UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

FILIPPE CORRÊA PINTO

**Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L - X65 soldado
por feixe de elétrons**

Lorena – SP

2011

FILIPPE CORRÊA PINTO

**Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L - X65 soldado
por feixe de elétrons**

Dissertação de Mestrado apresentada à
Escola de Engenharia de Lorena da
Universidade de São Paulo para a obtenção
do título de Mestre em Ciências do
Programa de Pós-graduação em Engenharia
de Materiais na área de concentração:
Materiais metálicos, cerâmicos e
poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Hugo Ricardo
Zschommler Sandim

Edição reimpressa e corrigida

Lorena – SP

Agosto, 2011

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

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Pinto, Filipe Corrêa

Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L - X65 soldado por feixe de elétrons / Filipe Corrêa Pinto –ed. reimpr., corr.– 2011.

119 p.: il.

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

Orientador Hugo Ricardo Zschommler Sandim.

1. Aços API 2. Soldagem por feixe de elétrons 3. Constituintes microestruturais 4. Aços ARBL I. Título.

CDU 669.018

Dedico este trabalho à minha noiva Nathalia e aos meus pais, Celso e Natalina.

AGRADECIMENTOS

À minha noiva Nathalia pelo grande incentivo, ajuda e compreensão durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

Aos meus pais, Celso e Natalina, por tudo que hoje sou.

Às minhas irmãs Tatiana e Mirella e aos meus sobrinhos Juliana e Alerson que sempre me acompanharam e entenderam os momentos em que estive ausente.

Ao professor Dr. Hugo Ricardo Zschommler Sandim pela oportunidade e orientação durante o desenvolvimento deste trabalho.

À empresa COSIPA (atual Usiminas) pela doação da chapa.

À empresa Indústrias Nucleares do Brasil S.A. (INB), nas pessoas do engenheiro Marco Antônio Fonseca de Sá e do Gerente da Engenharia do Produto Adão Geraldo Dulce, pela soldagem dos corpos-de-prova.

Ao Dr. Raúl E. Bolsonaro do Instituto de Física de Rosário (Universidade Nacional de Rosário – Argentina) pelas medidas de textura.

Ao professor Dr. Dierk Raabe do *Max-Planck Institut für Eisenforschung* (Alemanha) pela disponibilização do equipamento de EBSD de alta resolução.

À Empresa Labmat na pessoa do Msc. Honório Cancilieri pela confecção dos entalhes nos corpos-de-prova Charpy.

Ao professor Dr. Waldek W. Bose Filho do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos – USP pela disponibilização do equipamento de ensaio Charpy.

Ao amigo Engº Henrique Varella Ribeiro pela ajuda e discussões durante o desenvolvimento deste trabalho.

À todos os funcionários e amigos da Escola de Engenharia de Lorena (EEL – USP).

À Escola de Engenharia de Lorena (EEL – USP).

À CAPES pela concessão da bolsa de mestrado.

RESUMO

PINTO, F. C. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L - X65 soldado por feixe de elétrons**. 2011. 119p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

O objetivo deste trabalho é a caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L-X65 soldado por feixe de elétrons para possível aplicação no processo de fabricação de dutos para o transporte de óleo e gás. A caracterização do material será realizada por meio de microscopia ótica, análise de textura via difração de raios X, microdureza Vickers e ensaio Charpy V. Para a caracterização microestrutural, foram testados diferentes ataques químicos para a identificação das fases presentes na microestrutura de cada uma das três regiões que compõem uma junta soldada, zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB). As microestruturas das regiões que foram submetidas ao ciclo térmico de soldagem, apresentaram-se bastante distintas da microestrutura bandeada ferrítico-perlítica encontrada no MB. A ZTA apresentou uma estrutura de grãos refinados, as bandas perlíticas do MB se tornaram completamente difusas, não mantendo qualquer semelhança com a microestrutura perlítica anterior e também, foram evidenciadas ilhas do constituinte M-A (martensita-austenita). Na ZF foram evidenciadas as fases tipicamente encontradas em metais de solda de aços microligados, tais como: ferrita de Widmanstätten, acicular, alotriomórfica, além de bainita e ilhas do constituinte M-A. Os resultados das propriedades mecânicas do material submetido ao processo de soldagem por EBW foram satisfatórios e atendem os requisitos da Norma API 5L. Desta forma, de acordo com os resultados obtidos neste trabalho é possível a aplicação da soldagem por EBW na fabricação e montagem de sistemas de dutos.

Palavras chave: 1. Aços API 5L-X65 2. Soldagem por feixe de elétrons 3. Constituintes Microestruturais 4. Aços ARBL.

ABSTRACT

PINTO, F. C. Mechanical and microstructural characterization of API 5L - X65 steel welded by electron beam. 2011. 119p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

The aim of this work is the mechanical and microstructural characterization of API 5L-X65 steel welds performed by electron beam welding, as well as to investigate the technical feasibility of applying this welding process in the manufacture and assembly of pipelines for oil and gas. The characterization was carried out by using light optical microscopy, X-ray diffraction texture analysis, Vickers micro-hardness testing and tests Charpy V. For the microstructural characterization, several chemical etchants were tested in order to identify the phases present in the microstructure of the regions associated to the weld, i.e. the weld metal (WM), the heat affected zone (HAZ) and the base metal (BM). The microstructures of the regions exposed to thermal welding cycles displayed quite distinct microstructure than the one found in the BM (banded ferritic-pearlitic structure). The HAZ showed a refined grain structure where the pearlite bands of BM became quite diffuse. Islands of the M-A (martensite-austenite) constituent were found in the HAZ. The phases typically found in weld metals of microalloyed steels such as Widmanstätten ferrite, acicular ferrite, allotriomorphic ferrite, bainite, and M-A constituent were found in the WM. The results of the mechanical properties of the material submitted to the welding process by EBW were satisfactory and meet the requirements of the standard API 5L. Thus, the according to the results obtained in this work is possible the application of EBW in the manufacture and assembly of pipeline systems.

Keywords: 1. API 5L-X65 steels 2. Electron beam welding 3. Microstructural constituents 4. HSLA steels

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Desenvolvimento de aços de alta resistência (adaptado de HILLENBRAND, 2001).

Figura 2.2 - Economia de material devido ao uso de aços de alta resistência para um determinado diâmetro de tubo (HILLENBRAND, 2004).

Figura 2.3 – Combinação necessária de componentes de tensão para placas e tiras laminadas a quente (HULKA; GRAY, 2001).

Figura 2.4 - Microestruturas ferrítico-perlíticas de um aço API 5L X46 (CARDOSO, 2007).

Figura 2.5 - Microestruturas de um aço API 5L X80 processado por TMCP seguido de resfriamento acelerado. a) microestrutura composta de ferrita acicular com uma pequena porcentagem de ferrita poligonal (cerca de 5%), b) microestrutura composta principalmente por ferrita deformada, bainita e perlita.

Figura 2.6 – Micrografias de um aço de ultra-alta resistência apresentando os constituintes formados, ferrita poligonal (PF), bainita granular (GB) bainita inferior e ripas de martensita (LB/LM), bainita superior degenerada (BYOUNGCHUL, 2010).

Figura 2.7 – Estágios do processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado. Adaptado de HILLENBRAND (2001).

Figura 2.8 - Influência da adição de microligantes na temperatura de recristalização da austenita, (CUDDY, 1982).

Figura 2.9 – Textura $\{001\}<110>$ numa chapa laminada (REED HILL, 1988).

Figura 2.10 – Seções $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$ mostrando a posição das fibras α , γ e das componentes Goss e cubo girado, além de outras, em aços de baixo carbono. (HUTCHINSON, 1999).

Figura 2.11 – Função de distribuição de orientação ($\varphi_2=45^\circ$), para um aço de baixo carbono laminado a frio (a) 50%, (b) 74%, (c) 95% (d) Intensidade dos principais componentes. Notação de Bunge. Dados experimentais de Schaläfer e Bunge (1974).

Figura 2.12 – Processo de fabricação ERW longitudinal (Fonte: Tenaris-Confab).

Figura 2.13 – Processo de fabricação SAW longitudinal – UOE (Fonte: Tenaris-Confab).

Figura 2.14 – Processo de fabricação SAW Espiral – Helicoidal Contínua (Fonte: Tenaris-Confab).

Figura 2.15 – Diagrama do equipamento de soldagem por feixe de elétrons EBW (adaptado de ARATA, 1985).

Figura 2.16 - Técnica de soldagem por “*keyhole*” (KOU, 2003).

Figura 2.17 – Variação do aporte térmico na peça de trabalho com a densidade de potência da fonte de calor, (KOU, 2003).

Figura 2.18 - Comparação do perfil do cordão solda multipasse SAW com um cordão de único passe EB em um aço C-Mn. (PUNSHON, 2004).

Figura 2.19 - Dispersão do feixe de elétrons sob várias pressões de trabalho (WELDING HANDBOOK, 1980).

Figura 2.20 - Diagrama do equipamento de soldagem por feixe de elétrons já equipado com a cortina de plasma (HERSHCOVITCH, 2005).

Figura 2.21 - Conceito básico do layout de EBW para a soldagem de tubulações (adaptada de KOGA, 2000).

Figura 2.22 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o metal de solda de um aço de baixo carbono. (KOU, 2003).

Figura 2.23 – Diagrama CCT de um aço de baixo carbono utilizado em dutos na condição deformado e não deformado (ZHAO, 2003).

Figura 2.24 – Diagrama CCT e a dureza de um aço microligado X80 para cada taxa de resfriamento (RAMÍRES, 2008).

Figura 2.25 – Diagrama CCT de um aço sem deformação a quente, (PF – ferrita poligonal, AF – ferrita acicular, MF – ferrita massiva, GF – ferrita granular, BF – ferrita bainita) de acordo com XIAO (2005).

Figura 2.26 – Diagrama de fases do sistema Fe-C (CALLISTER, 2003).

Figura 2.27 – Diagrama esquemático das fases formadas no metal de solda de aços ARBL, α_w – ferrita de Widmanstätten, α_a – ferrita acicular, α - ferrita alotríomórfica (BHADESHIA, 1993).

Figura 2.28 – Micrografia mostrando algumas fases formadas no metal de solda de um aço ARBL, α_w – ferrita de Widmanstätten, α_a – ferrita acicular, α - ferrita alotríomórfica. (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.29 – Morfologia das ferritas de Widmanstätten primária e secundária (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.30– Ilustração da bainita superior e inferior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.31– Ilustração da bainita superior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.32– Ilustração da bainita inferior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.33 – Microestrutura de ferrita acicular típica (α_a) no metal de solda de um aço ARBL com pequenas adições de Al, Ti e O: (a) MO mostrando a presença de ferrita de contorno de grão (α) e ferrita de Widmanstätten (α_w) coexistindo com ferrita acicular, (b) MET nucleação da ferrita acicular primária (P) em uma inclusão de óxido e uma placa ferrita acicular secundária em uma placa pré-existente de ferrita. (BABU, 2004).

Figura 2.34 – Ilustração esquemática de experimentos que indicam o favorecimento da nucleação da bainita ou da ferrita acicular (a) grão austenítico sem inclusões, nucleação predominantemente bainítica; (b) grão austenítico refinado com inclusões, nucleação predominantemente bainítica e (c) grão austenítico grosseiro e com inclusões, nucleação predominante da ferrita acicular apresentando colônias bainíticas (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.35 - Microestrutura da região intercrítica apresentando constituintes M-A, ataque de picrato de sódio alcalino (BAYRAKTAR, 2004).

Figura 3.1 - Máquina de solda por feixe de elétrons instalada na INB. (SÁ, 2005).

Figura 3.2 - Detalhe da câmara de soldagem da INB. (SÁ, 2005).

Figura 3.3 – Esquema da soldagem das placas (a) soldagem paralela à direção de laminação e (b) soldagem transversal à direção de laminação.

Figura 3.4 – Esquematização das regiões onde foram realizadas as medidas de microdureza (a), por região e (b), perfil transversal.

Figura 3.5 – Esquema de retirada dos corpos de prova Charpy V.

Figura 3.6 – Dimensões do corpo-de-prova Charpy segundo a norma ASTM A 370.

Figura 4.1 – Micrografia do metal base em relação à direção de laminação na direção: (a) normal (b) transversal (c) e (d) longitudinal - ataque Nital 2%.

Figura 4.2 – Micrografia do metal base utilizando metalografia colorida utilizando os ataques: (a) LePera, fase marrom (ferrita) e fase escura (perlita). (b) Klemm 1, fase azul e marrom (ferrita), fase escura perlita. Ambos os ataques foram realizados utilizando um pré-ataque de Nital 2%.

Figura 4.3 – Micrografias do metal base evidenciando colônias perlíticas (MEV, elétrons secundários).

Figura 4.4 – Micrografia do metal base contendo um círculo de comprimento conhecido utilizado na determinação do tamanho de grão ferrítico.

Figura 4.5 – Micrografia do metal base apresentando a malha de pontos utilizada para a quantificação de perlita inserida pelo *software* Image J.

Figura 4.6 – Micrografias do metal base no centro da placa na direção longitudinal em relação à direção de laminação, as setas de cor vermelha indicam a linha de segregação central. Ataque Nital 2% (a) aumento de 500X (b) aumento de 1000X.

Figura 4.7 – Micrografia do metal base no centro da placa na direção longitudinal em relação à direção de laminação, evidenciando a linha de segregação central (Ataque: Klemm 1).

Figura 4.8 – Imagem de inversão de cores evidenciando o constituinte M-A na linha de segregação central.

Figura 4.9 – Linha de segregação central do material indicando os pontos onde foi realizada a microanálise por EDS.

Figura 4.10 – Curva de expansão térmica do metal base na condição como recebido em função da temperatura, a uma taxa de aquecimento de 30°C/min.

Figura 4.11 – Figuras de pólo do aço API 5L-X65 na condição como recebido, obtidas por difração de raios X.

Figura 4.12 - FDOC do aço API 5L-X65 na condição como recebido, mostrando as seções de $\varphi_2=0^\circ$ a $\varphi_2=90^\circ$, em intervalos de 5° e a escala de intensidades de orientação em relação à textura aleatória.

Figura 4.13 – Macrografia dos cordões soldados, evidenciando a penetração da solda nas velocidades: a) 2 mm/s b) 6 mm/s c) 10 mm/s d) 14 mm/s e) 18 mm/s.

Figura 4.14 – Variação da penetração da solda em função da velocidade de soldagem, submetidos a uma tensão de 60 kV e 70 mA.

Figura 4.15- Macrografia do cordão de solda na direção paralela em relação à direção de laminação, indicando a penetração da solda. A seta vermelha, indica a linha de segregação central e os círculos laranja e amarelo, representam a linha de segregação central não submetida a ciclos térmicos e quando submetidos a ciclos térmicos, respectivamente.

Figura 4.16 – Macrografias indicando aspectos da parte superior do cordão de solda (a) vista da seção transversal (b) vista de topo - ataque Nital 2%.

Figura 4.17 – Macrografia do cordão de solda na direção paralela em relação à direção de laminação, indicando as três regiões do material, a zona fundida (ZF), indicada pela seta vermelha, a zona termicamente afetada (ZTA), indicada pela seta amarela e o metal base (MB), indicado pela seta azul.

Figura 4.18 – Micrografias do metal de solda em duas regiões diferentes (a) região próxima ao topo da solda (b) região próxima a raiz do cordão, região tracejada, contorno de grão austenítico.

Figura 4.19 – Micrografia da ZF do material, apresentando as microestruturas encontradas na região de solda. Seta azul, indicando ferrita de Widmanstätten (α_W), seta preta, indicando a ferrita alotriomórfica ou de contorno de grão (α_{CG}).

Figura 4.20 – Micrografia da ZF do material, apresentando as microestruturas encontradas na região de solda. Seta azul, indicando ferrita de Widmanstätten (α_A) e a linha tracejada, indicando o contorno de grão austenítico.

Figura 4.21 – Micrografia da ZF do material apresentando as microestruturas encontradas na região de solda. As setas laranja indicam a ferrita acicular.

Figura 4.22 – Micrografias da parte superior da ZF do material utilizando o ataque com o reagente químico LePera evidenciando a presença de bainita crescendo a partir do contorno de grão austenítico, seta vermelha.

Figura 4.23 – Micrografias da parte central da ZF do material, próximo à linha de segregação central, utilizando o ataque com o reagente químico LePera. (a) aumento de 500X (b) aumento de 1000X e (c) aumento de 1000X.

Figura 4.24 – Micrografias da ZF do material evidenciando a presença de bainita inferior na microestrutura (a) aumento de 500X (b) aumento de 1000X e (c) aumento de 5000X.

Figura 4.25 – Relação entre a quantidade de manganês no metal base e no metal de solda, obtido via feixe de elétrons (adaptado de ARATA, 1983).

Figura 4.26 – Micrografias da ZF do material, utilizando como ataque o reagente químico Klemm 1, utilizado para evidenciar a presença do microconstituente M-A identificado pelas regiões brancas na imagem.

Figura 4.27 – (a) Micrografia da ZF do material utilizando como ataque o reagente químico Klemm 1 utilizado para evidenciar a presença do microconstituente M-A, regiões brancas na imagem, (b) Figura 4.8 – Imagem de inversão de cores evidenciando o constituinte M-A.

