

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

SOLDAGEM MAG E ELETRODO REVESTIDO SOBRE AÇO API 5L X100

Diego Aires de Freitas

Dissertação para obtenção do Título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre
2016

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

SOLDAGEM MAG E ELETRODO REVESTIDO SOBRE AÇO API 5L X100

DIEGO AIRES DE FREITAS
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado na Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre
2016

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Ivan Guerra Machado

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Arnaldo Ruben Gonzalez (UFRGS)
Prof. Dra. Cintia Cristiane Petry Mazzaferro (UFRGS)
Prof. Dr. Richard Thomas Lermen (IMED)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

Dedico esta dissertação “*a todos
aqueles que ainda ousam sonhar*”.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Paulo Viegas de Freitas e Dulce Marie Aires de Freitas, pelo apoio incondicional que foi fundamental para que eu tivesse forças para seguir em frente.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ivan Guerra Machado pelos conhecimentos passados, orientação e apoio que foram definitivos para que este trabalho fosse finalizado.

Ao técnico do LS&TC, Luiz Henrique Zaniratti, pela amizade e pelo apoio técnico que foram fundamentais para que esse trabalho acontecesse.

Ao Eng. Vagner Machado Costa pela realização do ensaio Charpy e aquisição de imagens das superfícies de fratura no MEV.

À Agnes Ágata Fróes Martins, pela realização do ensaio de tração.

Ao professor Arnaldo Ruben Gonzales, pelo apoio e pelos conhecimentos passados na disciplina de “Processos de Soldagem” e no convívio durante as atividades no LS&TC

À professora Cintia Mazzaferro, pelos conhecimentos passados e pelo auxílio na aquisição de imagens no MEV.

Ao professor José Esmério Mazzaferro, pelos conhecimentos passados e pelo apoio durante o mestrado.

Ao LAMEF, por todos os ensaios realizados para este trabalho.

Ao Eng. Marcelo Macedo, pela aquisição de imagens no MEV e análise química das amostras.

Aos colegas de pós-graduação do LS&TC, Paulo Cezar Adamczuk, Ianto Rocha e Rafael Dalcin; pela amizade e apoio durante a realização deste trabalho.

A todos os bolsistas de iniciação científica do LS&TC que foram fundamentais para a parte prática deste trabalho.

SUMÁRIO

RESUMO	X
ABSTRACT	XI
LISTA DE FIGURAS	1
LISTA DE TABELAS	7
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	8
1.0 INTRODUÇÃO	10
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	12
2.1.1 Aços API 5L	15
2.1.2 Aço API 5L X100	17
2.1.2.1 Propriedades do Aço API 5L X100	17
2.1.2.1 Metalurgia da Soldagem do Aço API 5L X100	19
Microestrutura da ZAC na Soldagem de Passe Único	19
Zona Afetada pelo Calor com Crescimento de Grão (ZACCG)	19
Zona Afetada pelo Calor com Refino de Grão (ZACRG)	20
Zona Afetada pelo Calor Intercrítica (ZACIC)	20
Zona Afetada pelo Calor Subcrítica (ZACSC)	20
2.2 Processos de Soldagem para Tubos de Aço API 5L X100	21

2.2.1 Soldagem a Arco com Proteção por Gás e Eletrodo Consumível (MIG/MAG).....	21
2.2.2 Soldagem a Arco com Eletrodo Revestido.....	22
2.3 Trinca Induzida por Hidrogênio.....	22
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	24
3.1 Soldagem dos Corpos de Prova.....	24
3.1.1 Soldagem MAG por Simples Deposição em Uma Seção de Um Tubo	24
3.1.2 Soldagem MAG multipasses de uma junta soldada	27
3.2 Ensaio Tekken.....	28
3.2.1 Soldagem com Eletrodo Revestido em Chanfro “Y” para Ensaio Tekken.....	29
3.2.1.1 Preparação dos Corpos de Prova	29
3.2.1.2 Soldagem dos Corpos de Prova	31
3.2.2 Determinação dos Níveis de Hidrogênio Difusível no Metal de Solda Depositado por Eletrodo Revestido.....	31
3.3 Aquisição de Temperatura Durante os Experimentos.....	33
3.3.1 Termopares Tipo S Utilizados nos Experimentos	33
3.3.2 Termopares Tipo K Utilizados nos Experimentos.....	33
3.4 Ensaio Mecânicos	34
3.4.1 Ensaio de Tração.....	34
3.4.2 Ensaio de Impacto (Charpy)	35
3.4.3 Ensaio de Dureza.....	37
Ensaio de Dureza Vickers 5 kg (HV5).....	37
Ensaio de Microdureza Vickers	37

3.5	Metalografia	38
3.5.1	Macrofotografia	38
3.5.2	Microscopia de Luz	39
3.5.3	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	39
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
4.1	Taxas de Resfriamento Durante a Soldagem	40
4.2	Ensaio Metalográficos	41
4.2.1	Macrofotografias.....	41
4.2.2	Microscopia de Luz	44
4.2.2.1	Amostras das Soldas BOP	44
4.2.3	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	46
4.3	Ensaio de Dureza	49
4.3.1	Ensaio de Dureza Vickers 5 kg (HV5)	49
4.3.1.1	Ensaio de Dureza das Amostras BOP.....	50
4.3.1.2	Ensaio de Dureza das Amostras das Juntas Soldadas.....	51
4.3.2	Ensaio de Microdureza Vickers.....	53
4.4	Ensaio Mecânicos	55
4.4.1	Ensaio de Tração.....	55
4.4.2	Ensaio de Impacto (Charpy)	56
4.4.2.1	Avaliação da Resistência ao Impacto do Metal Base	56
4.4.2.2	Avaliação da Resistência ao Impacto das Juntas Soldadas	57
4.4.2.3	Análise da Fratura dos Corpos de Prova (MEV).....	58
4.5	Ensaio Tekken.....	60

5.0	CONCLUSÕES	62
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	64
7.0	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	65

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi estudar a influência da taxa de resfriamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço API 5L X100 soldado com MAG e analisar se este mesmo aço é suscetível à trinca induzida pelo hidrogênio. Foram realizadas soldas por simples deposição em uma seção de um tubo em cinco diferentes temperaturas de pré-aquecimento (-30, 34, 100, 150 e 200 °C) de modo a se obter diferentes taxas de resfriamento. Em uma segunda etapa, foram produzidas juntas soldadas, com quatro diferentes temperaturas de pré-aquecimento de passe de raiz (32, 100, 150 e 200 °C) e temperatura de interpasse de 100 °C. Para avaliar as propriedades metalúrgicas das amostras soldadas com MAG, foram realizados os ensaios de macrofotografia, microscopia de luz e microscopia eletrônica de varredura (MEV). As propriedades mecânicas foram analisadas com o ensaio de dureza Vickers (HV5) e microdureza Vickers (HV0.2); ensaio de tração e ensaio de impacto Charpy. Na última etapa do trabalho, foi realizado o ensaio Tekken, visando avaliar a suscetibilidade do aço API 5L X100 à trinca induzida pelo hidrogênio. Nesta etapa, foram utilizados eletrodos revestidos com diferentes condições de umidade, de modo a se depositar diferentes níveis de hidrogênio no metal de solda. A temperatura de pré-aquecimento influenciou nas propriedades das soldas produzidas, apresentando maiores valores de dureza na zona afetada pelo calor e no metal de solda com temperaturas de pré-aquecimento mais baixas. As juntas soldadas produzidas atendem às exigências na norma API 5L, demonstrando a possibilidade de utilizar o processo MAG automatizado na soldagem do aço API 5L X100. Para as condições empregadas nesse trabalho, não houve ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio.

Palavras chave: Aço API 5L X100; Ensaio Tekken; Soldagem MAG

ABSTRACT

The aim of this work were to study the influence of cooling rate on microstructure and mechanical properties of an API 5L X100 welded by MAG and to analyze the susceptibility of this steel on hydrogen induced cracking. Bead on pipe welds (BOP) were made into five different temperatures (-30, 34, 100, 150 e 200 °C) aiming to reach different cooling rates during welding. On a second stage of this work, MAG welded joints were made with four different pre-heat temperatures on the root pass (32, 100, 150 e 200 °C) and controlled inter-pass temperature of 100 °C. The metallurgical properties of welds were evaluated by macrograph; light microscopy and scanning electron microscopy (SEM). The mechanical properties were analyzed by Vickers hardness test (HV5), Vickers microhardness test (HV0.2), tensile test and Charpy V-notch. At the last stage of this work, Tekken test was performed to evaluate the susceptibility of API 5L X100 steel on hydrogen induced cracking. SMAW process was used with electrodes on three different humidity conditions aiming to deposit different hydrogen levels on weld metal. Preheat temperature have influenced the properties of the produced weld. The welds with lower preheat temperatures presented higher hardness on the heat-affected zone and weld metal. The multipass welds meet the requirements of API 5L standard, demonstrating the possibility of using robotic GMAW for welding API 5L X100 steel. For the conditions of this work, there were no occurrences of hydrogen induced cracking.

Key words: API 5L X100 Steel; Tekken Test

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Tensão de escoamento como função do tamanho de grão da ferrita em aços com baixo teor de carbono. As contribuições de alguns mecanismos de endurecimento são também indicadas.	12
Figura 2.2 – Esquema de temperatura e tempo para procedimentos de laminação termomecanicamente controlada para aços de baixo carbono.....	13
Figura 2.3 – Desenho esquemático das mudanças microestruturais desenvolvidas em aços de baixo carbono em função da temperatura final da austenita e resfriamento para o início da formação de ferrita.....	14
Figura 2.4 – Desenvolvimento dos graus de aço para tubulações e suas técnicas de produção de 1990 a 2010.....	16
Figura 2.5 – Espessura de parede do tubo e pressão de operação em função da limitação da razão entre o diâmetro e a espessura.	17
Figura 2.6 – Tratamento térmico após a soldagem para evitar a ocorrência de trinca induzida por hidrogênio.	23
Figura 3.1 – Corpo de prova resfriado com nitrogênio líquido (a) antes e (b) após a soldagem.	25
Figura 3.2 – Chanfro em “V” utilizado na soldagem MAG multipasses.	28
Figura 3.3 – a) Amostra posicionada no sistema de fixação e b) amostra após a soldagem.	28

Figura 3.4 – Dimensões dos corpos de prova preparados para os ensaios de soldagem.	30
Figura 3.5 – Chanfros das seções A-A e B-B utilizados no ensaio Tekken.	30
Figura 3.6 – Desenho esquemático das duas seções posicionadas.	30
Figura 3.7 – Corpos de prova posicionados antes da realização da solda para determinação do nível de hidrogênio difusível.	32
Figura 3.8 – Termopar tipo S fixado no metal de solda e termopares tipo K fixados na superfície da amostra	33
Figura 3.9 – Posição dos termopares tipo K na seção central das amostras BOP.	34
Figura 3.10 – Dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração.	35
Figura 3.11 – Localização dos corpos de prova para ensaio de tração na junta soldada.	35
Figura 3.12 – Corpos de prova usinados para ensaio de tração.	35
Figura 3.13 – Corpo de prova durante o ensaio de tração.	35
Figura 3.14 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto.	36
Figura 3.15 – Posição dos corpos de prova para ensaio de impacto na junta soldada.	36
Figura 3.16 – Corpo de prova para ensaio Charpy submetido a ataque químico.	36
Figura 3.17 – Posição da linha de medição de dureza HV5 nas amostras de passe único.	37
Figura 3.18 – Posição das linhas de medição de microdureza Vickers (HV0.2) nas amostras de passe único.	38
Figura 4.1 – Valores de $\Delta t_{8/5}$ em função da temperatura de pré-aquecimento.	41

Figura 4.2 – Macrofotografia da solda de passe único feita com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C.....	41
Figura 4.3 – Área da ZAC como função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$	42
Figura 4.4 – Área do metal base (MB) fundido em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$	42
Figura 4.5 – Diluição em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$	43
Figura 4.6 – Relação entre a área de reforço e a área do metal de solda em função da temperatura de pré- aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$	43
Figura 4.7 – Macrofotografia da junta soldada feita com a temperatura de pré-aquecimento de 150 °C.....	44
Figura 4.8 – ZAC intercrítica da amostra BOP soldada na temperatura ambiente (1000X de aumento).	44
Figura 4.9 – Região da ZAC com refino de grão da amostra BOP soldada na temperatura ambiente (1000X de aumento)	45
Figura 4.10 – Região da ZAC com crescimento de grão da amostra BOP soldada na temperatura ambiente	45
Figura 4.11 – Região da ZAC com refino de grão da amostra BOP soldada com 150 °C de pré-aquecimento	45
Figura 4.12 – Região da ZAC com crescimento de grão da amostra BOP soldada com 150 °C de pré- aquecimento (1000X de aumento).	46

Figura 4.13 – Microestrutura do metal base contendo austenita retida (AR), martensita (M) e bainita (B). Magnificação de 3000X..	47
Figura 4.14 – Microestrutura da ZAC subcrítica para a solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C).....	47
Figura 4.15 – Microestrutura da ZAC intercrítica para a solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C).....	48
Figura 4.16 – Microestrutura da região com refino de grão na ZAC da solda BOP feita na temperatura ambiente(34 °C). Martensita (M) e bainita (B) podem ser observadas. Magnificação de 3000X.....	48
Figura 4.17 – Microestrutura da região de crescimento de grão na ZAC da solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C). Bainita coalescida (BC) pode ser observada. Magnificação de 3000X.....	48
Figura 4.18 – Microestrutura da região de refino de grão na ZAC da solda BOP feita com temperatura de pré-aquecimento de 200 °C. Magnificação de 3000X.....	49
Figura 4.19 – Microestrutura da região de crescimento de grão na ZAC da solda BOP feita com temperatura de pré-aquecimento de 200 °C. Magnificação de 3000X.....	49
Figura 4.20 – Dureza média do metal de solda em função da temperatura de pré-aquecimento e do $\Delta t_{8/5}$	50
Figura 4.21 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para as amostras BOP soldadas nas temperaturas (a) -30 °C; (b) 34 °C; (c)100 °C; (d) 150 °C e (e) 200 °C.	51
Figura 4.22 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada na temperatura ambiente (Tamb).	52

Figura 4.23 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 100 °C (T100).	52
Figura 4.24 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C (T150).	53
Figura 4.25 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 200 °C (T200).	53
Figura 4.26 – Máxima e mínima microdureza na ZAC em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$	54
Figura 4.27 – Máxima e mínima microdureza em função da área total da ZAC.	54
Figura 4.28 – Máxima e mínima microdureza em função da área total do MB fundido.	55
Figura 4.29 – Local de rompimento do corpo de prova do ensaio de tração.....	56
Figura 4.30 – Corpo de prova Charpy do metal base após tentativa de ensaio.	57
Figura 4.31 – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy das amostras pré-aquecidas na (a) temperatura ambiente; (b)100 °C; (c) 150 °C e (d) 200 °C.	58
Figura 4.32 – Superfície de fratura da junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C. Ensaio Charpy realizado a -30 °C (1000X de aumento).	59
Figura 4.33 – Superfície de fratura da junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C. Ensaio Charpy realizado a 0 °C (1000X de aumento).	59
Figura 4.34 – Superfície de fratura da junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C. Ensaio Charpy realizado a 24 °C (1000X de aumento).	59

Figura 4.35 – Macrofotografia da solda feita com eletrodo rutílico na temperatura ambiente
(ensaio Tekken).60

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas admissíveis dos aços API 5L X100.....	18
Tabela 2.2 – Limites de composição química dos aços API 5L X100.....	18
Tabela 3.1 – Parâmetros de soldagem utilizados.....	26
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do metal de solda depositado pelo arame.....	26
Tabela 3.3 – Composição química do arame utilizado.....	26
Tabela 3.4 – Valores mínimos de energia absorvida no impacto do ensaio Charpy para diferentes temperaturas.....	27
Tabela 3.5 – Composição química do metal de solda puro.....	27
Tabela 4.1 – Resultados médios do ensaio de tração para as amostras do metal base (MB) e para as juntas soldadas com diferentes temperaturas de pré-aquecimento.....	55
Tabela 4.2 – Valores do hidrogênio difusível depositado no metal de solda por três consumíveis em diferentes condições de umidade.....	61

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ARBL	Alta resistência e baixa liga
AS	Arco submerso
AT	Arame tubular
BOP	<i>Bead on pipe</i>
CE	Carbono equivalente
DBCP	Distância do bico de contato até a peça
ER	Eletrodo revestido
GLP	Gás liquefeito de petróleo
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul
LS	Linha superior
LS&TC	Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas da Universidade Federal do Rio Grande do Sul
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal base
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MS	Metal de solda
PPGE3M	Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PTMC	Processo termomecanicamente controlado

RA	Resfriamento acelerado
TIG	<i>Tungsten inert gas</i>
TIH	Trinca induzida pelo hidrogênio
TR	Temperatura de recristalização
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
v	Velocidade de soldagem
W	Velocidade de alimentação de arame
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZACCG	Zona afetada pelo calor com crescimento de grão
ZACIC	Zona afetada pelo calor intercrítica
ZACRG	Zona afetada pelo calor com refino de grão
ZACSC	Zona afetada pelo calor subcrítica
$\Delta t_{8/5}$	Tempo para resfriamento de 800 até 500 °C

1.0 INTRODUÇÃO

API 5L X100 é um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) utilizado em tubulações para transporte de óleo e gás. A alta resistência do aço X100 é alcançada por meio de um processo controlado que tem por finalidade produzir um aço com microestrutura composta por bainita e martensita.

O aumento da extensão das linhas para transmissão de óleo e gás associada com os seus custos de construção e operação, mostram que o uso do aço API 5L X100 é uma tendência que será seguida. Aços com maior resistência possibilitam a utilização de dutos com menor espessura de parede (<10 mm) em pressões de operação maiores, reduzindo assim os custos de operação (THEWLIS 2000).

