endurecedor de solução sólida;
	• Promove a formação de carbonetos M ₆ C e composto intermetálico Co ₃ M.
Nióbio	• Um dos principais elementos de liga dos aços microligados;
	• Pequenos teores aumentam o limite de resistência e de escoamento;
	• Uso do Nióbio viabilizou a fabricação de aços com menor teor de carbono;
	• Promove a formação de composto intermetálico Co ₃ M e formação de
	carbonetos MC e M_6C .
1	

Silício • Aumenta a resistência mecânica e a resistência a corrosão, porén		
	soldabilidade;	
	• Favorece a formação de ferrita pró-eutetóide e restringe a formação de	
	austenita.	
Tântalo	Promove a formação de composto intermetálico Co ₃ M e carbonetos MC e	
	$M_6C.$	
Titânio	• Aumenta o limite de resistência e melhora o desempenho em temperaturas	
	elevadas;	
	• Estabiliza a ferrita e em concentrações mais elevadas diminui a extensão	
	do campo austenitico;	
	• Promove a formação de compostos intermetálicos CO ₃ Ti e Ni ₃ T (quando	
	há adição suficiente de níquel);	
	• Promove a formação do carboneto MC.	
Tungstênio	• Promove a formação de carbonetos M_6C e formação de composto	
	intermetálico CO ₃ M.	
Vanádio	• Estabilizador de ferrita;	
	• Pode formar VC e VN durante e após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.	
Zircônio	Aumenta a resistência reduzindo o tamanho do grão;	
	• Formação de precipitados e de carbonetos MC.	
L	Fonte: (METALS HANDBOOK, 1983).	

Continua - Principais elementos de liga e seus efeitos

No caso dos aços API 5L a soma das quantidades de Nb, Ti e V deve ser no máximo de 0,1%, para que o endurecimento não seja elevado demais prejudicando as propriedades do material, como a tenacidade à fratura (CALDEIRA, 2005).

A composição química típica e as propriedades mecânicas tais como LE e LR dos aços ARBL API 5L pode ser analisada no quadro 2. Também para comparação está incluso nesta tabela o processo de fabricação empregado.

								_					Carbono Equivalente			
				С	Mn	Р	S	Si	V	Nb	Ti	Other	CEIIW	CEPcm	LE	LR
Grau	PSL	Costura	Fabricação	% máx	% máx	min (MPa)	min (MPa)									
X52	1	sem		0,28	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-	360	460
		com	-	0,26	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-		
	2	-	Ν	0,24	1,40	0,025	0,015	0,45	0,10	0,05	0,04	a,b	0,43	0,25		
		-	Q	0,18	1,50	0,025	0,015	0,45	0,05	0,05	0,04	b	0,43	0,25		
		com	М	0,22	1,40	0,025	0,015	0,45	a	a	a	b	0,43	0,25		
X56	1	sem		0,28	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-	390	490
		com	-	0,26	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-		
	2	-	N	0,24	1,40	0,025	0,015	0,45	0,10	0,05	0,04	a,b	0,43	0,25		
		-	Q	0,18	1,50	0,025	0,015	0,45	0,07	0,05	0,04	a,b	0,43	0,25		
		com	М	0,22	1,40	0,025	0,015	0,45	a	a	a	b	0,43	0,25		
X60	1	sem		0,28	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-	415	520
		com	-	0,26	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-		
	2	-	N	0,24	1,40	0,025	0,015	0,45	0,10	0,05	0,04	a,c	0,43	0,25		
		-	Q	0,18	1,70	0,025	0,015	0,45	a	a	a	a,b	0,43	0,25		
		com	М	0,12	1,60	0,025	0,015	0,45	a	a	a	с	0,43	0,25		
X65	1	sem		0,28	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-	450	535
		com	-	0,26	1,45	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-		
		-	Q	0,18	1,70	0,025	0,015	0,45	a	a	a	с	0,43	0,25		
		com	М	0,12	1,60	0,025	0,015	0,45	a	a	a	с	0,43	0,25		
	1	sem		0,28	1,40	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-		
X70		com	-	0,26	1,65	0,030	0,030	-	a	a	a	-	-	-	485	570
	2	-	Q	0,18	1,80	0,025	0,015	0,45	a	a	a	с	0,43	0,25	205	570
		com	М	0,12	1,60	0,025	0,015	0,45	a	a	a	с	0,43	0,25		
X80	2	-	Q	0,18	1,90	0,025	0,015	0,45	a	a	a	d,e	0,43	0,25	- 555	625
		com	М	0,12	1,60	0,025	0,015	0,45	a	a	a	d	0,43	0,25		
X90	2	com	М	0,10	2,10	0,020	0,010	0,55	a	a	a	d	-	0,25	625	695
X100	2	com	М	0,10	2,10	0,020	0,010	0,55	a	a	a	d,e	-	0,25	690	760
X120	2	com	М	0,10	2,10	0,020	0,010	0,55	a	a	a	d,e	-	0,25	830	915

Quadro 2- Características dos Tubos API 5L a partir do Grau X52

Fonte: (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API, 2007).

Conforme informações da norma API (2007) está tabela segue a seguinte legenda:

a - Soma das concentrações de vanádio, nióbio e titânio devem ser $\leq 0,15\%$;

b – Máximo de 0,50% para o cobre, 0,30% para o níquel, 0,30% para o cromo e 0,15% para o molibdênio;

c – Máximo de 0,50% para o cobre, 0,50% para o níquel, 0,50% para o cromo e 0,5% para o molibdênio;

d - Máximo de 0,50% para o cobre, 1,00% para o níquel, 0,50% para o cromo e 0,5% para o molibdênio.

e – Máximo de 0,004% de boro

com – com costura

sem – sem constura

N – Normalizing rolling (Normalização)

Q – Quenched and tempered (Têmpera)

M – Termo mechanical rolling (Laminação convencional controlada)

PSL1 – Nível padrão

PSL2 – Requisitos obrigatórios para a composição química, ductilidade e propriedades de resistência.

No quadro 3 pode ser visto alguns valores típicos de propriedades mecânicas dos aços API 5L para PSL 2

	Resistê	ncia ao	Resisté	ència ao	Resis	tência	Resistência		Alongamento	
	Escoa	mento	Escoa	imento	à Tr	ação	à Tração		mínimo 2" %	
	mín	imo	máz	kimo	mín	imo	máximo			
Grau	Ksi	MPa	Ksi	MPa	Ksi	MPa	Psi	MPa	A^4	
В	35	241	65	448	60	414	110	758	a	
X42	42	290	72	496	60	414	110	758	a	
X46	46	317	76	524	63	434	100	758	a	
X52	52	359	77	531	66	455	110	758	a	
X56	56	386	79	544	71	490	110	758	a	
X60	60	414	82	561	75	517	110	758	a	
X65	65	448	87	600	77	531	110	758	a	
X70	70	483	90	621	82	565	110	758	a	
X80	80	552	100	690	90	621	120	827	a	

Quadro 3 - Tensão requerida para PSL 2

e - Alongamento mínimo em parte útil de 2" (50,8mm), determinado conforme equação 2.

Fonte: Adaptado da (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API, 2007).

$$e = 1,944 \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}} \tag{2}$$

- ${}^{4}A =$ Área do ensaio de tração aplicável para amostras:
 - a. Amostras de barra redonda
 - -0,20"² para amostras de Ø0,350" a 0,500" -0,10"² para amostras de até Ø0,250"
 - U = Resistência mínima de tração especificada em Psi

2.1.2 Processo de fabricação dos aços API

A utilização de tubos fabricados a partir de aços que apresentam melhores propriedades mecânicas, contribui para a redução de custos na produção de malhas de oleodutos e gasodutos, permitindo a seleção de menores espessuras de parede. Já faz algumas décadas que a laminação controlada de aços microligados é praticada industrialmente com grande sucesso. O processamento de chapas via laminação termomecânica controlada (TMCR) teve seu surgimento na década de 70, o que permitiu eliminar o tratamento de normalização ao final da etapa laminação. Aços do tipo ARBL têm seu processo de laminação controlado. O processo se dá ao fato de controlar a laminação do aço a quente seguido de resfriamento acelerado ou ao ar. A microestrutura final irá depender da forma como este processo é conduzido (BATISTA et al., 2003)

Este processo confere aos acos microligados propriedades mecânicas superiores em comparação aos aços com mesmo nível de elementos de liga, proporcionando também boa soldabilidade e tenacidade. O aumento das propriedades mecânicas pode ser obtido através de um conjunto de mecanismos de endurecimento como por exemplo: refino de grão, transformação de fase, encruamento, formação de textura solução sólida e precipitação. No reaquecimento da placa (entre 1100 a 1250° C) ocorre a dissolução do Nb, V e outros, também grãos maiores de austenita são formados. No processo de laminação controlada é possível diminuir significativamente o tamanho de grão da austenita, que promove após a transformação uma microestrutura ferrítica refinada, o que confere elevada tenacidade. O resfriamento acelerado é um ciclo controlado que após a laminação das chapas a quente, permite produzir aços de alta resistência e baixa liga de grau superior da norma API, como os aços X80, X100⁵ e X120⁶, os quais são obtidos pelo resfriamento acelerado a taxas de resfriamento de 15 a 20°C/s, antes de alcançar a temperatura de 550°C, após o qual um ar frio é usado. A API fez uma divisão de tubos em duas classes PSL 1 e PSL 2 (product specification level). A classe PSL 1 possui basicamente os requisitos impostos pela edição anterior (2004). A classe PSL 2 abrange os graus de B a X80 e apresenta novos requisitos de ensaio Charpy, além de maiores restrições nos níveis de enxofre e fósforo (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API, 2007).

⁵ Aço API 5L X100 não faz parte da PSL 1 ou PSL 2. Previsto para PSL 3 na nova revisão (API, 2005)

⁶ Aço API 51 X120 também não está classificado em PSL 1 ou PSL 2. Previsto para nova revisão para PSL 3.

Na figura 9 pode ser visto uma representação do processo com e sem resfriamento acelerado (GORNI, 1999).



Figura 9 - Processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado

Fonte: (HILLENBRAND, 2001).

Este tipo de processo é dividido em 3 etapas. A primeira etapa se dá a região de recristalização por volta dos 1200°C onde ocorre a deformação da austenita. A cada passe, a austenita deformada se recristaliza e promove o refinamento do grão. A segunda etapa ocorre na região de não-recristalização por volta dos 900°C, nesta região as áreas de contorno de grão austenitico aumentam, a austenita deformada sofre encruamento, o qual se acumula à medida que os passes de laminação são realizados aumentando o número de sítios disponíveis para a nucleação da ferrita. A temperatura de recristalização da austenita aumenta nestes materiais com adição de microligantes, principalmente o nióbio, nesta fase é obtido uma microestrutura ferrítica-perlítica. A última fase consiste no resfriamento acelerado na região de segunda fase (γ + α) abaixo da temperatura A_{r3} o que ocasiona aos grãos austenitico não transformados um achatamento e a deformação da ferrita ocorre para tornar-se um subgrão. Esta ferrita possui alta densidade de discordâncias promovendo aumento na resistência e tenacidade, obtendo uma chapa de microestrutura composta de ferrita, bainita e/ ou martensita (PLAUT et al., 2009). Na figura 10

pode ser visto um esquemático das mudanças de microestrutura no processo de laminação controlado.