Figura 4.28 – Microestruturas da região soldada (a) micrografia apresentando as fronteiras entre ZF, ZTA e MB; (b) micrografia apresentando a fronteira entre a ZTA e o MB (Ataque: Nital 2%).

Figura 4.29 – Microestrutura da ZTA (Ataque: Nital 2%).

Figura 4.30 – Comparação das microestruturas (a) ZTA; (b) metal base. (Ataque: Nital 2%).

Figura 4.31 – Microestrutura do topo da solda nas regiões: (a) MB; (b) ZTA (ataque Klemm 1).

Figura 4.32 – Microestrutura da ZTA obtidas por MEV em diferentes ampliações

Figura 4.33 – Microestrutura da ZTA obtidas por MEV evidenciando a presença de perlita degenerada e do constituinte MA

Figura 4.34 - Micrografias apresentando o defeito de soldagem desabamento de *keyhole* (a) aumento 100X (b) 200X.

Figura 4.35 – Macrografias do cordão de solda apresentando desabamento de keyhole (a) Palmer e Elemer (2007) (b) Schubert (2009).

Figura 4.36 – Medidas de microdureza por região na amostra com a direção de laminação transversal à direção de soldagem.

Figura 4.37 – Medidas de microdureza por região na amostra com a direção de laminação paralela à direção de soldagem.

Figura 4.38 – Comparação entre os perfis de microdureza Vickers das amostras com direção de laminação paralela e transversal à direção de soldagem e na vista de topo.

Figura 4.39 – Curva de energia absorvida em função da temperatura de ensaio Charpy-V

Figura 4.40 – Curva de energia absorvida em função da temperatura de ensaio Charpy-V (SANT'ANNA, 2006)

Figura 4.41 – Aspectos dos corpos-de-prova Charpy-V após ensaio.

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Requisitos de composição química para tubos soldados por grau do material (API,2000).

Tabela 2.2 - Requisitos de limite de escoamento e limite de resistência para tubos por grau de material.

Tabela 2.3 - Comparação de custos para a construção de dutos submarinos, de aços X70 e X120, para o transporte de 85 milhões de m³ por dia, a distâncias maiores que 3220 km. Estimada e preparado pela Exxon Mobil (CORBET, 2003).

Tabela 2.4 - Densidade de potência máxima para os principais processos de soldagem (KOU, 2003).

Tabela 3.1 - Composição química dos principais elementos contidos no aço API 5L-X65, fornecida pelo fabricante.

Tabela 3.2 - Resultados do ensaio de tração transversal, realizado a temperatura ambiente, fornecido pelo fabricante.

Tabela 3.3 - Resultados do ensaio Charpy V, na direção transversal, realizado a 0°C conforme a norma API 5L.

Tabela 3.4 - Parâmetros utilizados para a determinação dos parâmetros de soldagem.

Tabela 4.1 - Temperaturas A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3} para uma taxa de aquecimento de 30°C/min.

Tabela 4.2 - Média e desvio-padrão das medidas de dureza por região, amostra com a direção de laminação transversal à direção de soldagem.

Tabela 4.3 - Média e desvio-padrão das medidas de dureza por região, amostra com a direção de laminação paralela à direção de soldagem.

SUMÁRIO

1. Introdução, objetivos e justificativas	19
2. Revisão bibliográfica	
2.1. Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)	21
2.2. Desenvolvimento dos aços API	23
2.3. Redução de custos	24
2.4. Características microestruturais dos aços API	26
2.5. Laminação controlada	29
2.6. Textura	31
2.6.1. Textura de laminação	32
2.7. Processos de fabricação de tubos	34
2.7.1. Processo de fabricação ERW longitudinal	35
2.7.2. Processo de fabricação SAW longitudinal – UOE	35
2.7.3. Processo de fabricação SAW Espiral – Helicoidal	37
2.8. Soldagem por feixe de elétrons	38
2.8.1. Princípio de funcionamento	38
2.8.2. Técnica de soldagem por “keyhole”	39
2.8.3. Características especiais do processo de soldagem por feixe de elétrons	40
2.8.4. EBW através de uma cortina de plasma sem utilização de vácuo	43
2.8.5. Soldagem por feixe de elétrons em campo	44
2.9. Diagramas de transformação por resfriamento contínuo.....	45
2.9.1. Ferrita alotriomórfica	49
2.9.2. Ferrita de Widmanstätten	51
2.9.3. Bainita	52
2.9.3.1. Bainita superior	53
2.9.3.1. Bainita inferior	53
2.9.4. Ferrita acicular	55
2.9.5. Constituinte M-A	57
3. Materiais e métodos	
3.1. Materiais	60

3.2. Métodos	61
3.2.1. Soldagem por feixe de elétrons	61
3.2.2. Ensaio de dilatométrica	64
3.2.3. Preparação metalográfica	64
3.2.4. Ataques químicos	64
3.2.5. Microscopia ótica	65
3.2.6. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	66
3.2.7. Medidas de textura	66
3.2.8. Microdureza Vickers	66
3.2.9. Ensaio de impacto Charpy V	67
4. Resultados e discussão	
4.1. Caracterização da microestrutura do material na condição “como recebido”	69
4.1.1. Tamanho de grão	72
4.1.2. Quantificação de perlita no material na condição CR	72
4.1.3. Linha de segregação central	74
4.1.3.1. Análise do teor de manganês na linha de segregação central	76
4.1.4. Medidas de dilatométrica	78
4.1.5. Textura cristalográfica	79
4.2. Parâmetros de soldagem	81
4.2.1. Penetração da soldagem	81
4.3. Caracterização da amostra soldada por EBW	84
4.3.1. Macroestruturas da região soldada	84
4.3.2. Microestruturas da zona fundida (ZF)	87
4.3.3. Microestruturas da zona termicamente afetada (ZTA)	97
4.3.4. Defeitos de soldagem	103
4.4. Caracterização mecânica	103
4.4.1. Microdureza Vickers	103
4.4.2. Ensaio de impacto Charpy V	106
5. Conclusões	110
Referências	112

1. Introdução, objetivos e justificativas

O crescimento na demanda mundial por energia gerou o aumento da produção de petróleo, gás natural e biocombustíveis tornando necessário o desenvolvimento de novos processos e materiais para a viabilização técnica e econômica para a exploração, produção e transporte destes produtos. Segundo dados da Agência Nacional de Petróleo, ANP, (ANP, 2009), na última década a produção destes combustíveis mais que dobrou no Brasil, lembrando que neste levantamento não foram consideradas as reservas do Pré sal.

O desafio do transporte destes produtos devido à grande severidade das condições de operação e também da distância até os centros consumidores serem cada vez maiores, torna necessário o desenvolvimento de aços de elevada resistência e também de processos de soldagem além de mais produtivos, mas que também diminuam os riscos de falha do material. No caso de reservas *offshore*, onde as condições são extremamente severas, há a necessidade da construção de dutos mais resistentes, capazes de trabalhar com pressões de operações mais elevadas e ainda permitir a redução nos custos de transporte e montagem.

Os aços API da classe 5L são do tipo ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga), também conhecidos como aços microligados, por possuírem elementos de liga em pequenas proporções, possibilitando melhor controle microestrutural e, conseqüentemente, ganhos significativos nas propriedades mecânicas. As principais características deste grupo são: boa conformabilidade, boa tenacidade, soldabilidade e a resistência a trincas induzida por hidrogênio. O uso do aço API 5L - X65 se dá em dutos submetidos a médias e altas pressões e onde a preocupação com economia em peso é considerada (logística).

A soldagem por feixe de elétrons é um processo de alta energia, onde ocorre a transformação da energia cinética dos elétrons em calor, devido à colisão com a superfície do material a ser soldado. Um dos fatores que ainda limita a popularização do processo EBW, é a necessidade de câmaras de vácuo para soldagens, pois esta limita o tamanho da peça a ser soldada e também torna o processo improdutivo e impraticável do ponto de vista econômico. Para a solução deste problema novas tecnologias estão sendo desenvolvidas. Uma destas tecnologias é a utilização de uma cortina de plasma em substituição às câmaras de vácuo hoje utilizadas, que podem possibilitar a fabricação de dutos utilizando a técnica de soldagem por EBW (HERSHCOVITCH, 2005).

2. Revisão bibliográfica

2.1. Aços de alta resistência e baixa liga

As exigências impostas pela indústria de extração, transporte e processamento de petróleo e gás, determinam para estas aplicações o uso de aços microligados de alta resistência e baixa liga, os quais são fabricados por processos de custo relativamente baixo por utilizarem pequenas quantidades de elementos de liga, tipicamente inferiores a 2%, e principalmente pela ausência de um tratamento térmico posterior à laminação.

Estes aços são obtidos por processos de laminação controlada, que tem por objetivo o máximo refino da microestrutura do material, de modo a garantir elevados níveis de resistência mecânica, tenacidade à fratura e boa soldabilidade. O processo se dá em etapas sucessivas, tendo como variáveis principais: a temperatura de reaquecimento, as deformações, taxas de deformações aplicadas ao material e a velocidade de resfriamento após a laminação.

A primeira etapa se compõe do reaquecimento controlado do material, de modo a permitir a solubilização de elementos microligantes em quantidades suficientes para promover o retardamento da recristalização da austenita durante a fase de laminação de acabamento e o endurecimento por precipitação durante a transformação da austenita no seu resfriamento após a laminação. A segunda etapa é o refino do grão austenítico através de uma série de fases de laminação em uma faixa de temperatura, onde ocorre a recristalização. A terceira etapa é um estágio de laminação controlada em temperaturas, onde a recristalização é inibida entre os passes devido à presença de elementos microligantes em solução sólida, carbonitreto e precipitados finos. Isto faz que os grãos da austenita fiquem alongados e com uma grande densidade de bandas de deformação e maclas de recozimento no seu interior. A transformação de fase a partir desta austenita fortemente deformada resulta em microestruturas com grãos extremamente finos, capazes de conferir ao material as propriedades mecânicas desejadas.

Os aços para estes tipos de aplicações estão normalizados por um comitê especial, o Instituto Americano de Petróleo (*American Petroleum Institute*, API), onde as famílias de aço se formam por grades de resistência mecânica, definida pelo limite de escoamento medido em unidades ksi, X65, X70, X80, X100, onde 1 ksi corresponde a aproximadamente 6,9 MPa.

São também, estabelecidos pela norma API, limites máximos de elementos de liga e residuais. (API, 2000).

A partir do ano 2000, com a nova edição da norma API 5L, (API, 2000), houve a divisão das classes de tubos em dois níveis de especificação do produto, PSL (*Product Specification Level*): o PSL 1 impõe os mesmos requisitos da edição anterior da norma e abrange os tubos de grau A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65 e X70, enquanto o PSL 2, abrange os tubos de grau B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80, e apresenta requisitos adicionais tais como: ensaio Charpy, a 0°C, maiores restrições de composição química (Tabela 2.1), cálculo do carbono equivalente (CE), limites máximos de escoamento e resistência (Tabela 2.2).

Tabela 2.1 Requisitos de composição química para tubos soldados por grau do material (API, 2000).

Valores máximos admissíveis (% em peso)						
	Grau	Carbono ^(a)	Manganês ^(a)	Fósforo	Enxofre	Outros
PSL 1	A25, CII	0,21	0,60	0,030	0,030	-
	A25, CII	0,21	0,60	0,080	0,030	-
	A	0,22	0,90	0,030	0,030	-
	B	0,26	1,20	0,030	0,030	
	X42	0,26	1,30	0,030	0,030	
	X46, X52, X56	0,26	1,40	0,030	0,030	Nb+Ti+V < 0,15%
	X60	0,26	1,40	0,030	0,030	
	X65	0,26	1,45	0,030	0,030	
	X70	0,26	1,65	0,030	0,030	
PSL 2	B	0,22	1,20	0,025	0,015	
	X42	0,22	1,30	0,025	0,015	
	X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	Nb+Ti+V < 0,15%
	X60	0,22	1,40	0,025	0,015	
	X65	0,22	1,45	0,025	0,015	
	X70	0,22	1,65	0,025	0,015	
	X80	0,22	1,85	0,025	0,015	

(a) Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono, é permitido aumento de 0,05% de manganês acima do máximo especificado com as seguintes restrições para o incremento do teor de manganês: um máximo de 1,50% para os graus X42 até X52; um máximo de 1,65% para o X56 até X65; e um máximo de 2,00% para o X70 e X80.

Tabela 2.2 - Requisitos de limite de escoamento e limite de resistência para tubos por grau de material.

Valores especificados das tensões em "ksi" e "MPa"									
Grau		LE (mín)		LE (máx)		LR (mín)		LR (máx)	
		ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa
PSL 1	A25	25	172	-	-	45	310	-	-
	A	30	207	-	-	48	331	-	-
	B	35	241	-	-	60	414	-	-
	X42	42	290	-	-	60	414	-	-
	X46	46	317	-	-	63	435	-	-
	X52	52	359	-	-	66	455	-	-
	X56	56	386	-	-	71	490	-	-
	X60	60	414	-	-	75	518	-	-
	X65	65	448	-	-	77	531	-	-
	X70	70	483	-	-	82	566	-	-
PSL 2	B	35	241	65	448	60	414	110	758
	X42	42	290	72	496	60	414	110	758
	X46	46	317	76	524	63	435	110	758
	X52	52	359	77	531	66	455	110	758
	X56	56	386	79	544	71	490	110	758
	X60	60	414	82	565	75	518	110	758
	X65	65	448	87	600	77	531	110	758
	X70	70	483	90	621	82	566	110	758
	X80	80	552	100	690	90	621	120	827

2.2. Desenvolvimento dos aços API

O desenvolvimento dos aços API, está mostrado na Figura 2.1 (HILLENBRAND, 2001), onde, entre os anos sessenta e setenta os aços eram produzidos por laminação e normalização, a laminação neste caso, se limitava à redução da espessura do material, sendo necessária, para atingir a resistência mecânica desejada, uma grande quantidade de carbono e de elementos de liga, prejudicando desta maneira a soldabilidade e a tenacidade do material. A partir dos anos setenta com a utilização de um tratamento termomecânico e adição de microligantes tais como nióbio, vanádio e uma reduzida quantidade de carbono, possibilitou a produção de aços com grau X70, onde segundo Bott (2005), por este processo é possível atingir aços com grau X80 com boa soldabilidade e tenacidade. A partir dos anos oitenta com

a implementação do resfriamento acelerado após o processamento termomecânico, tornou possível a fabricação de aços de grau X80 com teor reduzido de carbono, garantido assim, uma excelente soldabilidade. Aços com grau de resistência até X100 foram também obtidos por meio do tratamento termomecânico seguido do resfriamento acelerado, porém neste caso, mediante a adição de molibdênio, cobre e níquel (HILLENBRAND, 2005). Um grau ainda superior de aço está em desenvolvimento, o API X120, que segundo Hillenbrand (2004), além dos elementos de liga utilizados no aço X100, também há adição de boro para aumentar a endurecibilidade do aço.

2.3 - Redução de custos

O constante desenvolvimento de processos e materiais para aplicações tanto “*onshore*” quanto “*offshore*”, visam não só o aumento da qualidade e segurança, mas também a redução de custo de matérias primas, transporte, instalação e de operação das novas redes de dutos.

Segundo Yapp e Blackman (2004), materiais e mão-de-obra na instalação de um sistema de dutos em terra, (“*onshore*”), compreendem a maioria dos gastos, sendo 29% dos custos gastos com material e 49% com a mão de obra. Segundo Hillenbrand (2004), a utilização de aços API mais resistentes traz diversas vantagens econômicas, tais como:

- redução da quantidade total de aço necessária (custo de material);
- menor custo com o transporte dos tubos;
- redução do tempo de montagem dos tubos;
- redução do custo de compressão.

A Figura 2.2 extraída de Hillenbrand (2004) mostra a comparação de economia em peso, entre a utilização de diversos graus API, partindo-se de um aço API X70 até o X120 de mesmo diâmetro e sujeito a uma mesma pressão de trabalho. Observa-se que a economia em peso é devido à redução da espessura da parede do tubo é de cerca de 40%.

Um estudo comparativo realizado entre os aços API de grau X70 e X120 foi realizado (Tabela 2.3), e uma redução significativa nos custos de projeto fica evidente, mais de 700 milhões de dólares em economia, lembrando que segundo os autores, a diferença de preço de um aço API X70 para um API X120 é de USD 250/t.

Figura 2.1 – Desenvolvimento de aços de alta resistência (adaptado de HILLENBRAND, 2001).

Figura 2.2 - Economia de material devido ao uso de aços de alta resistência para um determinado diâmetro de tubo (HILLENBRAND, 2004).

Tabela 2.3 - Comparação de custos para a construção de dutos submarinos de aços X70 e X120, para o transporte de 85 milhões de m³ por dia a distâncias maiores que 3220 km. Dados estimativos da Exxon-Mobil (CORBET, 2003).

Parâmetro	X70	X120
Característica da tubulação		
Diâmetro, polegadas (mm)	59 (1473)	43 (1168)
Pressão, MPa	10	19,3
Número de "pipeline runs"	6	5
Número de estações de compressão	9	7
Custo em milhões de dólares, EUA		
Tubos	1850	1820
Custo de transporte	800	5
Outros materiais	490	480
Construção	1620	1300
Estações de compressão	1100	1050
Custos indiretos	910	830
Total	6770	6010

2.4 - Características microestruturais dos aços API

Os aços microligados devem suas excelentes propriedades mecânicas principalmente ao refino de grão, conseguido através do processamento termomecânico, ao endurecimento adicional devido à precipitação e também ao endurecimento por discordâncias. Como dito anteriormente, são caracterizados por conter pequenas concentrações de elementos de liga com forte tendência a formação de carbonetos e nitretos, assim como pelo emprego de técnicas avançadas de laminação, tais como: o processamento termomecânico e o processamento termomecânico seguido por um resfriamento acelerado.