Os dutos utilizados para transporte de óleo cru ou gás natural a longas distâncias e com altas pressões primariamente necessitam uma combinação de alta resistência, tenacidade e boa soldabilidade para diminuição dos custos com transporte. Particularmente durante as últimas duas décadas, a exploração de fontes energéticas foi expandida para regiões frias como o norte do Canadá, Polo Norte e Sibéria. Aços para tubulações de maior resistência mecânica e soldabilidade aumentada estão sendo propostos para aumentar a eficiência do transporte por oleodutos. Por este motivo, a investigação e desenvolvimento de técnicas de soldagem aperfeiçoadas e inovadoras para enfrentar os novos desafios técnicos é uma grande preocupação na indústria de oleodutos (LIU 2013).

Aplicando aços de alta resistência, pode ser alcançada uma grande economia nos materiais utilizados para os oleodutos. Por exemplo, um oleoduto construído com o aço X100 pode gerar uma economia de, aproximadamente, 7% se comparado com o X80. Para a substituição do aço X70, uma economia de até 30% pode ser alcançada com o uso do aço X100 (LIU 2013).

A utilização do aço X100 para tubulações é relativamente recente e ainda há necessidade de que alguns estudos sobre a soldagem deste material sejam desenvolvidos. Informações sobre máxima e mínima dureza da Zona Afetada pelo Calor (ZAC), dureza do

metal de solda, área da ZAC, microestrutura e propriedades mecânicas das soldas são essenciais para o uso do X100 em tubulações. Por este motivo, soldas com diferentes taxas de resfriamento foram feitas neste trabalho.

A necessidade do domínio da soldagem do aço API 5L X100 para montagem em condições normais e extremas (temperaturas em torno de $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$); de conhecimento sobre as mudanças microestruturais e sobre o comportamento do aço X100 em relação ao defeito de trinca induzida por hidrogênio, em conjunto com a vantagem econômica a ser alcançada com a utilização deste aço para transporte de hidrocarbonetos, foram os motivadores deste trabalho.

Abaixo, são listados os objetivos deste trabalho:

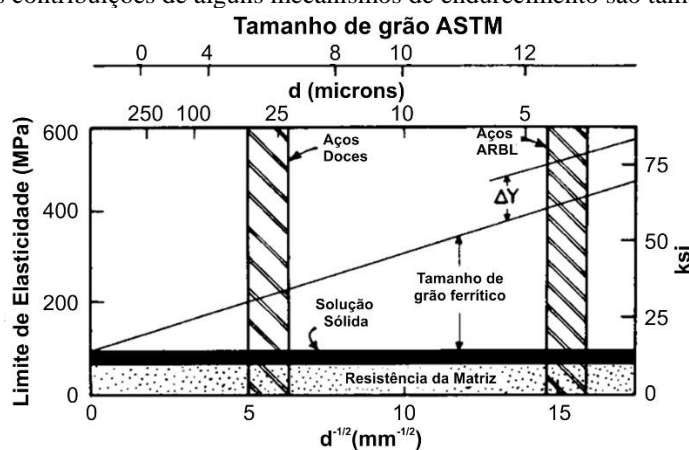
- Mostrar a possibilidade de utilizar processo MIG-MAG na soldagem de tubulações de aço API 5L X100.
- Produzir juntas soldadas do aço API 5L X100 com propriedades mecânicas adequadas para aplicação deste processo na montagem de linhas de transmissão de óleo e gás.
- Mostrar a possibilidade de automatização da soldagem do aço API 5L X100.
- Analisar a influência da taxa de resfriamento durante a soldagem nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da zona afetada pelo calor.
- Avaliar a susceptibilidade do aço API 5L X100 a trinca induzida por hidrogênio.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) possuem esta denominação devido a sua maior resistência se comparados aos aços de baixo carbono com microestrutura composta por ferrita e perlita. Os aços ARBL foram desenvolvidos durante muitos anos, porém o grande passo para seu uso e maior desenvolvimento veio com a sua aplicação na “Alyeska Pipeline”, no Alaska, em 1969 e 1970. Este projeto utilizou uma grande quantidade de placas de aço ARBL que, além de apresentar resistência mecânica superior do que o material convencionalmente usado, esses aços também podem ser facilmente soldados e apresentam alta tenacidade para as condições severas de temperatura do ártico. A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** mostra que o tamanho de grão refinado é o maior fator de endurecimento dos aços ARBL, com baixo teor de carbono e microestrutura composta por perlita e ferrita (produzidos por laminação à quente convencional com temperaturas de acabamento relativamente altas).

Figura 2.1 – Tensão de escoamento como função do tamanho de grão da ferrita em aços com baixo teor de carbono. As contribuições de alguns mecanismos de endurecimento são também indicadas.



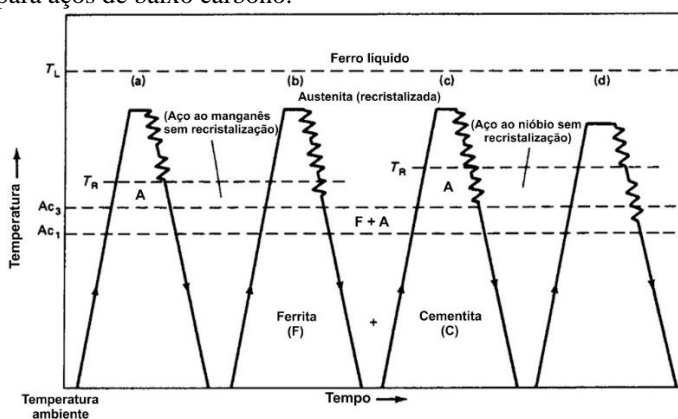
Fonte: Adaptado de (KRAUS 2005)

Os aços ARBL possuem pequenas quantidades dos elementos de liga com nióbio, vanádio e titânio que, ao serem combinados com o processo de laminação controlada, são responsáveis pela sua alta resistência mecânica. Aços com baixo teor de carbono e manufatura

de aços limpos (controle da forma e da quantidade de inclusões), combinados com a adição de elementos de liga e laminação controlada, produzem boa tenacidade e soldabilidade (KRAUS 2005).

A Figura 2.2 mostra esquematicamente várias sequências de laminação à quente utilizadas para aços de baixo carbono: (a) processamento normal; (b) laminação controlada de aços C-Mn; (c) laminação controlada de aços contendo Nb; e (d) laminação controlada de aços contendo Nb com temperatura final abaixo de Ac_3 . Nesta figura, são mostradas as temperaturas críticas (Ac_1 e Ac_3) e a temperatura de recristalização (T_R), abaixo da qual a austenita não recristaliza. Micro adições de nióbio aumentam efetivamente a temperatura de recristalização e são extensivamente usadas para produção de aços ARBL com pequeno tamanho de grão (KRAUS 2005).

Figura 2.2 – Esquema de temperatura e tempo para procedimentos de laminação termomecanicamente controlada para aços de baixo carbono.

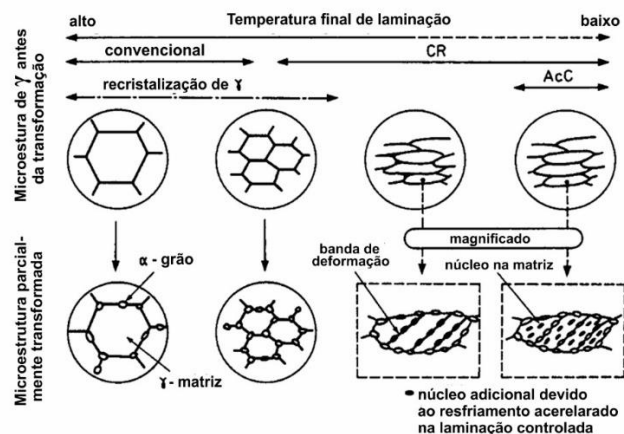


Fonte: Adaptado de (KRAUS 2005)

A Figura 2.3 mostra esquematicamente as mudanças na estrutura do grão austenítico e os estágios iniciais da formação de ferrita que são desenvolvidas com laminação convencional e laminação controlada. Na austenita equiaxial recristalizada, ocorre a nucleação dos grãos de ferrita no contorno de grão da austenita para produção de grãos equiaxiais relativamente grosseiros de ferrita, com o tamanho de grão sendo dependente da temperatura final de laminação. Na austenita não recristalizada, os grãos de ferrita não nucleiam apenas no contorno de grão, mas também nas bandas de deformação da austenita deformada. Alguns laminadores são equipados com jatos de água para acelerar o resfriamento e, nesse caso, grãos finos de ferrita podem também nuclear dentro dos grãos de austenita do aço processado. Outra abordagem para produzir grãos refinados de ferrita é minimizar o tamanho dos grãos equiaxiais de austenita pela adição de titânio, a qual produz nitretos

estáveis em altas temperaturas. Esta abordagem é denominada laminação com recristalização controlada (KRAUSS 2005).

Figura 2.3 – Desenho esquemático das mudanças microestruturais desenvolvidas em aços de baixo carbono em função da temperatura final da austenita e resfriamento para o início da formação de ferrita.



Fonte: Adaptado de (KRAUS 2005)

Nióbio (Nb), vanádio (V) e titânio (Ti) são fortes formadores de carbonetos e nitretos. Partículas finas de carbonetos ou nitretos destes metais tendem a ancorar o movimento dos contornos de grão, fazendo com que o tamanho de grão reduza devido ao seu crescimento ser dificultado. A redução no tamanho de grão nos aços ARBL aumenta a tenacidade e resistência mecânica ao mesmo tempo. Tal fenômeno é interessante, visto que, normalmente a tenacidade nos aços diminui quando a sua resistência mecânica aumenta. Entre os carbonetos e nitretos de Nb, V e Ti, o nitreto de titânio (TiN) é o mais estável; ou seja, o que possui a menor tendência a se decompor e dissolver em altas temperaturas. Isto faz com que o TiN seja o mais efetivo em limitar a área com crescimento de grão durante a soldagem (KOU 2002).

Quanto maior for a energia de soldagem utilizada, maior será a probabilidade de que as partículas de nitretos e carbonetos dissolvam e percam sua efetividade como inibidores de crescimento de grão. A baixa tenacidade da região com crescimento de grão da zona afetada pelo calor (ZAC) é indesejável. Foi constatado que aços contendo óxido de titânio (Ti_2O_3) tendem a apresentar melhor tenacidade. O Ti_2O_3 é mais estável que o TiN e não dissolve até mesmo com altas energias de soldagem. As partículas de Ti_2O_3 não dificultam o crescimento de grão, mas atuam como pontos de nucleação para a ferrita acicular. Conseqüentemente, a ferrita acicular se forma dentro dos grãos de austenita grosseiros e aumentam a tenacidade da ZAC (KOU 2002).

Os aços ARBL são normalmente soldados na condição de laminado ou normalizado, e a soldabilidade da maioria dos aços ARBL é similar à soldabilidade dos aços de baixo carbono. Visto que a resistência é geralmente o fator predominante nas aplicações com aços ARBL, o metal de adição é normalmente selecionado com base na sua combinação com a resistência do metal base. Qualquer processo comum de soldagem pode ser utilizado, mas consumíveis com baixo hidrogênio são os mais indicados (KOU 2002).

2.1.1 Aços API 5L

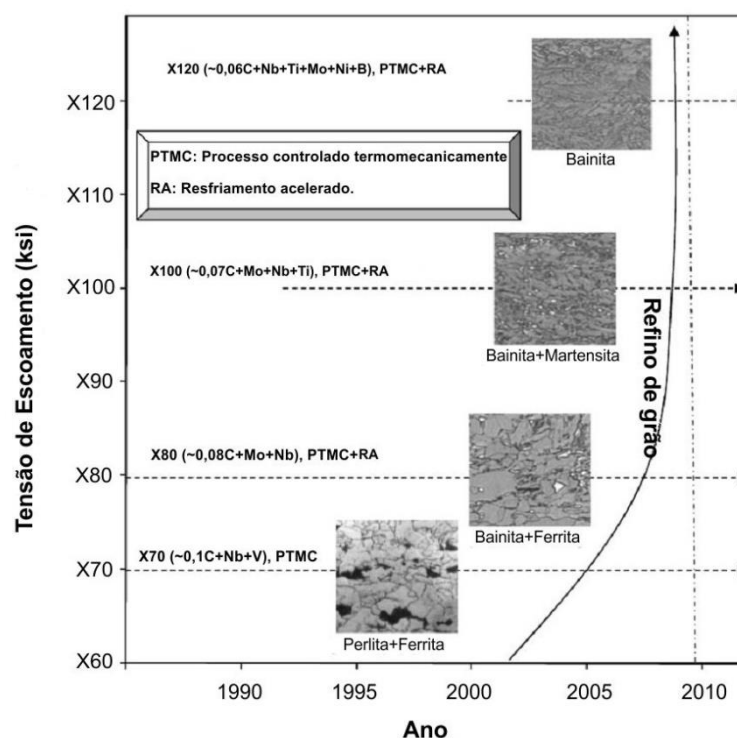
Os tubos API 5L são fabricados em aço carbono, com ou sem costura e desenvolvidos para condução de gás, água ou óleo em indústrias de óleo e gás natural.

A norma técnica API 5L classifica os tubos de alta resistência de acordo com a mínima tensão de escoamento e a condição de entrega dos dutos. Para o caso do aço estudado neste trabalho, a nomenclatura API 5L X100 é empregada, já que este aço apresenta uma resistência de escoamento mínima acima de 100 ksi (690 MPa). Para especificação dos requisitos técnicos dos produtos, existem dois níveis: PSL 1 e PSL 2. O nível PSL 1 provém o nível padrão de qualidade para tubulações. Já o nível PSL 2 apresenta requisitos adicionais mandatórios para composição química, tenacidade, propriedades mecânicas (API 2009).

A Figura 2.4 mostra o desenvolvimento e mudanças nas técnicas de produção de aços de alta resistência para oleodutos desde 1990 até 2010. Analisando a Figura 2.4, pode ser notado que, ao contrário dos aços X60 e X65, os aços X80 são microligados com molibdênio, nióbio e titânio, e reduzido teor de carbono. Um gasoduto de 262 quilômetros de extensão e 48 polegadas de diâmetro instalado entre 1992 e 1993 na Alemanha foi o primeiro uso do aço X80 no mundo. Este aço possui um maior potencial de projeto do que o aço mais usado (X70), pois sua maior resistência possibilita a utilização de um duto com menor espessura de parede para uma pressão de operação constante ou um correspondente aumento de pressão de operação. A partir da década de 90, o aço para tubulações de maior resistência X100, apresentando uma redução ainda maior no teor de carbono e uma boa combinação entre alta resistência e maior tenacidade, se comparados com os aços X70 e X80. O X100 tem sido desenvolvido por um processo de produção aperfeiçoado, o qual é constituído de um processo termomecanicamente controlado (PTMC) seguido de resfriamento acelerado (RA). O alvo do PTMC é criar uma microestrutura com grãos refinados por meio de uma combinação de

passos de laminação com controle rigoroso de temperatura. O ganho em resistência obtido pelo refino de grão pode reduzir, de forma efetiva, os teores de carbono e elementos de liga em um aço termomecanicamente controlado, se comparado com um aço normalizado de mesma classificação. Deste modo, a soldabilidade pode ser melhorada devido à menor quantidade de elementos de liga do aço. Para placas espessas, o resfriamento acelerado após o último passo de laminação é benéfico para que a melhor microestrutura possível seja alcançada, pois este resfriamento força a transformação de grãos alongados de austenita antes da recristalização.

Figura 2.4 – Desenvolvimento dos graus de aço para tubulações e suas técnicas de produção de 1990 a 2010.



Fonte: Adaptado de (LIU 2013)

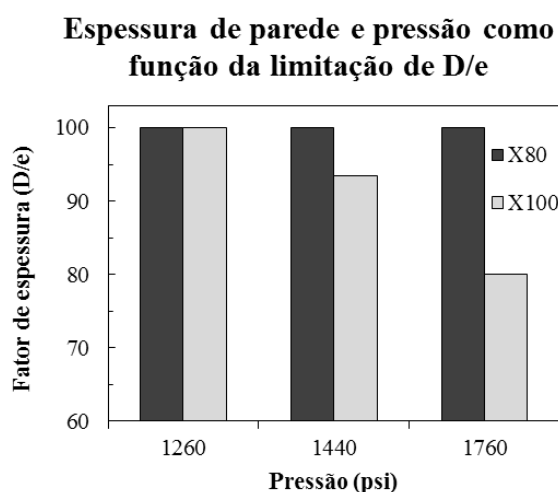
A caracterização de dutos de X100 vem sendo estudada extensivamente pelos seus fabricantes. Em etapas posteriores ao desenvolvimento do X100, adições de Mo, Ni e B possibilitaram que o nível de resistência mecânica aumentasse até o grau X120, utilizando o mesmo processo de fabricação. Para possibilitar o transporte de gás e óleo em fontes remotas (temperaturas muito baixas, por exemplo), dutos com maior resistência como o X100 e X120 terão um papel muito importante na indústria de dutos. Também é possível notar na Figura 2.4 que o refino de grão é o método chave pelo qual resistência e tenacidade podem ser aumentadas simultaneamente (LIU 2013).

Geralmente, o tamanho de grão da ferrita nos aços X70 é mais refinado do que no X60. Mudando a microestrutura da matriz do aço de ferrita-perlita para ferrita-bainita, é possível um aumento na resistência e na tenacidade, o que leva ao desenvolvimento do aço X80. De modo a aumentar a resistência acima do nível do X80, uma microestrutura composta por bainita e martensita com tamanho de grão refinado é almejada para o aço X100 (LIU 2013).

A primeira utilização do aço X100 para tubulações ocorreu em no Canadá, em um gasoduto construído pela *TransCanada Pipeline Limited* em parceria com a empresa japonesa *JFE/NKK Corporation*. Foi construído um trecho com 1 km de extensão, com dutos de 1219 mm de diâmetro e 14,3 mm de espessura (GLOVER 2003).

Em comparação com o X80, o aço X100 apresenta um melhor desempenho em pressões maiores, de acordo com a Figura 2.5. Para pressões mais baixas e para uma mesma relação entre diâmetro e espessura (fator de espessura D/e), os dois aços se equivalem, não sendo economicamente interessante a utilização do X100, devido ao seu maior custo de produção (GLOVER 2003).

Figura 2.5 – Espessura de parede do tubo e pressão de operação em função da limitação da razão entre o diâmetro e a espessura.