Figura 10 - Ilustração esquemática de mudanças microestruturais na laminação controlada

O resfriamento acelerado ocorre após a laminação de chapas a quente em processo controlado, o que permite produzir os aços ARBL de grau superior na norma API, como os aços X80, X100 e X120, os quais são obtidos por resfriamento acelerado a taxas de 15 a 20° C/s, antes mesmo de alcançar a temperatura de 550°C (CUDDY, 1982). Na figura 11 pode ser visto um esquema do resfriamento acelerado utilizado na fabricação de aços API a partir do X80. Na figura 12 pode ser visto a influência dos elementos microligantes na temperatura de recristalização da austenita.

Fonte: (CUDDY, 1982).


Figura 11 - Esquemático de resfriamento acelerado, a partir do grau X80

Figura 12 - Influência da adição de microligantes na temperatura de recristalização



Fonte: (CUDDY, 1982).

2.1.3 Segregação

Devido ao processo de solidificação dos aços em escala industrial (lingotamento convencional ou contínuo), geralmente é habitual a ocorrência de segregação de elementos de liga, exemplo o Mn e impurezas de P e S. Durante a solidificação, devido a diferença de solubilidade dos solutos nas diferentes fases ocorre redistribuição do soluto entre as fases. A segregação equivale no enriquecimento e/ou eliminação de um dado elemento à proporção que a solidificação acontece, obtendo um produto segregado.

Em função da escala, há dois tipos de segregação. Os elementos de liga podem segregar para a interface sólido-líquido, envolvendo maiores distâncias, normalmente associada ao movimento convectivo do líquido segregado, durante o processo de solidificação, essa segregação em longo alcance é conhecida como macrosegregação, ou pode envolver a redistribuição de soluto na escala do espaçamento interdendrítico, essa segregação de curto alcance é conhecida como microsegregação. É habitual surgir a segregação de manganês na zona central de chapas laminadas a quente, este evento é associado a macrosegregação. Nas figuras 13 e 14 pode-se ver uma relação entre os espaçamentos dos braços secundários das dendritas com a velocidade de resfriamento para placas de espessura aproximada de 250mm, lingotadas em velocidades relativamente baixas.



Figura 13 – Esquemático do crescimento dendrítico

Fonte: (SUZUKI, 1968).



Figura 14 - Relação entre \underline{S} e \underline{R} para dois aços

No quadro 4, pode se ver a velocidade de resfriamento em lingotamento contínuo de placas de aços ARBL.

()uadro 4 -	Veloci	idade o	le resfriamente	em lin	gotamento	contínuo	de	placas	de ac	cos	ARBL
~	uaul 0 T	1000	uuuu v			gotamento	continuo	uc	placas	uc ay	203 /	INDL

Taxa de resfriamento	Espaçamento dos braços secundários (calculado ou medido)	Detalhes e Fonte		
0,13 K/s	328 µm	Espessura 250mm, vel. 0,9m/min		
0,1 K/s	361 µm	Espessura 260-300mm, vel. 0,35- 0,45m/min		

2.1.4 Microestruturas típicas dos aços ARBL API

Normalmente nos aços ARBL API a microestrutura obtida é a ferrita-perlita quando não é adotado o resfriamento acelerado após a laminação controlada. Neste caso as condições cinéticas (tempo e temperatura elevada) contribuem para nucleação da ferrita e da perlita nos contornos de grão γ e seu crescimento por difusão. A grande e principal contribuição dos elementos microligantes e do processamento termomecânico é o refino de grão. Durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, os precipitados de nióbio e vanádio aumentam a resistência mecânica do aço (CUDDY, 1983). Na figura 15 pode ser visto a contribuição dos elementos microligantes no refino de grão onde temos a microscopia de um aço carbono e um aço microligado ao nióbio.





Fonte: (CUDDY, 1983).

O tamanho do grão da ferrita no final do processo de laminação controlada é em função da taxa de nucleação e de crescimento da ferrita na austenita, bem como na composição química do material. As propriedades mecânicas dos aços microligados são resultantes da interação entre os diferentes mecanismos de endurecimento, tais como endurecimento por solução sólida, por refino de grão, por precipitação fina ou por encruamento da ferrita. Na Figura 16 pode ser visto a estrutura de grão grosseiros de ferrita (a) que são característicos do processo de laminação convencional com posterior tratamento térmico de normalização para aços do grau X60. Em (b) o processo TMCR para um aço X70, onde a microestrutura é mais uniforme e os grãos de ferrita acicular são finos,

apresentando um destacado bandeamento de perlita. Em (c), pode ser visto uma microestrutura muito mais uniforme e fina, que foi obtida do processo de laminação controlada termo mecanicamente e seguida de resfriamento acelerado, essa microestrutura é característica de um aço X80 (HILLENBRAND, 2002).



Figura 16 - Microestruturas típicas dos aços API: (a) aço X60, (b) aço X70, (c) aço X80

Fonte: (HILLENBRAND, 2002).

A ferrita acicular é um microconstituinte capaz de adicionar tenacidade a um metal de solda de alta resistência mecânica. Tal comportamento vem derivado da sua típica morfologia de alongados grão ferríticos emaranhados separados entre si por contornos de alto ângulo e elevada densidade de discordâncias. A formação deste microconstituinte pode ocorrer por nucleação heterogênea sobre inclusões não-metálicas do metal de solda ou por nucleação auto catalítica (BHADESHIA, 1998).

2.1.5 Metalurgia da soldagem dos aços ARBL API

A soldagem é um dos mais importantes processos industriais de fabricação de peças metálicas. Os sucessos na aplicação da soldagem têm associação a diversos fatores. Apesar da simplicidade do processo, a soldagem muitas vezes pode ser um processo "conflitante" ao material, devido de maneira geral à aplicação de uma elevada densidade de energia em um pequeno volume de material, o que pode provocar alterações estruturais e de propriedades importantes dentro e próximo da região de solda. A metalurgia de soldagem visa estudar o efeito da operação de soldagem sobre a estrutura e propriedades dos materiais, buscando obter informações que assessorem no desenvolvimento de novos materiais menos sensíveis a soldagem e também a determinar parâmetros operacionais de soldagem de maior influência nas alterações da estrutura e propriedades do material, desenvolvendo operações complementares minimizando a degradação de propriedades ou revertendo esta degradação (MODENESI, 2008).

A *American Welding Society (AWS)* define soldabilidade como a "capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço". A maioria das ligas metálicas é soldável, entre elas algumas apresentam uma dificuldade muito maior em relação a outras.

A soldabilidade de aços carbono de baixa liga é bastante associada à presença de trinca a frio induzida por hidrogênio, em outras palavras a soldabilidade é relacionada a temperabilidade de um aço, assim quanto maior for a temperabilidade, maior a probabilidade de ocorrência dessas trincas. Em geral, uma liga é de boa soldabilidade se a junta soldada mantém a tenacidade na ZTA e a tenacidade do metal de solda possui compatibilidade com o metal de base. O teor de carbono tem o maior efeito sobre a soldabilidade dos aços. Ao soldar a dureza aumenta rapidamente conforme o teor de carbono. Para obter um desempenho aceitável de solda, o teor de carbono deve ser mantido abaixo dos 0,10%, para materiais acima desta faixa uma pós-solda de tempera pode ser necessária (SANTOS NETO, 2003). No quadro 5 extraído do Handbok da ASM pode ser visto a soldabilidade⁷ relativa em algumas ligas de metais selecionadas.

⁷ Capacidade de um material ser unido/ revestido/ recuperado (fabricado), empregando um determinado processo de soldagem, obtendo uma característica final que irá desenvolver satisfatoriamente as condições desejadas em projeto (relação adequada entre defeitos x solicitações em serviço x alterações das propriedades) (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).



Quadro 5 - Soldabilidade relativa de metais e ligas selecionados

Fonte: (METALS HANDBOOK, 1983).

A temperabilidade é determinada basicamente pelo teor de carbono e pelos elementos de liga, quanto menores os teores, menores os cuidados para soldar um aço são necessários. Isto explica o porquê do forte desenvolvimento das industrias em aços de baixo carbono denominados *"low carbon"*. O efeito de outros elementos de liga além do carbono também é utilizado no metal de solda afim de aumentar a resistência e a tenacidade. Essa melhora pode ser obtida com adições de manganês ou níquel associada a outros elementos químicos como boro, titânio, nióbio e

molibdênio. Esses elementos de liga em conjunto ao oxigênio favorece a formação de um microconstituinte chamado de ferrita acicular que está presente nos aços ARBL (BHADESHIA, 1998).

A ferrita acicular tem sua formação durante o resfriamento na faixa de temperatura entre 650 e 500° C e possui fator de forma entre 1:2 e 1:5 (proporção largura/ comprimento). A nucleação deste microconstituinte ocorre geralmente de forma intragranular e na interface de micro inclusões de escória. Estas micro inclusões possuem composição química especifica (TiO). Devido a este motivo, o oxigênio dissolvido no metal de solda também é importante para formação de ferrita acicular. A ferrita acicular pode ser circundada por martensita e outros microconstituintes que provocam diminuição da tenacidade, desta maneira teores ao redor de 80% não são recomendáveis, sendo recomendável teores na faixa de 60% (BHADESIA, et al., 2006).

As tensões residuais podem ser minimizadas por meio de técnicas com a deposição do cordão com aquecimento balanceado da chapa, pré-aquecimento e tratamento térmico. Com relação ao efeito da temperatura, a fragilização do hidrogênio ocorre geralmente abaixo de 150°C. Mantendo a peça em temperaturas superiores a 150°C, o pós aquecimento pode ser bastante útil para que o hidrogênio remanescente se difunda (WELDING HANDBOOK, 1971).

2.2 SOLDAGEM LASER

Mais de 50 anos se passaram desde que o primeiro feixe laser foi criado. Desde então muitas novas tecnologias laser foram desenvolvidas, como o laser de CO₂ de alta potência, o laser YAG em fibra e o laser de curto comprimento de onda. Estes vêm sendo utilizados em muitas industrias. Recentemente estão sendo desenvolvidos processos laser de alta eficiência, de alta potência e alto brilho com tamanhos cada vez mais compactos de fibras laser e estes vêm recebendo uma atenção considerável. Além disso vêm sendo desenvolvido segundas e terceiras gerações do laser harmônico denominado verde ou ultravioleta de pulsos ultracurtos muitas vezes referidos como nano segundos (ns) de laser. Por conseguinte, uma variedade de técnicas de processamento de materiais através do laser foi desenvolvida, incluindo processos de remoção, tais como corte e perfuração, de união tais como, soldagem e brasagem e também processos de tratamento superficial tais como endurecimento, revestimento e recozimento. Assim o laser se tornou uma tecnologia indispensável para a metalurgia no século XXI (KATAYAMA, 2013).

Entre as tecnologias de processamento de materiais a laser, a soldagem é especialmente notada devido ao conjunto de avanços em processamento laser. A soldagem é o método mais versátil e realista de juntar peças, aplicável em produtos em todos os campos industriais. O laser é uma fonte de calor e de alta potência e densidade. Portanto solda a laser é conhecida como um processo avançado para unir materiais com um feixe de laser de alta potência e de alta densidade de energia. Uma comparação da densidade de potência e relação com a penetração da solda do laser com outros processos de soldagem pode ser visto no desenho esquemático da figura 17.

Figura 17 - Densidades de energia e geometria de cordão obtidas



Fonte: (KATAYAMA, 2013).