Segundo Hulka e Gray (2001), estas práticas de laminação devem ser capazes de promover um adequado refinamento de grãos e ainda maximizar os outros mecanismos de aumento de resistência, conforme ilustra a Figura 2.3.

Os aços para aplicação em dutos podem ser divididos em três tipos principais de acordo com as suas características microestruturais como demonstrado a seguir:

- I. Ferrítico-perlítico, com adições de até 0,15% de elementos formadores de carbonetos e carbonitretos, tais como Nb, V e Ti, para o endurecimento por precipitação, refino de grão e controle da temperatura de transformação (Figura 2.4).

- II. Aços ferríticos, bainíticos de baixo carbono, ou de ferrita acicular, os quais possuem teor de carbono inferior a 0,05% e excelente combinação de alta tensão de escoamento, soldabilidade, formabilidade e boa tenacidade (Figura 2.5).
- III. Aços multifásicos, caracterizados por possuírem matriz ferrítica, com dispersão de regiões martensíticas, bainíticas e carbonetos precipitados, o que resulta em altos graus de resistência e tenacidade considerável (Figura 2.6).

Figura 2.3 – Combinação necessária de componentes de tensão para placas e tiras laminadas a quente (HULKA, GRAY, 2001).

Figura 2.4 - Microestruturas ferrítico-perlíticas de um aço API 5L X46 (CARDOSO, 2007).

Figura 2.5 - Microestruturas de um aço API 5L X80 processado por TMCP seguido de resfriamento acelerado. a) microestrutura composta de ferrita acicular com uma pequena porcentagem de ferrita poligonal (cerca de 5%), b) microestrutura composta principalmente por ferrita deformada, bainita e perlita.

Figura 2.6 – Micrografias de um aço de ultra-alta resistência apresentando os constituintes formados, ferrita poligonal (PF), bainita granular (GB) bainita inferior e ripas de martensita (LB/LM), bainita superior degenerada (BYOUNGCHUL, 2010).

2.5 Laminação controlada

O processo de laminação controlada mostrado esquematicamente na Figura 2.7 é composto por diversas etapas. O primeiro estágio é chamado de desbaste, onde a placa de aço, também chamada de **esboço**, é aquecida a uma temperatura acima da temperatura de não recristalização (T_{NR}), por volta de 1100-1250°C, tendo por finalidade a quebra da microestrutura bruta de fusão do esboço e do refino de grão, através da completa recristalização da austenita. Em seguida, é necessário um tempo de espera para que a temperatura da placa decresça até valores inferiores a 1000°C, para só então iniciar o passe de acabamento. Neste intervalo de tempo, há a recristalização estática dos grãos deformados de austenita levando à formação de uma microestrutura recristalizada.

O próximo estágio (acabamento) deve ocorrer em temperaturas menores que T_{NR} , para que o grão de austenita deformado não sofra recristalização, preservando assim, a microestrutura no estado deformado. Como exemplo, pode ser considerado um aço carbono comum, cuja T_{NR} fica abaixo dos 800°C, ou seja, para que este aço não sofra recristalização durante ou após a deformação, é necessário que a laminação de acabamento ocorra em temperaturas abaixo dos 800°C, o que resultaria em cargas excessivas nos laminadores, quando fosse possível a ocorrência deste processo. Por esta razão, são adicionados microligantes no aço, principalmente Nb e Ti, com o intuito de se elevar a T_{NR} do aço, e desta maneira possibilitar a ocorrência da laminação de acabamento em temperaturas maiores (>900°C), resultando em menores cargas de laminação. A Figura 2.8 demonstra a influência de alguns microligantes na temperatura de recristalização da austenita. Após este estágio, a microestrutura resultante são grãos alongados de austenita alinhados com o sentido de laminação, apresentando a forma de “*pancakes*” (panquecas) e com bandas de deformação.

O aço utilizado neste trabalho o API 5L-X65 é produzido por este processo, a partir da laminação de acabamento. O resfriamento é realizado ao ar, e a transformação de fases α e γ ocorre nos contornos de grão da austenita e nas bandas de deformação, desta maneira, ocorrem condições ideais para se conseguir um tamanho de grão ferrítico menor que 5 μm , pois há uma quantidade elevada de possíveis núcleos para a recristalização que são os contornos de grão da austenita e as bandas de deformação, aliadas a uma alta taxa de nucleação da ferrita, proporcionada pela diminuição da temperatura de transformação da austenita, causada pela adição de manganês na composição química do aço.

Figura 2.7 – Estágios do processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado. Adaptado de Hillenbrand (2001).

Figura 2.8 - Influência da adição de microligantes na temperatura de recrystalização da austenita, (CUDDY, 1982).

A microestrutura resultante deste processo é do tipo ferrítico-perlítica, ou mais precisamente grãos de ferrita alternados entre bandas perlíticas, sendo ambas as fases alongadas no sentido de laminação.

A utilização do resfriamento acelerado (“*accelerated cooling*”) é uma alternativa ao resfriamento ao ar, e utilizando esta técnica é possível atingir níveis de resistência superiores ao processo de resfriamento ao ar, e ainda garantir uma excelente tenacidade e soldabilidade. Com o resfriamento acelerado após a laminação de acabamento, há a transformação de uma certa quantidade de ferrita, enriquecendo de carbono o restante da matriz austenítica, e isto causa a estabilização da austenita em baixas temperaturas. Com a continuação do resfriamento, esta austenita se transformará em bainita, martensita, ou em ambas. A microestrutura resultante deste processo será uma microestrutura bifásica composta por grãos finos de ferrita, bainita e/ou martensita.

2.6 Textura

Segundo Padilha (2005), os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais denominados grãos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contorno de grão. Cada grão em um agregado policristalino possui uma orientação diferente dos seus vizinhos, sendo habitualmente da ordem de dezenas de graus.

Como um todo, estas orientações podem estar distribuídas de maneira aleatória com relação a um sistema de referência ou estarem concentradas em maior ou menor grau, ao redor de alguma, ou de algumas orientações particulares, sendo o material nestes casos considerado isento de textura e com orientação preferencial ou textura, respectivamente.

Cullity (1978) definiu textura de maneira genérica, como uma condição na qual a distribuição de orientações não é aleatória. No caso de chapas laminadas, a textura é representada pelo plano $\{hkl\}$ paralelo ao plano da chapa e pela direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano $\{hkl\}$, que é paralela à direção de laminação. A Figura 2.9 ilustra uma das orientações ideais $\{001\} \langle 110 \rangle$, que pode ser encontrada em metais ou ligas com estrutura CCC.

A determinação da textura cristalográfica pode ser investigada através de técnicas diretas e indiretas. A utilização de técnicas diretas como difração de raios X, nêutrons e

difração de elétrons retroespalhados, EBSD, permitem uma investigação mais completa e rigorosa da textura do material. A difração de raios X é a técnica mais utilizada para a determinação da textura cristalográfica, além de permitir a análise de um número grande de grãos em amostras de dimensões consideráveis. A técnica via difração de elétrons retroespalhados vêm cada vez mais ganhando espaço para a determinação da textura, microtextura e mesotextura nos materiais.

A utilização de técnicas indiretas é possível devido à influência da orientação cristalográfica em várias propriedades físicas e mecânicas dos materiais, portanto para a investigação da textura basta medir estas propriedades. Segundo Padilha (2005), este tipo de investigação possui limitações, pois, tanto as propriedades físicas quanto mecânicas dependem de outros fatores além da textura, o que torna praticamente impossível a determinação completa da textura a partir dos valores medidos das propriedades.

2.6.1 Textura de laminação

Segundo Hutchinson (1984), os materiais CCC deformados a frio se caracterizam por apresentarem suas orientações principais localizadas em duas fibras parciais, $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle uvw \rangle$, como mostra a Figura 2.10. A fibra $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ é chamada de fibra α , pois apresenta as direções $\langle 110 \rangle$ de várias orientações paralelas à direção de laminação (DL). A fibra $\{111\}\langle uvw \rangle$ é chamada de fibra γ e apresenta várias componentes com as normais dos planos $\{111\}$ paralelas à direção normal (DN) ao plano da chapa.

A Figura 2.11 mostra a variação da textura de um aço de baixo carbono submetido a diferentes quantidades de redução por laminação. É possível observar que com o aumento da redução a textura do material fica mais forte e que em todos os casos se concentra em duas famílias, fibra α com $\langle 110 \rangle$ paralelo à direção de laminação e fibra γ com $\langle 111 \rangle$ ao longo da direção normal de laminação.

Figura 2.9 – Textura $\{001\}\langle 110 \rangle$ numa chapa laminada (REED HILL, 1988).

Figura 2.10 – Seção $\phi_2=45^\circ$ mostrando a posição das fibras α , γ e das componentes Goss e cubo girado, além de outras, em aços de baixo carbono. (HUTCHINSON, 1999).

Figura 2.11 – Função de distribuição de orientação ($\phi_2=45^\circ$), para um aço de baixo carbono laminado a frio (a) 50%, (b) 74%, (c) 95% (d) Intensidade dos principais componentes. Notação de Bunge. Dados experimentais de Schaläfer e Bunge (1974).

2.7 - Processos de fabricação de tubos

Os tubos são divididos em duas categorias, sem costura ou com costura. Os tubos sem costura podem ser produzidos através de diversos processos, todos baseados na perfuração de um tarugo sólido de aço formando um cilindro vazado, que, por conseguinte é extrudado de modo a produzir um tubo com o diâmetro e espessura de parede desejados.

Tratamentos térmicos são realizados para melhorar a resistência e a tenacidade do tubo. A tendência na indústria de petróleo e gás é a utilização de tubos ou normalizados, ou temperados e revenidos. Tubos sem costura usualmente produzidos com diâmetros superiores a 400 mm, têm como principal vantagem, a ausência de solda longitudinal.

As duas formas mais comuns de produção de tubos soldados longitudinalmente são: via ERW (*electric resistance welding*), e por arco submerso, também conhecido com SAW (*submerged arc welding*).

2.7.1 - Processo de fabricação ERW longitudinal

O tubo ERW(*electric resistance welding*) longitudinal, Figura 2.12, é fabricado por um processo contínuo a partir de uma bobina de aço que é laminada de modo a adquirir o formato de um tubo. Com este processo de conformação, as bordas que foram previamente preparadas, são colocadas em contato onde uma corrente de alta frequência é induzida via contato, ou via uma bobina indutora que envolve o tubo. Com isso há um grande aquecimento local devido à resistência elétrica, que quando as duas bordas são colocadas em contato, a solda é formada. Um tubo soldado por ERW pode ser produzido de maneira mais rápida, econômica e com tolerâncias menores do que um tubo produzido pelo processo sem costura. Porém neste processo, existem diversos problemas de qualidade associadas ao processo de soldagem (KYRIAKIDES, 2007).

2.7.2 - Processo de fabricação SAW longitudinal (UOE)

Já os tubos fabricados pelo processo SAW (*submerged arc welding*) longitudinal, também conhecido por processo UOE, devido ao dobramento das chapas, no formato de “U” e “O”, até a formação dos tubos conforme a Figura 2.13.

Para a produção por este processo, primeiramente é realizado a usinagem e a prensagem das bordas da chapa, logo após, a chapa passa pela prensa “U” e então pela prensa “O” para adquirir o formato circular, em seguida a chapa com o formato circular é soldada interna e externamente via arco submerso automatizado. O passo final deste processo envolve a expansão mecânica “E”, através de um mandril, onde são atingidas as dimensões finais do tubo dentro das tolerâncias de processo, são realizados diversos ensaios não destrutivos (END) nos tubos durante a produção, tais como: inspeção por ultrassom, inspeção radiográfica, visual e também um teste hidrostático para a garantia da qualidade do produto. Este processo tende a ser preferido para aplicações críticas, tais como *offshore*, inclusive em ambientes que contém H₂S.

Figura 2.12 – Processo de fabricação ERW longitudinal (Fonte: Tenaris-Confab).

Figura 2.13 – Processo de fabricação SAW longitudinal – UOE (Fonte: Tenaris-Confab).

2.7.3 - Processo de Fabricação SAW Espiral – Helicoidal

Outro processo contínuo para a produção de tubos de grandes diâmetros é o de soldagem em espiral ou helicoidal contínua, Figura 2.14. Nele as bobinas de aço são desenroladas e passam por uma etapa de aparamento das bordas, a seguir ela adquire o formato espiral de tubo para então ser soldado, tanto interna quanto externamente pelo processo de arco submerso, em seguida, o tubo é então cortado no comprimento desejado e passa por uma série de END para a garantia da qualidade. Pelo fato de o tubo ser produzido a partir de tiras de aço, a uniformidade da parede e as tolerâncias dimensionais são muito boas quando comparadas aos demais processos de produção.

Figura 2.14 – Processo de Fabricação SAW Espiral – Helicoidal Contínua (Fonte: Tenaris-Confab).

2.8 - Soldagem por feixe de elétrons

A soldagem por feixe de elétrons é bastante adequada para a junção de peças espessas de diversos materiais. Metais refratários, superligas à base de níquel, ligas de titânio e metais dissimilares são frequentemente soldados por esta técnica, uma vez que vácuo é essencial ao processo, minimizando a absorção de intersticiais. Seu desenvolvimento esteve sempre atrelado à tecnologia de alto-vácuo e à automação.

A soldagem por feixe de elétrons é um processo onde a fusão do material ocorre através da desaceleração dos elétrons que ao colidirem com a superfície do material transformam toda a energia cinética em calor. Devido ao fato de que toda a energia se concentra numa pequena região, a soldagem EBW (*Electron Beam Welding*) produz cordões de solda muito mais profundos (elevada penetração) e mais estreitos que os processos convencionais a arco e gás de proteção.

2.8.1 - Princípio de funcionamento

Na soldagem por EBW (Soldagem por Feixe de elétrons), os elétrons são emitidos quando a corrente passa através de um filamento, geralmente de tungstênio, que se encontra sob vácuo. Os elétrons são gerados pelo filamento, passam por um cátodo especialmente projetado, que converge os elétrons (SCHILLER, 1982), e um ânodo carregado positivamente acelera os elétrons a cerca de 50% chegando até a 80% da velocidade da luz. Devido à natureza física dos elétrons, que são partículas carregadas de massa extremamente baixa, a sua direção pode ser facilmente influenciada por campos magnéticos. Por este motivo, os equipamentos de soldagem por feixe de elétrons utilizam desta característica, através de bobinas eletromagnéticas, para controlar o foco e ter um controle muito preciso da oscilação do feixe. Para completar, o equipamento é composto por uma câmara de vácuo, uma bomba difusora e um suporte para a movimentação dos corpos a serem soldados, conforme a Figura 2.15.

Figura 2.15 – Diagrama do equipamento de soldagem por feixe de elétrons EBW (adaptado de ARATA, 1985).

2.8.2 - Técnica de soldagem por “*keyhole*”

A Figura 2.16 apresenta a esquematização da técnica de soldagem por *keyhole*, e possui este nome devido à semelhança da região que está sendo soldada com um *buraco de fechadura*. Nesta técnica, quando os elétrons de um feixe focado se colidem com a superfície do metal, a alta densidade de energia do feixe instantaneamente vaporiza o material, gerando o chamado *keyhole*.

Conforme o feixe de elétrons se desloca para criar o cordão, o material é continuamente fundido na frente do feixe, fluindo ao redor do *keyhole* e solidificando-se na parte posterior da poça de fusão. Uma característica deste fenômeno é permitir a soldagem de peças com elevada penetração com cordões de solda extremamente estreitos, com razões superiores a 40:1.

Figura 2.16 - Técnica de soldagem por “keyhole” (KOU, 2003).

2.8.3 - Características especiais do processo de soldagem por feixe de elétrons

Segundo Schultz (1993), comparativamente aos demais processos de soldagem, a soldagem por feixe de elétrons é caracterizada pelos seguintes aspectos:

- Apresentar uma densidade energética extremamente alta no foco do feixe (Figura 2.17), cerca de 10^7 W.cm^{-2} (Tabela 2.4);
- A transferência de calor não ocorre apenas por condução na superfície do material, mas em sua grande parte no interior da poça de fusão;
- Não é necessária preparação da junta de soldagem, nem de material de adição;
- A alta velocidade de soldagem resulta em cordões de solda estreitos e com pequena zona afetada termicamente;
- A distância variável de trabalho permite soldar materiais de diferentes formas;
- O tamanho de grão, seja na zona fundida como na zona afetada termicamente, é menor;
- Os parâmetros de soldagem e a qualidade da solda produzida são reproduzíveis e consistentes.

A Figura 2.18 mostra a diferença da morfologia de um cordão de solda EBW e SAW em uma placa de 100 mm de espessura de um aço C-Mn, podendo ser observado que a solda EBW foi realizada em um único passe e também possui uma elevada razão penetração / largura do cordão. Enquanto que na SAW a solda foi realizada multipasse e a razão penetração / largura é muito inferior ao processo EBW.