Fonte: Adaptado de (GLOVER 2003)

2.1.2 Aço API 5L X100

2.1.2.1 Propriedades do Aço API 5L X100

Os limites das propriedades mecânicas admissíveis para os aços API 5L X100 são mostradas na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas admissíveis dos aços API 5L X100.

Tensão de Escoamento (MPa)		Tensão de Escoamento (MPa)		Taxa de Encruamento	Alongamento (%)
$R_{t0,5}$		R_m		$R_{t0,5} / R_m$	A_f
Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo	Mínimo	Mínimo
690	840	760	990	0,97	^a

Fonte: Adaptado de (API 2009)

Observação:

^a O alongamento mínimo especificado (A_f) deve ser determinado utilizando a Equação (2. 1); onde é igual a 1940 (para unidades no SI) e A_{xc} é a tensão aplicável na seção transversal do corpo de prova, em polegadas quadradas.

$$A_f = C \frac{A_{xc}^{0,2}}{U^{0,9}} \quad (2.1)$$

Os limites dos teores dos elementos de liga nos aços X100 são mostrados na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Limites de composição química dos aços API 5L X100.

Porcentagem em massa baseada na análise de calor do produto									Carbono equivalente
% máxima									% máxima
C ^a	Si	Mn ^a	S	P	V	Nb	Ti	Outros	CE _{Pcm}
0,10	0,55 ^b	2,10 ^b	0,020	0,010	^c	^c	^c	^{d,e}	0,25

Fonte: Adaptado de (API 2009)

Observações:

^a Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado de carbono, um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para o manganês é permitido, até o valor máximo de 2,20%, para o caso do aço X100.

^b Salvo acordo em contrário.

^c Salvo acordo em contrário, a soma dos teores de nióbio, vanádio e titânio deve ser menor ou igual a 0,15 %.

^d Salvo acordo em contrário, máximo de 0,50% pra cobre; máximo de 1,00% para níquel; máximo de 0,50% para cromo e máximo de 0,50% para molibdênio.

^e Concentração máxima de 0,004 % para boro (API 2009).

Para dutos com porcentagem em massa de carbono menor ou igual a 0,12%, o carbono equivalente é calculado com a Equação 2.2 (API 2009).

$$CE_{P_{cm}} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.2)$$

2.1.2.1 Metalurgia da Soldagem do Aço API 5L X100

Microestrutura da ZAC na Soldagem de Passe Único

A ZAC adjacente à região metal de solda/zona fundida é aquecida a temperaturas inferiores ao ponto de fusão do metal base, tanto que as mudanças microestruturais ocorrem em variados graus no metal base próximo à área fundida. O tipo e fração de volume da transformação são dependentes da taxa de resfriamento, elementos de liga presentes, bem como da temperatura de pico atingida e do tamanho de grão prévio do metal base (HUDSON 2004).

Zona Afetada pelo Calor com Crescimento de Grão (ZACCG)

A ZACCG ocorre em temperaturas de pico acima de A_{c3} e próximas do ponto de fusão do metal base (tipicamente acima de 1110 °C, dependendo da composição química do aço). Nessa região, a retransformação completa para austenita permite que a cementita e os precipitados de elementos de liga cresçam e/ou sejam dissolvidos, resultando no crescimento de grão acompanhado da possível formação de bainita e martensita na presença de altas taxa de resfriamento. A tenacidade desta região costuma ser baixa, devido à maior facilidade de propagação de trinca devido aos grãos mais grosseiros e à microestrutura (HUDSON 2004).

Zona Afetada pelo Calor com Refino de Grão (ZACRG)

A ZACRG ocorre a temperaturas acima de A_{C3} (tipicamente entre 900 °C e 1100 °C, dependendo da composição química do aço). A retransformação para austenita ocorre, mas seu crescimento é limitado devido às baixas temperaturas atingidas. No resfriamento, a austenita com menor tamanho de grão e, conseqüentemente, com maior área de contorno de grão, é transformada para produzir ferrita equiaxial refinada, a qual é associada à alta tenacidade. A largura desta região pode ser aumentada com aços microligados devido aos precipitados, fixando os contornos de grão da austenita e prevenindo o crescimento (HUDSON 2004).

Zona Afetada pelo Calor Intercrítica (ZACIC)

Em temperaturas entre A_{C1} e A_{C3} (entre 720 e 900 °C), a retransformação parcial para austenita ocorre no aquecimento; durante o resfriamento a austenita enriquecida com carbono é decomposta em vários produtos de transformação, dependendo da composição química do aço e da taxa de resfriamento. É possível encontrar fases que contenham áreas ricas em carbono pela dissolução parcial da cementita/perlita; na transformação de volta para ferrita, uma mistura de martensita e austenita retida (MA constituinte) pode ser criada com alta taxa de resfriamento. Estes MA constituintes aparecem como pequenas ilhas podem iniciar fraturas frágeis (HUDSON 2004).

Em temperaturas logo acima de A_{C1} , existem pequenas transformações da ferrita para austenita, desde que toda cementita/perlita, com sua menor temperatura de transformação, possa ser esferoidizada. Isto ocorre tipicamente nos contornos de grão e pontos triplos, enfatizando a função destas áreas para promover a alta difusividade do carbono nestas temperaturas baixas (HUDSON 2004).

Zona Afetada pelo Calor Subcrítica (ZACSC)

Quando as temperaturas de pico alcançadas ficam abaixo de A_{C1} (tipicamente abaixo de 720 °C), não ocorrem mudanças de fase, mas sim a esferoidização parcial de carbonetos. Em temperaturas próximas a 650 °C, não existem mudanças óbvias na morfologia (que possam ser facilmente notadas usando um microscópio de luz), mas o envelhecimento dinâmico por

deformação pode ocorrer. A mobilidade das discordâncias aumenta nessa faixa de temperatura e, neste período de tempo, elas podem migrar para impurezas intersticiais, como o carbono e nitrogênio. Na temperatura ambiente, os solutos enriquecidos de discordâncias são efetivamente fixos em uma posição e, por consequência, o material é fragilizado. Além disso, a soldagem multipasses aumenta a possibilidade deste fenômeno (HUDSON 2004).

2.2 Processos de Soldagem para Tubos de Aço API 5L X100

Os processos de soldagem para tubos API podem ser divididos em dois grupos: “Processos de Fabricação de Tubos” e “Processos de Montagem”. Os processos de fabricação mais utilizados são o arco submerso (AS), MAG, arame tubular (AT) e TIG. Na norma API 1104, os seguintes processos de soldagem utilizados na montagem: MAG, TIG, eletrodo revestido (ER), AT, plasma, oxiacetileno e a soldagem por resistência com costura. Esses processos podem ser utilizados em combinações entre eles e por meio manual, mecanizado, semi-automático e automatizado (SOEIRO JUNIOR 2013).

2.2.1 Soldagem a Arco com Proteção por Gás e Eletrodo Consumível (MIG/MAG)

Soldagem a Arco com Proteção por Gás e Eletrodo Consumível (MIG/MAG) é um processo de soldagem que utiliza o arco elétrico entre um eletrodo (arame) alimentado continuamente e a poça de fusão. O processo é utilizado com a proteção de gás fornecido externamente e sem a aplicação de pressão.

O conceito básico do processo MIG/MAG teve origem na década de 1920, porém só esteve comercialmente disponível em 1948. Sua aplicação primária foi para a soldagem de alumínio, dando origem ao termo MIG (sigla para “*metal inert gas*” na língua inglesa), devido à utilização de um gás de proteção inerte. Desenvolvimentos subsequentes no processo incluíram a operação com baixas densidades de corrente elétrica, corrente pulsada direta e o uso de gases reativos (particularmente o CO₂) e misturas gasosas. Este último desenvolvimento levou a utilização do termo “soldagem a arco com proteção por gás e eletrodo consumível”, porque ambos os gases de proteção (ativos e inertes) podem ser utilizados neste processo (AMERICAN WELDING SOCIETY 1993).

2.2.2 Soldagem a Arco com Eletrodo Revestido

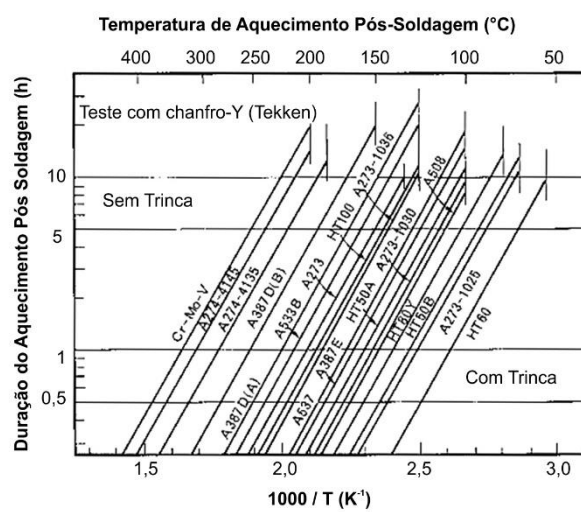
Nesse processo, o arco elétrico ocorre entre um eletrodo revestido consumível e a peça, sendo assim estabelecida a poça de fusão. O eletrodo é formado pelo arame (“alma”) e um revestimento concêntrico composto por diversos minerais e produtos químicos. Os gases e a escória provenientes da decomposição deste revestimento protegem o metal fundido da atmosfera e, além disso, são os principais responsáveis pelas reações pirometalúrgicas que ocorrem sob uma temperatura maior do que 6273 °C (MACHADO 1996).

2.3 Trinca Induzida por Hidrogênio

Quando um aço é soldado, a ZAC é endurecida e se torna suscetível à fragilização por hidrogênio. Existem duas formas de trincas em função do hidrogênio: (a) trincas que ocorrem durante a soldagem e (b) trincas que ocorrem durante o serviço. Às trincas que ocorrem durante ou até 72 horas após a soldagem, é dado o nome de Trinca Induzida pelo Hidrogênio (TIH). A TIH é causada pelo hidrogênio difusível gerado sob o arco elétrico a temperaturas significativamente altas. Este hidrogênio pode ser oriundo do consumível utilizado, impurezas no aço a ser soldado (como óleos ou água na superfície, por exemplo), etc. Dentre as formas de evitar a ocorrência de TIH, podem ser citadas a escolha de um consumível com baixo teor de hidrogênio difusível; ressecagem adequada do consumível; limpeza superficial do aço a ser soldado e pré-aquecimento antes da soldagem (YURIOKA 1990).

Em alguns casos, é necessário um aquecimento após a soldagem para evitar a ocorrência de TIH. Este tratamento térmico é utilizado de forma complementar ao pré-aquecimento em seções com peso elevado de aço ou em aços suscetíveis a TIH. O aquecimento é feito logo após a soldagem, mantendo-se a temperatura acima do valor crítico T_2 . O objetivo do tratamento térmico após soldagem é eliminar o hidrogênio difusível presente no metal de solda e na ZAC, através do aquecimento, facilitando assim a difusão deste elemento. A Figura 2.6 mostra um diagrama com o qual é possível determinar, para vários aços, quais temperaturas de pós-aquecimento devem ser utilizadas para que a ocorrência de trincas seja evitada (YURIOKA 1990).

Figura 2.6 – Tratamento térmico após a soldagem para evitar a ocorrência de trinca induzida por hidrogênio.



Fonte: Adaptado de (YURIOKA 1990)

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Soldagem dos Corpos de Prova

A soldagem dos corpos de prova do aço API 5L X100 foi dividida em 3 etapas, sendo elas: (i) soldagem MAG por simples deposição em uma seção de um tubo (*bead on pipe*), (ii) soldagem MAG multipasses de uma junta soldada e (iii) soldagem com eletrodo revestido em chanfro “Y” para determinação de suscetibilidade do aço API 5L X100 à trinca induzida por hidrogênio difusível através do ensaio Tekken. O item (iii) será apresentado junto à seção correspondente ao ensaio Tekken.

3.1.1 Soldagem MAG por Simples Deposição em Uma Seção de Um Tubo

Devido a sua facilidade de automatização e menor nível de hidrogênio depositado no metal de solda, se comparado com o processo de eletrodo revestido, o processo de soldagem a arco com proteção por gás e eletrodo consumível (MIG/MAG) foi utilizado neste trabalho.

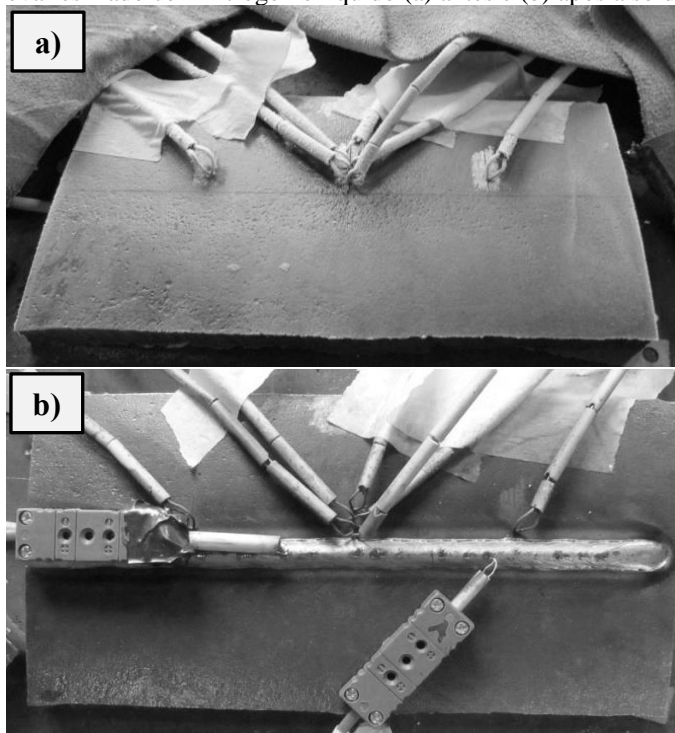
A soldagem MAG por simples deposição em uma seção de um tubo foi realizada visando estudar a influência da taxa de resfriamento na microestrutura e propriedades das soldas. Para facilitar a nomenclatura, neste trabalho usaremos a sigla BOP (do inglês “*bead on pipe*”) para referenciar estas soldas.

Foram realizadas deposições de cordões de solda em seções de 300x100 mm de um duto com diâmetro externo de 580 mm. A extração dos corpos de prova do duto foi realizada com corte plasma. Em uma segunda etapa, o corte com uma serra mecanizada foi realizado de modo a ajustar o comprimento dos corpos de prova. Posteriormente, a camada de óxidos na superfície das seções do duto foi retirada com uma escova de aço rotativa.

De modo a obter diferentes taxas de resfriamento durante a soldagem, foram utilizadas cinco diferentes temperaturas de pré-aquecimento, sendo elas: -30, 34, 100, 150 e 200 °C. O corpo de prova soldado na temperatura de -30 °C foi resfriado com nitrogênio

líquido, o qual foi adicionado até que a temperatura estivesse estável no valor desejado. Após as adições de nitrogênio líquido, o corpo de prova foi coberto com uma manta de couro e a temperatura foi verificada a partir dos dados dos termopares conectados a um sistema de aquisição. A soldagem foi executada quando a temperatura se manteve estável no valor de -30 °C por mais de 60 segundos. A Figura 3.1 mostra o corpo de prova resfriado antes e após de ser executada a sua soldagem.

Figura 3.1 – Corpo de prova resfriado com nitrogênio líquido (a) antes e (b) após a soldagem.



O corpo de prova com temperatura de 34 °C foi soldado na temperatura ambiente e os corpos de prova soldados nas temperaturas de 100 , 150 e 200 °C foram previamente aquecidos com um maçarico. Para estes corpos de prova, as seções do duto foram aquecidas até que a temperatura estivesse estável no valor desejado.

Todos os corpos de prova foram soldados com a mesma energia de soldagem (aproximadamente $0,69$ kJ/mm). Deste modo, a taxa de resfriamento durante a soldagem foi influenciada apenas pelas diferentes temperaturas de pré-aquecimento empregadas. Os parâmetros utilizados são mostrados pela Tabela 3.1.

A soldagem MAG dos corpos de prova foi executada com um sistema robotizado de soldagem, composto por uma fonte de potência Fronius TransPlus Synergic 4000 e um o robô Yaskawa Motoman MA1400.

Como gás de proteção, foi utilizada uma mistura com 90% de argônio (Ar) e 10% de dióxido de carbono (CO₂), com uma vazão de 15 L/min verificada com um fluxômetro na ponta do bocal da tocha de soldagem.

Tabela 3.1 – Parâmetros de soldagem utilizados.

I (A)	W (m/min)	U (V)	v (mm/s)	DBCP (mm)
230	6,5	22,4	8,0	20

O metal de adição empregado foi o arame maciço 120-SG, com composição química e propriedades mecânicas especificadas pela Tabela 3.2 e Tabela 3.3 (ESAB 2015). Para determinação da composição do metal de solda puro, na mesma condição utilizada na soldagem dos corpos de prova (tensão de 23 V, corrente elétrica de 230 A e vazão de gás de 15 L/min), foi realizada a deposição de 5 camadas, cada uma com 5 cordões de solda, sobre uma seção de 60x60 mm de uma chapa de aço com baixo teor de carbono. Após a deposição dos cordões de solda, a superfície da amostra foi usinada para realização da análise química em um espectrômetro.

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do metal de solda depositado pelo arame.

Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
810	900	18

Fonte: Adaptado de (ESAB 2015)

Tabela 3.3 – Composição química do arame utilizado.

Porcentagem em massa do elemento químico (%)					
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
0,1	0,7	1,8	0,3	1,9	0,5

Fonte: Adaptado de (ESAB 2015)

A Tabela 3.4 mostra os valores mínimos de energia absorvida no impacto do ensaio Charpy garantidos pelo fabricante do consumível, para ensaios executados a -30 °C, -20 °C e 0 °C.

Tabela 3.4 – Valores mínimos de energia absorvida no impacto do ensaio Charpy para diferentes temperaturas.

Temperatura de Ensaio	Energia Absorvida
(°C)	(J)
0	70
-20	60
-40	55

Fonte: Adaptado de (ESAB 2015)

A Tabela 3.5 mostra a composição química do metal de solda puro (sem diluição) depositado.