A densidade de energia de um feixe laser que é equivalente a um feixe de elétrons é muito mais elevada do que o arco de plasma. Consequentemente uma profunda intensidade de penetração é formada durante a soldagem com um feixe de alta potência laser ou de elétrons e um profundo e estreito cordão de solda pode ser criado. Em geral a velocidade de deslocamento da solda a laser é maior do que a de solda a arco de plasma. Entre todos os processos de soldagem a solda a laser pode produzir uma variedade de juntas de metais que variam a partir de folhas muito finas de 0,01mm de espessura até placas de espessura com cerca de 50mm com gases de proteção tais como Hélio (He), Argônio (Ar) ou as vezes Azoto (N₂), tudo isto aliado a alta qualidade, alta precisão, alto desempenho, alta velocidade, boa flexibilidade e baixa distorção. Este processo de soldagem também pode ser robotizado (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).

2.2.1 Fundamentos do laser

Os tipos e as características dos principais tipos de laser utilizados para soldagem encontram-se resumidos no quadro 6. Sistemas laser de CO_2 e Nd: YAG estão representados esquematicamente na figura 18. Lasers de CO_2 com 10,6mm de comprimento de onda, são desenvolvidos com alta qualidade de feixe e a potência máxima do laser pode atingir 50Kw e 1-15Kw de potência geralmente é utilizado na soldagem de aços, componentes automotivos, aviões, navios, etc.

Tipos de Laser	Características do Laser
Laser de CO ₂	Comprimento de onda: 10,6µm
	Raio infravermelho distante
	Mídia: CO ₂ -N ₂ -He mistura
	Potência média: 50Kw (máximo), 1-15Kw
	(normal)
Laser Nd: YAG	Comprimento de onda: 1,06µm
	Raio infravermelho próximo
	Mídia: Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ , garnet (sólido)
	Potência média: 10Kw (máximo), 50W – 7Kw
	(normal), (eficiência: 1-4%)
Laser Diodo (LD)	Comprimento de onda: 0,8 – 1,1µm
	Raio infravermelho próximo
	Mídia: InGaAsP, etc. (sólido)
	Potência média: 10Kw (máximo pilha), 15Kw
	(máximo fibra), (eficiência: 20-60%)

Quadro 6 -	Tipos e o	características	de	processos	de	soldagem	a	laser
------------	-----------	-----------------	----	-----------	----	----------	---	-------

Laser Diodo, bombeamento de estado sólido	Comprimento de onda: 1µm				
	Raio infravermelho próximo				
	Mídia: Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ , garnet (sólido)				
	Potência média: 13,5Kw (máximo fibra), 6Kw				
	(máximo placa).				
Laser de Disco	Comprimento de onda: 1,03µm				
	Raio infravermelho próximo				
	Mídia: Yb ³⁺ : YAG ou YVO, sólido, etc.				
	Potência média: 16Kw (máximo pilha),				
	(eficiência: 15-25%)				
Laser de Fibra	Comprimento de onda: 1,07µm				
	Raio infravermelho próximo				
	Mídia: Yb ³⁺ : SiO ₂ , sólido, etc.				
	Potência média: 100Kw (máximo fibra),				
	(eficiência: 20-30%)				

Continuação - Tipos e características de processos de soldagem a laser

Lasers de CO₂ são gerados por espelhos e não por fibra óptica. Lasers Nd: YAG com comprimento de onda de 1,06µm, podem ser transmitidos através de uma fibra óptica e são operados do modo de ondas contínuas (CW – *Contínuos Welding*) ou PW (*Pulse Welding*). Lasers PW são utilizados na soldagem de peças pequenas, como caixas de baterias, componentes elétricos, molduras de vidro, etc. Lasers CW de 2-7Kw de potência são utilizados na soldagem de peças maiores como de veículos fabricados a partir de alumínio e ligas revestidas de Zn. Lasers de Diodo geralmente são realizados por automação (robótica), utilizado na soldagem de chapas finas de alumínio, aço e aço inoxidável, também para brasagem de aços revestidos de Zn. Lasers de Diodo por bombeamento de estado sólido foram desenvolvidas com potências até 10Kw, a desvantagem é a pobre qualidade do feixe. Lasers de Disco proporcionam alta eficiência elétrica (25%) e potência máxima de 100Kw, as qualidades do feixe são extremamente elevadas, as aplicações destes lasers

Fonte: (KATAYAMA, 2013).

são das mais variadas desde componentes eletrônicos a carros, trens, pontes, gasodutos, navios, aviões, etc.





Fonte: (KATAYAMA, 2013).

Existem vários tipos de juntas conforme pode ser mostrado na figura 19, juntas de topo e sobrepostas são comumente soldadas com PW ou CW lasers. Na figura 20 pode ser visto o fenômeno de soldagem PW e CW. Quando um feixe de laser é disparado na placa metálica, a absorção de energia do laser é causada pela interação entre os elétrons livres no metal, a transferência de elétrons dentro do campo e a interação do movimento destes elétrons contra a estrutura do metal pode vir a causar defeitos e imperfeições.



Figura 19 - Esquemático de típicos exemplos de juntas de soldagem laser

Fonte: (KATAYAMA, 2013).





Fonte: (KATAYAMA, 2013).

No caso de vaporização do material, é possível a formação de uma coluna de vapores metálicos partindo de interação do feixe com o material e avançando em direção ao interior da peça. Esta coluna, semelhante a um furo, recebe o nome de "key-hole" e absorve grande parte da radiação incidente na peça, distribuindo-a posteriormente; a forma do cordão será, portanto, semelhante a um furo. Como o processo é dinâmico, o deslocamento da peça garante a sustentação do "key-hole"; no entanto, deve existir uma velocidade de avanço mínima para que o processo se mantenha. Com o deslocamento do "key-hole", a massa de material líquido vai se solidificando e produzindo a soldagem das peças. O processo de soldagem "key-hole" é tido como um processo de alta penetração e profundidade e utilizando a energia suficiente, pode aquecer a superfície do material até o ponto em que ele comece a vaporizar. Somente quando todas as variáveis, desde os parâmetros do laser, passando pelo material e a geometria da peça, estiverem acertadas e otimizadas entre si, é que se pode alcançar a estabilidade do processo de soldagem (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994). Na figura 21 pode ser visto a comparação do "key-hole" formado nos diversos processos de soldagem a laser.



Figura 21 - Ilustração esquemática das transformações durante o processo de soldagem

Fonte: (KATAYAMA, 2013).

2.2.2 Defeitos de soldagem laser e efeitos de penetração

Peças pequenas e de espessura menor geralmente são feitas por solda a ponto com laser pulsado (PW) cordões mais profundos são facilmente formados com o aumento da largura do pulso próximo do ponto focal da lente de focagem. No entanto, as profundidades máximas de soldagem a laser devem ser menores que 1,5mm ou 3,0mm sob condições controladas, pois a porosidade é facilmente formada. Modelagem de pulso, aumentando e diminuindo a energia pode ser realizada para redução dos respingos e porosidades respectivamente. Soldagens de penetração profunda são efetivamente produzidas pelo processo contínuo (CW) de alta potência (KAWAHITO, 2006). As profundidades de penetração de soldas feitas em um aço inoxidável com diferentes diâmetros de feixes (6 a 10Kw) pode ser vista na figura 22.



Figura 22 - Efeito do diâmetro do feixe (densidade de potência) e velocidade de soldagem

Fonte: (KATAYAMA, 2013).

Na figura 23 em (A) é apresentado uma solda com uma face aceitável e um perfil de soldagem formado por uma penetração tipo "key-hole"; no entanto em (B) é ilustrado uma soldagem não satisfatória. Isto ocorre devido a uma ranhura quadrada na soldagem a topo que forma um espaço de 0,2mm, possivelmente provocado pelo corte irregular da peça. A condição mais crítica está em (C), onde nesta solda ocorre uma falta de fusão de aproximadamente três quartos da seção não soldada, devido a descentralização das peças durante a soldagem formando um deslocamento de 0,75mm. O processo de soldagem a laser depende muito dos aspectos de controle empregados, manipulação do feixe, caminho de soldagem, velocidade, posicionamento das peças, etc.



Figura 23 - Diferenças de qualidade na soldagem a laser em chapas de aço finas

Fonte: (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).

Soldas a laser não são especialmente propensas a fissuras e porosidades, mas as circunstâncias podem levar a ocorrer estas formas de defeitos. Na figura 24 mostra a seção de duas soldagens a laser em uma chapa de aço HSLA (High Strength Low Alloy – Alta resistência e baixa liga) com espessura de 12,5mm que demonstram o efeito do aumento da velocidade de deslocamento do cordão de solda, a ponto de produzir uma zona de fusão demasiada estreita não

ocorrendo a solidificação da fusão adequada. Em (A) a solda foi feita com velocidade de deslocamento de 0,75 m/min e está livre de defeitos internos, embora sua largura tenha ficado um pouco estreita, tem uma linha precisa do "key-hole". Em (B) foi realizada solda com 50% a mais de velocidade, contém uma pequena trinca na solidificação central e porosidade ocasional nas áreas de raízes estreitas.





Fonte: (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).

2.2.3 Efeitos do gás de proteção na soldagem a laser

O feixe de laser pode passar através de qualquer gás ou mistura de gases em qualquer pressão (assim como no vácuo). No entanto, a natureza do vapor que se forma acima da solda afeta não apenas a profundidade de penetração, mas também a ocorrência de porosidade na solda. Uma variedade de benefícios é obtida através da exclusão do ar durante as operações de soldagem a laser (LBW – *Laser Beam Welding*) em aços. Isto levou a estudos comparando a utilização do argônio, hélio e o dióxido de carbono (CO₂). Com o gás hélio consegue-se uma penetração mais profunda da solda do que no argônio. Enquanto que no dióxido de carbono acaba sendo atrativo devido ao baixo custo, porém a penetração chega a ser 30% inferior do que na soldagem com hélio e maior propensão a porosidades quando material apresenta corrosão superficial, mesmo assim o CO₂ com o processo devidamente ajustado é considerado como uma opção viável devido à alta relação custo benefício (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).

Na figura 25 é ilustrado duas formas de porosidade em um aço ARBL (HSLA) de 12,5mm de espessura. Em (A) executada uma solda em velocidade relativamente lenta, exibindo vários poros de tamanhos moderados e dispersos na zona de fusão. Em (B) ocorre fusão com uma velocidade de deslocamento superior em 50%, exibindo cerca de seis poros muito pequenos típicos da porosidade do limite da zona fundida. Em (C) com o aumento da velocidade de deslocamento em cerca de 50% do que em (B) a solda ficou livre de porosidade. As mudanças da velocidade também tiveram influência no perfil da zona de fusão (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).



Figura 25 - Influência da velocidade de soldagem e gás em um aço ARBL

Fonte: (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).

Conforme o *Welding Metallurgy*, neste ensaio foi utilizado um aço ARBL (HSLA) que segue conforme composição informada no quadro 7.

C = 0,17	Mn = 1,37	P = 0,014	S = 0,033	Si = 0,46
V = 0,005	Nb = 0,022	Al = 0,023	O = 0,002	N = 0,0076

Quadro 7 - Análise química aço HSLA 12,5mm segundo a Welding Metallurgy (%)

2.2.4 Laser Nd: YAG

O termo YAG do inglês *Yttrium Aluminium Garnet* ($Y_3AI_5O_{12}$), sigla para Granada de ítrio e alumínio, um material de cristal sintético que se tornou popular na forma de cristais de laser na década de 1960. Este tipo de cristal é usado geralmente para lasers de estado sólido baseados em YAG dopados de neodímio (Nd: YAG, mais precisamente Nd³⁺: YAG). O advento recente da nova geração de lasers de estado sólido baseados em Nd: YAG renovou e amplificou fortemente o interesse em utilizar este tipo de laser para o processo de soldagem. Comparado ao laser de CO₂, a sua maior capacidade de transportar comprimentos de onda através de fibra oferece uma vantagem incomparável para aplicações industriais, particularmente quando utilizado em robôs e linhas de automação industrial. Além disso esses lasers têm agora um nível muito alto de confiabilidade, com alta eficiência e atualmente se consegue alta taxa de penetração em processos PW e CW, com alta qualidade de feixe, boa flexibilidade e capacidade de soldar diversos materiais (KATAYAMA, 2013).