As principais vantagens deste processo são a produção de um feixe estreito com elevada densidade de potência no ponto desejado, permitindo a soldagem de chapas de grande espessura (> 100 mm) dependendo da tensão de aceleração (BIRNIE, 1976), o baixo aporte térmico, o baixo dano à peça de trabalho e as altas velocidades de soldagem, além da soldagem autógena de materiais dissimilares sem a necessidade de material de adição (Sun, 1996). A reprodutibilidade e profundidade de penetração caracterizam a técnica como superior ao processo de laser e outros processos de soldagem.

A grande desvantagem desta técnica é a necessidade de vácuo para a realização da soldagem, sendo assim necessárias grandes câmaras de vácuo para a soldagem de peças de dimensões maiores e mesmo utilizando estas câmaras o tempo necessário para se criar vácuo é muito longo, o que torna o processo improdutivo.

A não utilização de câmaras de vácuo implica na dispersão do feixe de elétrons, devido à colisão dos elétrons com as moléculas de ar, fazendo com que haja perda de densidade de potência e assim, a soldagem torna-se ineficiente. A Figura 2.19 mostra a dispersão sofrida pelo feixe de elétrons em ambientes sob diferentes pressões.

A norma API (2000) determina que sejam usados para soldagem destes dutos: ERW (Soldagem por Resistência Elétrica), SAW (Soldagem com Arco Submerso), EIW (Soldagem por Indução Elétrica), LBW (Soldagem por Feixe de Laser) e GMAW (Soldagem a Arco com Arame Sólido). Segundo diversos autores (SCHILLER, 1982; SANDERSON, 2000; KOGA, 2000), o processo EBW (Soldagem por Feixe de elétrons) é um processo viável tecnologicamente, porém ainda pouco explorado, devido às dificuldades tais como custo do equipamento e dificuldade de realização de vácuo para a soldagem de peças de grandes dimensões.

Para tornar este processo viável, produtiva e economicamente, novas tecnologias estão sendo desenvolvidas tanto no campo da soldagem realizada na ausência de vácuo, como no desenvolvimento de sistemas que produzem vácuo localmente, ou seja, somente na região que será soldada e não na peça inteira.

Figura 2.17 – Variação do aporte térmico na peça de trabalho com a densidade de potência da fonte de calor, (KOU, 2003).

Figura 2.18 - Comparação do perfil do cordão solda multipasse SAW com um cordão de único passe EB em um aço C-Mn. (PUNSHON, 2004).

Figura 2.19 - Dispersão do feixe de elétrons sob várias pressões de trabalho (WELDING HANDBOOK, 1980).

Tabela 2.4 - Densidade de potência máxima para os principais processos de soldagem (KOU, 2003).

Fonte de calor	Densidade de potência máxima (W.cm-2)
Soldagem a gás	$5 \cdot 10^3$
Arco elétrico	10^4
Plasma	10^5
Laser	10^7
Feixe de elétrons	10^7

2.8.4 – Soldagem por feixe de elétrons por meio de uma cortina de plasma sem vácuo

Segundo Hershcovitch (2005), a cortina de plasma é um sistema que utiliza um arco estabilizado de plasma como uma interface entre o vácuo e a atmosfera. Adicionalmente possui um efeito de lente em partículas carregadas. Este comportamento faz com que o feixe seja focalizado em pontos muito pequenos sobrepondo o efeito da dispersão causada pelo espalhamento por átomos e moléculas na atmosfera. A Figura 2.20 mostra um diagrama

esquemático do novo sistema de EBW com a cortina de plasma logo abaixo da coluna geradora do feixe de elétrons.

Figura 2.20 - Diagrama do equipamento de soldagem por feixe de elétrons já equipado com a cortina de plasma (HERSHCOVITCH, 2005).

2.8.5 – Soldagem por feixe de elétrons em campo

Uma outra maneira viabilizar o processo EBW do ponto de vista técnico e econômico, assegurando elevada produtividade, é a utilização desta técnica diretamente na montagem de sistemas de dutos em campo. Para isso foi desenvolvido um sistema de um canhão de elétrons que é posicionado internamente no centro dos tubos que serão soldados e possui movimentação de 360°. Como há a necessidade de realização de vácuo, a região do tubo onde fica localizado o canhão, é isolada pelas laterais e pela parte externa à junta e colocado um anel para a realização do vácuo no local conforme mostra a Figura 2.21. A fonte de potência para este sistema é instalada em um veículo que fica ao lado da região onde serão instalados os dutos.

Segundo Koga (2000), por este método é possível a realização da soldagem circunferencial em campo para a montagem de tubulações e o aço API 5L-X65, soldado por EBW, apresenta propriedades mecânicas satisfatórias.

Figura 2.21 - Conceito básico do layout de EBW para a soldagem de tubulações (adaptada de KOGA, 2000).

2.9 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo

No ciclo térmico de soldagem de um aço ARBL o metal de solda é austenitizado e com o resfriamento esta fase torna-se instável decompondo-se em novos constituintes de acordo com a taxa de resfriamento e a composição química. A decomposição da austenita geralmente é representada na forma de um diagrama de transformação por resfriamento contínuo, TRC (*continuous cooling transformation*, CCT) como o diagrama da Figura 2.22. Este diagrama é uma ferramenta que auxilia na previsão da microestrutura formada durante a decomposição da austenita submetida a um resfriamento contínuo.

Figura 2.22 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o metal de solda de um aço de baixo carbono. (KOU, 2003).

Zhao (2003) obteve o diagrama TRC (Figura 2.23) estudando um aço microligado utilizado na fabricação de tubulações com a seguinte composição química 0,077%C, 1,28%Mn, 0,25%Si, 0,045%Nb, 0,053%V, 0,027%Ti. As velocidades de resfriamento neste diagrama variaram de 0,1°C/s até 100°C/s. Para taxas de resfriamento menores do que 1°C/s a microestrutura obtida é formada por ferrita poligonal e perlita. Para taxas entre 1°C/s e 10°C/s foram obtidas microestruturas constituídas de ferrita poligonal e ferrita acicular, não sendo verificada a formação de perlita nestas taxas. Por fim para taxas de resfriamento entre 10°C/s e 50°C/s a microestrutura obtida é constituída de ferrita acicular e bainita em sua maioria.

Ramírez (2008) obteve o diagrama TRC (Figura 2.24) de um aço ARBL da classe API 5L X80 de composição química 0,068%C, 0,193%Si, 1,83%Mn, 0,1040%Ti, 0,189%Cr, 0,245%Mo e 0,0165%Ni. Para baixas taxas de resfriamento, entre 0,1°C/s e 7°C/s, a microestrutura obtida é composta de uma matriz ferrítica, pouca quantidade de perlita e possivelmente bainita. Para maiores taxa de resfriamento a microestrutura é formada por uma matriz ferrítico-bainítica.

Xiao (2005) construiu o diagrama TRC (Figura 2.25) de um aço de baixo carbono microligado Mn-Nb-Mo utilizado também em tubulações com composição química 0,025%C, 0,24%Si, 1,56%Mn, 0,039%Nb, 0,019%V e 0,32%Mo. Para altas taxas de resfriamento,

20°C/s e 100°C/s, a microestrutura predominantemente de 100% bainita, para uma taxa baixíssima de resfriamento, 0,1°C/s, a microestrutura final é constituída de ferrita poligonal e ferrita acicular. Ainda segundo o autor a ferrita acicular pode ser encontrada em uma larga faixa de taxas de resfriamento, o que indica que a ferrita acicular é facilmente obtida em um aço de baixo carbono microligado ao Mn-Nb-Mo.

Em geral para taxas de resfriamento suficientemente lentas onde a transformação envolve processo de difusão podem ser formados constituintes tais como, ferrita alotriomórfica, de Widmanstätten, acicular, bainita superior e inferior. Para altas taxas de resfriamento o processo de transformação torna-se adifusional havendo desta maneira a transformação da austenita em martensita.

Figura 2.23 – Diagrama CCT de um aço de baixo carbono utilizado em dutos na condição deformado e não deformado (ZHAO, 2003).

Figura 2.24 – Diagrama CCT e a dureza de um aço microligado X80 para cada taxa de resfriamento (RAMÍRES, 2008).

Figura 2.25 – Diagrama CCT de um aço sem deformação a quente, (PF – ferrita poligonal, AF – ferrita acicular, MF – ferrita massiva, GF – ferrita granular, BF – ferrita bainita) de acordo com Xiao (2005).

2.9.1 - Ferrita alotriomórfica

A ferrita alotriomórfica, também conhecida por ferrita de contorno de grão, é a primeira fase a se formar no resfriamento lento dos grãos da austenita abaixo da temperatura A_{e3} do diagrama Fe-C (Figura 2.26). A sua nucleação ocorre nos contornos colunares de austenita e crescem para o interior dos grãos. A taxa de nucleação e crescimento é controlada pela difusão do carbono avançando pela interface, como mostram as Figuras 2.27 e 2.28.

Figura 2.26 – Diagrama de fases do sistema Fe-C (CALLISTER, 2003).

Figura 2.27 – Diagrama esquemático das fases formadas no metal de solda de aços ARBL, α_W – ferrita de Widmanstätten, α_a – ferrita acicular, α - ferrita alotriomórfica (BHADESHIA, 1993).

Figura 2.28 – Micrografia mostrando algumas fases formadas no metal de solda de um aço ARBL, α_W – ferrita de Widmanstätten, α_a – ferrita acicular, α - ferrita alotriomórfica. (Bhadeshia, 2001).

2.9.2 - Ferrita de Widmanstätten

A ferrita de Widmanstätten é um constituinte formado pela transformação da austenita abaixo da linha A_{e3} (Figura 2.26), cuja formação ocorre em certa faixa de temperatura onde as transformações difusionais não são viáveis e tornam-se possíveis transformações displacivas. Este constituinte, também conhecido como ferrita de segunda fase alinhada, é um produto de transformação em baixa temperatura. Sua nucleação ocorre ou diretamente nos contornos de grão da austenita ou a partir da ferrita alotriomórfica (Figura 2.29), sendo conhecidas como ferrita de Widmanstätten primária e ferrita de Widmanstätten secundária respectivamente, (BHADESHIA, 1990; SPANOS, 1996; ALI, 1990). Como a transformação ocorre em baixas temperaturas onde a difusividade do carbono é reduzida, o crescimento da ferrita de Widmanstätten ocorre pelo movimento coordenado dos átomos a curtas distâncias, assim como a bainita e a martensita. A mudança de forma que acompanha esta transformação displaciva, induz deformação, o que por consequência gera discordâncias na interface austenita/produto restringindo o seu crescimento. Ao microscópio ótico, a ferrita de Widmanstätten possui um aspecto de uma cunha com elevada razão de aspecto conforme demonstrado pelas Figuras 2.28 e 2.29.

Figura 2.29 – Morfologia das ferritas de Widmanstätten primária e secundária (BHADESHIA, 2001).

2.9.3 – Bainita

A bainita é um produto de não-equilíbrio formado pela decomposição da austenita em temperaturas inferiores às necessárias para formar a ferrita de Widmanstätten e cresce sob a forma de feixes originados a partir do contorno de grão austenítico.

Desta forma ela se desenvolve em taxas de resfriamento onde transformações controladas por difusão, como a transformação perlítica, não são possíveis, e ainda, é necessário que o resfriamento seja suficientemente lento para que não ocorra a formação da martensita.

A bainita pode ser classificada como superior e inferior, de acordo com a temperatura na qual é formada, desta forma, há alterações na morfologia da bainita conforme se diminui a temperatura de transformação. A transformação bainítica em geral não somente envolve difusão, de maneira similar a que ocorre na formação da ferrita e da perlita, mas também forças de cisalhamento análogas às observadas nas transformações martensíticas. A Figura 2.30 ilustra as principais diferenças na morfologia da bainita superior e inferior (BHADESHIA, 2006).

Figura 2.30– Ilustração da bainita superior e inferior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono (BHADESHIA, 2001).

2.9.3.1 Bainita superior

A morfologia da bainita superior compreende de ripas de ferrita isentas de precipitação interna, porém cercadas por precipitados de carbonetos. Através de técnicas de análise tais como MEV-EBSD e MET é possível observar que a ferrita aparece em feixes de ripas finas e paralelas com plano de hábito bem definido e intimamente ligadas à fase austenítica a partir da qual foi originada, Figura 2.31.

A formação da bainita superior ocorre em temperaturas onde a difusividade do carbono ainda é relativamente alta o que permite a rejeição deste carbono da ferrita para a austenita. Assim com a continuidade do resfriamento haja a precipitação de cementita entre as plaquetas de ferrita.

O crescimento de cada ripa ou agulha de bainita envolve a deformação em plano invariante com tensões de cisalhamento análogas às observadas na transformação martensítica. Para minimizar a energia associada a esta transformação, as tensões geradas na formação da ripas de ferrita são absorvidas pela deformação plástica da austenita adjacente, o que faz com que haja um aumento significativo na densidade de discordâncias e por consequência faz com que o crescimento seja interrompido.

Segundo Bhadeshia, 2006, a relação entre a densidade de discordâncias e a temperatura de transformação é inversamente proporcional, ou seja, conforme se diminui a temperatura de transformação há o aumento da densidade de discordâncias ao redor das ripas de ferrita na bainita superior.

2.9.3.2 Bainita inferior

A bainita inferior ocorre em baixas temperaturas se comparada aos demais constituintes citados anteriormente e morfologicamente possui grandes semelhanças com a bainita superior, exceto pela menor quantidade de lâminas de cementita formadas entre as plaquetas de ferrita, Figura 2.32. Adicionalmente na bainita inferior ocorre a nucleação de carbonetos alongados no interior das plaquetas de ferrita que podem ser η -carbonetos para o caso de aços de alto carbono ou cementita para os aços de baixo carbono.

Figura 2.31– Ilustração da bainita superior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.32– Ilustração da bainita inferior mostrando as principais diferenças no comportamento da distribuição de carbono (BHADESHIA, 2001).

Ao contrário da bainita superior, onde os feixes são nucleados somente nos contornos de grão da austenita, na bainita inferior também pode haver a nucleação no interior dos grãos ou intragranular. Esses feixes nucleados intragranularmente são formados a partir de feixes primários, ou seja, afastados do contorno de grão austenítico.

A transformação da bainita inferior ocorre a baixas temperaturas onde a difusividade do carbono também é reduzida fazendo com que durante o resfriamento a rejeição do carbono da ferrita para a austenita não seja tão efetiva e assim ocorre a precipitação de carbonetos na forma de bastonetes no interior das agulhas (ripas) de ferrita.

Os feixes de bainita inferior possuem uma densidade de discordâncias maior que a observada na bainita superior, o que confere consequentemente a este constituinte uma maior resistência mecânica.

2.9.4 - Ferrita acicular

A ferrita acicular é um constituinte formado a partir da decomposição da austenita encontrada principalmente em metais de solda de aços de alta resistência e baixa liga (Babu, 2004). Este constituinte é muito mais evidente em metais de solda do que em aços trabalhados, porém em alguns casos pode-se intencionalmente adicionar inclusões não metálicas em aços para que haja a nucleação deste constituinte.

Segundo Bhadeshia (2001) o termo acicular que se refere a uma forma alongada e pontiaguda como uma agulha, conforme sua aparência em duas dimensões, e é usado de forma equivocada para descrever a morfologia deste constituinte, pois em três dimensões sua verdadeira morfologia é lenticular. Ainda segundo o mesmo autor a razão de aspecto real deste constituinte nunca foi medida, mas estimativas realizadas em seções planas aleatórias foram encontrados valores médios de 10 μm e 1 μm para comprimento e largura respectivamente, o que confere a este constituinte razão de aspecto próxima de 0,1.

A natureza fina e caótica da microestrutura da ferrita acicular, Figura 2.33 é ideal para as propriedades mecânicas do material, onde, devido à elevada razão de aspecto exibida pelas agulhas da ferrita acicular, o caminho livre médio que uma trinca tem que percorrer para se propagar é maior, o que contribui desta forma, para o aumento da tenacidade a fratura do aço.

Um metal de solda depositado contém aproximadamente 10^{18} m^{-3} inclusões de tamanhos maiores que $0,5 \text{ }\mu\text{m}$, com tamanho médio de $0,4 \text{ }\mu\text{m}$ distribuídos na microestrutura. Grande parte das inclusões encontradas nos metais de solda é proveniente da reação do oxigênio contido no metal de solda com elementos com grande potencial de oxidação tais como o alumínio, o silício e o titânio (HONEYCOMBE, 1995). Porém, as inclusões no metal de solda podem tanto promover a nucleação intragranular da ferrita acicular quanto servirem de locais preferências para nucleação de vazios durante a fratura dúctil ou trincas de clivagem durante a fratura frágil. Portanto, durante o projeto deve-se realizar um balanço entre estes fatores de maneira a maximizar as propriedades mecânicas do material a ser soldado (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.33 – Microestrutura de ferrita acicular típica (α_a) no metal de solda de um aço ARBL com pequenas adições de Al, Ti e O: (a) MO mostrando a presença de ferrita de contorno de grão (α) e ferrita de Widmanstätten (α_w) coexistindo com ferrita acicular, (b) MET nucleação da ferrita acicular primária (P) em uma inclusão de óxido e uma placa ferrita acicular secundária em uma placa pré-existente de ferrita. (BABU, 2004).