Tabela 3.5 – Composição química do metal de solda puro.

C	Si	Mn	P	S	Cr
0,0746	0,5130	1,4100	0,0080	0,0088	0,2630
Al	Ni	Cu	Mo	Co	Ti
0,0027	1,5000	0,0175	0,4300	<0,0100	0,0011
V	Nb	Sn	W	Pb	B
<0,0010	<0,0010	0,0012	<0,0100	<0,0020	0,0002

3.1.2 Soldagem MAG multipasses de uma junta soldada

Com exceção da temperatura de -30 °C, as mesmas temperaturas de pré-aquecimento utilizadas nas soldas com passe único (etapa anterior) foram utilizadas nos passes de raiz das juntas multipasses soldadas com MAG (34, 100, 150 e 200 °C). Como temperatura de interpasse, o valor de 100 °C foi utilizado para todas as juntas soldadas. A temperatura de interpasse era controlada por termopares tipo K fixados nos corpos de prova. A soldagem a 34 °C foi realizada na temperatura ambiente. As demais amostras foram aquecidas com um maçarico.

A Figura 3.2 mostra a geometria do chanfro em “V”, com 1 mm de espaçamento de raiz e 2 mm de altura de nariz utilizado na soldagem MAG multipasses. As amostras foram soldadas com um total de nove passes, sendo eles um passe de raiz, sete passes de enchimento e um de acabamento. Para a soldagem dos corpos de prova, foi programada uma trajetória em arco circular no robô. A trajetória em arco circular foi escolhida por ser a que melhor se

aproxima da seção do duto utilizada para a soldagem. Foram escolhidos 7 pontos na amostra, com os quais uma curva circular era aproximada pelo software do robô. Antes da realização de cada passe, esses pontos eram reprogramados, um a um, com a correção da posição para o próximo passe e com a verificação da distância do bico de contato até a peça. A Figura 3.3 mostra uma amostra antes e depois da soldagem.

Figura 3.2 – Chanfro em “V” utilizado na soldagem MAG multipasses.

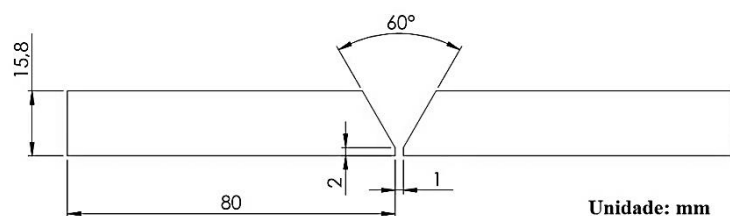
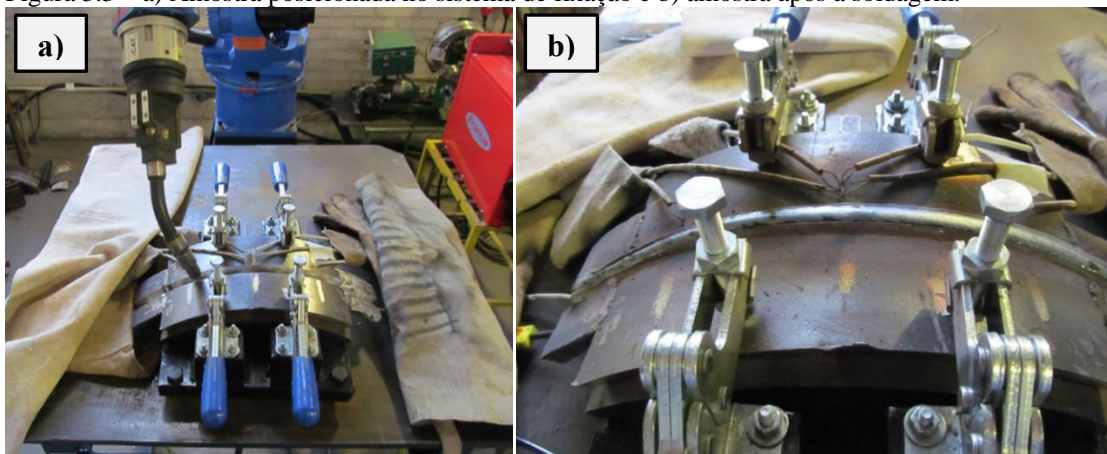


Figura 3.3 – a) Amostra posicionada no sistema de fixação e b) amostra após a soldagem.



3.2 Ensaio Tekken

O Ensaio Tekken foi realizado para avaliar a suscetibilidade do aço API 5L X100 à trinca induzida pelo hidrogênio. Primeiramente, foram soldadas nove amostras, com três diferentes energias de soldagem e eletrodos revestidos com três diferentes condições de umidade. Após a soldagem, as amostras foram analisadas metalograficamente visando verificar a ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio.

3.2.1 Soldagem com Eletrodo Revestido em Chanfro “Y” para Ensaio Tekken

Foram soldados nove corpos de prova, todos com a mesma energia de soldagem, porém com diferentes temperaturas de pré-aquecimento e eletrodos revestidos com diferentes condições de ressecado e exposto a umidade foram utilizados. Como temperaturas de pré-aquecimento, foram utilizadas a temperatura ambiente (T_{amb}), 100 °C (T_{100}) e 150 °C (T_{150}). Os corpos de prova soldados a 100 e 150 °C foram aquecidos com um maçarico. Para estes corpos de prova, as seções do duto foram aquecidas até que a temperatura estivesse em torno de 20 °C acima do valor desejado. Após chegar nessa temperatura, as amostras eram cobertas com uma manta de couro e a temperatura nas amostras eram observadas no sistema de aquisição. Quando a temperatura estivesse igual a temperatura de pré-aquecimento desejada, a soldagem era então iniciada.

As condições de umidade dos eletrodos foram definidas de modo a se obter uma diferença significativa entre os valores de hidrogênio difusível para cada nível de umidade. Os níveis de umidade dos eletrodos básicos foram denominados como U_{Sec400} (eletrodos ressecados por 2 horas a 400 °C) e U_{Exp} (eletrodos expostos às condições de temperatura e umidade do ambiente). O eletrodo básico utilizado foi o E7018. Eletrodo rutílico E6013 foi utilizado na condição de exposto a umidade, de modo a apresentar um valor maior de hidrogênio difusível depositado no metal de solda.

3.2.1.1 Preparação dos Corpos de Prova

Os corpos de prova foram usinados a partir de seções de 210x80 mm extraídas de um duto de aço API 5L X100 com espessura de 15,8 mm e diâmetro externo de 580 mm.

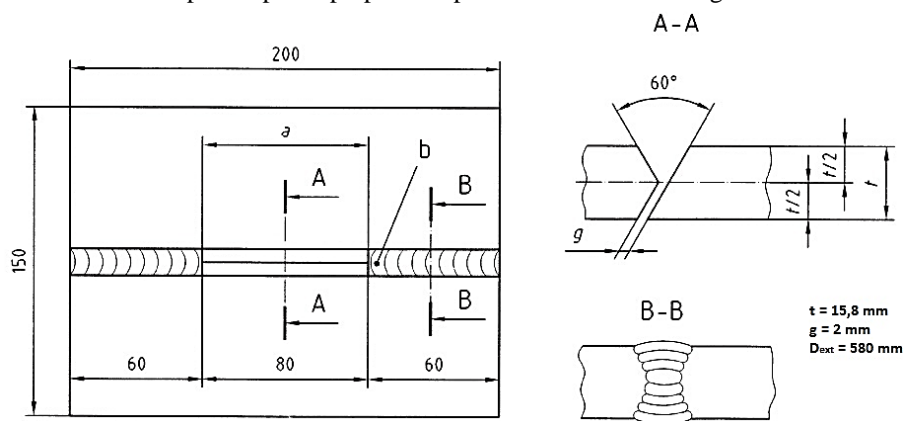
A Figura 3.4, adaptada da norma ISO 17642 (2005), mostra as dimensões padrão para um corpo de prova plano. Devido à curvatura inerente à geometria da seção do duto utilizada, a largura de 150 mm foi atribuída ao perímetro externo da peça. Já o comprimento foi medido longitudinalmente na seção do duto.

A

Figura 3.5 mostra o desenho esquemático dos chanfros utilizados no ensaio Tekken. O chanfro da seção A-A foi usinado com as mesmas dimensões mostradas na Figura 3. 5. Para a seção B-B, foi utilizado um chanfro em duplo V, de modo a facilitar o processo de

usinagem. A seção B-B, foi soldada manualmente com o processo MAG, de modo a ancorar a solda do teste, restringindo a deformação durante e após a soldagem. Foi mantido o valor de 2 mm de espaçamento de raiz na seção A-A, conforme determinado pela norma ISO 17642 (2005).

Figura 3.4 – Dimensões dos corpos de prova preparados para os ensaios de soldagem.



Fonte: Adaptado de (ISO 17642 - 2005)

Figura 3.5 – Chanfros das seções A-A e B-B utilizados no ensaio Tekken.

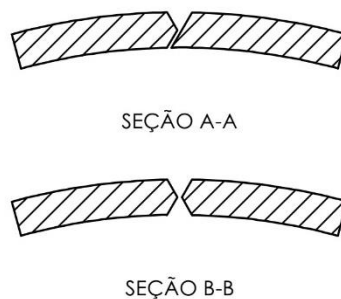
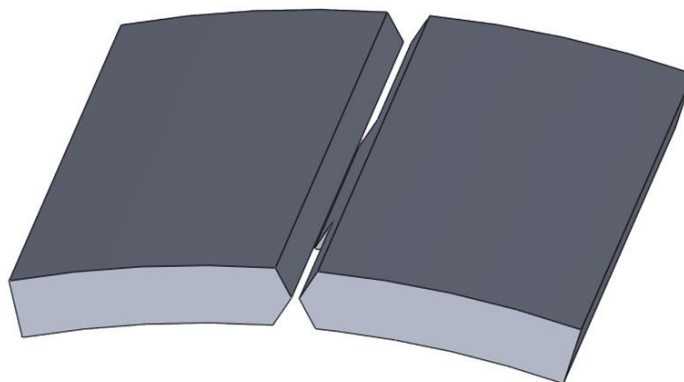


Figura 3.6 – Desenho esquemático das duas seções posicionadas.



3.2.1.2 Soldagem dos Corpos de Prova

Os parâmetros de soldagem utilizados no ensaio foram definidos de modo que o cordão de solda depositado no corpo de prova apresentasse uma geometria adequada para a validação do teste. Ou seja, a área da seção transversal da solda não deve ser baixa o suficiente para que haja uma alta concentração de tensão na raiz da solda.

Os parâmetros de soldagem a seguir foram utilizados: corrente elétrica de 110 A; velocidade de soldagem de 2,0 mm/s; e tensão de soldagem em torno de 19 V. Como resultado dos parâmetros de soldagem, uma energia de soldagem de aproximadamente 1,0 kJ/mm (dependendo da variação da tensão durante a soldagem) foi utilizada na soldagem dos corpos de prova.

72 horas após a soldagem dos corpos de prova, as amostras soldadas foram seccionadas para análise metalográfica. Este período de tempo foi estabelecido tendo em vista que as trincas induzidas pelo hidrogênio podem ocorrer no período de até três dias após a soldagem.

3.2.2 Determinação dos Níveis de Hidrogênio Difusível no Metal de Solda Depositado por Eletrodo Revestido

A determinação dos níveis de hidrogênio difusível no metal de solda foi realizada com um cromatógrafo Oerlikon Yanaco, modelo G-1006H.

Todas as etapas do procedimento de medição de hidrogênio difusível foram executadas de acordo com a norma AWS A4.3 (1993).

Os corpos de prova com dimensões de 25x25 mm foram extraídos de uma chapa de aço ASTM A36 com 10 mm de espessura. Para garantir que as amostras estivessem isentas de hidrogênio remanescente do processo siderúrgico pelo qual o aço foi fabricado, bem como para eliminar impurezas na superfície da chapa, os corpos de prova foram submetidos a um tratamento térmico na temperatura de 600 °C durante duas horas em um forno mufla. Após o resfriamento, a carepa formada no tratamento térmico foi removida com escova rotativa de aço inoxidável e as superfícies dos corpos de prova foram limpas com algodão embebido em acetona, de modo a eliminar qualquer impureza que pudesse contaminar a amostra e influenciar no resultado. O manuseio e a limpeza das amostras com acetona foram feitos com

luva de procedimento, de modo a evitar a contaminação com qualquer matéria orgânica que pudesse estar presente nas mãos.

Após a limpeza, as amostras foram posicionadas de uma base de cobre para que a soldagem pudesse ser realizada. A Figura 3.7 mostra os corpos de prova posicionados na base de cobre antes de ser realizada a soldagem.

Figura 3.7 – Corpos de prova posicionados antes da realização da solda para determinação do nível de hidrogênio difusível.



Depois de realizada a soldagem, o procedimento de preparação para a medição do hidrogênio difusível foi executado com as seguintes etapas:

- Resfriamento inicial (1º etapa) em um balde com água e gelo durante 5 segundos.
- Resfriamento da amostra no nitrogênio líquido durante 60 segundos.
- Separação das amostras utilizando uma morsa, com a recolocação da amostra no nitrogênio líquido.
- Limpeza da escória com escova de aço inox.
- Jato de argônio na amostra para limpeza final.
- Inserção das amostras na cápsula de medição.
- Purga da câmara com argônio durante 30 segundos em cada uma das cápsulas.
- Tratamento térmico com 150 °C durante 6 horas.

Depois de finalizadas todas as etapas acima, a capsula de medição era conectada ao equipamento de medição de hidrogênio difusível, fazendo-se assim a medição.

3.3 Aquisição de Temperatura Durante os Experimentos.

Os dados de temperatura foram adquiridos com termopares tipo S (arpoados na poça de fusão) e termopares tipo K (soldados com descarga capacitiva na chapa) conectados ao sistema de aquisição de dados Lynx ADS 2002. A taxa de aquisição de dados utilizada foi de 100 Hz.

3.3.1 Termopares Tipo S Utilizados nos Experimentos

Na soldagem MAG dos corpos de prova, os dados de temperatura durante o resfriamento do MS adquiridos a partir de termopares tipo S, os quais foram arpoados na poça de fusão durante a soldagem. Os termopares são posicionados manualmente no final da poça de fusão e, após o seu posicionamento, o termopar é mantido na mesma posição até que a poça de fusão esteja totalmente solidificada nessa região. A Figura 3.8 mostra um termopar tipo S posicionado no cordão de solda (região central) e cinco termopares tipo K (na parte direita) em um dos corpos de prova de soldagem MAG com passe único.

Figura 3.8 – Termopar tipo S fixado no metal de solda e termopares tipo K fixados na superfície da amostra soldada com temperatura de pré-aquecimento de 200 °C.

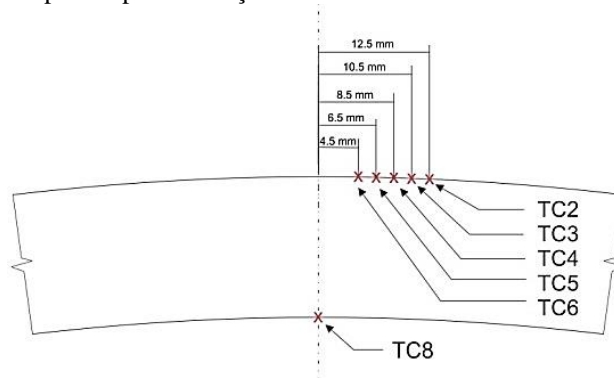


3.3.2 Termopares Tipo K Utilizados nos Experimentos

Foram utilizados termopares tipo K, montados com fio nu de 0,8 mm de diâmetro e isoladores cerâmicos. Os termopares foram fixados na chapa a ser soldada por meio de uma

descarga capacitiva feita com um banco de capacitores. Após o posicionamento da extremidade do termopar na região de interesse, é feita uma descarga capacitiva, a qual funde o termopar fixando-o na região de interesse. Os termopares foram posicionados visando obter-se o máximo de informações possível acerca do ciclo térmico da soldagem. A Figura 3.9 mostra a posição dos termopares tipo K na seção central das amostras BOP.

Figura 3.9 – Posição dos termopares tipo K na seção central das amostras BOP.



3.4 Ensaios Mecânicos

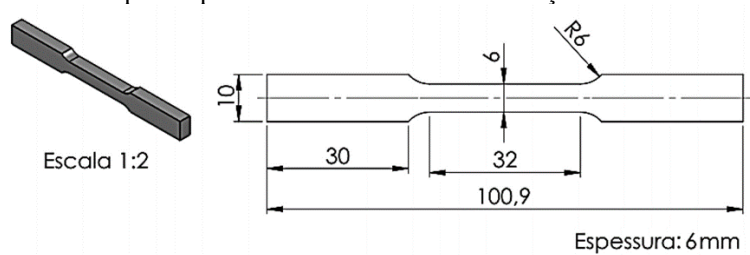
Para a avaliação das propriedades mecânicas do metal base e das juntas soldadas, foram executados os seguintes ensaios: ensaio de tração; ensaio de impacto (Charpy); ensaio de dureza Vickers e ensaio de microdureza Vickers.

3.4.1 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi utilizado para determinação do limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento do metal base e das juntas soldadas. O resultado do ensaio de tração é também um dos testes necessários para avaliar se o aço utilizado possui propriedades mecânicas dentro dos limites admissíveis especificados pela norma API 5L (API 2009).

Foram utilizados corpos de prova de tamanho reduzido, dimensionados de acordo com a norma ASTM E8/E8M (2013). A Figura 3.10 mostra as dimensões dos corpos de prova utilizados. A Figura 3.11 mostra a posição do corpo de prova de tração na junta soldada. Os corpos de prova foram extraídos de modo que uma região considerável do metal de solda depositado se encontrasse na sua região central. A Figura 3.12 mostra alguns corpos de prova antes do ensaio e a Figura 3.13 mostra um corpo de prova durante o ensaio.

Figura 3.10 – Dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração.



Fonte: Adaptado de (COSTA 2014)

Figura 3.11 – Localização dos corpos de prova para ensaio de tração na junta soldada.