O YAG dopado com neodímio (Nd³⁺: Y₃Al₅O₁₂) foi desenvolvido na década de 60, sendo atualmente o meio de laser ativo mais amplamente utilizado em laser de estado sólido. O Nd: YAG pode ser diodo bombeado ou lâmpada bombeada. O neodímio triplamente ionizado substitui uma pequena fração de íons de ítrio na estrutura cristalina hospedeira, uma vez que seus tamanhos são semelhantes. São os íons de neodímio que fornecem a atividade do laser no cristal (PASCHOTTA, 2012). Algumas propriedades do laser Nd: YAG podem ser vistas no quadro 8.

Propriedades	Valor
Formulação química	$Nd^{3+}:Y_{3}Al_{5}O_{12}$
Estrutura cristalina	Cúbica
Densidade	4.56 g/cm^3

Quadro 8 - Algumas propriedades do Nd: YAG

Fonte: (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1994).

Dureza Mohs	8-8.5
Módulo de Elasticidade	280 Gpa
Resistência a tração	200 Mpa
Ponto de fusão	1970 °C
Condutividade térmica	10-14 W/ (mK)
Coeficiente de expansão térmica	7-8 x 10 ⁻⁶ / K
Parâmetro de resistência ao choque térmico	790 W/ m
Dupla refração	Nenhuma (apenas induzida termicamente)
Índice de refração a 1064 nm	1.82
Dependência da temp. de índice de refração	7-10 x 10 ⁻⁶ / K
Concentração típica de Nd dopado (%)	$1.36 \times 10^{20} \mathrm{cm}^{-3}$
Tempo de vida de fluorescência	230 µs
Secção transversal de absorção a 808 nm	$7.7 \times 10^{-20} \mathrm{cm}^2$
Secção transversal de emissão a 946 nm	$5 \times 10^{-20} \mathrm{cm}^2$
Secção transversal de emissão a 1064 nm	$28 \times 10^{-20} \mathrm{cm}^2$
Secção transversal de emissão a 1319 nm	$9.5 \times 10^{-20} \mathrm{cm}^2$
Secção transversal de emissão a 1338 nm	$10 \times 10^{-20} \mathrm{cm}^2$
Largura da banda	0.6 nm

Continuação - Algumas propriedades do Nd: YAG

Fonte: (PASCHOTTA, 2012).

O Nd: YAG é normalmente utilizado na forma monocristalina fabricado com método de crescimento Czochralski, mas há também de cerâmica (policristalino) de Nd: YAG disponíveis em alta qualidade e em tamanhos grandes. Tanto para monocristalinos e cerâmicas (policristalinos), absorção e perdas de dispersão dentro do comprimento de um cristal de laser são normalmente insignificantes, mesmo para os cristais relativamente longos. Na figura 26 pode ser visto uma representação destes cristais. Várias dezenas de transições de laser Nd: YAG foram realizadas até o momento. A maior parte da operação do laser vem do ${}^{4}F_{3/2} \rightarrow {}^{4}I_{9/2}$, ${}^{4}I_{11/2}$, e ${}^{4}I_{13/2}$ múltiplos. A figura 27 mostra o diagrama de nível de energias típicas para o Nd: YAG para estas transições. A transição de 1123nm têm superiores e inferiores níveis de laser dentro do mesmo campo como o mais comum que é da ordem de 1064nm, porém tem um problema de secção transversal da emissão e pico menos estimulado que é aproximadamente 15 vezes menor do que para 1064nm. Em comparação com as outras duas transições fortes, tais como 1319 e 946nm, o desempenho relativo de 1123nm é de

cerca 3 a 2 vezes menor. As concentrações típicas de dopagem de neodímio são da ordem de 1%. Concentrações elevadas de dopagem podem ser vantajosas pois reduzem o comprimento de absorção da bomba, mas pode levar a extinção da vida útil do equipamento, além da densidade de potência poder tornar-se demasiada (CHAOYANG, et al., 2010).



Figura 26 - Cristais Nd: YAG utilizados em lasers de estado sólido

Fonte: (DFNANO SUPPLIER, 2013).



Figura 27 - Diagrama de níveis de energia típica do Nd: YAG cristal

Fonte: Adaptado de (CHAOYANG et al., 2010).

Os desenhos esquemáticos de construção do laser Nd: YAG podem ser vistos nas figuras 28 e 29. Geralmente é formado por um par de espelhos em ambas as extremidades paralelos entre si que proporcionam a realimentação de luz. Os espelhos são revestimentos óticos que determinam as propriedades reflexivas, tipicamente um é refletor de alta e outro parcial. O último é chamado de acoplador de saída, pois permite que uma parte da luz saía da cavidade para produzir o feixe de laser. A luz proveniente do meio, produzida pela emissão espontânea, é refletida pelos espelhos e volta para o meio onde é amplificada (KOECHNER, 1992).



Figura 28 - Diagrama esquemático de um sistema laser Nd: YAG típico

Figura 29 - Detalhamento 3D do esquemático de um sistema típico de laser Nd: YAG



Fonte: (EXPERTSMIND, 2013).

O cristal é geralmente em forma de vareta e têm (dependendo da potência) um diâmetro de 10mm e um comprimento de 150mm. O Nd³⁺ é responsável pela emissão e luz com um comprimento de onda em torno de 1.06µm. Por haste podem ser gerados cerca de 500 W de potência, para obtenção de potências elevadas são necessárias várias outras hastes dispostas em série (LASER APPLICATIE CENTRUM, 2005). Na figura 30 pode ser visto a estrutura de um Sistema de cristais laser Nd: YAG por lâmpadas de flash.



Figura 30 - Estrutura de um sistema de cristal Nd: YAG com lâmpadas de flash

Fonte: Adaptado de (LASER APPLICATIE CENTRUM, 2005).

Para gerar as saídas de cerca de 5Kw são dispostas várias series do sistema de cristal laser do tipo Nd: YAG da figura acima. Uma vez que o cristal não é eletricamente condutor, a energia da bomba não pode ser fornecida eletricamente, mas isto é feito oticamente com a ajuda de flash (lâmpadas) ou díodos (AlGaAs) LED (*Light Emitting Diode*). Os íons Nd³⁺ possuem uma faixa de comprimento de onda limitado para absorção de luz. A eficiência energética de uma lâmpada bombeada Nd: YAG é de apenas 3%. Através da utilização de díodos ao invés de lâmpadas é obtida eficiência energética da ordem de 10%, resultando desta maneira em uma carga térmica mais baixa e melhor qualidade de feixe. Além disso, os LEDs têm uma vida útil mais longa (cerca de 10000 horas) do que as lâmpadas (cerca de 1000 horas). No entanto os díodos são mais caros do que as lâmpadas. Nd: YAG pode operar em modo de pulso CW ou com um auxílio de um Q-interruptor pode pulsar comprimentos de 100 a 500ns (15 a 150ns para diodo laser bombeado) (LASER APPLICATIE CENTRUM, 2005)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada no laboratório de pesquisas em soldagem do DEM (Departamento de Engenharia Mecânica) da UNESP (Universidade Estadual Paulista) Campus de Ilha Solteira.

3.1 MATERIAL UTILIZADO

O metal base utilizado neste estudo foi o aço ARBL API 5L X70 na forma de chapas com 1,0 mm de espessura, fornecido pela empresa USIMINAS. A composição química do metal base pode ser vista na tabela 1.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) e carbono equivalente (CE),aco API 5L X70

Elem.	С	Mn	Р	S	V	Nb	Al	CE
Teor %	0,117	1,49	0,018	0,006	0,020	0,017	0,014	0,37
Fonte: (USIMINAS MECÂNICA, 2012).								

3.2 SOLDAGEM

Utilizou-se um sistema de laser Nd: YAG na condição pulsado, cujo arranjo experimental e características podem ser vistos na figura 31 e quadro 9 respectivamente.



Figura 31 - Sistema de soldagem laser Nd: YAG pulsado da Unesp DEM/ FEIS

Fonte: Próprio Autor

Características	Valor
Modelo/ Fabricante	UW 150A/ United Winners
Tipo de Laser	Nd: YAG
Comprimento de onda	1064 nm
Potência máxima do laser (fonte)	150 W
Potência de pico (feixe)	7 KW
Energia máxima de pulso	80 J
Largura do pulso	0,5 a 30 ms
Frequência	1 a 300 Hz
Comprimento de onda	1,06µm
Mídia	Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ , garnet (sólido)
Sistema de posicionamento	Diodo laser vermelho e câmera CCD

Quadro 9 – Característica da Fonte Laser Nd: YAG pulsada da Unesp DEM/FEIS

Fonte: Próprio Autor

As amostras foram cortadas nas dimensões 25 mm x 120mm, retirados da chapa doada pela USIMINAS de dimensão 1500mm x 800mm. A figura 32 mostra a microestrutura do aço API 5L X70 como recebido de fábrica.

Figura 32 - Microestrutura do aço API 5L X70 como recebido de fábrica. Microscopia óptica, ataque reagente Nital 2%



Fonte: Próprio Autor

Para determinação do melhor parâmetro de soldagem referente a energia do pulso (E_p) e profundidade de penetração ideal, foram realizados pré-testes onde foi mantida a frequência 9Hz correspondente a aporte térmico de 90J/mm. O diâmetro do feixe em 0,2mm e ângulo de 90°, potência de pico de 1 kW e velocidade de soldagem (v) 1,00 mm/s. Foi variado a energia de pulso iniciado em 5J e seguido por 6J, 7J, 8J, 9J, 10J e 11J com larguras temporais (t_p) correspondentes de 5 ms, 6ms, 7ms, 8ms, 9ms, 10ms e 11ms. Dessa maneira foi possível obter a energia de pulso e profundidade de penetração ideal. A soldagem é autógena e foi realizada com gás Argônio com um fluxo de gás em 15 l/min. A melhor condição de soldagem foi o cordão realizado com 10J e largura temporal de 10ms que pode ser visto na figura 33, (esquerda) visão de cima e (direita) visão lateral.



Figura 33 – Macrografia, cordão de solda na condição "bead on plate" (10J – 10ms)

Fonte: Próprio Autor

Para avaliar a influência do aporte térmico, as chapas foram soldadas na condição "bead on plate", posicionadas em junta de topo, sem abertura de raiz. Os parâmetros foram mantidos, condição de gás argônio de 15 l/min, feixe de diâmetro 0,2mm, ângulo de 90°, energia de pulso (E_p) foi mantida fixa em 10J, potência de pico de 1kW, largura temporal (t_p) de 10ms, velocidade de soldagem (v) de 1,00 mm/s e profundidade de penetração de 0,57mm. A frequência foi variável, desta forma foi possível obtenção de amostras com Heat Inputs (Aportes térmicos) de 50, 60, 70, 80 e 90 J/mm. A soldagem autógena foi realizada dos dois lados. Para calcular a profundidade média resultante de 0,576mm para energia de pulso mantida em 10J, foram medidas as profundidades de três seções ao longo do comprimento do cordão como está representado esquematicamente na figura 34.