O mecanismo de transformação da ferrita acicular é muito semelhante ao da bainita, sendo que a principal diferença é a forma de nucleação: a ferrita acicular nucleia predominantemente em inclusões e a bainita nucleia predominantemente no contorno de grão da austenita (YANG, 1991). A nucleação da ferrita acicular compete diretamente com a nucleação da bainita, sendo sempre o crescimento de uma destas fases em detrimento da outra (BABU, 1991). Segundo Bhadeshia (2001), a ferrita acicular não é nada mais do que bainita nucleada intragranularmente, pois as temperaturas de transformação são idênticas para ambas as fases e as diferenças estão na maneira e local de nucleação.

A Figura 2.34 apresenta as formas de nucleação destas duas fases com as características microestruturais que favorecem a nucleação em ambos os casos. A Figura 2.34 (a) apresenta um grão austenítico grosseiro sem inclusões, neste caso ocorre nucleação predominantemente bainítica. A Figura 2.34 (b) apresenta grão austenítico mais refinado e apresentando certa quantidade de inclusões, neste caso ocorre a nucleação predominantemente de bainita com pequenas ilhas de ferrita acicular nucleadas na inclusões. Observa-se neste caso que embora o material contenha inclusões que favoreçam a nucleação da ferrita acicular, a área de contornos de grão é muito superior, o que favorece a nucleação da bainita. A figura 2.34 (c) apresenta um grão austenítico grosseiro e contendo inclusões, neste caso ocorre a nucleação predominantemente de ferrita acicular com pequenas colônias bainíticas nucleadas no contorno de grão austenítico. Este aumento no tamanho de grão austenítico aliado à presença de inclusões favorece a transição de microestrutura predominantemente bainítica para ferrita acicular, pois desta maneira haverá menor quantidade de contornos de grão da fase austenita para a nucleação da bainita, favorecendo a nucleação da ferrita acicular.

2.9.5 Constituinte M-A

O constituinte M-A (martensita-austenita) é encontrado principalmente em soldas de aços de ARBL, cuja formação está relacionada principalmente a altas taxas de resfriamento durante o ciclo térmico de soldagem e também à composição química do aço.

A formação deste constituinte ocorre no aquecimento do metal de solda durante o ciclo térmico de soldagem, onde, a cementita se decompõe e por consequência a austenita se torna enriquecida de carbono e este enriquecimento ocorre principalmente no contorno de grão austenítico. Com o início do resfriamento estas regiões ricas em carbono se tornarão estáveis a

temperaturas inferiores às das demais regiões empobrecidas deste elemento e ainda podendo sob certas condições de resfriamento se transformar no constituinte M-A.

A influência dos elementos químicos na formação deste constituinte está no fato destes assim como o carbono retardarem a transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento do aço. Segundo Li (2010) e Matsuda (1996) os principais elementos químicos que favorecem a formação do constituinte M-A são nitrogênio, boro, manganês e também formadores de carbonetos tais como nióbio, vanádio e molibdênio.

O constituinte M-A de uma maneira geral nos aços diminui sua tenacidade e segundo Toyoda (1989) esta diminuição da tenacidade ocorre por dois motivos. Pela formação deste constituinte ocasionar um aumento de volume o que provoca uma deformação da matriz no seu entorno podendo gerar micro-trincas no caso de uma matriz de baixa tenacidade e pela elevada dureza apresentada devido ao alto teor de carbono apresentado por este constituinte o qual poderá sofrer uma fratura e assim ocorrer a falha de um componente em serviço.

Alguns autores dentre os quais Bonnevie (2004) e Kaplan (2001) afirmam que além da dureza e fração volumétrica do constituinte M-A, a morfologia que pode ser alongada ou poligonal também influencia diretamente na tenacidade do material. Portanto, sempre que possível deve-se evitar a formação deste constituinte durante a soldagem de aços ARBL. A Figura 2.35 apresenta um exemplo da presença do constituinte M-A em aços.

Figura 2.34 – Ilustração esquemática de experimentos que indicam o favorecimento da nucleação da bainita ou da ferrita acicular (a) grão austenítico sem inclusões, nucleação predominantemente bainítica; (b) grão austenítico refinado com inclusões, nucleação predominantemente bainítica e (c) grão austenítico grosseiro e com inclusões, nucleação predominante da ferrita acicular apresentando colônias bainíticas (BHADESHIA, 2001).

Figura 2.35 - Microestrutura da região intercrítica apresentando constituintes M-A. Ataque: picrato de sódio alcalino (BAYRAKTAR, 2004).

3 - Materiais e métodos

3.1 – Materiais

O material utilizado neste trabalho é um aço ARBL, alta resistência e baixa liga, microligado com Ti e Nb, doado pela COSIPA (atual Usiminas, Cubatão-SP) e produzido pelo processo de laminação controlada. O aço possui grau API 5L-X65 e foi fornecido na forma de chapas com espessura de 17,48 mm e nível de especificação PSL2. A Tabela 3.1 apresenta a composição química dos principais elementos contidos no aço. As propriedades mecânicas deste aço também foram fornecidas pelo fabricante conforme indicado nas Tabelas 3.2 e 3.3.

Tabela 3.1 - Composição química do aço API 5L-X65 (dados fornecidos pelo fabricante).

C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	V	Ti	Cr	Ni	CE
0,089	1,463	0,017	0,003	0,241	0,034	0,042	0,037	0,018	0,026	0,014	0,347

Tabela 3.2 - Resultados do ensaio de tração transversal em temperatura ambiente (dados fornecidos pelo fabricante).

Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Razão elástica
526	612	37,8	0,86

Tabela 3.3 - Resultados do ensaio Charpy V, na direção transversal, realizado a 0°C, conforme a norma API 5L (dados fornecidos pelo fabricante).

Ensaio	Energia absorvida (J)	Aspecto dúctil
1	134	100%
2	161	
3	157	
Média	151	

3.2. Métodos

3.2.1 – Soldagem por feixe de elétrons

O processo de soldagem por feixe de elétrons ocorreu de forma autógena, ou seja, sem a utilização de metal de adição. A soldagem das placas de aço por feixe de elétrons foi realizada na sede da INB (Indústrias Nucleares do Brasil S.A.). A máquina, apresentada na Figura 3.1, consiste de um sistema de vácuo, um canhão de elétrons e um manipulador de objetos a soldar (Figura 3.2) o sistema de vácuo é controlado por bombas difusoras.

Para a determinação dos parâmetros de soldagem foram realizados cinco cordões de solda no material (Tabela 3.4) com o intuito de se levantar uma curva avaliando a penetração da solda em função da velocidade de soldagem. Os parâmetros de soldagem comum a todos os diferentes corpos-de-prova são:

- Processo de soldagem: feixe de elétrons (EB);
- Posição do cordão de solda: horizontal;
- Tensão / corrente de aquecimento do catodo: 60 kV / 25 A;
- Material do catodo: tungstênio;
- Anodo (altura do anel): 4,5 mm;
- Pressão da câmara de soldagem: $\leq 5 \times 10^{-4}$ mbar;
- Forma do pêndulo: triangular;
- Sentido do pêndulo: transversal ao cordão de solda;
- Frequência do pêndulo: 400 Hz;
- Amplitude: 220%.

O objetivo do levantamento da curva penetração da solda *versus* velocidade de soldagem é estabelecer parâmetros de soldagem para permitir uma penetração da solda nos corpos-de-prova maior do que 10 mm. Este valor é necessário para o atendimento dos requisitos de confecção dos corpos-de-prova Charpy (ASTM E23-02^a). Para a confecção dos corpos-de-prova, foram soldadas quatro placas de aço com as dimensões de 100 x 200 x 17,48 mm³. As placas foram divididas em dois grupos de duas placas para a realização do cordão de solda. No primeiro grupo a soldagem foi realizada com o cordão paralelo ao sentido de laminação (Figura 3.3a) e no segundo a soldagem foi realizada com o cordão perpendicular ao sentido de laminação (Figura 3.3b).

Figura 3.1 - Máquina de solda por feixe de elétrons instalada na INB. (Sá, 2005).

Figura 3.2 - Detalhe da câmara de soldagem da INB. (Sá, 2005).

Tabela 3.4 – Parâmetros utilizados para a determinação dos parâmetros de soldagem.

Cordão	Tensão de aceleração (kV)	Corrente (mA)	Velocidade (mm/s)
1	60	70	2
2			6
3			10
4			14
5			18

Figura 3.3 – Esquema da soldagem das placas (a) soldagem paralela à direção de laminação e (b) soldagem transversal à direção de laminação.

3.2.2 - Ensaaios de dilatometria

Com o objetivo de determinar as linhas de transformação de aquecimento (Ac_1 e Ac_3) e de resfriamento (Ar_1 e Ar_3) foi realizado o ensaio de dilatometria na amostra na condição como recebida. O ensaio de dilatometria foi realizado em um dilatômetro vertical Linseis, modelo L75VS1400, onde foram determinadas as linhas de transformação, no aquecimento e no resfriamento. O ensaio foi realizado em atmosfera inerte de argônio e com uma taxa de aquecimento de 30 °C/min. A taxa de resfriamento foi de 20°C/min, esta taxa é limitada às condições do aparelho e a estimativa da taxa de resfriamento foi realizada através da análise da curva de resfriamento.

3.2.3 – Preparação metalográfica

Para a avaliação metalográfica foram extraídos corpos-de-prova do cordão paralelo e transversal à direção de laminação e também das cinco condições de velocidades de soldagem.

As amostras foram cortadas e embutidas em baquelite, lixadas em lixas de grana 800, 1000, 1200 e 2400, polidas com pasta de 6, 3,1, 1/4 μm e logo a seguir utilizando OPU.

3.2.4 – Ataques químicos

Para a caracterização de todas as regiões da amostra e evidenciar as fases presentes no material, foram utilizados três tipos de ataques químicos, cada um com o objetivo de evidenciar determinada fase ou característica do material como será descrito a seguir:

- **Nital 2%**

Composto por 2 mL de ácido nítrico (HNO_3) e 98 mL de álcool etílico (PA). Utilizado principalmente para evidenciar os contornos de grãos em aços e também criar contraste entre

a ferrita e a perlita. Em determinados casos pode também ser utilizado para diferenciar a martensita da ferrita (VANDER VOORT, 1984).

- **Klemm 1**

Composto por 1 g de metabissulfito de potássio dissolvido em 50 mL de solução aquosa supersaturada de tiosulfato de sódio. Utilizado principalmente para gerar um contraste entre as fases, revelando a ferrita (verde ou azul), austenita retida (coloração branca, não atacada) e segundo alguns autores, revelar o constituinte M-A (martensita-austenita) (VANDER-VOORT, 1984).

- **LePera**

Composto pela mistura de duas soluções na proporção de 1:1, conforme descrito abaixo:

1. 1 g de metabissulfito de sódio dissolvidos em aproximadamente 100 mL de água destilada
2. 4 g de ácido pícrico dissolvidos em aproximadamente 100 mL de álcool etílico (PA).

Este reagente é utilizado principalmente em aços ARBL, para evidenciar a presença de bainita (cor preta), ferrita (cor bronze) e martensita (branca). Assim como o reagente Klemm 1, também pode ser utilizado para apontar a presença de constituintes MA. (VANDER-VOORT, 1984; SHUI, 1988). Uma variação deste ataque, o chamado LePera modificado é utilizado em proporções diferentes dos reagentes citados acima. Conforme a necessidade de se melhorar o contraste, podem ser adicionadas quantidades diferentes da solução de metabissulfito de sódio ou da solução de ácido pícrico.

3.2.5 – Microscopia ótica

Para a avaliação das microestruturas e o registro das suas respectivas imagens foi utilizada a técnica de microscopia ótica. As micrografias foram obtidas com o auxílio de um microscópio ótico da marca LEICA-DM IRM, com câmera digital SCC-131 acoplado a um programa de aquisição de imagem LEICA-QWIN.

3.2.6 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para a obtenção de imagens com maiores ampliações, foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura. As imagens foram obtidas com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura LEO, modelo 1450VP, instalado no DEMAR-EEL-USP. As imagens foram geradas no modo de elétrons retroespalhados (BSE), elétrons secundários (SE). Também foram obtidas imagens utilizando o microscópio de emissão de campo FEG-SEM JEOL, modelo JSM 6500F instalado no *Max-Planck Institut für Eisenforschung* (Alemanha).

3.2.7 – Medidas de textura

A textura cristalográfica foi determinada no material na condição como recebido em uma amostra de dimensões 10 x 10 mm². A amostra foi usinada até cerca da metade da espessura para se evitar medidas incorretas de textura, devido ao efeito de superfície, em seguida foi lixada e polida. As medidas de textura foram realizadas por difração de raios X em um equipamento MPD Philips instalado no Instituto de Física de Rosário (Argentina). Foi utilizada radiação Cu-K α (40 Kv, 20 mA), com passo angular de 0,05°. Os resultados foram analisados com o auxílio dos *softwares* MTM-FHM (versão 2) e popLA.

3.2.8 – Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados num microdurômetro Micromet Buehler, com carga de 200 gf, instalado no DEMAR-EEL-USP, conforme a norma ASTM E 384–99 (1999). As medições foram realizadas na seção transversal do corpo-de-prova soldado, com o objetivo de se obter o perfil de dureza nas diferentes regiões do material, isto é, no metal base (MB), passando pela zona termicamente afetada (ZTA) e por fim na zona fundida (ZF), Figura 3.4. Além do perfil ao longo das três regiões do material, também foram realizadas dez medidas por região do material, (MB, ZTA e ZF). As medidas foram realizadas

nas posições esquematizadas na Figura 3.4 (a) para estimativa da média por região e (b) para traçar o perfil de solda.

Figura 3.4 – Esquematização das regiões onde foram realizadas as medidas de microdureza (a), por região e (b), perfil transversal.

3.2.9 – Ensaios de impacto Charpy V

O ensaio Charpy V foi realizado num equipamento de ensaios Instron Wolpert PW30 instalado no Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos – USP. O ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E23-02a (2002), em corpos de prova soldados paralela e perpendicularmente em relação à direção de laminação (Figura 3.5). Os ensaios foram realizados nas temperaturas -80°C , -40°C , -20°C , 0°C , 25°C . Para cada temperatura foram realizados três ensaios conforme a norma. O resfriamento dos corpos-de-prova foi feito pela imersão total em álcool etílico resfriado com nitrogênio líquido. A temperatura foi controlada através de um termopar tipo J acoplado a um termômetro digital Fluke 54 II. O controle do tempo também foi realizado de acordo com a norma. A Figura 3.6 apresenta as dimensões dos corpos-de-prova para o ensaio Charpy usinados conforme a norma ASTM citada acima.

Figura 3.5 – Esquema de retirada dos corpos de prova Charpy V.

Figura 3.6 – Dimensões do corpo-de-prova Charpy segundo a norma ASTM A 370.

4 - Resultados e discussão

4.1- Caracterização microestrutural na condição “como recebido”

Para a caracterização microestrutural do material na condição “como recebido” (CR) foram retiradas amostras das direções longitudinal, transversal e normal em relação à direção de laminação (Figura 4.1).

A microestrutura do metal base (MB) é típica de aços ARBL laminados a quente com grãos ferríticos e colônias perlíticas bastante finas. O material apresenta uma microestrutura constituída de bandas de ferrita (fase clara) e perlita (fase escura) típicas de aços hipoeutetóides (THOMPSON, 1992) submetidos a laminação convencional ou laminação termomecânica (HILLENBRAND, 2001). A estrutura de grãos do material possui a morfologia de panquecas (*pancakes*), alongados no sentido de laminação.

O bandeamento consiste de bandas alternadas de ferrita e perlita em aços hipoeutetóides e, como dito anteriormente, submetidos à laminação controlada (TMCP) ou convencional. Durante a solidificação, principalmente nos aços com valores de carbono equivalente mais elevados, há a “expulsão” de elementos de liga, tais como Mn, Si, P e S para as dendritas primárias, enriquecendo-as. Estes elementos reduzem a atividade do carbono no material e fazem com que haja a segregação deste elemento na região interdendrítica, que posteriormente sob determinadas taxas de resfriamento, se transformam em perlita.

A Figura 4.2 apresenta as micrografias do metal base, utilizando metalografia colorida. Os ataques químicos utilizados foram Klemm 1 e LePera. O colorido ocorre através da deposição de filmes finos de sulfeto sobre as fases da amostra. A utilização destes tipos de ataque é indicada para realçar a fase ferrítica de maneira mais efetiva que o Nital 2%, ou para a determinação de constituintes específicos, de acordo com as características do material (SHUI, 1988; VANDER VOORT, 1984; LEPERA, 1980). A Figura 4.3 apresenta micrografias do metal base obtidas por microscopia eletrônica de varredura, nestas imagens assim como na microscopia ótica, é possível evidenciar a microestrutura de bandas alternada ferrítico perlíticas, fases escuras e claras respectivamente, alongadas no sentido de laminação do material. A Figura 4.3 (c) apresenta uma colônia perlítica evidenciando as lamelas alternadas de ferrita e cementita, nesta imagem também é possível observar que as lamelas possuem diferenças de orientação o que pode ser atribuída a múltiplas nucleações de perlita.

Figura 4.1 – Micrografia do metal base em relação à direção de laminação na direção: (a) normal (b) transversal (c) e (d) longitudinal - ataque Nital 2%.