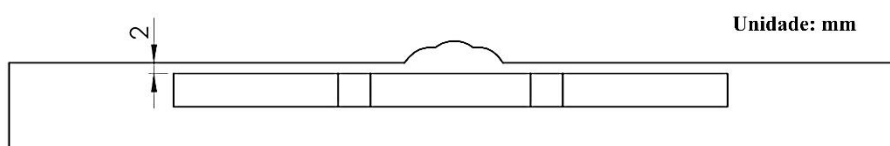
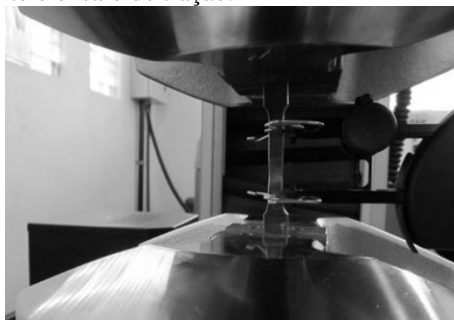


Figura 3.12 – Corpos de prova usinados para ensaio de tração.



Figura 3.13 – Corpo de prova durante o ensaio de tração.

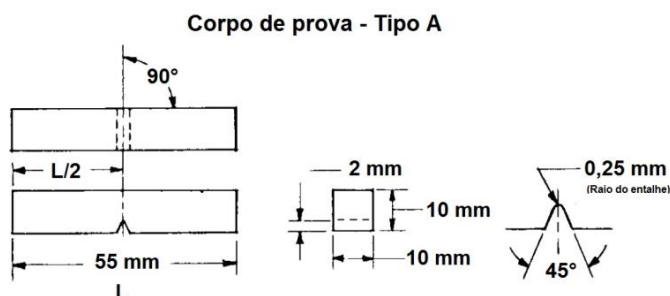


3.4.2 Ensaio de Impacto (Charpy)

Visando avaliar a tenacidade ao impacto das juntas soldadas e do metal base utilizado neste trabalho, o ensaio Charpy foi realizado. Os corpos de prova foram dimensionados de acordo com a norma ASTM E23-01 (2007). O controle de temperatura e o

procedimento do ensaio foram realizados de acordo com a norma ASTM E23-01 (2007). A Figura 3.14 mostra as dimensões dos corpos de prova utilizados.

Figura 3.14 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto.



Fonte: Adaptado de (ASTM E23-01 – 2007)

Os corpos de prova para ensaio de impacto foram extraídos em uma região localizada 2 mm abaixo da superfície dos corpos de prova soldados, conforme ilustrado pela Figura 3.15. Esta região foi escolhida de modo que o entalhe coincidissem com a linha central da região soldada. A Figura 3.16 mostra um corpo de prova que foi submetido a um ataque macrográfico de modo a ilustrar a região escolhida.

Figura 3.15 – Posição dos corpos de prova para ensaio de impacto na junta soldada.

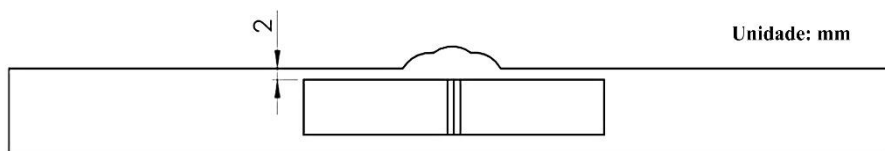
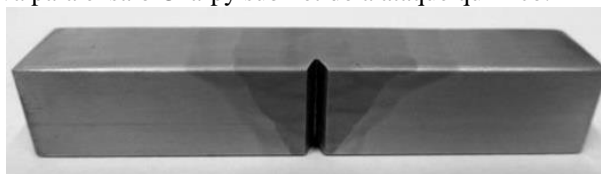


Figura 3.16 – Corpo de prova para ensaio Charpy submetido a ataque químico.



De modo a obter um gráfico com o comportamento da energia absorvida no impacto em função da temperatura, o ensaio Charpy foi realizado em três temperaturas diferentes, sendo elas -30, 0 e 24 °C (temperatura ambiente).

A temperatura de -30 °C foi alcançada com uma mistura de álcool e gelo seco. Para o ensaio executado na temperatura de 0 °C, uma mistura de água e gelo foi colocada na câmara

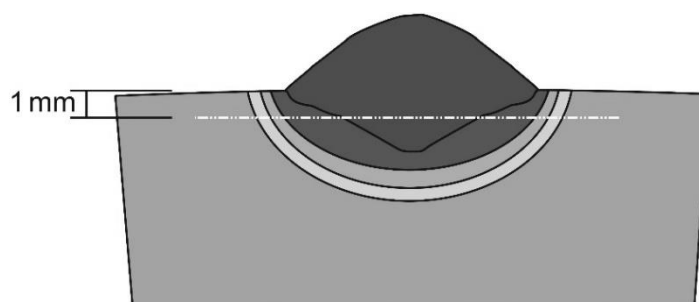
fria. Já o ensaio realizado na temperatura de 24 °C foi executado na temperatura ambiente da sala, com suas condições de temperatura e umidade controladas por um sistema de ar condicionado.

3.4.3 Ensaio de Dureza

Ensaio de Dureza Vickers 5 kg (HV5)

Ensaio realizado para obter informações sobre a resistência mecânica ao longo das soldas depositadas. Foi utilizada uma carga de 5 kg, com tempo de aplicação de 10 segundos. Nas amostras de passe único, as indentações foram realizadas em uma linha localizada 1,0 mm abaixo da superfície da amostra, passando pelo MB, ZAC e MS, conforme ilustrado pela Figura 3.17. Os valores médios das medições na área correspondente ao metal de solda foram apresentados na seção de resultados visando mostrar a influência da temperatura de pré-aquecimento na dureza do metal de solda.

Figura 3.17 – Posição da linha de medição de dureza HV5 nas amostras de passe único.



Nas amostras das juntas soldadas, as medições foram feitas em duas linhas, sendo uma delas passando pelo passe de raiz e a outra linha passando 4 mm abaixo da superfície da amostra (passes de enchimento).

Os ensaios de dureza foram realizados no durômetro automático Instron Tukon 2100B.

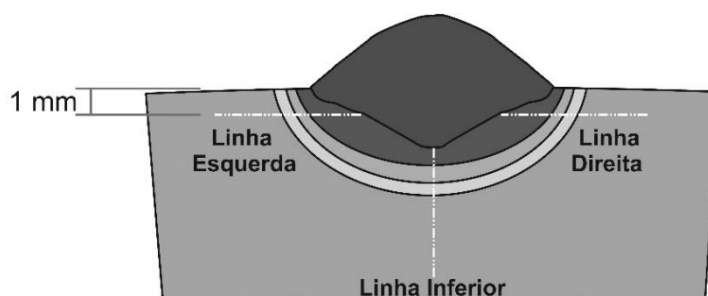
Ensaio de Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado para obtenção dos valores de mínima e máxima dureza na ZAC e do MS dos cordões soldados. Foi utilizada uma carga de 0,2 kgf,

com tempo de aplicação de 5 segundos com 0,25 mm de espaçamento entre as indentações. Para a execução dos ensaios, foi utilizado o microdurômetro INSISE ISH–TDV2000.

Nas amostras BOP, as medições foram feitas e uma linha inferior (desde o MB inalterado até o início do MS), e nas linhas esquerda e direita (1,0 mm abaixo da superfície da amostra), conforme ilustrado pela Figura 3.18. Nas juntas soldadas, as medições foram feitas no passe de raiz.

Figura 3.18 – Posição das linhas de medição de microdureza Vickers (HV0.2) nas amostras de passe único.



3.5 Metalografia

3.5.1 Macrofotografia

As amostras foram submetidas a corte metalográfico e as superfícies foram preparadas com lixamento abrasivo úmido com lixas com granulometria de 80, 100, 220, 320, 400 e 600 mesh. Após o lixamento, a macroestrutura de solda foi revelada com ataque químico com Nital 10%.

As amostras foram atacadas com o esfregamento de um pedaço de algodão embebido em Nital 10%. Após o ataque, era executado o enxague das amostras em água corrente e as amostras eram então secas. Este procedimento era repetido até que a macroestrutura da solda fosse revelada de forma satisfatória para o seu posterior registro.

As macrofotografias foram registradas com um escâner de mesa (resolução de 1200 dpi) e com uma lupa (microscópio de baixo aumento).

A geometria do cordão de solda e demais medições foram realizadas com o software livre ImageJ. Foram medidas a área total da ZAC, área fundida do MS e do MB para cálculo da diluição. Para o cálculo da diluição (D), foi utilizada a Equação (3.1), onde A_{MB} é a área do metal base fundido e A_{MS} é a área do metal de solda.

$$D = \frac{A_{MB}}{A_{MB} + A_{MS}} \quad (3.1)$$

3.5.2 Microscopia de Luz

Para revelar as microestruturas, o ataque químico utilizando Nital 4% foi realizado. As amostras foram atacadas por imersão, durante 7 segundos.

As imagens adquiridas na microscopia de luz foram registradas na região de aproximadamente 1 mm abaixo da superfície da amostra, visando correlacionar a microestrutura da região com os resultados de dureza obtidos na mesma região.

3.5.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As análises com MEV foram executadas utilizando o equipamento SSX-550 Superscan da marca Shimadzu. As imagens adquiridas no MEV foram registradas na região de aproximadamente 1 mm abaixo da superfície da amostra, visando correlacionar a microestrutura da região com os resultados de dureza obtidos na mesma região. Para revelar as microestruturas, o ataque químico utilizando Nital 2% foi realizado.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Taxas de Resfriamento Durante a Soldagem

As taxas de resfriamento nas soldas realizadas foram calculadas a partir de dados obtidos com termopares tipo S. Os termopares tipo K foram basicamente utilizados para controle das temperaturas de pré-aquecimento e de interpasse, no caso das juntas soldadas.

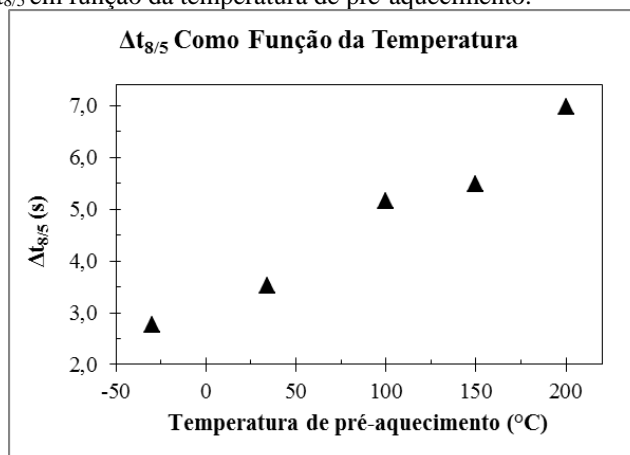
A Figura 4.1 mostra o tempo de resfriamento do metal de solda de 800 até 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) medido em função da temperatura de pré-aquecimento. Pode ser notado que $\Delta t_{8/5}$ e a temperatura de pré-aquecimento exibem um comportamento praticamente linear entre si. Este comportamento linear entre a temperatura de pré-aquecimento e $\Delta t_{8/5}$ pode ser explicado pela Equação (4.1), onde E é a energia de soldagem, em J/mm; T_0 é a temperatura de pré-aquecimento, em °C; e k é a condutividade térmica do material, em J/(mm·s·°C) (MACHADO 2000).

$$\Delta t_{8/5} = \frac{E}{2\pi k} \left(\frac{1}{500 - T_0} \right) - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right) \quad (4.1)$$

Devido ao comportamento entre $\Delta t_{8/5}$ e a temperatura de pré-aquecimento ser praticamente linear, os gráficos das próximas seções apresentarão dois eixos das abcissas, sendo o eixo superior deles correspondente ao $\Delta t_{8/5}$ e, o inferior, à temperatura.

Na soldagem com eletrodo revestido, não foi possível utilizar termopares tipo S devido à grande dificuldade imposta pela escória inerente ao processo.

Figura 4.1 – Valores de $\Delta t_{8/5}$ em função da temperatura de pré-aquecimento.

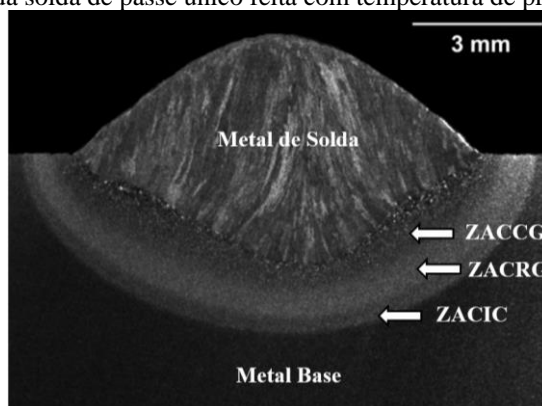


4.2 Ensaios Metalográficos

4.2.1 Macrofotografias

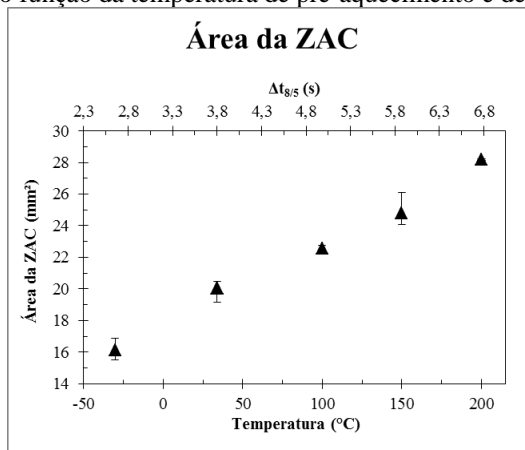
A Figura 4.2 mostra a macrofotografia da solda de passe único feita com a temperatura de pré-aquecimento de 150 °C. É possível identificar as diferentes regiões da solda (ZAC e metal de solda) e metal base.

Figura 4.2 – Macrofotografia da solda de passe único feita com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C.



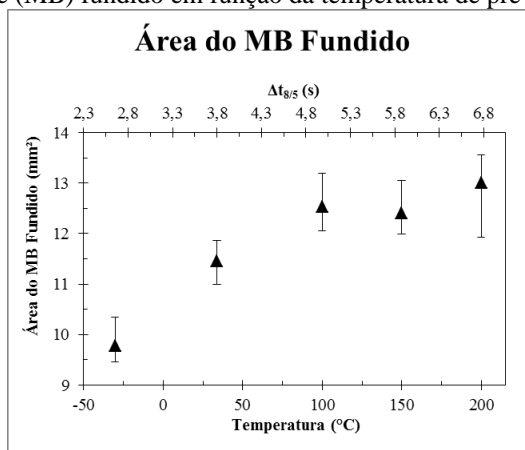
A partir das macrofotografias, foram feitas medições em relação à geometria das soldas de passes único. A Figura 4.3 mostra a área da ZAC em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$. É possível identificar comportamento praticamente linear entre a área da ZAC e a temperatura de pré-aquecimento. O que mostra que, quanto maior a temperatura de pré-aquecimento, maior será a área da ZAC em função das menores taxas de resfriamento associadas a temperaturas mais altas.

Figura 4.3 – Área da ZAC como função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$.



A Figura 4.4 mostra a área do metal base (MB) fundido em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$. Com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, existe a tendência de aumento da área do metal base fundido. Pode ser observado que a área do metal base fundido aumentou cerca de 28% quando a temperatura de pré-aquecimento aumentou de -30 para 100 °C. Entretanto, no trecho do gráfico com temperaturas de pré-aquecimento de 100 a 200 °C, não é possível afirmar se houve crescimento, diminuição da área do MB fundido ou se esta área permaneceu constante. Este fato pode ser explicado pelo alto desvio apresentado nas medições da área do MB fundido.

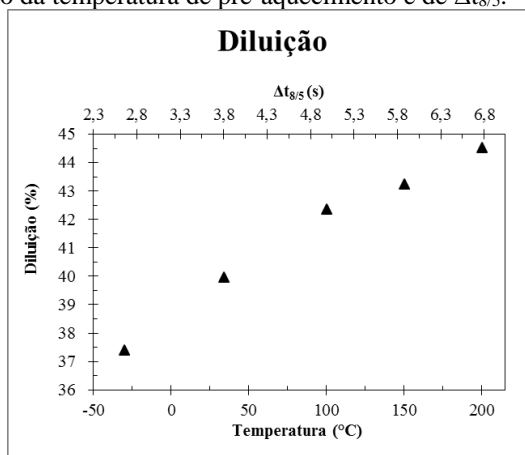
Figura 4.4 – Área do metal base (MB) fundido em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$.



A Figura 4.5 mostra a diluição em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$. Observando esse gráfico, é possível notar um comportamento praticamente linear entre a diluição e a temperatura de pré-aquecimento. O aumento da diluição associado ao aumento da temperatura de pré-aquecimento é devido a uma maior energia térmica associada a temperaturas mais altas, facilitando assim a fusão do metal base. Os valores de diluição

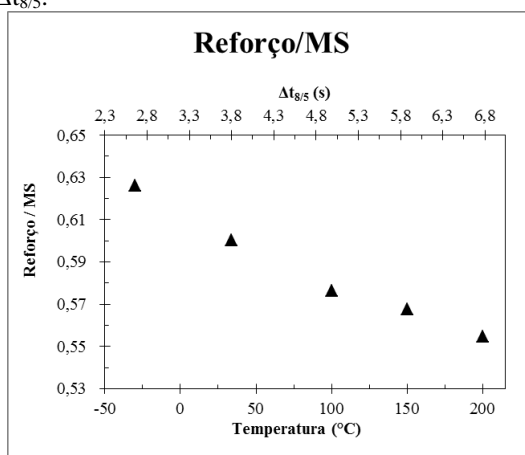
calculados foram utilizados para o cálculo da composição química do metal de solda nas soldas BOP.

Figura 4.5 – Diluição em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$.