Figura 34 - Esquemático de seccionamento (medidas em mm)

Fonte: Próprio Autor

A tabela 2 traz a síntese desses dados. A nomenclatura utilizada nesta tabela será utilizada como padrão na apresentação de todos os resultados no decorrer do trabalho.

Amostra	Energia Pulso [J]	Largura Temporal [ms]	Aporte Térmico [J/mm]	Taxa de repetição [Hz]	Velocidade soldagem [mm/s]	Potência de Pico (kW)	Profundidade Penetração ⁸ (~mm)
CLW 1.0	10,0	10,0	90,0	9,0	1,00	1,0	0,576
CLW 2.0	10,0	10,0	80,0	8,0	1,00	1,0	0,576
CLW 3.0	10,0	10,0	70,0	7,0	1,00	1,0	0,576
CLW 4.0	10,0	10,0	60,0	6,0	1,00	1,0	0,576
CLW 5.0	10,0	10,0	50,0	5,0	1,00	1,0	0,576

Tabela 2 - Parâmetros de soldagem do aço API 5L X70 com vazão de argônio de 15 l/min

Fonte: Próprio Autor

⁸ Média de profundidade obtida conforme ensaio realizado mencionado no capítulo 4 (Resultados e Discussões) na tabela 3 no parâmetro 1kW – 10ms

Na figura 35 pode ser visto o sistema de fixação adotado para garantir a estabilidade da superfície da chapa durante o processo de soldagem devido a tensões resultantes do processo, o que permitiu que o foco do feixe se mantivesse constante. As amostras foram preparadas para garantir a mesma condição superficial das chapas. O sistema de fixação é aparafusado a um carrinho automatizado o que permitiu a constante da velocidade em todo o percurso de soldagem. Antes da soldagem as chapas foram totalmente limpas com acetona a fim de remover as impurezas presentes. As juntas de topo foram retificadas para garantir um contato perfeito, resultando em abertura de raiz próximo a zero.



Figura 35 - Dispositivo de fixação de junta solda Laser

Fonte: Próprio Autor

3.3 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Após o processo de soldagem, as amostras foram cortadas, embutidas em resina poliéster cristal UV de cura a frio e preparadas metalograficamente para análise da seção transversal dos cordões de solda. A preparação metalográfica consistiu de lixamento manual com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600, 1200, 1500 e 2000, 2500 e 3000, seguido de polimento com alumina 0,3 µm em politriz mecanizada. O ataque químico foi realizado a fim de revelar a estrutura cristalina de cada um dos cordões. Foi realizado com reagente Nital 5% (5 mL de ácido nítrico HNO₃ em 98 mL de etanol). As imagens macrográficas utilizadas para verificação da geometria do cordão de solda e presença de descontinuidades foram feitas em um estereomicroscópio da marca

ZEISS, modelo DISCOVERY V.8, acoplado a uma câmera AXIOCAM ERC5S. A caracterização microestrutural das amostras foi realizada através de imagens obtidas a partir de um microscópio óptico da marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 21. A captura das imagens foi realizada manualmente através de câmera digital. Também utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca ZEISS, modelo EVO LS15.

3.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

A dureza dos metais de solda, das zonas termicamente afetadas e do metal base foram avaliadas através de obtenção de dureza Vickers pela realização de ensaio de microdureza (HV0,01). As medidas de microdureza foram realizadas, para todos os casos, na secção transversal da junta soldada, numa direção paralela à superfície da chapa. Cada impressão realizada nos ensaios foi efetuada com carga padrão 1000 gf. As diagonais de cada impressão foram medidas em unidades do tambor de medição do aparelho. O valor unitário de cada unidade do tambor de medição era igual a 3,66 x 10⁻⁴ mm. O valor final de dureza foi obtido através da equação de dureza Vickers padrão, trabalhada com as variáveis específicas do ensaio. Durante o procedimento foi respeitado a distância mínima entre endentações adjacentes assim como o tempo de carregamento. Para realização do ensaio utilizou-se um ultramicrodurômetro digital da marca Shimadzu, modelo DUH 211S, como pode ser visto na figura 36.



Figura 36 - Ultramicrodurômetro digital SHIMADZU – DUH 211S

Fonte: Próprio Autor

3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram realizados ensaios de tração utilizando uma Máquina de Ensaios, TIME Group Modelo WDW100EB, eletromecânica, micro processada, capacidade de 10000 kgf (100 kN) como pode ser visto na figura 37. Para realização do ensaio o método utilizado foi referente a norma ASTM A370-09^a, em condição ambiente de temperatura de 25° C. Desenvolveu-se este ensaio a fim de comparar se a resistência do cordão de solda supera ou não a resistência do material de base, visto que o material ensaiado é um aço de classificação baixo teor de carbono e que tendência a uma fratura dúctil. O ensaio de tração foi realizado no mesmo sentido da laminação, previsto nas amostras preparadas.



Figura 37 - Máquina de ensaio de Tração TIME Group - WDW100EB

Fonte: Próprio Autor

Os corpos de prova foram realizados sem entalhe seguidos para confecção conforme o método MB-4 da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) e da ASTM E8/E8M-09, onde são indicadas as formas e dimensões dos corpos de prova conforme pode ser visto formato na figura 38 e dimensões na figura 39.



Figura 38 - Corpo de prova tração conforme ABNT e ASTM E8/EM - 09

Fonte:	(SOUZA,	1982).
--------	---------	--------

	Dimensions		
	Standard S	Subsize Specimen	
	Plate-Type, 40 mm [1.500 in.] Wide	Sheet-Type, 12.5 mm [0.500 in.] Wide	6 mm [0.250 in.] Wide
	mm [in.]	mm [in.]	mm [in.]
G—Gage length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2 [8.00 ± 0.01]	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0 [1.500 ± 0.125, -0.250]	12.5 ± 0.2 [0.500 \pm 0.010]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness (Note 5)		thickness of material	
R—Radius of fillet, min (Note 6)	25 [1]	12.5 [0.500]	6 [0.250]
L—Overall length, min (Note 2, Note 7, and Note 8)	450 [18]	200 [8]	100 [4]
A-Length of reduced section, min	225 [9]	57 [2.25]	32 [1.25]
B—Length of grip section, min (Note 9)	75 [3]	50 [2]	30 [1.25]
C-Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	50 [2]	20 [0.750]	10 [0.375]

Figura 39	- Dimensões dos	corpos de prova	conforme a	ABNT E	ASTM E8/E	M - 09
-----------	-----------------	-----------------	------------	--------	-----------	--------

Fonte: (SOUZA, 1982).

Na figura 40 pode ser visto os corpos de prova das juntas soldadas preparadas para o ensaio de tração assim como também o corpo de prova realizado para o metal base.



Figura 40 - Corpos de prova preparados para tração conforme a norma

Fonte: Próprio Autor

Afim de garantir precisão durante o processo de corte das amostras respeitando o grau de tolerância proposto na norma, utilizou-se na preparação dos corpos de prova um equipamento de corte por jato d'agua da marca Flow modelo MACH 2, conforme pode ser visto na figura 41.



Figura 41 - Equipamento de corte por Jato d'agua Flow MACH 2

Fonte: (METALPACK LTDA, 2008).

3.6 ENSAIO DE CORROSÃO

Foi conduzido ensaio de corrosão no metal base e nas amostras de taxa de aporte térmico de 90, 80 e 70 J/mm (CLW 1.0, 2.0 e 3.0), a fim de avaliar as diferenças de resistência à corrosão do metal de base e da amostra soldada. As amostras foram cortadas em geometrias quadradas nas medidas de 30 x 30mm e espessura de 3,0mm. Para ensaio nas amostras soldadas foi varrida uma área de 10 x 10mm na superfície da amostra. Após lixamento, polimento e limpeza em ultrassom por 10min em cada uma das soluções de acetona, álcool etílico e água destilada, as amostras foram submetidas aos ensaios de polarização potenciodinâmica em um potenciostato AUTOLAB-PGSTAT 302. A célula eletroquímica utilizada consta de três eletrodos, sendo o eletrodo auxiliar de Pt e o de referência, um Eletrodo de Calomelano Saturado (ECS). O eletrólito utilizado foi a solução de NaCl (3,5%), pH = 7,00. O intervalo de potencial percorrido foi de -1,5 V a + 1,5V, empregando velocidade de varredura 1mVs⁻¹. Na figura 42 pode ser visto o metal base e área de soldagem de 10 x 10mm, antes do ensaio (Esquerda) e amostra após ensaio de corrosão, fora da solução e dentro da solda (Direita).





Fonte: Próprio Autor

4 **RESULTADOS E DISCUSSÕES**

4.1 GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA

A figura 43 traz a imagem dos cordões de solda utilizados para determinação dos parâmetros de profundidade de penetração em função da variação da largura temporal. A potência de pico foi mantida em 1 kW



Figura 43 - Profundidade dos cordões de solda em função da variação da largura temporal



É possível constatar nas imagens que com o aumento da largura temporal em consequência o aumento da energia de pulso, os cordões produzidos foram mais profundos e mais largos. Também é possível constatar que em nenhum caso houve a formação de *key-hole*. Em larguras temporais mais baixas (5, 6 e 7 ms) os cordões produzidos foram mais rasos e mais estreitos, neste caso também não há a formação de *key-hole*.

4.1.1 Medidas de profundidade analisadas nas secções de cada cordão

Na tabela 3 podem ser vistas as medidas de profundidade obtidas para cada uma das três secções analisadas em cada cordão de solda onde foram variadas as larguras temporais.

Cordão	Secção 1 (mm)	Secção 2 (mm)	Secção 3 (mm)	Média (mm)	Desvio Padrão (mm)
1 kW – 5 ms	0,270	0,250	0,270	0,263	0,02
1 kW – 6 ms	0,320	0,320	0,300	0,313	0,02
1 kW – 7 ms	0,390	0,370	0,390	0,383	0,02
1 kW – 8 ms	0,480	0,480	0,490	0,483	0,01
1 kW – 9 ms	0,500	0,500	0,500	0,500	0,00
1 kW – 10 ms	0,580	0,570	0,580	0,576	0,01
1 kW – 11 ms	0,660	0,660	0,670	0,663	0,01

 Tabela 3 - Medidas de profundidade de cordão obtidas para cada uma das três secções

Fonte: Próprio Autor

As utilizações das três seções ao longo do comprimento da solda visaram a análise da dispersão entre os parâmetros de profundidade ao longo do comprimento. Os resultados mostram que na potência de pico utilizada de 1 kW a dispersão é muito pequena com um desvio máximo de 0,02 mm em relação a todas as secções analisadas.

Após execução da soldagem com diversos valores de larguras temporais foi determinado que a largura temporal de 10 ms correspondente a energia de pulso de 10 J apresentou superfície regular, profundidade média de 0,576 mm que ultrapassa os 50% da espessura do material, permitindo a soldagem de ambos os lados, também entre os cordões analisados foi a que apresentou melhor aspecto visual.

4.1.2 Amostras soldadas com variação do aporte térmico

Na figura 44 pode ser visto os cordões de solda com variação do aporte térmico conforme parâmetros apresentados no capítulo de materiais e métodos, onde as faces foram retificadas para garantir um contato perfeito, isto é, uma abertura de raiz próxima a zero. Além disso é possível observar em todas as condições utilizadas onde foi mantida a largura temporal e energia de pulso de 10 ms e 10 J respectivamente, a obtenção de superfícies regulares e praticamente sem respingos.



