







UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO CENTRO TECNOLÓGICO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA PROJETO DE GRADUAÇÃO

FÁBIO ARPINI CARMINATI

ESTUDO PRELIMILAR DA TENACIDADE AO IMPACTO NA SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA

VITÓRIA 2009 FÁBIO ARPINI CARMINATI

ESTUDO PRELIMILAR DA TENACIDADE AO IMPACTO NA SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo como requisito para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Temístocles de Sousa Luz.

VITÓRIA 2009

FÁBIO ARPINI CARMINATI

ESTUDO PRELIMILAR DA TENACIDADE AO IMPACTO NA SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo como requisito para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Aprovado em 03 de Julho de 2009.

COMISSÃO EXAMINADORA

Professor Dr. Temístocles de Sousa Luz Universidade Federal do Espírito Santo Orientador

Professor Rodrigo Coutinho Del Piero Universidade Federal do Espírito Santo Avaliador

Professor João Carlos Segatto Universidade Federal do Espírito Santo Avaliador

Aos meus pais, que me deram esta oportunidade.

A Wagner, Araceli, Giovanni e demais amigos pelo apoio nas horas difíceis e presença nos momentos de alegria.

Agradeço a DEUS.

Aos meus pais, Wagner, Araceli, Giovanni e amigos que sempre me ajudaram em meus estudos.

Ao meu Orientador pelo incentivo e conhecimento ensinado durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

Ao C. A. Zampieri técnico do laboratório de materiais da UFES pelo apoio na realização dos experimentos.

Ao PRH29 e ANP pela oportunidade e apoio financeiro.

"O único lugar onde sucesso vem antes de trabalho é no dicionário". Albert Einstein.

RESUMO

Neste trabalho, será abordado um estudo preliminar da tenacidade ao impacto nas juntas soldadas com eletrodos de alta resistência. Dessa forma, objetiva-se verificar a incidência de ferrita acicular na microestrutura do metal depositado e verificar que esta possui uma relação diretamente proporcional ao aumento da tenacidade ao impacto. Onde esta ferrita acicular é gerada decorrente dos elementos de liga que os eletrodos utilizados possuem, logo aqueles que possuem maiores percentuais destes elementos (Mn, Mo, Ni) terão uma maior incidência desta ferrita.

Outro fator observado nos experimentos foi a influência de múltiplos passes no cordão de solda, os quais apresentaram um relativo tratamento térmico nos passes subsequentes que proporcionaram um refinamento dos grãos nos cordões de solda anteriores e isto pode ter levado a uma variação nos resultados tanto do ensaio Charpy quanto na determinação de sua dureza.

Foi verificado, também, neste trabalho, a ocorrência da transição Dúctil-Frágil nos corpos de prova que foram submetidos ao ensaio Charpy a uma temperatura de -20°C. Este fenômeno foi observado tanto nos corpos de prova soldados com Eletrodo Revestido quando nos soldados com Arco Submerso. Isto se deve ao fato de que estes metais possuem uma estrutura CCC que sofre a ocorrência deste fenômeno.

Índice de Figuras

- Figura 2.1: Início da solidificação da poça de fusão: (a) vista de cima, (b) corte transversal em AB. PF poça de fusão, MB metal base, v velocidade de soldagem, BB' linha de fusão, BB" frente de solidificação. As setas no interior dos grãos em (a) indicam esquematicamente as orientações cristalinas destes [3].
- Figura 2.2: Diagrama de Graville Mapa de soldabilidade dos aços em função do Ceq e do conteúdo e C [4].
- Figura 2.3: Repartição do calor, A ZF, B ZTA, C MB [1].

Figura 2.4: Parâmetros geométricos do cordão de solda [6]