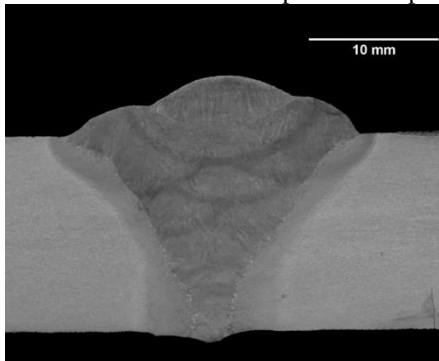
A Figura 4.6 mostra a relação entre a área de reforço e a área do metal de solda em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$. Quanto maior for a temperatura de pré-aquecimento, menor será a razão entre a área de reforço e a área do metal de solda. Assim, pode-se concluir que em temperaturas de pré-aquecimento mais altas, a área de reforço é minimizada. Tendo em vista que a área de reforço não contribui para área de seção resistente de uma junta soldada, é desejável que a ela não seja significativamente alta. Tal minimização pode gerar uma diminuição dos custos de produção em uma aplicação industrial, por exemplo. Por outro lado, uma elevada área de reforço não interfere na produtividade no caso dos passes de enchimento de uma junta soldada uma quantidade relativamente alta metal de solda a ser depositada (material com alta espessura).

Figura 4.6 – Relação entre a área de reforço e a área do metal de solda em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$.



A Figura 4.7 mostra a macrofotografia da junta soldada feita com a temperatura de pré-aquecimento de 150 °C. Nessa macrofotografia, o passe de raiz, os passes de enchimento e o passe de acabamento podem ser observados.

Figura 4.7 – Macrofotografia da junta soldada feita com a temperatura de pré-aquecimento de 150 °C.



4.2.2 Microscopia de Luz

4.2.2.1 Amostras das Soldas BOP

A Figura 4.8 mostra a microestrutura da ZAC intercrítica da amostra BOP soldada na temperatura ambiente (34 °C). A partir desta imagem, não foi possível identificar as fases presentes devido ao baixo aumento.

As Figuras Figura 4.9 e Figura 4.10 mostram as microestruturas da ZAC com refino e e da ZAC com crescimento de grão, respectivamente, para a solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C). Nota-se uma grande diferença no tamanho de grão destas duas microestruturas. Na ZAC com crescimento de grão, martensita a bainita podem ser observadas, conforme indicado na Figura 4.10.

Figura 4.8 – ZAC intercrítica da amostra BOP soldada na temperatura ambiente (1000X de aumento).

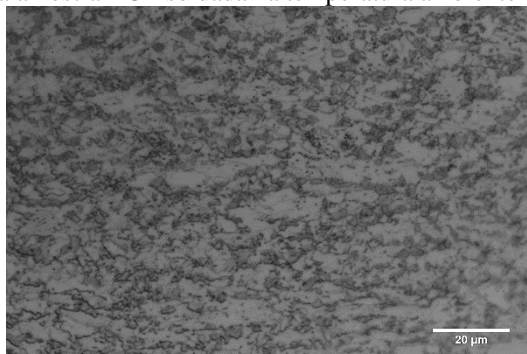


Figura 4.9 – Região da ZAC com refino de grão da amostra BOP soldada na temperatura ambiente (1000X de aumento).

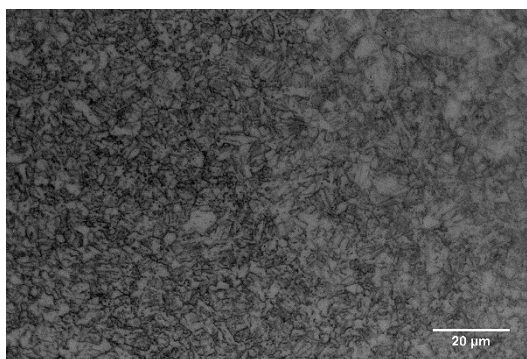
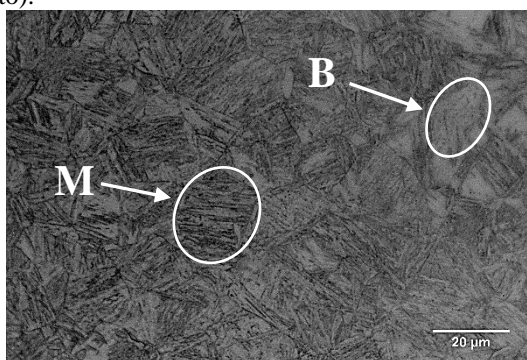


Figura 4.10 – Região da ZAC com crescimento de grão da amostra BOP soldada na temperatura ambiente (1000X de aumento).



A Figura 4.11 e a Figura 4.12 mostram as microestruturas da região de refino e crescimento de grão, respectivamente, para a solda BOP feita com 150 °C como temperatura de pré-aquecimento. Comparando a Figura 4.9 com a Figura 4.11 e a com a Figura 4.12, percebe-se que nos dois casos a solda realizada na temperatura de pré-aquecimento de 150 °C apresentou um maior tamanho de grão devido à baixa taxa de resfriamento durante a soldagem para esta temperatura.

Figura 4.11 – Região da ZAC com refino de grão da amostra BOP soldada com 150 °C de pré-aquecimento (1000X de aumento).

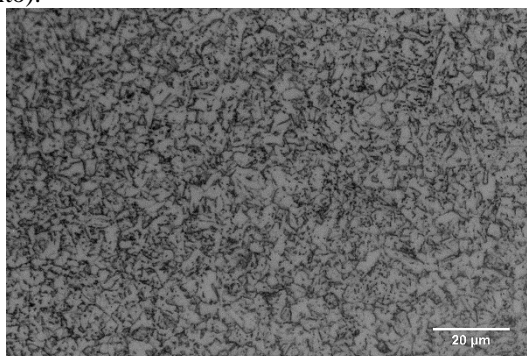
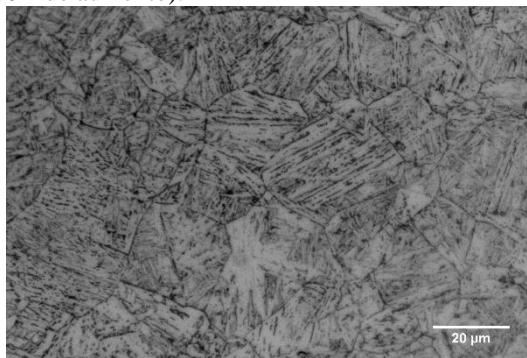


Figura 4.12 – Região da ZAC com crescimento de grão da amostra BOP soldada com 150 °C de pré-aquecimento (1000X de aumento).



A identificação das fases, com a magnificação de 1000X, não pôde ser feita no metal base, na ZAC subcrítica, ZAC intercrítica e ZAC com refino de grão. Por este motivo, estas regiões foram analisadas com um microscópio eletrônico de varredura.

As amostras das juntas soldadas apresentaram microestruturas semelhantes às apresentadas pelas amostras de passe único.

4.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A Figura 4.13 mostra a microestrutura do metal base. A microestrutura do metal base é composta por martensita, bainita e austenita retida (pontos brancos).

A Figura 4.14 mostra a ZAC subcrítica para a solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C). Comparando a Figura 4.13 com a Figura 4.14, uma pequena diferença na morfologia pode ser notada, devido à esferoidização parcial de carbonetos que faz com que a dureza tenha um decréscimo.

A Figura 4.15 mostra a ZAC intercrítica para a solda BOP feita na temperatura ambiente. Martensita, austenita retida e bainita podem ser vistas.

A

Figura 4.16 mostra a região de refino de grão da ZAC para a solda BOP feita na temperatura ambiente. Devido ao menor tamanho de grão associado à martensita refinada dispersa no metal base, esta região apresenta maiores valores de dureza do que na ZAC intercrítica e na subcrítica.

A Figura 4.17 mostra a ZAC com crescimento de grão para a solda BOP feita na temperatura ambiente. O tamanho de grão aumenta devido a esta região ficar exposta a altas temperaturas próximas ao metal de solda por um período de tempo alto o suficiente para favorecer a difusão, fenômeno que está diretamente ligado ao crescimento de grão (dependente da temperatura e do tempo). Martensita e bainita coalescida podem ser vistas nessa região, a qual apresenta a mais alta dureza devido a maior presença de fases com alta dureza do que em outras regiões.

Figura 4.13 – Microestrutura do metal base contendo austenita retida (AR), martensita (M) e bainita (B).
Magnificação de 3000X.

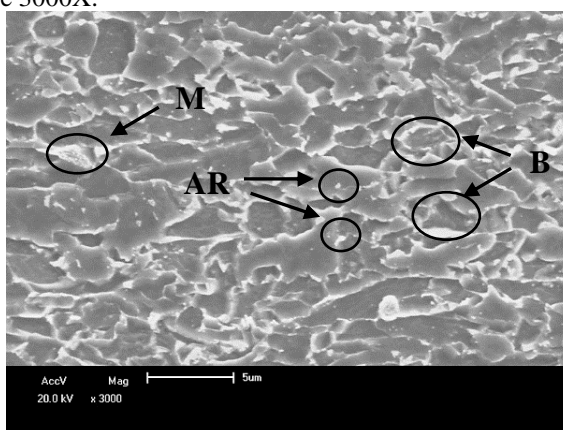


Figura 4.14 – Microestrutura da ZAC subcrítica para a solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C).
Magnificação de 3000X.

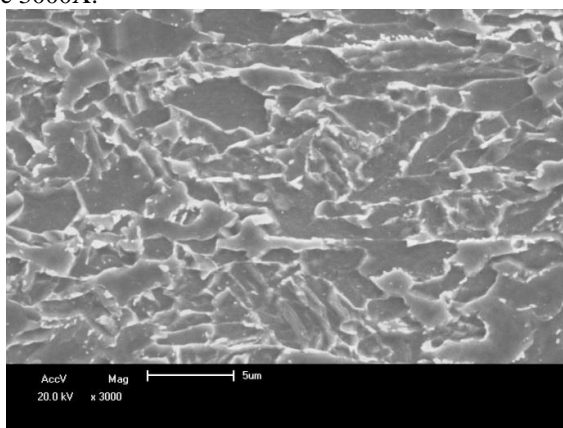


Figura 4.15 – Microestrutura da ZAC intercrítica para a solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C). Martensita (M), bainita (B) e austenita retida (AR) podem ser observados. Magnificação de 3000X.

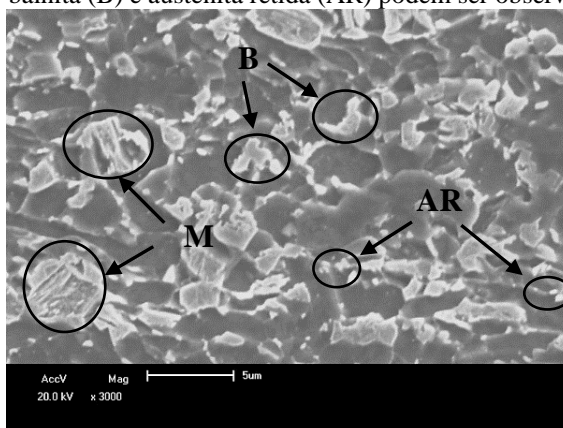


Figura 4.16 – Microestrutura da região com refino de grão na ZAC da solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C). Martensita (M) e bainita (B) podem ser observadas. Magnificação de 3000X.

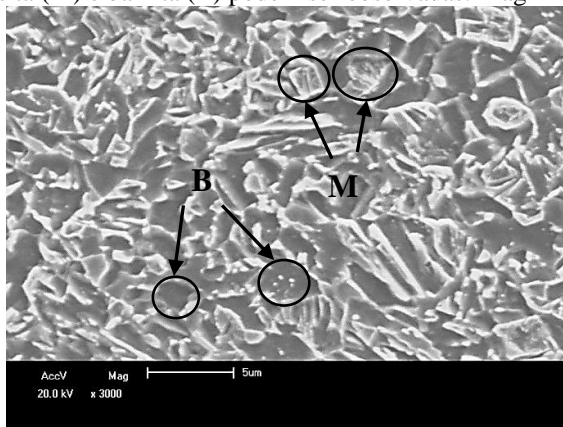
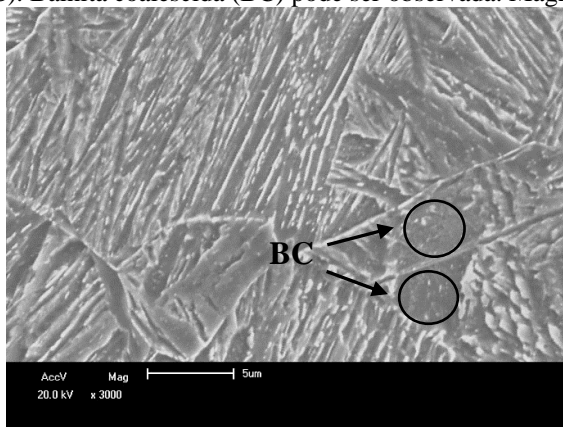


Figura 4.17 – Microestrutura da região de crescimento de grão na ZAC da solda BOP feita na temperatura ambiente (34 °C). Bainita coalescida (BC) pode ser observada. Magnificação de 3000X.



As Figura 4.18 e Figura 4.19 mostram, respectivamente, as microestruturas da ZAC com refino de grão e da ZAC com crescimento de grão para a solda BOP feita com 200 °C de temperatura de pré-aquecimento.

Comparando a

Figura 4.16 com a Figura 4.18, e a

Figura 4.17 com a Figura 4.19; pode-se notar que a solda feita a 200 °C apresentou maior tamanho de grão para a ZAC com refino de grão e para ZAC com crescimento de grão, se comparada com a solda feita na temperatura ambiente.

Figura 4.18 – Microestrutura da região de refino de grão na ZAC da solda BOP feita com temperatura de pré-aquecimento de 200 °C. Magnificação de 3000X.

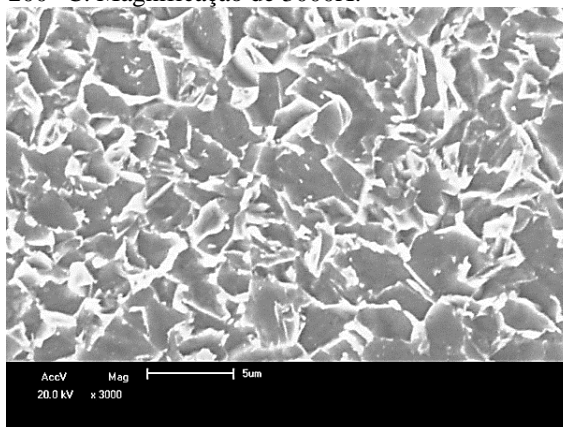
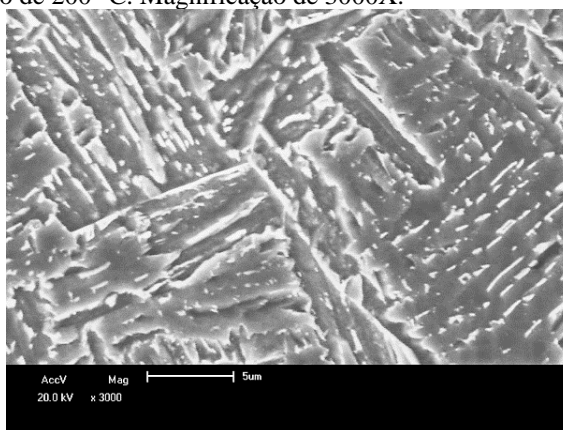


Figura 4.19 – Microestrutura da região de crescimento de grão na ZAC da solda BOP feita com temperatura de pré-aquecimento de 200 °C. Magnificação de 3000X.



4.3 Ensaios de Dureza

4.3.1 Ensaio de Dureza Vickers 5 kg (HV5)

Os resultados de dureza foram subdivididos em duas seções, sendo uma delas referente à soldagem MAG de passe único (BOP) e, a outra, referente à soldagem MAG multipasses.

4.3.1.1 Ensaio de Dureza das Amostras BOP

Com base nos dados obtidos no ensaio de dureza das soldas BOP, foram feitos gráficos de dureza em função da posição na amostra e de dureza média do metal de solda em função da temperatura de pré-aquecimento e do $\Delta t_{8/5}$. A Figura 4.20 mostra o gráfico da dureza média do metal de solda em função da temperatura de pré-aquecimento e do $\Delta t_{8/5}$. É possível notar o comportamento praticamente linear entre os valores de dureza média e a temperatura de pré-aquecimento (e de $\Delta t_{8/5}$). Analisando a Figura 4.20, é possível perceber que a dureza média diminui conforme é aumentada a temperatura de pré-aquecimento. Tal diminuição de dureza é associada à diminuição na taxa de resfriamento com que o metal de solda solidifica, que ocorre quando a temperatura de pré-aquecimento é aumentada.

Por sua vez, na Figura 4.21 estão os perfis de dureza Vickers (HV5) para as amostras BOP soldadas nas temperaturas -30 °C, 34 °C (temperatura ambiente), 100 °C, 150 °C e 200 °C. Comparando os perfis entre si, é possível notar que a dureza do metal de solda e da ZAC diminuem conforme a temperatura de pré-aquecimento aumenta (novamente, por haver uma diminuição na taxa de resfriamento).

Figura 4.20 – Dureza média do metal de solda em função da temperatura de pré-aquecimento e do $\Delta t_{8/5}$.