Figura 4.2 – Micrografia do metal base utilizando metalografia colorida utilizando os ataques: (a) LePera, fase marron (ferrita) e fase escura (perlita). (b) Klemm 1, fase azul e marron (ferrita), fase escura perlita. Ambos os ataques foram realizados utilizando um pré-ataque de Nital 2%.

Figura 4.3 – Micrografias do metal base evidenciando colônias perlíticas (MEV, elétrons secundários) (Ataque Nital 2%).

4.1.1 - Tamanho de grão

Para a determinação do tamanho de grão de ferrita no material, as amostras foram polidas e atacadas com Nital 2%. A Figura 4.4 mostra a imagem de microscopia ótica do metal base, contendo um círculo de comprimento conhecido, utilizado na determinação do tamanho de grão ferrítico do material. O tamanho de grão médio encontrado nas amostras é de $6,7 \pm 1,2 \mu\text{m}$, que calculado segundo a norma ASTM E 112-96 (2004), corresponde a um tamanho de grão ASTM 11, que está de acordo com Hillenbrand (2003) e Guimarães (1997).

4.1.2 - Quantificação de perlita no material na condição CR

A determinação da fração volumétrica dos constituintes foi realizada utilizando o método de contagem dos pontos de acordo com a norma ASTM E562-02 (2002). A Figura 4.5 apresenta a micrografia do metal base com uma malha de 192 pontos para a quantificação da fase perlítica no aço. A malha foi construída e inserida na micrografia por meio do *software* Image J. A quantificação foi realizada em vinte imagens, obtidas aleatoriamente em duas amostras do material, na condição CS, utilizando como ataque químico o reagente Nital 2%. A quantidade média de perlita encontrada no material foi de $16,4\% \pm 1,9\%$, este valor encontra-se próximo aos valores encontrados por Sant'anna (2006) e Guimarães (1997), ambos utilizando o aço API 5L fornecido pela então COSIPA.

Figura 4.4 – Micrografia do metal base contendo um círculo de comprimento conhecido utilizado na determinação do tamanho de grão ferrítico.

Figura 4.5 – Micrografia do metal base apresentando a malha de pontos utilizada para a quantificação de perlita inserida pelo *software* Image J.

4.1.3 - Linha de segregação central

Como abordado por Sant'anna (2006) e Ogata (2009), foi observada na região central da chapa uma linha de segregação (Figuras 4.6 e 4.7). Esta linha central de segregação é um problema de qualidade nas chapas de aço associado ao processo de solidificação/ fundição de lingotes e placas. No processo de solidificação do lingote, as primeiras regiões do material a se solidificarem são as superfícies do lingote, desta forma com a formação das dendritas primárias, os elementos de liga vão sendo segregados para as adjacências das dendritas, por consequência, esta região torna-se rica em solutos, como o manganês e o carbono, este processo ocorre até a última região do lingote, que é o centro da chapa, se solidificar. Portanto esta região fica rica nestes elementos, conduzindo à formação de colônias perlíticas contínuas e agregados eutetóides na região central do produto.

Devido ao alto teor de elementos austenitizantes, é evidenciado nesta região, a presença de uma fase denominada constituinte M-A (martensita-austenita). Com a utilização de técnicas adequadas de metalografia colorida, é possível identificar e até mesmo quantificar este constituinte (Shui, 1988, Vander Voort, 1984, LePera, 1980). O ataque da amostra utilizando o reagente Klemm 1 é um dos mais utilizados para evidenciar este constituinte. A Figura 4.7 apresenta a micrografia da linha de segregação central evidenciando a presença do constituinte M-A, que com este reagente químico apresenta a coloração branca.

Na Figura 4.8 foi destacado somente os constituintes M-A da linha central de segregação, pode ser observado que nesta região há uma elevada concentração desta fase, enquanto nas demais regiões da placa, como apresentado na Figura 4.2 (b), não há a evidência deste constituinte.

Pelo fato de estes elementos favorecerem a estabilização da austenita, uma elevada concentração possibilitará durante o resfriamento do material, a formação de regiões duras que podem conduzir a uma diminuição da ductilidade e da tenacidade. De acordo com Grong e Akselsen (1984), poderá haver grandes variações na microestrutura do material se este for submetido a ciclos térmicos, como por exemplo, se este material for soldado. Esta variação na microestrutura poderá resultar em heterogeneidades nas propriedades mecânicas do material.

Figura 4.6 – Micrografias do metal base no centro da placa na direção longitudinal em relação à direção de laminação, as setas de cor vermelha indicam a linha de segregação central. Ataque Nital 2% (a) aumento de 500X (b) aumento de 1000X.

Figura 4.7 – Micrografia do metal base no centro da placa na direção longitudinal em relação à direção de laminação, evidenciando a linha de segregação central (Ataque: Klemm 1).

Figura 4.8 – Imagem de inversão de cores evidenciando o constituinte M-A na linha de segregação central.

4.1.3.1 Análise do teor de manganês na linha de segregação central

A análise do teor de manganês na linha de segregação central foi realizada por meio de microanálise EDS. A partir dos resultados da microanálise foi possível traçar o perfil de concentração de manganês nesta região do material. Vale ressaltar que o teor analisado no metal base é de 1,46%Mn em peso. A Figura 4.9 apresenta a linha de segregação central do material, indicada pela seta vermelha e os pontos numerados nesta micrografia, são as regiões onde foi realizada a análise da concentração de manganês. A Tabela 4.1 apresenta os resultados da variação da porcentagem de Mn ao longo da linha de segregação central. A partir destes resultados é possível comprovar um aumento significativo deste elemento de liga, e onde em alguns pontos chegou a ser superior a 50%. Em alguns pontos analisados o teor de Mn medido por EDS atingiu 2,39% em peso.

Bhadeshia (1998) afirma que a linha de segregação central nos aços microligados está relacionada à variação de Mn nesta região, que conforme citado anteriormente, durante o resfriamento do material é “expulso” para o centro da chapa contribuindo assim para uma acentuada modificação das propriedades mecânicas nesta região, o que pode ser prejudicial para a tenacidade do material.

Tabela 4.1 – Variação da % Mn ao longo da linha de segregação central

Região	1	2	3	4	5	6	7	8
% Mn	1.51	1.67	1.99	2.39	2.27	2.04	1.68	1.59

Figura 4.9 – Linha de segregação central do material indicando os pontos onde foi realizada a microanálise por EDS.

4.1.4 - Medidas de dilatometria

As temperaturas críticas de transformação durante o aquecimento (A_{c1} , A_{c3}) e o resfriamento (A_{r1} , A_{r3}), temperaturas estas que delimitam a região intercrítica, foram determinadas por meio de ensaios dilatométricos. Os resultados são apresentados na Tabela 4.2. A curva de expansão típica do metal base é apresentada na Figura 4.10.

Os aços ARBL, em especial os aços da classe API 5L, são aqueles onde são adicionados intencionalmente microligantes, tais como manganês, níquel, nióbio, dentre

outros, para estabilização da fase austenítica e assim, diminuir a cinética de transformação da fase austenítica para a fase ferrítica. Se comparados com um aço de teor semelhante de carbono na literatura (CHIAVERINI, 2008), é possível verificar que as temperaturas de transformação são consideravelmente menores, o que comprova a eficiência dos elementos microligantes.

Tabela 4.2 – Temperaturas A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3} para uma taxa de aquecimento de 30°C/min.

Taxa (°C/min)	A_{c1} (°C)	A_{c3} (°C)	A_{r1} (°C)	A_{r3} (°C)
30	770	895		
20			680	765

Figura 4.10 – Curva de expansão térmica do metal base na condição como recebido em função da temperatura, a uma taxa de aquecimento de 30°C/min.

4.1.5 - Textura cristalográfica

As Figuras 4.11 e 4.12 apresentam os resultados da análise de textura cristalográfica do aço API 5L-X65 na condição CR. Como citado anteriormente, as medidas de raios X foram realizadas na metade da espessura da amostra para evitar erros de medida devido ao efeito de superfície. Após polimento a amostra foi atacada com Nital 2% e posteriormente procedeu-se um ataque eletroquímico para remoção de defeitos associados à deformação plástica introduzida nas etapas de lixamento e polimento.

Pela análise dos resultados é possível observar que o material possui uma textura moderada da fibra α (fibra $\{hkl\}\langle 110\rangle$) e uma mais fraca da fibra γ (fibra $\{111\}\langle uvw\rangle$). Por se tratar de um material laminado a quente, este resultado encontra-se dentro do esperado. Se porventura, após o processo de laminação a quente o material for submetido a laminação a frio, haverá um fortalecimento da fibra γ (Hutchinson, 1999), que para determinadas condições de estampagem, apresenta melhores resultados.

Figura 4.11 – Figuras de pólo do aço API 5L-X65 na condição como recebido, obtidas por difração de raios X.

Figura 4.12 - FDOC do aço API 5L-X65 na condição como recebido, mostrando as seções de $\varphi_2=0^\circ$ a $\varphi_2=90^\circ$, em intervalos de 5° e a escala de intensidades de orientação em relação à textura aleatória.

4.2 – Parâmetros de soldagem

4.2.1 – Penetração da soldagem

Este estudo permitiu definir os parâmetros de soldagem, tais como a velocidade de soldagem e o aporte térmico a serem utilizados na soldagem dos corpos-de-prova. A Figura 4.13 apresenta as macrografias dos cordões de solda realizados nas condições estabelecidas para a determinação dos parâmetros de soldagem. Pela análise das macrografias, observa-se que, para uma velocidade de soldagem de 2 mm/s, houve penetração total da solda, ocorrendo

o decaimento do banho indicado pela seta vermelha e por consequência também apresentou falta de material no topo. Nas demais micrografias não se observa a penetração total da solda. Pode se constatar também que, com a diminuição da velocidade de soldagem, há o aumento da penetração devido ao maior tempo de interação feixe-peça. A Figura 4.14 apresenta a correlação entre a penetração da solda e a velocidade de soldagem. Variando-se somente a velocidade de soldagem e mantendo-se fixos os demais parâmetros como: tensão e corrente, 60 kV e 70 mA respectivamente. Segundo Schiller (1982), os parâmetros de soldagem, velocidade e penetração, se relacionam de maneira inversamente proporcional, ou seja, conforme se aumenta a velocidade de soldagem, a penetração da solda diminui. Os resultados experimentais do gráfico da Figura 4.16 corroboram esta afirmação.

Figura 4.13 – Macrografia dos cordões soldados, evidenciando a penetração da solda nas velocidades: a) 2 mm/s b) 6 mm/s c) 10 mm/s d) 14 mm/s e) 18 mm/s.

Figura 4.14 – Variação da penetração da solda em função da velocidade de soldagem, submetidos a uma tensão de 60 kV e 70 mA.

4.3 – Caracterização da amostra soldada por EBW

4.3.1 - Macroestruturas da região soldada

Após a determinação da penetração da solda em função da velocidade, foi estabelecida a condição de soldagem dos corpos-de-prova para os ensaios mecânicos e microestruturais. As condições utilizadas foram: tensão de aceleração de 60 kV, corrente de soldagem de 70 mA e velocidade de soldagem de 5 mm/s.

As Figuras 4.15 e 4.16 apresentam as macrografias do cordão de solda. A primeira apresenta a seção transversal do cordão de solda e através desta imagem é possível obter informações, tais como: morfologia do cordão de solda, penetração da solda e macro defeitos, como trincas e desabamento de *keyhole*, que será abordado mais adiante. A segunda apresenta

aspectos de morfologia da parte superior do cordão de solda, onde nas imagens é possível verificar, aspectos como defeitos no cordão, como por exemplo: mordedura e também a presença de macro defeitos (MODENESI, 2009).

A penetração da solda nas condições estabelecidas foi de aproximadamente 15,1 mm, sendo possível observar que a razão penetração da solda/largura do cordão, é bastante alta, se comparada aos demais processos de soldagem. A seta de cor vermelha na macrografia da Figura 4.15, indica a linha de segregação central. Observa-se que o cordão de solda foi além desta linha de segregação, ou seja, esta região foi submetida a um ciclo térmico, o que possibilitou a investigação da variação microestrutural, ocasionada pela elevada concentração de elementos austenitizantes, como o Mn e o C, citado por Grong e Akselsen (1984).

Pela análise somente da macrografia, pode ser observado que nas regiões ao redor do cordão de solda, a linha de segregação central que possui um aspecto contínuo e de certa forma homogênea, indicada pelo círculo laranja, se tornou mais difusa como indica o círculo amarelo, ou seja, houve uma dissolução da perlita e dos agregados eutetóides que compunham a linha de segregação central.

Figura 4.15- Macrografia do cordão de solda na direção paralela em relação à direção de laminação, indicando a penetração da solda. A seta vermelha, indica a linha de segregação

central e os círculos laranja e amarelo, representam a linha de segregação central não submetida a ciclos térmicos e quando submetidos a ciclos térmicos, respectivamente.

Figura 4.16 – Macrografias indicando aspectos da parte superior do cordão de solda (a) vista da seção transversal (b) vista de topo - ataque Nital 2%.

A Figura 4.17 apresenta a macrografia do cordão de solda com as três regiões com microestruturas diferentes indicadas pelas setas. A seta vermelha indica a zona fundida (ZF), região que foi fundida durante o processo de soldagem. A seta amarela indica a zona termicamente afetada (ZTA), nesta região, a temperatura atingida durante o ciclo de soldagem, não é suficiente para haver a fusão do material, porém, a temperatura atingida neste local, é superior à temperatura necessária para haver alterações microestruturais no material, tais como recristalização ou até mesmo transformações de fase. A seta azul indica o metal base, ou seja, a região do material que não sofreu alterações durante o ciclo de soldagem, ou seja, manteve as mesmas características que este possuía anteriormente ao processo, e já discutidas anteriormente.

Figura 4.17 – Macrografia do cordão de solda na direção paralela em relação à direção de laminação, indicando as três regiões do material, a zona fundida (ZF), indicada pela seta vermelha, a zona termicamente afetada (ZTA), indicada pela seta amarela e o metal base (MB), indicado pela seta azul.

4.3.2 – Microestruturas da zona fundida (ZF)

Por se tratar de um processo de soldagem autógena, não existem alterações significativas na composição química do metal fundido, em relação ao metal base, porém, microestruturalmente as alterações são inúmeras e de grande complexidade. Para a caracterização microestrutural da zona fundida via microscopia ótica, foram realizados ataques metalográficos com três reagentes químicos diferentes, como será descrito abaixo.

As Figuras 4.18 a 4.21, apresentam imagens via microscopia ótica da zona fundida, utilizando o ataque Nital 2%. Este ataque é utilizado principalmente, para revelar os contornos de grão e diferenciar a perlita da ferrita.

Foi observado na região da zona fundida uma variação microestrutural do topo do cordão de solda com realação à raiz da solda que pode ser atribuída às diferentes formas de extração de calor que estas regiões experimentam.

A Figura 4.18 apresenta as diferenças microestruturais da parte superior e inferior do cordão de solda. Pelas micrografias é possível verificar que a microestrutura da região superior da solda, Figura 4.18 (a), possui uma microestrutura mais grosseira, apresentando maior quantidade de ferrita alotriomórfica, ferrita de widmanstätten, com placas grosseiras e paralelas, não foi evidenciado nesta região a presença de bainita. A micrografia da região próxima à raiz da solda, Figura 4.18 (b), apresenta uma microestrutura mais refinada, sendo a maior parte possuindo aspectos de ripas ou placas. Foi evidenciado nesta região a presença de microestrutura de Widmanstätten com placas paralelas e refinadas, nesta região também foi verificado a presença de colônias bainíticas crescendo a partir do contorno de grão austenítico, como indicado pela seta de cor vermelha. A presença de bainita, no metal de solda de um aço da classe API 5L-X65, também foi evidenciado por Koga (2000).

A Figura 4.19 apresenta outra micrografia da região superior do cordão de solda, mostrando a microestrutura com uma ampliação menor. A região destacada em azul, é ferrita de Widmanstätten, apresentando placas paralelas grosseiras e a região destacada em preto, é ferrita alotriomórfica ou como também é conhecida, de contorno de grão. A Figura 4.20 apresenta a micrografia do metal de solda, indicando a formação das placas paralelas de ferrita de Widmanstätten a partir do contorno de grão austenítico, em mecanismo semelhante ao da formação da bainita (Ali, Bhadeshia, 1990).

Figura 4.18 – Micrografias do metal de solda em duas regiões diferentes (a) região próxima ao topo da solda (b) região próxima a raiz do cordão, região tracejada, contorno de grão austenítico.

Figura 4.19 – Micrografia da ZF do material, apresentando as microestruturas encontradas na região de solda. Seta azul, indicando ferrita de Widmanstätten (α_W), seta preta, indicando a ferrita alotriomórfica ou de contorno de grão (α_{CG}).

Figura 4.20 – Micrografia da ZF do material, apresentando as microestruturas encontradas na região de solda. Seta azul, indicando ferrita de Widmanstätten (α_A) e a linha tracejada, indicando o contorno de grão austenítico.