- Figura 2.5: Fotomicrografia do metal de solda, destacando ferrita acicular (AF) formada intragranularmente e ferrita primária (GF), ataque Nital [6].
- Figura 2.6: Fotomicrografia do metal de solda, destacando o ferrita primária (PF) formada nos contornos de grão da austenita, ferrita acicular (AF) e pequena quantidade de perlita (P), ataque Nital [6].
- Figura 2.7: Fotomicrografia do metal de solda, mostrando em detalhe ferrita com segunda fase não alinhada (NAC) [6].
- Figura 2.8: Fotomicrografia do metal de solda mostrando vários constituintes microestruturais: ferrita e carbonetos (FC), ferrita primária (GF), perlita (P), ferrita acicular (AF), ataque Nital [6].
- Figura 2.9: Fotomicrografia do metal de solda, no destaque a ferrita de segunda fase alinhada (AC), este constituinte tem sido encontrado na martensita, austenita e carbonetos entre as lamelas de placas de ferrita, ataque Nital [6].
- Figura 2.10: Fotomicrografia do metal de solda, neste caso utilizou-se solução de picral a 4%, onde podese observar fases retidas de austenita e martensita [6].
- Figura 2.11: (a) Aspectos típicos das ferrita acicular. (b) e ferrita com segunda fase alinhada FS(A).
- Figura 2.12: Favorecimento da formação da ferrita acicular com aumento de grão austenítico, que reduz potencialmente a nucleação da bainita nesses sítios [6].
- Figura 2.13: Micrografia eletrônica de transição de réplicas de extração em filme de carbono, identificando as agulhas de ferrita acicular num aço soldado [6].
- Figura 2.14: Processo de soldagem por Arco Submerso [2].
- Figura 2.15: Soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido [10].
- Figura 3.1: (a) Fonte de Soldagem Inversal 450 LABSOLDA/UFSC, (b) Fontes de Soldagem MTE *Digitec 600* – LABSOLDA/UFSC, (c) - TARTÍLOPE – AS LABSOLDA/UFSC.
- Figura 3.2: (a) Amperímetro, Multímetro, e Notebook utilizados para aquisição de corrente e tensão nos experimentos, (b) Forno utilizado para ressecamento do eletrodo E8010 G e do fluxo, (c) Termômetro infravermelho para monitoramento da temperatura entre passe.
- Figura 3.3: (a) Serra Fita, (b) Plaina, (c) Fresa.
- Figura 3.4: Representação dimensional do corpo de prova utilizado para ao testes de soldagem.
- Figura 3.5: Experimento por arco submerso.
- Figura 3.6: Bancada experimental para o processo por eletrodo revestido.
- Figura 3.7: Equipamentos utilizados para aquisição de dados (tensão e corrente) nos experimentos de soldagem.
- Figura 3.8: Desenho esquemático com as dimensões (mm) empregadas para a fabricação do corpo de prova do ensaio Charpy.
- Figura 3.9: Máquina utilizada para realização do ensaio Charpy.
- Figura 3.10: Máquina utilizada para a realização do embutimentos das amostras.
- Figura 3.11: Lixadeira utilizada para lixar e polir as amostras dos corpos de provas para realização da macrografia, micrografia e levantamento do perfil de dureza na junta soldada em cada um dos processos.
- Figura 3.12: Microscópio ótico utilizado para análise e
- Figura 3.13: Microdurômetro Vickers
- Figura 4.1: Macrografia do corpo de prova soldado com eletrodo revestido.
- Figura 4.2: Macrografia do corpo de prova soldado com arco submerso.
- Figura 4.3: Esquema dos perfis de microdureza gerado nos corpos de prova.
- Figura 4.4: Gráfico do perfil superior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por eletrodo revestido.

- Figura 4.5: Gráfico do perfil central de microdureza gerado no corpo de prova do processo por eletrodo revestido.
- Figura 4.6: Gráfico do perfil inferior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por eletrodo revestido.
- Figura 4.7: Gráfico do perfil superior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por arco submerso.
- Figura 4.8: Gráfico do perfil central de microdureza gerado no corpo de prova do processo por arco submerso.
- Figura 4.9: Gráfico do perfil inferior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por arco submerso.
- Figura 4.10: Desenho esquemático mostrando como foi determinada (aleatoriamente) a microdureza média nos corpos de provas utilizados no ensaio Charpy.
- Figura 4.11: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a -20°C soldado com eletrodo revestido (200x).
- Figura4.12: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a 28°C soldado com eletrodo revestido (200x).
- Figura 4.13: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a -20°C soldado com arco submerso (200x).
- Figura 4.14: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a 28°C soldado com arco submerso (200x).
- Figura 4.15: Percentual dos constituintes mais presentes nas microestruturas do metal depositado em cada um dos processos realizados. (a) eletrodo revestido; (b) arco submerso.
- Figura 4.16: Relação entre o percentual de ferrita acicular e a resistência em impacto dos corpos de prova que ensaiados a temperatura ambiente.
- Figura 4.17: Gráfico representativo do percentual de ferrita acicular pela resistência ao impacto.

Índice de Tabelas

Tabela 2.1: Microconstituintes ferrita e carbonetos na soldagem de aços de baixa liga [6]	26
Tabela 2.2: Comparação de processos de soldagem empregados em tubulações [1]	47
Tabela 3.1: Composição química do aço AISI 1020	48
Tabela 3.2: Composição Química para o Eletrodo E8010-G Segundo o Fabricante [14]	49
Tabela 3.3: Parâmetros de Utilização.	49
Tabela 3.4: Composição Química do Eletrodo BMSA - 121, segundo a norma AWS A5.17-97 EL12	49
Tabela 3.5: Composição Química do Fluxo Utilizado	49
Tabela 3.6: Parâmetros de Utilização do Eletrodo BMSA – 121.	50
Tabela 3.7: Parâmetros Utilizados para a Soldagem por Arco Submerso.	54
Tabela 3.8: Parâmetros Utilizados para a realização do experimento por eletrodo revestido	55
Tabela 4.1: Resumo dos resultados de microdureza obtidos nos	66
Tabela 4.2: Resultado do ensaio de Impacto Charpy para eletrodo revestido	67
Tabela 4.3: Resultado do ensaio de Impacto Charpy para arco submerso	67