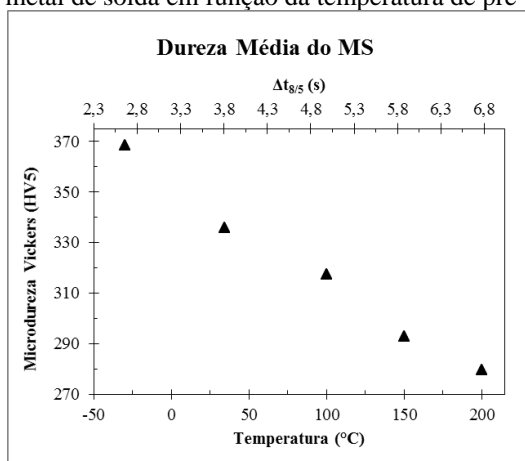
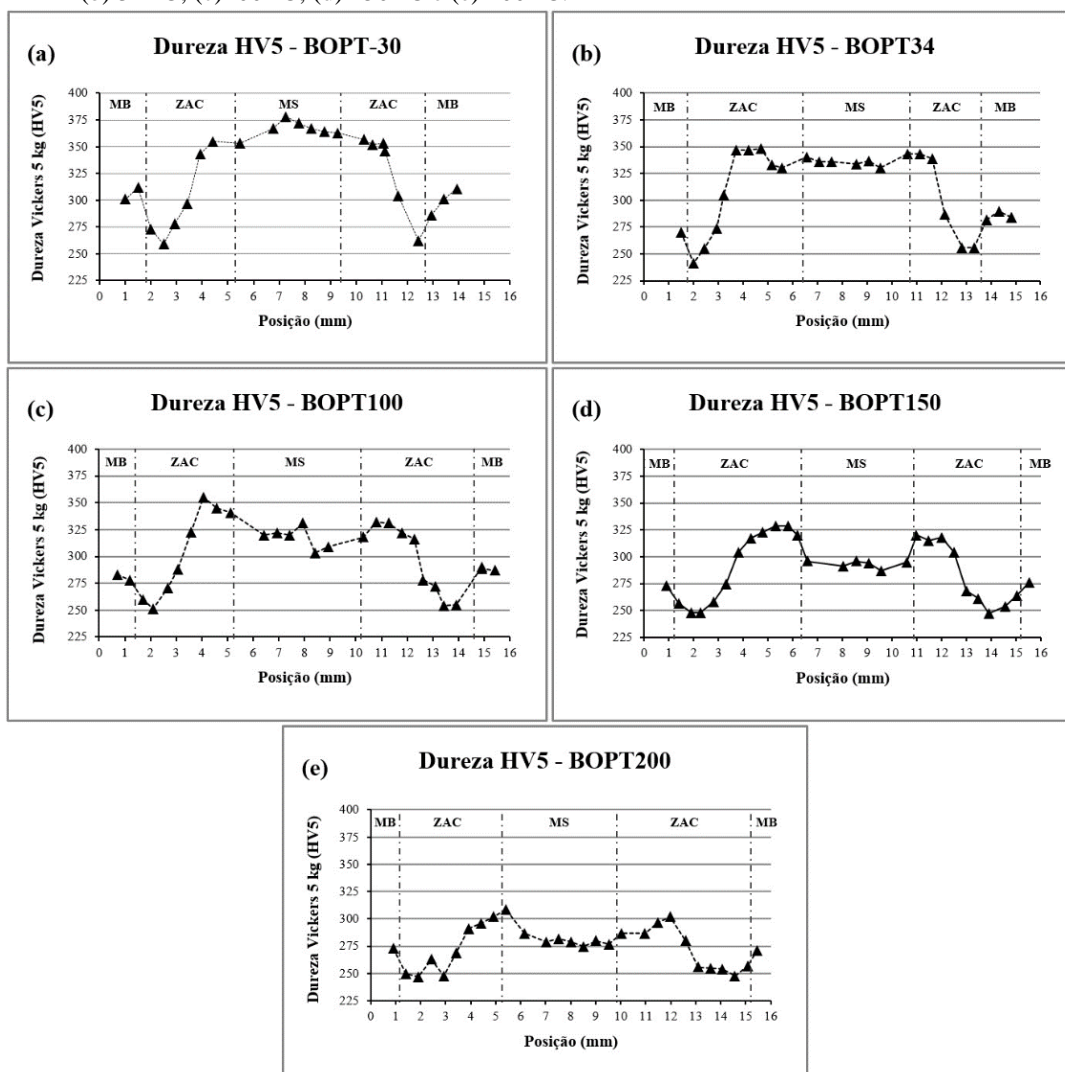


Figura 4.21 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para as amostras BOP soldadas nas temperaturas (a) -30 °C; (b) 34 °C; (c) 100 °C; (d) 150 °C e (e) 200 °C.



4.3.1.2 Ensaio de Dureza das Amostras das Juntas Soldadas

Os perfis de dureza Vickers (HV5) em função da posição na raiz e na linha superior são mostrados nas Figura 4.22, Figura 4.23, Figura 4.24 e Figura 4.25; para a temperatura ambiente (T_{amb}), 100 °C (T_{100}), 150 °C (T_{150}) e 200 °C (T_{200}), respectivamente.

Analisando somente os gráficos da dureza HV5 na raiz das soldas, é possível notar que o metal de solda da raiz sem pré-aquecimento (passe de raiz na temperatura ambiente) apresentou maiores valores de dureza e que, na medida em que a temperatura de pré-aquecimento aumenta, o valor da dureza diminui. Tal fato é devido a maior taxa de resfriamento ocorrer com menores temperaturas, como mostrado na Figura 4.1. A diferença entre os valores de dureza no MS para diferentes temperaturas de pré-aquecimento não é tão

grande quanto nas soldas de passe único, pois no caso das juntas soldadas, os passes de enchimento aumentam a temperatura no local, fazendo com que haja uma queda na dureza (se comparada com as soldas de passo único).

Outra conclusão que pode ser feita, ao analisar os gráficos de dureza HV5 nas raízes das juntas soldadas, diz a respeito da extensão da ZAC. Quanto maior foi a temperatura de pré-aquecimento no passe de raiz, maior foi o tamanho da extensão da ZAC do passe de raiz, o que também pode ser devido às menores taxas de resfriamento ocorrerem com maiores temperaturas de pré-aquecimento.

Em função da temperatura de interpasse ser a mesma para todos os corpos de prova, não há alterações significativas quando comparamos os valores de dureza HV5 das amostras soldadas com diferentes temperaturas de pré-aquecimento no passe de raiz.

Figura 4.22 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada na temperatura ambiente (Tamb).

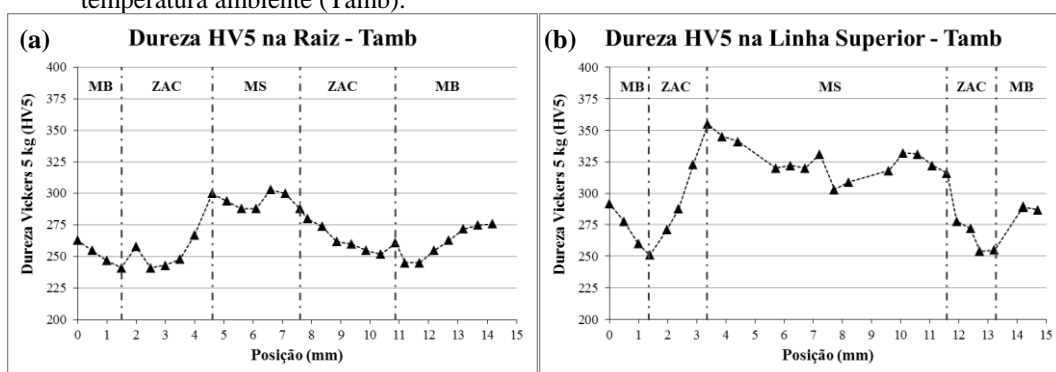


Figura 4.23 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 100 °C (T100).

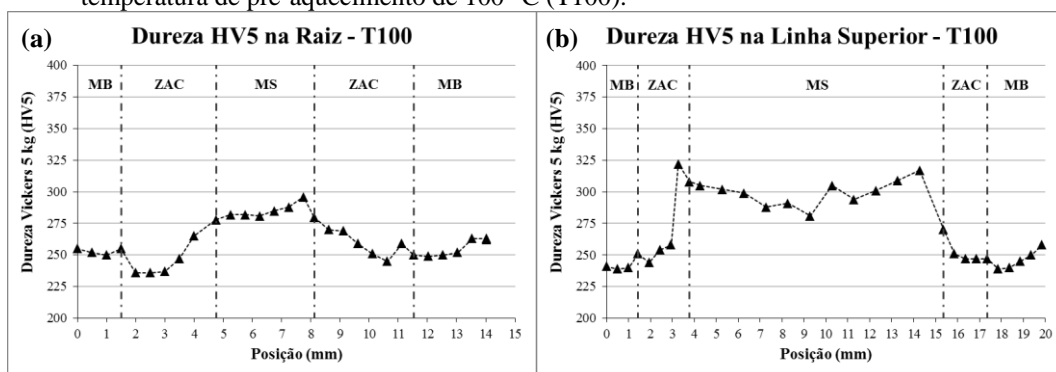


Figura 4.24 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C (T150).

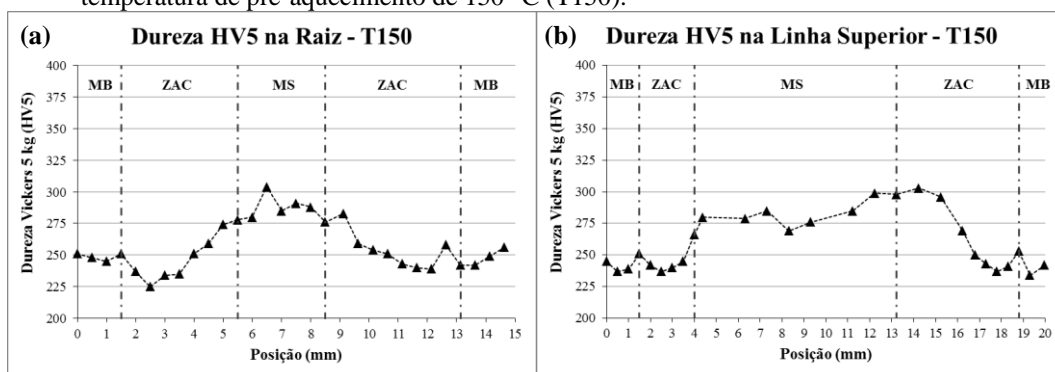
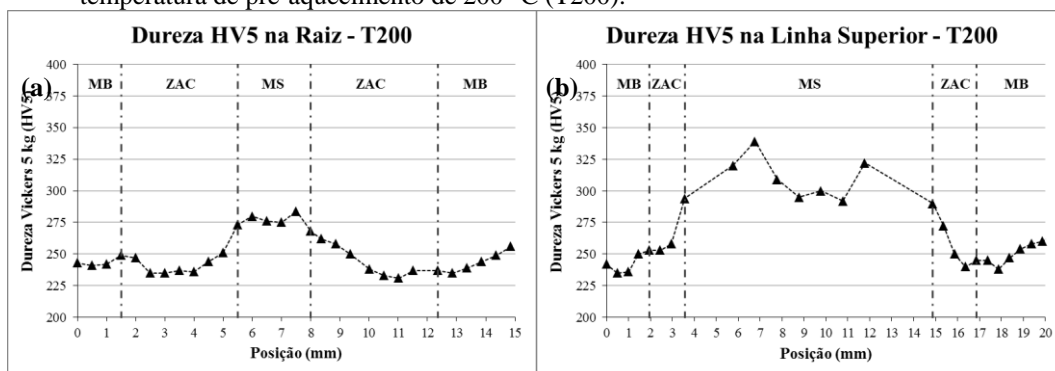


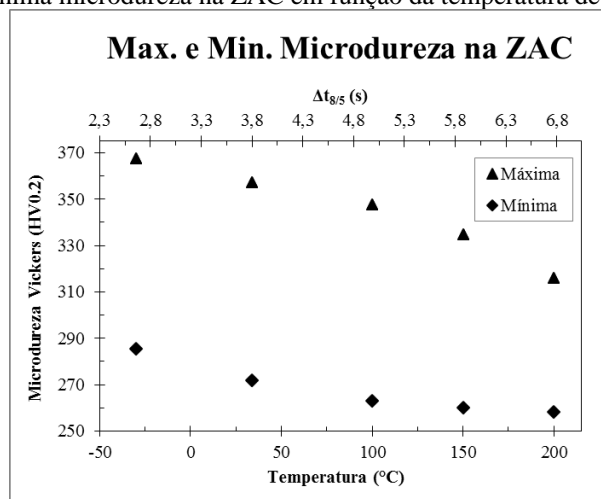
Figura 4.25 – Perfil de dureza Vickers (HV5) para a raiz (a) e a linha superior (b) para a junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 200 °C (T200).



4.3.2 Ensaio de Microdureza Vickers

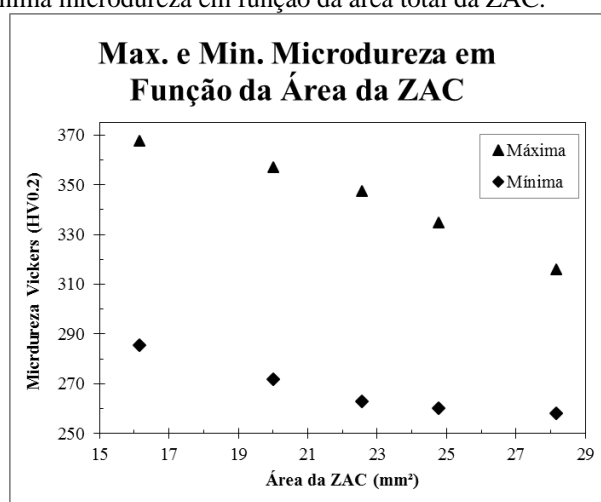
A Figura 4.26 mostra os valores de máxima e mínima microdureza em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$. As soldas feitas em baixas temperaturas de pré-aquecimento apresentaram valores de máxima e mínima microdureza superiores devido as suas taxas de resfriamento serem superiores àquelas feitas em temperaturas de pré-aquecimento mais elevadas. Todas as soldas apresentaram valores de máxima microdureza na região de crescimento de grão da ZAC.

Figura 4.26 – Máxima e mínima microdureza na ZAC em função da temperatura de pré-aquecimento e de $\Delta t_{8/5}$.



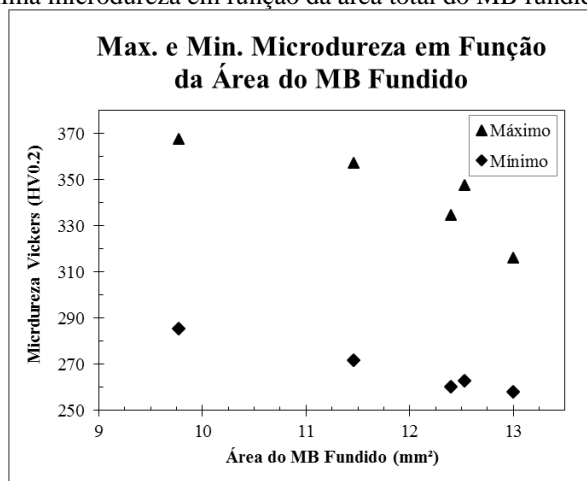
A Figura 4.27 mostra os valores de máxima e mínima microdureza em função da área total da ZAC. Observando o gráfico, pode-se notar que os valores de mínima e de máxima microdureza diminuem com o aumento da área total da ZAC.

Figura 4.27 – Máxima e mínima microdureza em função da área total da ZAC.



A Figura 4.28 mostra os valores de máxima e de mínima microdureza em função da área do metal base fundido. Nota-se uma diminuição dos valores de máxima e de mínima microdureza com o aumento da área do metal base fundido.

Figura 4.28 – Máxima e mínima microdureza em função da área total do MB fundido.



4.4 Ensaios Mecânicos

4.4.1 Ensaio de Tração

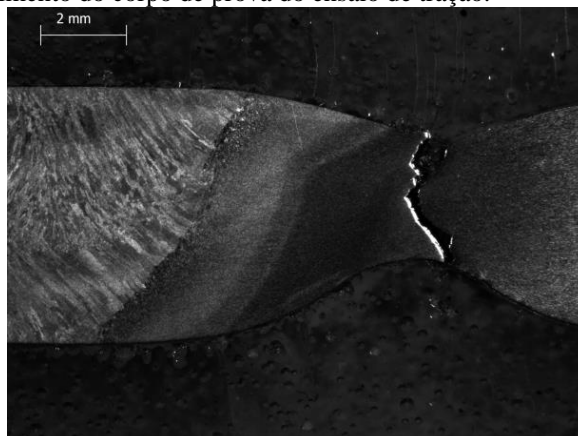
A Tabela 4.1 mostra os resultados médios do ensaio de tração para as amostras do metal base e das juntas soldadas com diferentes temperaturas de pré-aquecimento. Analizando-se esta tabela, nota-se que os resultados do ensaio de tração para as juntas soldadas são próximos entre si. Isto se deve ao fato de todos os corpos de prova terem rompido no metal base inalterado (fora da ZAC). O rompimento nesta região deixa evidente que a junta soldada apresenta maior resistência à tração, se comparada com o metal base.

Tabela 4.1 – Resultados médios do ensaio de tração para as amostras do metal base (MB) e para as juntas soldadas com diferentes temperaturas de pré-aquecimento.

Amostra	Limite de Escoamento	Limite de Resistência à Tração
	(MPa)	(MPa)
MB	695	751
T34 °C	675	754
T100 °C	685	760
T150 °C	658	735
T200 °C	680	759

A Figura 4.29 mostra o local de rompimento em um dos corpos de prova. É possível notar que o corpo de prova rompe em uma região localizada cerca de 1 mm de distância da ZAC.

Figura 4.29 – Local de rompimento do corpo de prova do ensaio de tração.



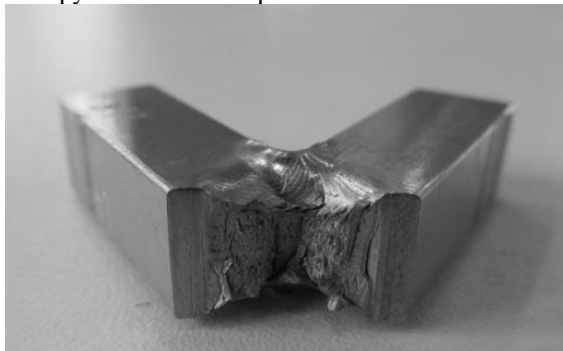
4.4.2 Ensaio de Impacto (Charpy)

4.4.2.1 Avaliação da Resistência ao Impacto do Metal Base

Os corpos de prova do metal base utilizado (API 5L X100) apresentaram tenacidade ao impacto superior ao limite máximo registrado pelo equipamento utilizado.

Em uma primeira tentativa, foi utilizado um corpo de prova com as mesmas dimensões daqueles utilizados nos ensaios das juntas soldadas. Para esta condição, o corpo de prova não rompeu totalmente, fazendo com o que ensaio não fosse validado. Conforme orientado pela norma ASTM E23-01 (2007), foi feita uma tentativa de romper o corpo de prova utilizando apenas uma das mãos (sem auxílio de nenhuma ferramenta) após o ensaio, mas tal tentativa não foi bem-sucedida. Analisando a Figura 4.30 mostra o corpo de prova após a tentativa de ensaio.