Figura 44 – Macrografia dos cordões de solda das amostras (vista de topo)

Fonte: Próprio Autor

É possível constatar nas imagens, superfícies regulares mesmo nas condições de ensaio com taxas de aporte térmico maior, também foi possível constatar que as superfícies estão praticamente sem respingos. Na figura 45 pode ser vista a imagem obtida através de ensaio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) em baixo aumento, no cordão de aporte térmico de 70J/ mm, amostra intermediária CLW 3.0.



Figura 45 - Macroscopia em MEV - Amostra CLW 3.0 / 70J/ mm

Fonte: Próprio Autor
4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA REGIÃO SOLDADA

4.2.1 Microscopia óptica

As regiões da junta soldada ZTA e ZF foram analisadas pela técnica de microscopia óptica com ataque de reagente Nital 5%. Nas figuras 46, 47 e 48 são apresentas as microestruturas das regiões soldadas com aporte térmico de 50, 60 e 70 J/ mm respectivamente, amostras CLW 5.0, 4.0 e 3.0.

Figura 46 - Microscopia Óptica da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 5.0 / 50 J/ mm



Figura 47 - Microscopia Óptica da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 4.0 / 60 J/ mm



Fonte: Próprio Autor



Figura 48 - Microscopia Óptica da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 3.0 / 70 J/ mm

Fonte: Próprio Autor

Podemos constatar nas figuras 46, 47 e 48 na ZTA (a) a presença de bandas perlíticas degeneradas. Muito provavelmente a ZTA atinge altas temperaturas o suficiente para causar a degeneração da estrutura perlítica (FURUHARA, et al., 2007). Na ZF (b) aparentemente as imagens apresentam microestruturas típicas encontradas na ZF. É possível verificar a presença de ferrita alotriomórfica, a ferrita acicular e também uma possível formação de estrutura martensita.

Na figura 49 pode ser visto a microestrutura do metal base API 5L X70 visualizado nas regiões fora da solda em menor aumento e maior aumento.



Figura 49 - Microscopia Óptica do MB, (a) e (b) – Amostra CLW 1.0

Fonte: Próprio Autor

4.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Afim de ter uma melhor análise das Zonas fundidas (ZF) e das Zonas termicamente afetadas (ZTA), foi conduzido ensaio de MEV para obter imagens com maiores aumentos das regiões desejadas. Nas figuras 50, 51 e 52 podem ser vistas as imagens da ZTA e ZF para as amostras de aporte térmico 50, 60 e 70 J/mm respectivamente (CLW 5.0, 4.0 e 3.0).



Figura 50 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 5.0 / 50 J/ mm

Fonte: Próprio Autor



Figura 51 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 4.0 / 60 J/ mm

Fonte: Próprio Autor



Figura 52 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 3.0 / 70 J/ mm

Fonte: Próprio Autor

Pode-se constatar nas figuras 50, 51 e 52 na ZTA (a) a presença de bandas perlíticas degeneradas mesmo no maior aumento (3K X e 5K X). Para visualização da microestrutura de solda no MEV foram necessários aumentos de 3 K X para as amostras de menor aporte térmico (CLW 5.0 e 4.0) e para a amostra de aporte térmico intermediário (CLW 3.0) sendo estes de 5 K X. Foi possível notar para todas as amostras a formação de ferrita acicular e uma possível formação de martensita e bainita proveniente da nucleação da austenita e precipitação de carbonetos. Nas figuras 53 e 54 podem ser vistas imagens do MEV para a ZTA e ZF das amostras de maior aporte térmico, 80 e 90 J/mm respectivamente (CLW 2.0 e 1.0).



Figura 53 - MEV da ZTA (a) e ZF (b) da amostra CLW 2.0 / 80 J/ mm

Fonte: Próprio Autor



Fonte: Próprio Autor

Pode-se constatar nas imagens 53 e 54 a formação de ferrita acicular e alotriomórfica, assim como a formação de martensita. A figura 55 mostra imagens do metal base obtidas por MEV.



Figura 55 - MEV realizado para o MB, (a), (b) e (c)

Fonte: Próprio Autor

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram realizados ensaios de tração em todas as amostras afim de poder avaliar a resistência mecânica do cordão de solda em relação ao metal base. Assim como informado no capitulo de materiais e métodos os corpos de prova foram soldados no sentido perpendicular à laminação da chapa. Também foi realizado ensaio em um corpo de prova do metal base para comparação das propriedades. Os valores de largura, espessura e área das amostras, assim como a tensão máxima (Mpa), força máxima (kN), alongamento (mm) e médias e desvios padrões (Dp) estão apresentados na tabela 4.

Amostras	Larg. (mm)	Esp. (mm)	Área (mm²)	Tensão (Mpa)	Média (Mpa)	Dp (Mpa)	Força (kN)	Média (kN)	Along. (mm)	Média (mm)	Dp
CLW 1.0	6 10	1.00	6 10	574,53	596 19	22.80	3,50	2 5 9	6,32	671	0.95
CLW 1.1	0,10	1,00	0,10	598,42	380,48	25,89	3,65	5,58	7,16	0,74	0,85
CLW 2.0	6.05	1.00	6.05	679,19	620.66	00.07	4,11	3.81	6,94	651	0.87
CLW 2.1	0,05	1,00	0,05	580,12	029,00	99,07	3,51	5,81	6,08	0,51	0,87
CLW 3.0	6 10	1.00	6 10	582,61	580.67	3 80	3,55	3 54	6,04	6.95	1.81
CLW 3.1	0,10	1,00	0,10	578,72	500,07	5,67	3,53	5,54	7,86	0,75	1,01
CLW 4.0	6.05	1.00	6.05	577,82	676 38	07 1 1	3,50	3 70	7,79	7 21	1 17
CLW 4.1	0,05	1,00	0,05	674,93	020,58	77,11	4,08	5,77	6,62	1,17	
CLW 5.0	6,10	1,00	6,10	578,21	578,21	-	3,53	3,53	7,29	7,29	-
CLW MB	6,10	1,00	6,10	574,32	574,32	-	3,50	3,50	7,22	7,22	-

Tabela 4 - Ensaio de Tração das amostras soldadas e para o MB

Fonte: Próprio Autor

Em todos os corpos de prova as fraturas foram localizadas na região do metal base, não havendo rompimento na união das peças como pode ser visto na figura 56. Na tabela 4 é possível observar que a tensão e força para os corpos de prova mantiveram – se na maioria dos casos, próximos ao obtido no metal base, sendo apenas em dois caso (CLW 2.0 e 4.1, *At* de 80 e 60 J/ mm respectivamente) onde houveram variações consideráveis para a Tensão. Para o alongamento as amostras soldadas apresentaram resultados próximo ao da amostra do metal base tendo o menor alongamento na amostra CLW 2.1 (*Ap* de 80 J/ mm) e maior alongamento na amostra CLW 3.1 (*Ap* de 70 J/ mm). A imagem 56 traz foto retirada após o ensaio de tração onde pode ser visto que todas as amostras não romperam no cordão e sim no metal base.



Figura 56 – Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração

Fonte: Próprio Autor

Nas figuras 57, 58, 59, 60 e 61 podem ser vistos os gráficos realizados conforme dados obtidos da máquina de ensaio de tração após realização dos ensaios

Figura 57 – Ensaio de Tração - Amostra CLW 0 (Metal Base)

•



Fonte: Próprio Autor



Figura 58 – Ensaio de Tração - Amostras CLW 1.0/1.1

Fonte: Próprio Autor

Figura 59 - Ensaio de Tração – Amostras CLW 2.0/ 2.1



Fonte: Próprio Autor

Figura 60 - Ensaio de Tração - Amostras CLW 3.0/ 3.1



Fonte: Próprio Autor



Figura 61 - Ensaio de Tração – Amostras CLW 4.0/4.1

Fonte: Próprio Autor





Fonte: Próprio Autor

Todas as amostras de corpos de prova foram ensaiadas em temperatura ambiente entre 22 a 23° C seguindo aos padrões da norma ASTM E8/E8M-09 método MB-4. Os corpos de prova foram confeccionados sem entalhe, pois, para este caso não era o objetivo a caracterização da solda, mas sim a verificação da relação entre a resistência do cordão com o metal base. Os limites de resistência em todos os casos ultrapassaram o mínimo esperado que conforme a norma API 5L é de 70 Ksi (~483 Mpa). Como em todos os casos o rompimento ocorreu no metal base, foi constatado uma fratura do tipo dúctil para todas as amostras, como esperado, devido ao material ser um aço de baixa liga e alta resistência.

4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

Na figura 63 podem ser vistas as distâncias e os sentidos adotados na medição de dureza Vickers do metal base e da zona fundida do aço ARBL API 5L X70, medições estas obtidas para cada impressão após a análise.



Figura 63 – Macrografia do esquemático para o ensaio de microdureza (Amostra CLW 3.0)

Fonte: Próprio Autor

As figuras 64 a 68 representam gráficos de dispersão das durezas Vickers medidas nas amostras CLW 1.0 a CLW 5.0. Os gráficos representam as medições das linhas horizontais, sendo elas superior/ inferior mais próximas a superfície e no centro da espessura da chapa, classificadas como LH 1.0, 2.0 e 3.0 na figura 63 do esquema acima. Para critério de análise as mesmas durezas encontradas do lado direito, foram replicadas ao lado esquerdo.



Figura 64 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 1.0

Figura 65 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 2.0





Figura 66 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 3.0

Fonte: Próprio Autor



Figura 68 - Impressões de dureza, junta laser e MB, amostra CLW 4.0

Fonte: Próprio Autor





É possível constatar nos gráficos acima que a dureza do MS (Metal de solda) é muito superior a dureza obtida para o MB (Metal base) sendo em alguns casos como nas amostras CLW 4.0 e CLW 5.0, superior ao metal base em uma relação de quase o dobro da medida. Na tabela 5 podem ser vistos os resultados obtidos de dureza nestas linhas horizontais (LH) em média para o MB e MS e também as medidas obtidas para a ZTA em cada uma das amostras de CLW 1.0 a CLW 5.0 respectivamente.

		MB ⁹			ZTA ¹⁰			MS ¹¹	
Amostras	LH 1.0 (HV)	LH 2.0 (HV)	LH 3.0 (HV)	LH 1.0 (HV)	LH 2.0 (HV)	LH 3.0 (HV)	LH 1.0 (HV)	LH 2.0 (HV)	LH 3.0 (HV)
CLW 1.0	252,91	237,64	236,75	314,21	311,03	298,48	340,01	336,07	340,92
Média (HV)		<u>242,44</u>			<u>307,91</u>			<u>339,00</u>	
CLW 2.0	252,61	258,88	238,43	328,98	319,60	297,24	336,56	354,71	349,27
Média (HV)		<u>249,97</u>			<u>315,27</u>			<u>346,84</u>	
CLW 3.0	227,88	242,65	229,40	350,57	357,34	309,88	365,11	367,36	362,16
Média (HV)		<u>233,31</u>			<u>339,26</u>			<u>364,88</u>	
CLW 4.0	238,60	230,90	230,22	339,5	342,33	348,54	420,48	363,85	389,63
Média (HV)		233,24			<u>343,47</u>			<u>391,32</u>	
CLW 5.0	227,59	226,44	238,01	354,57	345,84	323,99	391,95	412,35	417,49
Média (HV)		230,68			341,47			<u>407,26</u>	

Tabela 5 - Microdureza Vickers - Linhas Horizontais

Fonte: Próprio Autor

É possível constatar que as amostras de menor aporte térmico CLW 5.0 e CLW 4.0 (50 J/ mm e 60 J/mm) apresentaram maior coeficiente de dureza encontrada para a ZTA e MS sendo o maior caso para o MS da amostra CLW 5.0 na linha central LH 3.0 onde a média das medições foi de 417,49 HV. Nota-se para todos os casos uma proporção de diminuição nos coeficientes de dureza tanto na ZTA quanto no MS a medida que é aumentado o aporte térmico. Como pode ser visto na tabela as medidas de ZTA e MS para a amostra de maior aporte térmico (CLW 1.0 - 90 J/ mm) apresentam o menor valor, 307,91 e 339 HV respectivamente. Este aumento relativamente grande da dureza pode ter ocorrido, devido a elevada velocidade de resfriamento da região, aumentando o teor de martensita no metal de solda. Mesmo assim não foram observadas trincas nas regiões da junta soldada. Na figura 69 pode ser visto gráfico de dispersão de dureza realizado para as linhas verticais (LV), sendo 9 impressões para cada amostra distribuídas ao longo da espessura da chapa na região central do cordão de solda.