A Figura 4.21 retirada da região próxima à raiz do cordão de solda evidencia a presença de ferrita acicular no metal de solda, porém, a quantidade total desta fase na zona fundida é pequena. Acredita-se que isto se deve ao fato, da ferrita acicular nuclear, em inclusões (Babu, 2004) e pelo fato do processo de soldagem ter sido realizado em alto vácuo e não ter sido utilizado metal de adição a formação de inclusões provenientes da reação dos gases de soldagem com o metal, no estado fundido, ou da adição intencional de inoculantes para a nucleação da ferrita acicular tanto no metal de adição quanto no fluxo, acarretando desta forma, na redução de locais preferenciais para a nucleação da ferrita acicular. Portanto, sugere-se que a nucleação da ferrita acicular no metal de solda, ocorreu a partir das inclusões inseridas no material durante o processo de fundição do aço ou durante a laminação a quente.

Figura 4.21 – Micrografia da ZF do material apresentando as microestruturas encontradas na região de solda. As setas laranja indicam a ferrita acicular.

A Figura 4.22 apresenta as micrografias da parte superior do cordão de solda, utilizando-se como ataque metalográfico, o reagente químico LePera. Este reagente químico, é utilizado por vários autores, para evidenciar a presença de bainita, que apresenta coloração preta após o ataque (LePera, 1980 e Shui, 1988).

A presença de bainita neste mesmo tipo de aço soldado por feixe de elétrons, também foi evidenciada por Koga (2000). Neste artigo, o autor afirma que o metal de solda apresenta bainita superior. Segundo Bhadeshia (2001), a nucleação de bainita, ocorre preferencialmente nos contornos de grão austenítico, mas também pode ocorrer de maneira intragranular em um mecanismo semelhante ao da nucleação da ferrita acicular. O crescimento das plaquetas de bainita ocorre em planos cristalográficos bem definidos. A presença de bainita crescendo a partir do contorno de grão austenítico foi evidenciada nesta micrografia, o que está de acordo com o modelo de nucleação da bainita proposto por Bhadeshia (2001).

As Figuras 4.23 e 4.24 apresentam micrografias da região central da ZF em região próxima à linha de segregação central do material obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura respectivamente. Na micrografia da Figura 4.23, também foi utilizado o ataque químico com o reagente LePera e é possível observar que houve a formação de uma maior quantidade de bainita se comparada com a micrografia obtida da parte superior do cordão de solda.

Figura 4.22 – micrografias da parte superior da ZF do material utilizando o ataque com o reagente químico LePera evidenciando a presença de bainita crescendo a partir do contorno de grão austenítico, seta vermelha.

As micrografias da Figura 4.24 mostram em detalhes as ripas de bainita inferior formada na zona fundida em região próxima à linha de segregação central. Nesta micrografia é possível verificar a formação de carbonetos, possivelmente cementita, com formato de bastonetes no interior das ripas de bainita. Segundo Bhadeshia (2001) a formação deste tipo de microestrutura ocorre devido à transformação ocorrer a baixas temperaturas onde a difusividade do carbono é baixa, e desta forma, a precipitação dos carbonetos ocorre além de nos contornos de grão no interior das ripas de bainita.

A partir dos resultados obtidos pela caracterização microestrutural da zona fundida foi possível observar que houve grande variação dos constituintes formados ao longo do perfil do cordão de solda. Esta variação microestrutural se deve a duas razões principais: A primeira é a variação de composição química, onde foi verificada maior concentração de elementos austenitizantes na região central da chapa, o que por consequência favorece a formação de constituintes de baixa temperatura de transformação. A segunda razão é que como o cordão de solda não teve penetração total, a extração de calor na raiz do cordão é muito superior à da parte superior, o que por consequência também favorece a formação destes constituintes microestruturais citados logo acima.

Esta variação na microestrutura encontra-se de acordo com Grong e Akselsen (1984), pois devido à maior quantidade de elementos austenitizantes, tais como Mn e C na linha de segregação, ocorreu a formação de uma maior quantidade de bainita na região central da chapa.

Outro fator que também pode afetar a microestrutura do metal de solda é a evaporação de alguns elementos químicos, principalmente o manganês. De acordo com Arata (1983), na soldagem por feixe de elétrons ocorre a redução da quantidade de Mn no metal de solda devido à sua alta pressão de vapor, o que possibilita a evaporação durante a operação de soldagem. A Figura 4.25 apresenta a relação entre a quantidade de manganês no metal base e no metal de solda, obtido via feixe de elétrons. Desta maneira, acredita-se que a perda de Mn na superfície da solda também contribuiu para a menor quantidade de bainita encontrada na superfície da solda.

(a) **(b)** **(c)**

Figura 4.23 – Micrografias da parte central da ZF do material, próximo à linha de segregação central, utilizando o ataque com o reagente químico LePera. (a) aumento de 500X (b) aumento de 1000X e (c) aumento de 1000X.

Figura 4.24 – Micrografias da ZF do material evidenciando a presença de bainita inferior na microestrutura (a) aumento de 500X (b) aumento de 1000X e (c) aumento de 5000X (Ataque Nital 2%).

Figura 4.25 – Relação entre a quantidade de manganês no metal base e no metal de solda obtido via feixe de elétrons (adaptado de ARATA, 1983).

Para a caracterização da ZF, também foi utilizado ataque com o reagente químico Klemm 1, este tipo de ataque é utilizado por vários autores para evidenciar a presença do constituinte M-A, que na imagem apresenta a coloração branca. As Figuras 4.26 e 4.27, apresentam as micrografias da ZF utilizando o reagente químico Klemm 1. Segundo Bonnevie (2004), Bayraktar e Kaplan (2004), a presença do constituinte MA na região da solda, diminui a tenacidade do material e também, o aumento na taxa de resfriamento do metal de solda, causa aumento na quantidade deste constituinte na microestrutura.

A Figura 4.27 (a) apresenta a micrografia da ZF do material, as regiões de cor branca na imagem, são ilhas de constituinte M-A. Observa-se que especificamente nesta região, há uma grande quantidade desta fase na microestrutura do metal de solda. Visualmente, é possível observar que esta região apresenta uma maior fração de constituinte M-A na microestrutura, se comparado com as micrografias da Figura 4.26.

Este fato pode ser atribuído às flutuações de composição química existentes no metal base, onde nesta região, pode haver uma grande concentração de elementos austenitizantes no material, o que, aliado às elevadas taxas de resfriamento, contribui para a formação do constituinte M-A. A Figura 4.27 (b) evidencia as ilhas de constituintes M-A existentes na micrografia (a), como já citado anteriormente. É possível observar que nesta região do material, existe uma grande concentração desta fase no material.

Figura 4.26 – Micrografias da ZF do material, utilizando como ataque o reagente químico Klemm 1, utilizado para evidenciar a presença do microconstituente M-A identificado pelas regiões brancas na imagem.

Figura 4.27 – (a) Micrografia da ZF do material utilizando como ataque o reagente químico Klemm 1 utilizado para evidenciar a presença do microconstituente M-A, regiões brancas na imagem, (b) Figura 4.8 – Imagem de inversão de cores evidenciando o constituinte M-A.

4.3.3 - Microestruturas da zona termicamente afetada (ZTA)

A ZTA do material é a região da junta soldada onde o metal base não chega a ser fundido, mas a temperatura neste local é alta o bastante para promover alterações microestruturais importantes no material, como por exemplo, refinamento de grão, crescimento de grão, dissolução de carbonetos ou outras transformações de fase.

A soldagem por feixe de elétrons tem como uma das suas principais características, a alta densidade de potência e o baixo aporte térmico, o que resulta durante a soldagem em uma alta penetração da solda e em uma ZTA extremamente estreita, se comparada a processos tais como soldagem por arco submerso e por eletrodo revestido.

As Figuras 4.28 a 4.32 apresentam as microestruturas da região soldada do material, atacadas com os reagentes químicos Nital 2% e Klemm 1. A Figura 4.28 (a) apresenta as três regiões do material soldado. Por esta micrografia, é possível mostrar o quão estreita é a ZTA deste aço, cerca de 1 mm em média, quando submetido à soldagem por feixe de elétrons. A Figura 4.28 (b) apresenta a fronteira entre a ZTA e o MB, onde as regiões destacadas desta imagem evidenciam as alterações microestruturais ocorridas durante o ciclo térmico de soldagem. A região destacada em vermelho é o final da ZTA do material, onde se observa um refinamento de grão neste local, e as colônias perlíticas foram dissolvidas e tornadas mais maciças (Figura 4.29), alguns autores se referem a este tipo de microestrutura como, perlita degenerada ou de agregados eutetóides.

As Figuras 4.30 (a) e (b) apresenta as micrografias da ZTA próxima à zona fundida e do MB respectivamente. É possível evidenciar claramente as modificações microestruturais citadas no parágrafo anterior. A microestrutura do metal que antes do processo da soldagem era constituída por bandas alternadas de ferrita e perlita, sofreu refinamento de grão e dissolução das colônias perlíticas, não havendo nesta região, absolutamente nada que lembre a estrutura perlítica anterior.

Figura 4.28 – Microestruturas da região soldada (a) micrografia apresentando as fronteiras entre ZF, ZTA e MB; (b) micrografia apresentando a fronteira entre a ZTA e o MB (Ataque: Nital 2%).

Figura 4.29 – Microestrutura da ZTA (Ataque: Nital 2%).

Figura 4.30 – Comparação das microestruturas (a) ZTA; (b) metal base. (Ataque: Nital 2%).

Para verificar a presença do constituinte MA na região da ZTA, foi realizado ataque metalográfico utilizando o reagente químico Klemm 1. A Figura 4.31 apresenta as microestruturas da ZTA e do MB utilizando este tipo de ataque. Por esta imagem é possível evidenciar a presença do constituinte MA na região da ZTA (região branca). Observa-se, que estes constituintes, encontram-se principalmente nas regiões de contorno de grão e possuem morfologia próxima a de um círculo, com razão de aspecto próxima de 1, enquanto no metal de solda observa-se, tanto constituintes com esta forma, como com razão de aspecto bem maior do que 1.

Pela micrografia mostrada na Figura 4.31, também é possível evidenciar claramente o refinamento de grão sofrido na região da ZTA devido ao processo de recristalização sofrida nesta região. É importante lembrar que a zona de crescimento de grão encontrada na ZTA da maioria dos processos convencionais de soldagem não foi evidenciada neste material.

As micrografias obtidas em MEV da Figura 4.32 apresentam a ZTA do material soldado por feixe de elétrons em diferentes ampliações, onde é possível a verificação do refinamento de grão e também da dissolução das colônias perlíticas nesta região.

A Figura 4.33 apresenta em detalhes a transformação sofrida por uma colônia perlítica após ser submetida ao ciclo térmico de soldagem. A microestrutura nesta região evidencia a presença do constituinte MA que se forma devido á decomposição da cementita durante o aquecimento no qual o material foi submetido e também sugere a formação de bainita inferior nesta região. Este fato faz com que a austenita se enriqueça em carbono diminuindo assim a

temperatura de transformação nesta microrregião o que por consequência possibilita a formação do constituinte MA.

Também é possível verificar nesta região a formação de perlita degenerada aos redores do constituinte MA, o que comprova que esta região também sofreu transformações difusionais, porém sem tempo suficiente para a completa formação da perlita.

Figura 4.31 – Microestrutura do topo do cordão solda nas regiões: (a) MB; (b) ZTA (ataque Klemm 1).

Figura 4.32 – Microestrutura da ZTA obtidas por MEV:: (a) 500X (b) 1000X (Ataque Nital 2%)

Figura 4.33 – Microestrutura da ZTA obtidas por MEV evidenciando a presença de perlita degenerada e do constituinte MA (Ataque Nital 2%).

4.3.4 – Defeitos de soldagem

A Figura 4.34 apresenta as micrografias da raiz do cordão de solda, apresentando um defeito que é típico de soldagens que utilizam a técnica “*keyhole*”. Este defeito é caracterizado por um grande vazio na raiz do cordão de solda. Alguns autores, como Arata (1972), Schubert (2009) e Palmer (2007), referem-se a este tipo de defeito, como porosidade de raiz (*root porosity*), porém, Ladário (2010) refere-se a este defeito, como “desabamento do *keyhole*”, nomenclatura que será utilizada neste trabalho.

Como dito anteriormente nesta técnica, quando o feixe de alta densidade de energia encontra-se com a superfície do metal, ocorre a vaporização instantânea desta região, e desta maneira há a formação do *keyhole*. Para a realização da soldagem, é necessário que o *keyhole* seja estável, ou seja, que a pressão de vapor gerado pela vaporização do metal se contraponha de maneira efetiva à tensão superficial e a pressão hidrostática do líquido, nas paredes do canal. Quando a soldagem é realizada a velocidades elevadas, aumenta-se a probabilidade de geração de instabilidade no fluxo de vapor que sustenta as paredes do *keyhole*, e por consequência ocorre o desabamento do líquido criando uma “bolha” (vazio), próxima à raiz da solda. Como na soldagem por EBW a solidificação ocorre a altas taxas, estas bolhas ficam aprisionadas em regiões próximas à raiz da solda. A Figura 4.35, (a) e (b), apresenta o mesmo tipo defeito de soldagem evidenciado por Palmer (2007) e Schubert (2009).

Figura 4.34 - Micrografias apresentando o defeito de soldagem desabamento de *keyhole* (a) aumento 100X (b) 200X.

Figura 4.35 – Macrografias do cordão de solda apresentando desabamento de keyhole (a) Palmer e Elemer (2007) (b) Schubert (2009).

4.7 – Caracterização mecânica

4.7.1 - Microdureza Vickers

Medidas de microdureza Vickers (HV-0,3) foram realizadas com o objetivo de traçar o perfil da região soldada e verificar a influência do ciclo térmico de soldagem na zona fundida do material e na zona termicamente afetada. Para isso, foram realizadas medidas no material com o cordão de solda paralelo e também transversal, com relação à direção de laminação, e foi traçado o perfil nestas duas condições, além da vista de topo do cordão de solda.

As Figuras 4.36 e 4.37 apresentam os resultados das medidas de microdureza por região para as amostras com direção de laminação transversal e paralela à direção de soldagem, respectivamente. A média e o desvio padrão dos resultados de microdureza encontram-se nas Tabelas 4.2 e 4.3.

Pela análise dos resultados, é possível observar que as três regiões do metal, zona fundida, zona termicamente afetada e metal base, apresentam os resultados de microdureza

bem distintos um do outro. Esta diferença no resultado destas três regiões evidencia que houve alterações na microestrutura durante o ciclo térmico de soldagem.

Os valores médios de microdureza encontrados na ZF indicam que houve a formação durante o ciclo térmico de soldagem, de um constituinte que possui maior resistência, o que pode indicar a presença de bainita nesta região, além de outros constituintes, conforme já comentado anteriormente.

Os valores médios de microdureza encontrados na ZTA indicam que também houve alteração microestrutural nesta região durante o ciclo térmico da soldagem. Observa-se também, que houve um aumento de cerca de 10% no valor da microdureza, o que pode ser atribuída ao refinamento de grão, à dissolução de carbonetos e a formação do constituinte MA nesta região. Não foram encontrados valores de microdureza inferiores à do metal base, o que também evidencia que não houve região de crescimento de grão na ZTA.

Os valores de microdureza encontrados para o metal base ficaram por volta de 200 Hv e com ligeira variação, conforme a posição na qual a amostra foi retirada, (longitudinal, transversal e normal).

Koga (2000) estudou um aço da mesma classe soldado por EBW e obteve resultados de microdureza próximos aos encontrados no presente estudo. Arata (1983), estudando a soldagem por EBW em um aço HT (*high tension*), também observou o mesmo comportamento de microdureza ao longo destas três regiões do material. Hashemi (2009), estudando um aço API 5L X70 soldado por arco submerso, obteve na região do metal de solda, microdureza abaixo de 240 Hv, o que indica que não houve, ou que se formou uma quantidade muito pequena constituintes que aumentam a resistência mecânica durante o ciclo térmico de soldagem. Na região da ZTA a microdureza encontrada, ficou abaixo da microdureza do MB, o que indica que houve um amolecimento do material nesta região, comportamento contrário ao observado na soldagem por EBW. Miranda (2009), estudando um aço da classe X100, soldado por laser de fibra, obteve o mesmo comportamento de microdureza, obviamente com valores superiores, devido às características do material.

Figura 4.36 – Medidas de microdureza por região na amostra com a direção de laminação transversal à direção de soldagem.

Tabela 4.2 - Média e desvio-padrão das medidas de dureza por região, amostra com a direção de laminação transversal à direção de soldagem.

Posição	ZF	ZTA	MB
Microduzeza Vickers	264±15	221±9	203±3

Figura 4.37 – Medidas de microdureza por região na amostra com a direção de laminação paralela à direção de soldagem.

Tabela 4.3 - Média e desvio-padrão das medidas de dureza por região, amostra com a direção de laminação paralela à direção de soldagem.

	ZF	ZTA	MB
Microduzeza Vickers	264±8	217±6	197±5

A Figura 4.38, apresenta o perfil de dureza para as amostras com direção de laminação paralela e transversal à direção de soldagem e na vista de topo. Observa-se que o comportamento da microdureza ao longo das três regiões do material, vai aumentando do MB para a ZTA, e há um aumento significativo da ZTA para a ZF. Como já mencionado anteriormente, o comportamento da microdureza ao longo destas três regiões, é semelhante ao encontrado por Koga (2000), utilizando soldagem por EBW, e ao encontrado por Miranda (2009), utilizando a soldagem por laser de fibra, que também tem por característica um baixo aporte térmico e alta densidade de potência.