Figura 4.30 – Corpo de prova Charpy do metal base após tentativa de ensaio.



Em uma segunda série de ensaios, os corpos de prova tiveram suas dimensões reduzidas, utilizando-se uma largura menor 50%, em relação ao corpo de prova original que possui 10 mm de largura. Da mesma forma como ocorreu na ocasião anterior, os corpos de prova não romperam no ensaio.

Em função dos itens citados acima, os resultados de energia absorvida no ensaio de impacto relativos ao metal base não serão mostrados neste trabalho.

4.4.2.2 Avaliação da Resistência ao Impacto das Juntas Soldadas

A Figura 4.31 mostra os resultados do ensaio Charpy para as juntas soldadas com temperatura de pré-aquecimento de passe de raiz de 34 °C, 100 °C, 150 °C e 200 °C.

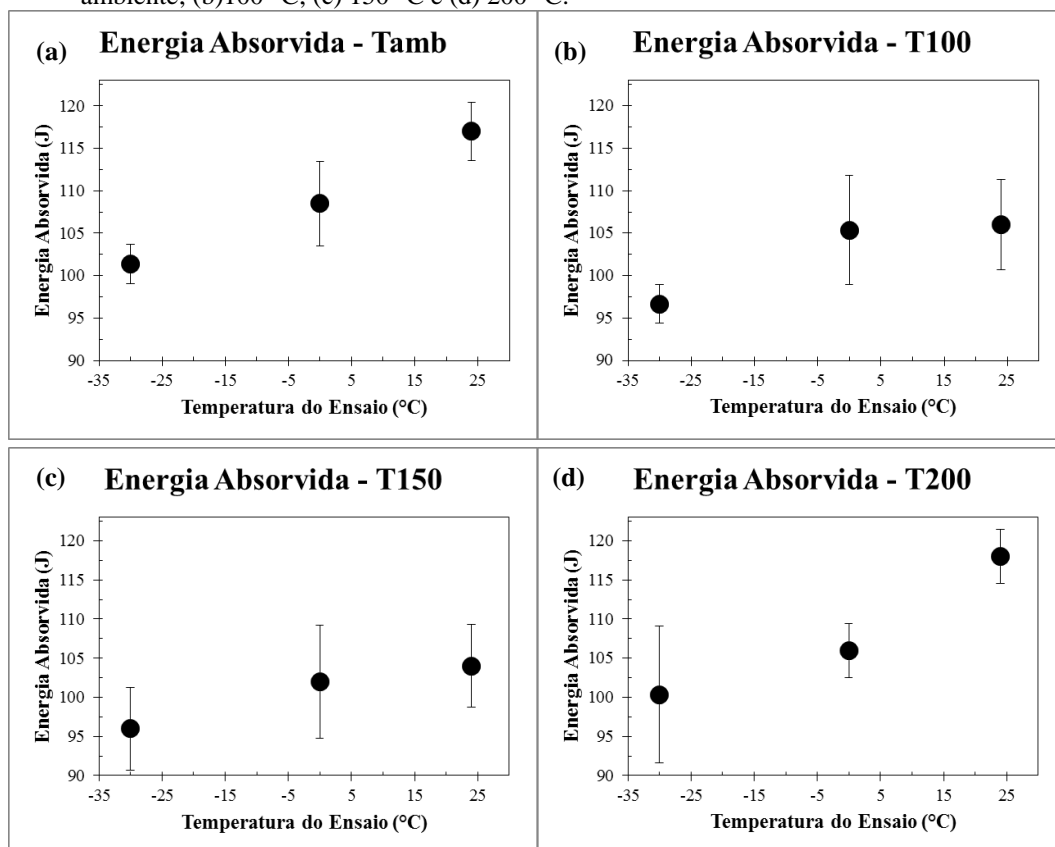
Analisando os resultados, é possível notar uma tendência de que uma maior energia de impacto seja absorvida em temperaturas de ensaio mais altas. Algumas condições de ensaio apresentaram um desvio padrão alto devido à variabilidade do equipamento e à possibilidade de os corpos de prova terem sido extraídos de diferentes regiões da junta soldada tenham sido utilizados na mesma série de ensaios.

Levando em consideração o todas as variações apresentadas pelos resultados, todas as amostras apresentaram valores de energia absorvida superiores a 40 J na temperatura de 0 °C, o qual é o valor mínimo especificado pela norma API 5L (API 2009).

Além disso, todas as amostras apresentaram uma energia absorvida superior a 90 J na temperatura de ensaio de -30 °C, valor superior ao mínimo especificado pelo fabricante do consumível. Os valores mínimos de energia absorvida no impacto garantidos pelo fabricante são: 60 J para temperatura de ensaio de -20 °C e, para a temperatura de ensaio de -40 °C,

energia absorvida de 55 J. Todos os resultados para a temperatura de ensaio de 0 °C também foram superiores ao mínimo de 70 J especificado pelo fabricante (ESAB 2015).

Figura 4.31 – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy das amostras pré-aquecidas na (a) temperatura ambiente; (b) 100 °C; (c) 150 °C e (d) 200 °C.



4.4.2.3 Análise da Fratura dos Corpos de Prova (MEV)

As Figura 4.32, Figura 4.33 e Figura 4.34 mostram a superfícies de fratura da junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de 150 °C, com as temperaturas de ensaio de -30, 0 e 24 °, respectivamente. Em todas as figuras é possível se observar a presença de microcavidades de deformação (*dimples*), as quais são características de fraturas dúcteis. A amostra ensaiada na temperatura de -30 °C apresentou, em grande parte da fractografia, regiões com superfícies *dimples* rasos. Há também a presença considerável, porém em menor quantidade, de fratura por quase-clivagem.

Tanto os *dimples* rasos como a região com fratura por quase-clivagem apresentam menor energia para fratura, se comparados com regiões compostas apenas por *dimples*. Nas temperaturas de ensaio de 0 e 24 °C, as superfícies de fratura foram predominantemente

compostas por *dimples* e, por este motivo, apresentaram energia absorvida na fratura superior à da amostra ensaiada na temperatura de $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Figura 4.32 – Superfície de fratura da junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de $150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Ensaio Charpy realizado a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1000X de aumento).

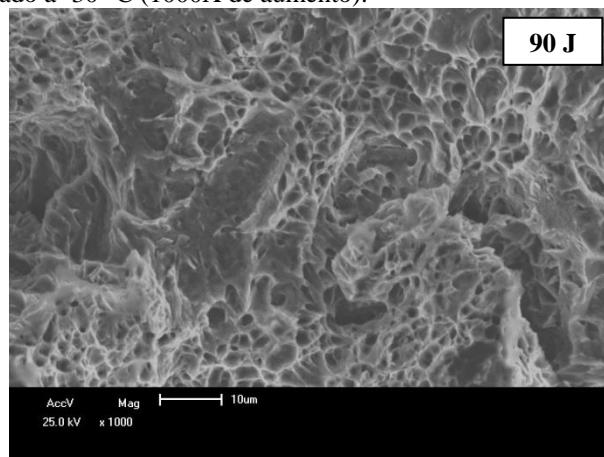


Figura 4.33 – Superfície de fratura da junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de $150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Ensaio Charpy realizado a $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1000X de aumento).

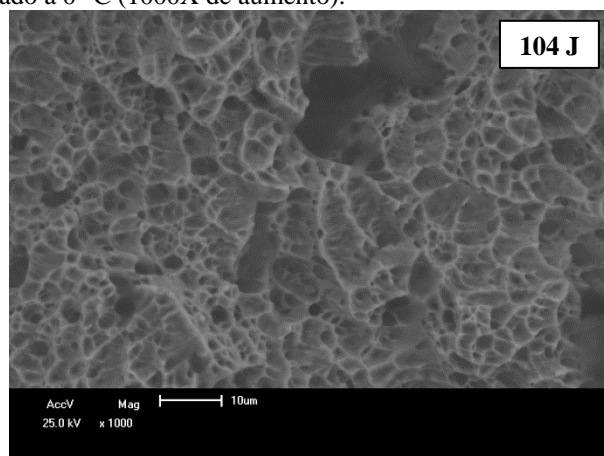
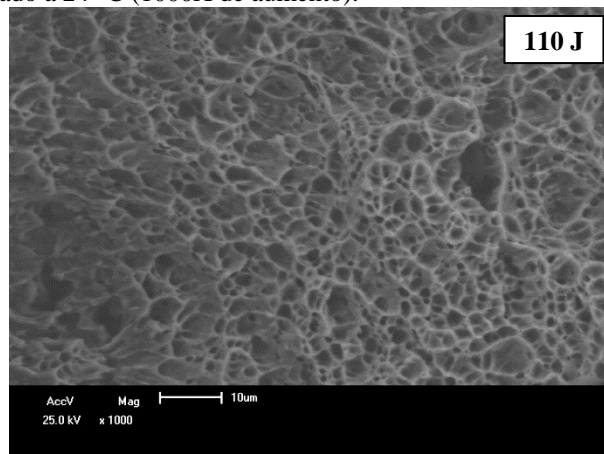


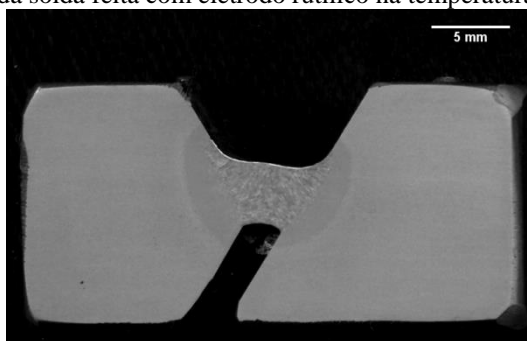
Figura 4.34 – Superfície de fratura da junta soldada com temperatura de pré-aquecimento de $150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Ensaio Charpy realizado a $24\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1000X de aumento).



4.5 Ensaio Tekken

A Figura 4.35 mostra a macrofotografia da solda feita com eletrodo rutílico na temperatura ambiente. É possível observar nitidamente os contornos da região do metal de solda e a ZAC na amostra. Não foi possível observar nenhuma trinca nesta imagem, devido à baixa magnificação.

Figura 4.35 – Macrofotografia da solda feita com eletrodo rutílico na temperatura ambiente (ensaio Tekken).



As amostras foram também analisadas em um microscópio ótico com magnificação de 1000X, de modo a verificar a presença de trincas. Analisando todas as amostras, nenhuma trinca foi encontrada, mostrando que nenhuma das amostras soldadas apresentou trincas induzidas pelo hidrogênio. A inexistência de trincas induzidas pelo hidrogênio pode ser atribuída à baixa resistência mecânica do metal de solda depositado pelos consumíveis utilizados (E7018 e E6013), se comparada com a resistência mecânica do aço API 5L X100. A resistência do metal de solda depositado deve ser alta o suficiente para deformar o metal base e, por consequência, gerar uma elevada concentração na raiz da solda, facilitando a probabilidade da ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio no teste Tekken.

A Tabela 4.2 mostra os valores do hidrogênio difusível depositado no metal de solda por três consumíveis em diferentes condições. O eletrodo rutílico (E6013), exposto a condições de armazenamento não ideais, foi o que apresentou o maior valor de hidrogênio difusível depositado no metal de solda. O eletrodo básico (E7018) depositou um volume menor de hidrogênio difusível no metal de solda, tanto o ressecado como o exposto à umidade. O eletrodo básico exposto à umidade depositou aproximadamente 30% a mais hidrogênio do que o ressecado na temperatura de 400 °C.

De acordo com dados encontrados na literatura, o eletrodo básico depositou um nível médio de hidrogênio difusível no metal de solda, tanto para o eletrodo ressecado como para o exposto à umidade. Em condições ideais, o eletrodo básico deveria ter depositado um nível de

hidrogênio abaixo de 10 ml para cada 100 g de metal de solda. Porém, em função de uma possível má condição de armazenamento dos eletrodos, o hidrogênio poderia estar presente na forma de água de cristalização, a qual pode resistir a temperaturas elevadas (acima de 400 °C). Já para o eletrodo rutílico, o nível de hidrogênio depositado é considerado alto, pois ficou acima de 15 ml para cada 100 g de metal de solda (MACHADO 1996).

A quantidade de hidrogênio difusível depositado no metal de solda em conjunto com a baixa resistência mecânica do metal de solda (se comparada com a resistência do metal base) não geraram condições suficientes para causar trincas induzidas pelo hidrogênio nas amostras soldadas neste trabalho.

Tabela 4.2 – Valores do hidrogênio difusível depositado no metal de solda por três consumíveis em diferentes condições de umidade.

Hidrogênio Difusível no Metal de Solda (ml/100 g)		
Eletrodo Básico Ressecado a 400 °C	Eletrodo Básico Exposto à Umidade	Eletrodo Rutílico Exposto à Umidade
10,3	13,4	29,8

5.0 CONCLUSÕES

Com base nos resultados expostos nas seções anteriores, pode-se chegar às seguintes conclusões:

- As juntas soldadas produzidas atendem às exigências da norma API 5L, o que mostra ser possível a utilização do processo MAG automatizado para soldagem de tubulações de óleo e gás.

- Há um comportamento praticamente linear entre $\Delta t_{8/5}$ e a temperatura em que a solda BOP é feita, para as condições deste trabalho.

- O tamanho de grão na ZAC com refino de grão e na ZAC com crescimento de grão aumenta com o aumento da temperatura de pré-aquecimento.

- As transformações de fase na ZAC influenciaram as propriedades mecânicas das soldas.

- A presença de martensita fez com que a dureza na ZAC com crescimento de grão aumentasse.

- Mínima e máxima microdureza (HV0.2) na ZAC foram influenciadas pela taxa de resfriamento durante a soldagem. A máxima e a mínima dureza na ZAC diminuíram com o aumento da temperatura de pré-aquecimento.

- Os valores mínimos de microdureza foram encontrados na ZAC intercrítica e os valores máximos foram encontrados na ZAC com crescimento de grão para todas as soldas BOP feitas.

- A dureza Vickers (HV5) do metal de solda nas amostras BOP diminuiu com o aumento da temperatura de pré-aquecimento devido às menores taxas de resfriamento associadas às altas temperaturas de pré-aquecimento.

- As medições feitas nas macrofotografias mostram que a área da ZAC e a diluição aumentam com o aumento da temperatura de pré-aquecimento.

- A partir dos resultados dos ensaios de tração e de dureza, pode-se afirmar que a resistência do metal de solda é superior à resistência do metal base.

- Todos os corpos de prova do ensaio de tração foram rompidos na região do metal base, mostrando que a região do metal de solda e a ZAC apresentam maior resistência à tração do que o metal base para as condições empregadas neste trabalho.

- As juntas soldadas apresentaram valores de energia absorvida no ensaio Charpy superiores aos valores mínimos especificados pela norma API 5L.

- Nas condições de umidade, temperatura de pré-aquecimento com os eletrodos utilizados, nenhum dos corpos de prova apresentou trincas induzidas por hidrogênio difusível no ensaio Tekken.

- O eletrodo E6013 depositou maior valor de hidrogênio difusível no metal de solda. O eletrodo E7018 ressecado a 400 °C durante duas horas apresentou o menor valor de hidrogênio difusível.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos nesse trabalho, sugere-se que em novos trabalhos sejam explorados os seguintes temas:

- Utilizar os mesmos parâmetros para soldagem orbital de um duto de aço API 5L X100.
- Utilizar seções de um duto de aço API 5L X100 com espessura diferente do duto utilizado nesse trabalho.
- Para o ensaio Tekken, com as mesmas condições utilizadas neste trabalho, utilizar um consumível com resistência mecânica maior ou igual a do metal base.

7.0 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L/ISO3183: Specification for Line Pipe**. 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E23: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. 2013.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A4.3: Standard methods for determination of the diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding**. 1993.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook. Vol 2: Welding Process**. 8a ed., 1993.

BARSANTI, L.; HILLENBRAND, G. H. **Possible use of new materials for high pressure line pipe construction: The experience of SNAM RETE GAS and EUROPIPE on X100 grade steel**. Proceedings of IPC: The International Pipeline Conference, Calgary, Alberta, Canada, September 2002.

COSTA, V. M. **Análise da tenacidade de uma junta soldada de um aço resistente à abrasão da série 450 HB**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Metalurgia, Minas e Materiais-PPGE3M. Porto Alegre, 2014.

ESAB. **Catálogo de Consumíveis**. Disponível em: <<http://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/catalogo-consumiveis-esab.pdf>>. Acesso em: 15 nov. 2015.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION. **ISO 17642-2: Cold cracking tests for weldments – Arc welding processes part 2: self-restraint tests**. 2005

GLOVER, A. et al. **Design, application and installation of an X100 pipeline.** Proceedings of OMAE'03. 22nd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Jun. 2003.

GRÄF, M. K. et al. **High-strength large pipe for long-distance high pressure gas pipelines,** Int. J. Offshore Polar Eng., 14, 69–74, 2004.

HUDSON, M. G. **Welding of X100 linepipe.** Tese de Doutorado – Cranfield University. School of Industrial and Manufacturing Science. Cranfield, 2004.

KOU, S. **Welding metallurgy.** 2nd. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2002.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance.** ASM International, Ohio, 2005.

LIU, C.; BHOLE, S. D. **Challenges and developments in pipeline weldability and mechanical properties.** Science and Technology of Welding and Joining. Vol. 18, N° 2. 2013.

MACHADO, I. G. **Condução do calor na soldagem: fundamentos & aplicações.** Vol. 1, 101p. Porto Alegre, 2000.

MACHADO I. G. **Soldagem e técnicas conexas.** Porto Alegre: Editado pelo próprio autor, 1996.

SOEIRO JR, J. C. et al. **Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações.** Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 18, N°. 02, p.176-195, Abr/Jun, 2013.

THEWLIS, G. **Weldability of X100 linepipe** - Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 5, N° 6, 2000.

YURIOKA, N.; SUZUKI, H. **Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments.** International Materials Reviews. Vol. 35, N° 4, 1990.