⁹ Os LH correspondem a média obtida de 6 impressões de microdureza Vickers em cada amostra analisada;

¹⁰ Os LH correspondem a média obtida de 2 impressões de microdureza Vickers;

¹¹ Os LH correspondem a média obtida de 4 impressões de microdureza Vickers.



Figura 69 - Gráfico de Microdureza Vickers para a Região Central

Fonte: Próprio Autor

A seguir na tabela 6 pode ser visto os resultados para cada uma das 9 impressões, distribuídas ao longo da espessura da chapa, na região central do cordão de solda, juntamente com os valores de média e desvio padrão para cada amostra analisada.

MEDIÇÕES		I	AMOSTRA	S	
MEDIÇOES	CLW 1.0	CLW 2.0	CLW 3.0	CLW 4.0	CLW 5.0
-4	313,20	327,96	354,72	334,33	367,34
-3	332,05	334,23	357,25	353,09	405,07
-2	336,71	341,55	360,26	353,31	405,07
-1	353,91	343,39	381,72	395,92	430,92
012	360,46	372,67	420,28	443,09	485,53
1	345,37	359,96	369,81	380,35	461,12
2	340,08	349,03	361,26	374,30	447,62
3	330,44	331,74	359,09	360,78	397,98
4	327,41	327,72	343,61	346,89	383,36
MÉDIA (HV)	337,74	343,14	367,55	371,34	420,44
DESVIO PADRÃO	14,30	15,29	22,35	32,75	38,59
		Fonte: Próp	rio Autor		

 Tabela 6 - Microdureza Vickers região central do cordão (LV 1.0)

¹² A medição 0 representa a impressão realiza no centro da espessura da chapa, as demais foram feitas a partir desta.

Analisando os resultados, a média de microdureza Vickers encontradas nas linhas horizontais (LH) foi próxima e em alguns casos igual a fornecida pelo fabricante 240 HV, (USIMINAS MECÂNICA, 2012). Com os dados da tabela 6 pode ser constatado que as amostras de menor aporte térmico (CLW 5.0, CLW 4.0 e CLW 3.0) apresentam maiores coeficientes de dureza como visto também para as linhas horizontais, isto possivelmente pode ter ocorrido devido a variação da velocidade de resfriamento referente a frequência, durante a soldagem. Há uma tendência ao aumento da dureza nas medições que se aproximam do centro da chapa, que pode ser relacionado a formação de regiões refundidas no metal de solda. Não foram observadas também para estes casos trincas nas regiões da junta soldada.

4.5 ENSAIO DE CORROSÃO

Foi conduzido ensaio de polarização potenciodinâmica em um potenciostato conforme descrito no capítulo de métodos, afim de verificar as diferenças entre o MB e MS. Nas figuras 70, 71 e 72 podem ser vistas as curvas de polarização potenciodinâmica obtidas para o MB e os MS das amostras CLW 1.0, 2.0 e 3.0, após ensaio de corrosão em NaCl (3,5 %).



Figura 70 - Curvas de polarização potenciodinâmicas do aço API 5L X70 (CLW 1.0)

Fonte: Próprio Autor



Figura 71 - Curvas de polarização potenciodinâmicas do aço API 5L X70 (CLW 2.0)

Figura 72 - Curvas de polarização potenciodinâmicas do aço API 5L X70 (CLW 3.0)



Fonte: Próprio Autor

Pode ser constatado nos gráficos demonstrados acima que o metal base apresenta resistência de polarização menor que os metais de solda. Na figura 73 pode ser visto um comparativo entre o metal base e todos os metais de solda analisados e, posteriormente na tabela 7 podem ser vistos os resultados obtidos deste ensaio.



Figura 73 - Curvas de polarização potenciodinâmicas, aço API 5L X70 (CLW 1.0, 2.0, 3.0)

Fonte: Próprio Autor

Tabela 7 – Parâmetros eletroquímicos obtidos das curvas de polarização

Liga	Ecorr (mV)	Icorr (nA.cm ⁻²)	Rp (k Ω).cm ²
MB	-665,34	2052,31	2,726
CLW 1.0	-753,75	474,09	3,168
CLW 2.0	-826,15	381,60	3,860
CLW 3.0	-687,85	216,69	8,064

Pode ser constatado conforme a tabela 7 que além da resistência a polarização (Rp) ter sido relativamente menor no metal base do que nos metais de solda, também a deterioração representada pela intensidade de corrente (Icorr) acaba sendo muito maior para o MB do que para os MS (2052,31 nA.cm⁻²). Este fato ocorre provavelmente porque durante a soldagem ocorre oxidação do material e está oxidação cria um filme passivo sobre a superfície, representando no ensaio uma melhor resistência a corrosão do que o próprio metal base. O início da corrosão se dá primeiro nos metais de solda do que no metal base sendo o caso de maior diferença no MS CLW 2.0 (-160,81 mV), o que reforça a ideia de que se forma um filme passivo devido a oxidação durante o processo de soldagem. Dentre as amostras analisadas, a que apresenta melhor resultado é a CLW 3.0 (Aporte térmico de 70 J/ mm) tendo menor deterioração (216,69 nA.cm⁻²), maior resistência a polarização (8,064 (kΩ).cm²), e um início de corrosão bem próximo ao do metal base (-687,85 mV).

Foi escolhido o meio salino, eletrólito NaCl (3,5%), devido a este material ser muito utilizado em trabalhos *"offshore"* (em ambiente marítimo), aplicados na indústria petrolífera.

Foi realizado este ensaio afim de verificar se o metal de solda influenciaria muito nos quesitos de resistência do material em termos negativos, visto que este material não tem forte influência quando comparado a outros materiais muito mais resistentes a corrosão, já utilizados nos dias atuais no meio petrolífero (PICON et al., 2014).

5 CONCLUSÕES

- A soldagem laser Nd: YAG do aço API 5L X70 dentre os parâmetros estabelecidos estabelece ótimos resultados tanto em regularidade dos cordões como boa qualidade superficial, onde são poucas as porosidades externas visualizadas;
- A resistência mecânica em todos os casos mostra-se superior no metal de solda do que no metal base, visto que todos os corpos de prova do MS testado vieram a romper no metal de base;
- A dureza do metal de solda é superior à do metal de base devido para alguns casos em prováveis elevados teores de martensita.
- Para estes casos teve-se a relação que em taxas aporte térmico maiores a dureza do metal de solda diminui enquanto em taxas maiores esses coeficientes de dureza tendem a subir, o que não é ideal para soldagem, devido a possibilidade de aumento de trincas internas no metal de solda;
- Para corrosão, têm-se que em aportes térmicos maiores a resistência a corrosão aumenta e aproxima-se dos parâmetros do metal de base, visto que a soldagem provavelmente tenha criado um filme passivo de óxido após o processo o que resultou em melhores resultados após o ensaio;
- Para futuros estudos no assunto, propõe-se:
 - Estudo de análise química pela técnica de EDS (Espectroscopia de energia dispersiva) para os pontos de microestrutura onde contem maiores coeficientes de dureza para averiguação de mudanças nas propriedades químicas;
 - Estudo de resistência mecânica em ensaio de tração com inserção de entalhe no cordão de solda para caracterização das propriedades mecânicas do cordão;
 - Realização de estudo comparativo com demais processos atuais no ramo industrial, podendo comparar produtividade e quais apresentam melhores características e resultados;
 - Estudo deste material em processo laser na categoria continuo (CW) ao invés de pulsado (PW) e comparação de adição de material e soldagem autógena.

REFERÊNCIAS

AKSELSEN, O. M.; GRONG, O.; SOLBERG, J. K. Structure-property relationships in intercritical heat affected zone of low-carbon microalloyed steels. **Materials Science and Technology**, London, v. 3, n. 8, p. 649-655, 1987.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE - API. **Specification for line Pipe**: API specification 5L. Washington : [s.n.], 2007.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding metallurgy**: carbon and alloy steels. 4. ed. Miami : Linnert, 1994. v. 1, p. 568-581. 0-87171-457-4.

ANP, AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO- ANP. Anuário estatístico de 2008. Rio de Janeiro 2008. p. 80-214. ISSN 1983-5884

API standard 1104: welding of pipelines and related facilities. 20. ed. Washington: American Petroleum Institute, 2005. p. 60-79.

ARAUJO, C.; SAMPAIO, M. Engenharia de microestrutura de aços para tubos de grande diâmetro. **Revista ABM**, São Paulo, v. 64, p. 212-214, 2008.

BATISTA, G. Z., et al. 2003. Estudo da correlação microestrutura propriedades mecânicas de aço da classe API X80. **Revista ABM**, Rio de Janeiro, v. 58, p 150-155, 2003.

BHADESHIA, H. K. D. H. Modelling of phase transformations in steel weld metal. In: PROCEEDINGS OF ENVIRONMENT CONCIOUS INNOVATE MATERIALS, 1998, Kyoto. **Proccessing...** Kyoto: [s.n.], 1998. p. 35-44.

BHADESIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. **Steels:** microestruture and properties. 3. ed. [S.l.]: Elseiver, 2006. p. 287-306.

BUZZICHELLI, G.; ANELLI, E. 2002. Present status and perspective of european research in the field of advanced structural steels. **ISIJ International**, London, v. 42, n. 12, p. 1354-1363. 2002.

CALDEIRA, E. A. Desenvolvimento de aços atendendo a norma API 5L, no laminador de tiras a quente da Companhia Siderurgica de Tubarão (CST). In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 6., **Congresso...** Belo Horizonte: [s.n], 2005. p. 60.

CASTILLEJO, M. O.; PAOLO, M.; ZHIGILEI, L. Laser in materials science. Madrid: [s.n.], 2014. v. 191, 2014, ISBN 978-3-319-02898-9.

CHAOYANG, L et al. W high beam quality diode-side-pumped nd: yaglaser at 1123nm. **Optical Society of America**, Beijing, v.18, n. 8, p 204, 2010.

COSTA E SLIVA, A. Calcium and magnesium thermodynamics in steel and its impacts on secondary steelmaking: a computational thermodynamics approach. **Revue de Metallurgie**, Les Ulis, v. 105, n. 4, p. 93-105, 2008.

CUDDY, L. J. The Effect of microalloy concentration on the recrystallisation of austenite during hot deformation: thermomechanical processing of microalloyed austenite. Warrendale: TMS, 1982. p. 129-140.

CUDDY, L. J.; RALEY, J. C. Austenite grain coarsening in microalloyed steels. **Metallurgical Transactions**, London, v. 14, n. 5, p. 83, 1983.