Figura 4.38 – Comparação entre os perfis de microdureza Vickers das amostras com direção de laminação paralela e transversal à direção de soldagem e na vista de topo.

4.7.2 - Ensaio de impacto Charpy V

A Figura 4.39 apresenta os valores de energia absorvida para o ensaio Charpy-V realizado nas amostras com o cordão de solda na direção paralela e perpendicular com relação à direção de laminação. Os entalhes foram realizados na região central do metal de solda com o intuito de avaliar a energia absorvida por esta região do material.

A norma API 5L (2000) estabelece que para todos os graus de aços API a energia mínima requerida média (mínimo de 3 corpos-de-prova) a uma temperatura de 0°C ou inferior deve ser de 27 J para corpos-de-prova transversais e de 41 J para corpos de prova retirados na direção longitudinal. Portanto pela análise dos resultados obtidos no ensaio Charpy, é possível observar que ambas as condições de metal de solda cumprem os requisitos mínimos da norma API 5L.

Os corpos-de-prova soldados paralelamente à direção de laminação apresentaram resultados de energia absorvida superiores à do metal base, cerca de 280 J a uma temperatura

de -20°C, enquanto a energia absorvida média pelo MB na temperatura de 0°C é de 150 J. A energia absorvida para esta condição de material é similar a obtida por Sant’anna (2006) para este mesmo material na condição normalizada e homogeneizada, conforme apresentado na Figura 4.40.

Por outro lado a energia absorvida para a condição perpendicular foi bastante inferior a estes resultados, ficando um pouco acima do mínimo especificado pela norma API 5L. A grande anisotropia pode ser atribuída a diversos fatores, desde alterações microestruturais como parâmetros de processo. A Figura 4.41 apresenta o aspecto da fratura dos corpos-de-prova Charpy submetidos ao ensaio de impacto em diferentes temperaturas, pode observar nesta imagem que com o aumento da temperatura a característica da fratura passa de 100% frágil sem nenhuma deformação lateral no corpo-de-prova para fratura dútil, onde em alguns casos não houve o rompimento total do corpo-de-prova.

Uma grande diferença na tenacidade a fratura também foi observado por Ju, (2007) estudando este mesmo tipo de aço, no estudo em questão a diferença de energia absorvida no aço na temperatura de 0°C para as direções longitudinal e transversal em relação à direção de laminação foi de mais de 200 J. Segundo o autor esta diferença pode possivelmente ser atribuída à variação da fração do plano {100} com o ângulo em relação à direção de laminação.

Koga (2000) estudando este mesmo tipo de material obteve resultados consideráveis para a condição de cordão de solda perpendicular em relação à direção de laminação, cerca de 350 J. Neste caso também a energia absorvida no ensaio de Charpy V foi superior à do metal base, cerca de 200 J.

Pelo fato deste tipo de soldagem produzir cordões de solda extremamente estreitos, a realização de ensaios Charpy para avaliar tanto a ZF quanto a ZTA torna-se extremamente difícil, pois mesmo o entalhe estando exatamente no centro do cordão de solda, a fratura se propaga para “fora” da região da ZF e em alguns casos a fratura total se completa no metal base. Nesse caso, para uma melhor avaliação da tenacidade tanto da ZF quanto da ZTA seria necessário um método mais preciso para esta avaliação. O ensaio de CTOD (*crack tip opening displacement*) seria uma alternativa viável para este tipo de avaliação.

Figura 4.39 – Curva de energia absorvida em função da temperatura de ensaio Charpy-V

Figura 4.40 – Curva de energia absorvida em função da temperatura de ensaio Charpy-V , nas condições H – Homogeneizado, N – Normalizado e CF- Como fornecido (Sant’anna, 2006).

CONDIÇÃO	TEMPERATURA DO ENSAIO				
	-80°C	-40°C	-20°C	0°C	25°C
CORDÃO DE SOLDA PARALELO
CORDÃO DE SOLDA PERPENDICULAR

Figura 4.41 – Aspectos dos corpos-de-prova Charpy-V após ensaio

5. Conclusões

- A análise das curvas de penetração das soldas em função da velocidade de soldagem, para uma tensão de aceleração constante, mostra que ao se aumentar a velocidade de soldagem há uma diminuição da penetração da solda.
- O cordão de solda do processo de soldagem por EBW apresentou um perfil completamente diferente dos processos convencionais de soldagem de tubos. Com uma elevada razão penetração da solda/largura do cordão a penetração total da solda na chapa foi atingida em um único passe.
- Os resultados da caracterização microestrutural realizados na região da solda, apresentaram três regiões bastante distintas, sendo possível diferenciar com clareza o MB, a ZTA e a ZF.
- O MB apresentou microestrutura típica de aços microligados ao Nb submetidos ao processo de processamento termomecânico (laminação controlada).
- A ZTA apresentou grãos refinados, tornou-se bastante difusa com relação ao MB e também foi observado nesta região o constituinte M-A, que em alguns casos é prejudicial às propriedades mecânicas dos materiais soldados. Esta região também é bastante estreita, o que é característico de processos de alta densidade de energia como o EBW.
- Foi evidenciada na ZF do material a presença dos constituintes ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular e ferrita alotriomórfica que são comumente encontradas nas soldas de aços microligados. Também foram evidenciadas colônias bainíticas, e ilhas do constituinte M-A que podem ser atribuídos aos elementos microligantes austenitizantes presentes no aço e às altas taxas de resfriamento proporcionadas pelo processo de soldagem.
- Avaliando o perfil de microdureza também é possível observar a existência das três regiões citadas acima. A microdureza vai aumentando conforme se avança do MB para a ZTA e por fim na ZF. Este aumento na microdureza é característico das alterações microestruturais sofridas por estas regiões durante o ciclo térmico da soldagem.

- Os resultados de energia absorvida apresentados no ensaio Charpy tanto para a condição com o cordão de solda paralelo e perpendicular à direção de laminação foram satisfatórios e atendem os requisitos da norma API 5L.
- Os resultados obtidos mostram que a técnica de soldagem por feixe de elétrons tem potencial para a aplicação na soldagem longitudinal de tubos e também para a soldagem circunferencial na montagem da rede de dutos.

Referências

ALI, A., BHADESHIA, H.K.D.H., Nucleation of Widmanstätten ferrite. **Materials Science and Technology**, v.6, p.781-784, 1990.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, **Specification for Line Pipe – API Specification 5L**, 42nd Edition. Washington, July 2000.

AWS – AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook**. 7th ed. New York, American Welding Society, v.3, p.170–238, 1980.

ANP - Agência Nacional de Petróleo. **Anuário Estatístico de 2009**. Rio de Janeiro, 2009.

ARATA, Y. **Development of Ultra High Energy Density Heat Source and Its Application to Heat Processing**, Japan, Okada Memorial Japan Society (1985).

ARATA, Y., TERAJ, K., MATSUDA, S. Study on characteristics of weld defect and its prevention in electron beam welding (report I) **Transactions of Japanese Welding Research Institute**, v.1, p.103-112, 1973.

ARATA, Y., TOMIE, M., NAKANISHI, M. E FURUSAWA, J. Mechanical properties of electron beam welds of heavy section steel plates. **Transactions of Japanese Welding Research Institute**, v.7 v.1-8, 1983.

ASTM-AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **ASTM E 23-02a. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 2002, p.1-25

ASTM-AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **ASTM E 112-96. Standard Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**, 2004, p.1-26.

ASTM-AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **ASTM E 92-82. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**, v.3, 1999, p.1-8.

BABU, S.S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. **Current opinion in solid state & materials science**, v.5, p.267-278, 2004.

BABU, S. S., BHADESHIA, H. K. D. H., Mechanism of the Transition from Bainite to Acicular Ferrite. **Materials Transactions of the Japan Institute of Metals**, v.32, p.679-688, 1991.

BABU, S. S., BHADESHIA, H. K. D. H., Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys. **Progress in Materials Science**, v.29, p.321-386, 1985.

BAYRAKTAR, E. E KAPLAN, D., Mechanical and metallurgical investigation of martensite–austenite constituents in simulated welding conditions. **Journal of Materials Processing Technology**, v.153-154, p.87–92, 2004.

BYOUNGCHUL, H., CHANG, G. L., SUNGHAK, L., Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-High Strength Steel Plates with High Deformability. **Materials Science Forum**, v.638, p.3266-3271, 2010.

BHADESHIA, H. K. D. H., Alternatives to the Ferrite-Perlite Microstructures. **Material Science Forum**, v.284, p.39-50, 1998.

BHADESHIA, H. K. D. H., **Bainite in steels**. 2nd ed. Cambridge University Press, 2001, 454 p.

BHADESHIA, H. K. D. H., SVENSSON E., **Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal**, Disponível em: www.msm.cam.ac.uk/phase-trans. Acessado em 17/04/2010

BHADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMBE, R. W. K., **Steels: Microstructure and Properties**, 3rd ed. Butterworths-Heinemann. Elsevier, 2006

BIRNIE, J.V., An Introduction to Electron Beam Welding. **Physics in Technology**, v.7, p.116-122, 1976.

BONNEVIE, E., FERRIÈRE, G., IKHLEF, A., KAPLAN, B., ORAIN, J.M., Morphological aspects of martensite–austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels. **Materials Science and Engineering A**, v.385, p.352-358, 2004.

BOTT, I., DE SOUZA, L.F.G., TEXEIRA, J.C.G.; RIOS, P.R., High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.36, p.443–454, 2005.

CALLISTER, D. JR., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 6.ed. Rio de Janeiro; LTC, 2003, 587 p.

CARDOSO, B.R. **Avaliação da acustoelasticidade em tubos de aço API 5L X46 com e sem costura visando o estudo do estado de tensões**. 2007, Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio de Janeiro 108 p.

CHIAVERINI, V., **Aços e ferros fundidos**. 3.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

CORBETT, K. T., BOWEN, R. R., PETERSEN, C. W. High Strength Steel Pipeline Economics. **In: THE THIRTEENTH INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE** 2003, Honolulu, Hawaii, EUA.

CULLITY B. D. **Elements of X-ray diffraction**. 2. ed., Addison-Wesley, 1978, 295-321, EUA.

CUDDY, L.J. The Effect of Microalloy Concentration on the Recrystallisation of Austenite during Hot Deformation. **In: CONFERENCE OF THERMOMECHANICAL PROCESSING OF MICROALLOYED AUSTENITE** 1982, Pittsburgh, p.129-140.

GUIMARÃES, V.A., **Influência da Taxa de Resfriamento nas Propriedades Mecânicas e no Micromecanismo de Fratura de um Aço Microligado com Nióbio e Titânio**. 1997, Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 157 p.

GRONG, O., AKSELSSEN, O. M., HAZ toughness of microalloyed steels for offshore. **Metal Construction**, v.18, p.608-617, 1984.

HASHEMI, S. H., MOHAMMADYANI, D., POURANVARI, M. e MOUSAVIZADEH, S. M., On the relation of microstructure and impact toughness characteristics of DSAW steel of grade API X70. **Fatigue Fracture Engineering Materials Structure**, v.32 p.33–40, 2009.

HERSHCOVITH, A., Non-vacuum electron beam welding through a plasma window. **Nuclear Instruments and Methods in Physics Research**, v.241 p.854-857, 2005.

HILLENBRAND, H. G., LIESSEM, A., BIERMANN, K. , HECKMANN, C. J., SCHWINN. V. Development and production of linepipe steels in grade X100 and X120. **SEMINAR OF X120 GRADE HIGH PERFORMANCE PIPE STEELS**. Calgary, Canadá, 2005 p.1-12.

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

HILLENBRAND, H. G., LIESSEM, A., BIERMANN, K. , HECKMANN, C. J., SCHWINN. V., Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines. **In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PIPELINE TECHNOLOGY 4**, 2004, Ostend, Belgium, p.9-12.

HONEYCOMBE, R.W.K.; BHADESHIA, H.K.D.H. **Steels-microstructure and properties**, London: Edward Arnold Publishers, 1995.p.280-301.

HULKA, K., GRAY, M., **High temperature processing of linepipe steels**. Disponível em: http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlib/science techno/table_content/sub_4/images/pdfs/033.pdf. Acessado em:09/01/2010.

HUTCHINSON, W.B., Deformation microstructures and textures in steels. **Philosophical Transactions of The Royal Society A**, v.357, p.1471-1485, 1999.

HUTCHINSON, W.B., Development and control of annealing textures in low carbon steels. **International Metals Review**, v.29, p.25-42, 1984.

JU, J. B., LEE, J. S., JANG, J. I., Fracture toughness anisotropy in a API steel line-pipe. **Materials Letters**, v.61, p. 5178–5180, 2007.

KYRIAKIDES, S., CORONA, E., **Mechanics of Offshore Pipelines: Volume 1 Buckling and Collapse**. USA: Elsevier Science, 2007, 448 p.

KOGA, S., INUZUKA, M., NAGATANI, H., IWASE, T., MASUDA, H., USHIO, M., Study of all position electron beam welding process for pipeline joints. **Science and Technology of Welding & Joining**, v.5, p.105-112, 2000.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. USA: John Willey & Sons, 2003, 453 p.

LADÁRIO, F. P., LIMA, M. S. F. **Um estudo do processo de soldagem a laser de blanks automotivos, com e sem revestimento, no ambiente industrial visando melhorias incrementais e redução de custos**. Disponível em <http://www.grima.ufsc.br/cobef4/files/021004060.pdf>. Acessado em 14/07/2010

LEPERA, F. S., Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high strength dual-phase steel. **Journal of Metals**, v.32, p.38-42, 1980.

MIRANDA, R., COSTA, A. , QUINTINO, L., YAPP, D. E IORDACHESCU, D., Characterization of fiber laser welds in X100 pipeline steel. **Materials and Design**, v.30, p.2701–2707, 2009.

NAKANISHI, M., FURUSAWA, J., YASUNAGA, S., TOMIE, M. e ARATA, Y., Electron Beam Welding of Heavy Section Steel Plates. **Transactions of Japanese Welding Research Institute**, v.23, p.71-80, 1982.

OGATA, P. H., **Caracterização microestrutural do aço para tubo API 5L- X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxa de resfriamento**. 2009, Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica – USP, São Paulo, 122 p.

PALMER, T.A. E ELMER, J.W., Characterization of electron beams at different focus settings and work distances in multiple welders using the enhanced modified Faraday cup. **Science and Technology of Welding and Joining**, v.12, p.161-174, 2007.

PUNSHON, C., RIBTON C., **Pressure electron beam welding for high productivity in thick sections materials**. London, TWI Ltd, 2004, 10 p.

RAMÍREZ, M. F. G., **Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo**. 2008. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica – USP, São Paulo, 158 p.

REED-HILL **Princípios de Metalurgia Física**. 2.ed. Rio de Janeiro Guanabara 2, 1982.

SÁ, M. A. F. **Estudo da soldagem por feixe de elétrons de aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de bocais superiores e inferiores de elementos combustíveis**. 2005. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de Lorena - USP, Lorena, 101 p.

SANDERSON, A., PUNSHON, C.S., RUSSELL, J.D., Advanced welding processes for fusion reactor fabrication. **Fusion Engineering and Design**, v.49-50, p.77-87, 2000.

SANT'ANNA, P. C., **Influência de tratamentos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L-X65**. 2006. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, Campinas, 147p.

SCHLÄFER, D., BUNGE, H. J. The development of rolling texture in iron determined by neutron diffraction. **Texture**, v.1, p.157-171, 1974.

SHUI, C.K., REYNOLDS, W.T., SHIFLET, G.J., E AARONSON, H.I., A comparison of etchants for quantitative metallography of bainite and martensite microstructures in Fe-C-Mo alloys. **Metallography**, v.21, p.91-102, 1988.

SCHILLER, S., HEISIG, U., PANZER, S. **Electron Beam Technology**. New York: John Wiley & Sons, 1982, 508 p.

SCHUBERT, G., **Electron beam welding – process, application and equipment**. USA, Enfield, PTR – Precision Technologies Inc., 2009.

SPANOS, G., HALL, M.G., The formation mechanisms, morphology, and crystallography of ferrite side plates. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.27, p.1519-1534, 1996.

SUN, Z., KARPPI, R., The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview. **Journal of Materials Processing Technology**, v.59, p.257-267, 1996.

TAKAHASHI, M. AND BHADRESHIA, H. K. D. H., A model for the transition from upper to lower bainite. **Materials Science and Technology**, v.6, p.592-603, 1990.

THOMPSON, S. W., HOWELL, P. R., Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel. **Materials Science and Technology**, v.8, p.777-784, 1992.

VANDER VOORT, G. F., **Metallography: Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 1984, 427 p.

XIAO, F., LIAO, B., REN, D., SHAN, Y., YANG, K., Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn–Mo–Nb microalloyed pipeline steel. **Materials Characterization**, v.54, p.305– 314, 2005.

YANG, J.R., BHADESHIA, H.K.D.H., Acicular ferrite transformation in alloy steel weld metals. **Journal of Materials Science**, v.26, p.839-845, 1991.

YAPP, D., BLACKMAN, A., Recent Developments in High Productivity Pipeline Welding. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Science and Engineering**, v.26, p.57-68, 2004.

ZHAO, M., YANG, K., XIAO, F., SHAN, Y., Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels. **Materials Science and Engineering A**, v.355, p.126-136, 2003.