DFNANO SUPPLIER. **DFNANO**. what-is-nanotechnology. Nanjing: [s.n.], 2013. Dísponível em: http://what-is-nanotechnology.com/7Y3Al5O12-NdYAG-CrYAG-ErYAG-YbYAG-Ce-Tm-Ho-garnet.htm>. Acesso em: 21 abr 2016.

EXPERTSMIND. Construction of neodymium-yttrium-aluminium-garnet laser: physics. New York: [s.n.], 2013. Disponível em: http://www.expertsmind.com/questions/construction-of-neodymium-yttrium-aluminium-garnet-laser-301103262.aspx>. Acesso em: 21 abr 2016.

FURUHARA, T. et al. Substructure and crystallography of degenerate pearlite in an Fe-C binary alloy. **Materials Science Forum**, London, v. 3. n. 2. p. 4832-4837, 2007. 539-543.

G1 GLOBO.COM. **Globo notícias g1.** Rio de Janeiro: [s.n.], 2016. Dispnível em: http://g1.globo.com/bom-dia-brasil/noticia/2016/11/petrobras-tem-prejuizo-de-mais-de-r-16-bilhoes-no-terceiro-trimestre.html. Acesso em 21 out 2016.

GAIL OVERTON, A. N.; DAVID, A. BELFORTE, C. H. Annual laser market review & forecast: can laser markets trump a global slowdown? Paris: [s.n.], 2016.

GORNI, A. A. Cálculo da temperatura de não recristalização para aços microligados em função da interação entre a precipitação e recristalização da austenita. **Revista Escola de Minas**, Belo Horizonte, v. 52, n. 1, p. 21-25, 1999.

GRONG, O.; MATLOCK, D. K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metal. **International Materials Reviews**, London, v. 31, n. 3, p. 27-48, 1986.

GUIMARÃES, V. A. Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de uma aço microligado com nióbio e titânio. 1977. 300 f. Tese (Doutorado)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas-UNICAMP, Campinas, 1997.

HILLENBRAND, H. G.; KALWA, C. **High strength line pipe for project cost reduction**. [S.l]: World Pipeline, 2002. v. 2, p. 5-31.

HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M.; KALWA, C. **Development and production of high strengh pipeline steels**. Orlando: NIOBIUM, 2001, p. 1-28.

HIPPERT JUNIOR. Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J- a para previsão de colapso em dutos. 2004. Tese (Doutorado Engenharia)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas- UNICAMP, Campinas, 2004.

HITZ, C. BRECK; EWING, J.; HECHT, J. Introduction of laser technology. 4. ed. New Jersey: Wiley & Sons, 2012. p. 35.

INFOSOLDA. **O portal brasileiro da soldagem.** [S1.: s.n.], 2015. Dísponível em: <http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/processos/190-soldagem-a laser.html>. Acesso em: 15 nov 2016.

KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies**. [S.l.]: Woodhead Publishing Limited, 2013. p. 30-631. p. 41.

KAWAHITO, Y.; KATAYAMA, S. Inprocess monitoring and adaptive control for prevention of through-holes in full-penetration lap welds of aluminum alloy steels. **Journal of Laser Applications**, Kyoto, v. 18, n. 2, p. 93-100, 2006.

KOECHNER, W. Solid-state laser engineering. 3. ed. [S.l.]: Springer-Verlag, 1992. p. 103. ISBN 0-387-53756-2.

LASER APPLICATIE CENTRUM. **Design for laser**. Hong Kong: Laser Applicatie Centrum, 2005. Dísponivel em: http://www.lac.nl/dfl2/ndyag_laser.html>. Acesso em: 21 abr 2016.

MACHADO, I. G. **Soldagem e técnicas conexas**: processos. Porto Alegre: [s.n.], 1996. p. 289-353.

METALPACK LTDA. **Máquina de corte jato de agua mach II**. São Paulo: [s.n.], 2008. Disponivel em: < http://www.metalpack.ind.br/>. Acesso em: 18 jul 2016.

METALS HANDBOOK. Welding, brazing, and soldering. 9. ed. New Jersey:[s.n.], 1983. v. 6, p. 180-2873, 473-2873.

MICHEL, B. U.; CHIA-MING; WHITTAKER, A. S. International institute of welding. London: [s.n.], 1998. Disponivel em: http://www.iiwelding.org/. Acesso em: 23 fev 2016.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. Introdução à metalurgia de soldagem. Belo Horizonte: UFMG, 2008. p. 106.

DENYS, N. V. **Friex**: friction welding of pipelines. New York: [s.n.], 2014. Disponivel em: <<u>http://www.bil-ibs.be/en/onderzoeksproject/friex-friction-welding-pipelines></u>. Acesso em: 23 abr 2016.

PASCHOTTA, R. **Yag lasers**. rp-phtonics. Washington: [s.n.], 2013. Disponivel em: https://www.rp-photonics.com/yag_lasers.html. Acesso em: 21 abr 2016

PETROBRAS S. A **Petróleo brasileiro.** Rio de Janeiro: [s.n.], 2016. Disponivel em: <<u>http://www.petrobras.com.br/pt/quem-somos/estrategia/plano-de-negocios-e-gestao/></u>. Acesso em: 14 nov 2016.

PETROBRAS, E&P. **Plangás**: plano de antecipação da produção de gás. Rio de Janeiro: [s.n.], 2007. v. 3, p. 214.

PETROBRAS. **Exploração e produção de petróleo e gás**. Rio de Janeiro: Petróleo Brasileiro S.A, 2017. Disponível em: http://www.petrobras.com.br/pt/nossas-atividades/areas-de-atuacao/exploracao-e-producao-de-petroleo-e-gas/. Acesso em: 15 jan 2017.

PICON, C. A.; VENTRELLA, V A. Estudo da resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS J92205 comparativamente ao aço inoxidável super-duplex UNS J93404, ambos no estado fundido e solubilizado. : CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS- CBECIMAT 21., 2014, Cuiabá. **Congresso...** Cuiabá: [s.n], 2014. p. 4089 - 4097.

PLAUT, R. L. et al. Estudo das propriedades mecânicas do aço API X70 produzido por laminação controlada. **Tecnologia em metalurgia, materiais e mineração**, Cuiabá, v. 6, n. 1, p. 7-12, 2009

RODRIGUES, A. R. et al. Influência das variações microestruturais na tenacidade à fratura dinâmica aparente de aços estruturais. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA- CONEM, 5., 2000, Natal. **Congresso...** Natal: ABCM, 2000.

SANTOS NETO, N. F. **Caracterização de soldas em Aços API 5L com diferentes arames tubulares e tempreraturas de pré-aquecimento**. 2003. 110 f. Dissertação (Mestrado)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

SHIGA, C. et al. **Development of large diameter high strength line pipes for low temperature service**. [S.l.]: Kawasaki Steel Tecnhical Report, 1981. 4 p.

SOUZA, S. A. **Ensaios mecânicos de materiais metálicos**: fundamentos teóricos e práticos. 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982. p. 108.

SUZUKI, A.; SUZUKI, T.; NAGAOKA, Y.; IWATA, Y. On secondary dendrite arm spacing in commercial carbon steels with differente carbon content. **Journal of JIM**, Orlando, v. 3, n. 2, p. 1301-1305, 1968.

USIMINAS MECÂNICA. Material ARBL API 5L X70 classificação PSL 2: fornecimento do Material. Cubatão: [s.n.], 2012.

VENTRELLA, V. A. Análise comparativa dos processos de soldagem arame tubular e eletrodo revestido na soldagem do aço API 5L X70. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO- COBEF, 2., 2007, Estância de São Pedro. **Congresso...** Estância de São Pedro: ABCM, 2007. p 14.

VENTRELLA, V. A.; BERRETTA, J. A.; DE ROSSI, W. Effects of laser beam energy on the pulsed Nd: YAG laser welding of thin sheet corrosion resistant materials. In: **Materials science forum,** Zurich, v. 773-774. p. 784-792, 2014. Doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.773-774.776.

VENTRELLA, V. A.; DE ROSSI, W.; BERRETTA, J. R. Caracterização do metal de solda do aço API 5L grau X70 soldado com laser pulsado Nd:YAG. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO- COBEF, 6, 2011, Caxias do Sul. **Congresso...** Caxias do Sul: [s.n.], 2011, p. 13.

WEBER, M. J. Handbook of lasers. California: CRC PRESS LLC, 2001. p. 1182.

WELDING HANDBOOK. Welding, cutting and related processes. 6. ed. London: Macmillan, 1971. p. 55.4 - 55.14. SEC. 3/ PART B.

WELDING, INTERNATIONAL INSTITUTE OF. International institute of welding. London: IIW published standards, 2006. Disponivel em: http://www.iiwelding.org/. Acesso em: 20 fev 2016.

YILBAS, B. S. et al. Laser pulse heating of surfaces and thermal stress analysis. [S.l.]: Springer, 2014. v. 4, p. 308. ISBN 978-3-319-00086-2.

APÊNDICE A – Macrografias de medição da geometria e profundidade dos cordões

Macrografias das seções transversais e vista superior utilizadas para determinação da geometria e profundidade dos cordões de solda avaliados no trabalho.







Fonte: Próprio Autor





Fonte: Próprio Autor



Figura 77 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (8J – 8ms)

Fonte: Próprio Autor

Figura 78 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (9J – 9ms)



Fonte: Próprio Autor

Figura 79 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (10J – 10ms)



Fonte: Próprio Autor



Figura 80 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (11J – 11ms)

Fonte: Próprio Autor

Figura 81 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 5.0)



Fonte: Próprio Autor

Figura 82 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 4.0)



Fonte: Próprio Autor



Figura 83 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 3.0)

Fonte: Próprio Autor

Figura 84 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 2.0)



Figura 85 – Macografia, cordão de solda "bead on plate" (CLW 1.0)



Fonte: Próprio Autor

APÊNDICE B – Micrografias realizadas em ensaio de MEV para amostras soldadas

Imagens obtidas para os metais de solda de cada cordão em ensaio de Microscopia eletrônica de varredura (MEV)



Figura 86 – Ensaio de MEV realizado para o MB em amostra CLW 5.0

Fonte: Próprio Autor



Figura 87 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0

Fonte: Próprio Autor



Figura 88 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0

Fonte: Próprio Autor

Figura 89 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0



Fonte: Próprio Autor



Figura 90 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 5.0

Fonte: Próprio Autor

Figura 91 - Ensaio de MEV realizado para ZTA da amostra CLW 5.0



Fonte: Próprio Autor



Figura 93 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 4.0

Fonte: Próprio Autor

Figura 92 - Ensaio de MEV realizado para ZTA da amostra CLW 4.0





Figura 94 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 3.0

Figura 95 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 2.0



Fonte: Próprio Autor



Figura 96 - Ensaio de MEV realizado para MS da amostra CLW 1.0

APÊNDICE C – Macrografias dos esquemáticos do ensaio de Microdureza Vickers

Imagens em baixo aumento dos esquemáticos traçados para realização e ensaio de microdureza Vickers nas amostras de CLW 1.0 a CLW 5.0



Figura 97 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 5.0 (50 J/mm)

Fonte: Próprio Autor



Figura 98 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 4.0 (60 J/mm)



Figura 99 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 3.0 (70 J/mm)

Fonte: Próprio Autor



Figura 100 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 2.0 (80 J/mm)

Fonte: Próprio Autor


Figura 101 - Macrografia de esquemático traçado para amostra CLW 1.0 (90 J/mm)

Fonte: Próprio Autor