Sumário

Capitulo I					
1 Introdução					
Capítulo II	Capítulo II				
2 Revisa	2 Revisão Bibliográfica				
2.1 IN	2.1 INTRODUÇÃO				
2.2 R	2.2 REGIÃO DA SOLDA				
2.3 S	OLDABILIDADE DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)	15			
2.3.1	Carbono Equivalente (Ceq)	16			
2.3.2 Aporte Térmico					
2.3.3 Microestrutura de Solda					
2.3.4 Decomposição da Austenita		24			
2.3.5 Ferrita Acicular					
2.3.6	Formação do Microconstituinte AM e sua Influência na Tenacidade	36			
2.4 P	ROCESSOS DE SOLDAGEM	37			
2.4.1	Eletrodo Revestido.	40			
2.5 D	EFEITOS COMUNS NAS JUNTAS SOLDADAS	45			
2.6 S	OLDAGEM DE TUBULAÇOES	45			
Capítulo III		48			
3 Materi	ais e Métodos	48			
3.1 M		48			
3.1.1	Aço Utilizado para a Confecção do Corpo de Prova	48			
3.1.2	Eletrodos / Fluxo Utilizados	49			
3.1.3	Equipamentos Utilizados para Soldagem.	50			
3.1.4	Equipamentos para Aquisição de Dados	51			
3.1.5	Equipamentos para Ensaios Metalográficos	51			
3.1.6	Equipamentos para Ensaios Mecanicos	52			
3.1.7	Equipamentos para Usinagem dos Corpos de Prova	52			
3.2 M	ETODOLOGIA	53			
3.2.1		53			
3.2.2	Experimento com o Processo por Arco Submerso (SAVV)	53			
3.2.3	Experimento por Eletrodo Revestido (SIVIAW)	54			
3.Z.4 2.2.5	Aquisição de Dados	50			
3.2.5	Elisalo Cilarpy	57			
3.2.0 4 Booult	Elisalos Metalograficos e Perili de Dureza	57			
		01			
4.1 F	INITE DO CORDÃO DE SOLDA	62			
4.2 L		02			
	Jarações Einais				
u uunsuutiayuts Filidis					
6 Trabalhos Futuros					
Canítulo VII					
7 Rihlion	7 Bibliografia				
	APÊNDICE I				
	- 1				

CAPITULO I

1 INTRODUÇÃO

A busca incessante por novas tecnologias para melhores resultados de qualidade e produtividade na fabricação de gasodutos e oleodutos tem feito com que cada vez mais pesquisas sejam realizadas com este fim.

Uma questão importante a ser tratada no que tange à fabricação destes equipamentos, é a junta soldada dos tubos, uma vez que esta região é uma concentradora de possíveis falhas. Dessa forma, estudos preliminares quato a tenacidade ao impacto nas juntas soldadas com processos de soldagem de alta resistência foram realizados, a fim de verificar a boa qualidade da junta soldada utilizando estes processos, visto que estes produzem uma microestrutura que possui elementos capazes de resistir aos esforços empregados sobre estes tubos em seu ambiente de trabalho, tanto em temperaturas normais (temperatura ambiente), quanto em regiões de baixa temperatura, como é o caso das tubulações utilizadas em águas profundas para a extração de petróleo e gás.

Este trabalho tem como objetivo mostrar que a utilização de eletrodos E8010-G no processo por eletrodo revestido e do eletrodo A5. 17 – 97 EL12 com o fluxo OK FLUX 10.71 no processo por arco submerso produzem uma junta soldada capaz de resistir às solicitações de resistência impostas nas tubulações de escoamento de gás e óleo atuais. Isso se deve à presença de determinados elementos de ligas que, aliados à técnica de multipasses, produzem uma junta soldada com a tenacidade ao impacto e dureza compatíveais com as especificadas para esses casos.

CAPÍTULO II

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 INTRODUÇÃO

Para que a fabricação de tubos para gasodutos e oleodutos seja feita de uma forma padrão em qualquer parte do mundo, foram criadas normas regulamentadoras, pela API. Estas se destinam à padronização dos procedimentos de fabricação, bem como das dimensões finais destes, além dos limites de resistência. A esses tubos deram o nome de Tubos API [1].

Existe uma forte tendência para a utilização de aços de alta resistência mecânica na fabricação de tubos API para transporte de óleo e gás. O emprego desses tubos pode representar uma economia significativa na instalação e operação de oleodutos e gasodutos em longas distâncias. A principal vantagem da utilização de tubos com grau elevado de resistência mecânica é a redução do custo total da obra. Esta redução se baseia na premissa de que, ao aumentar o limite de escoamento do material, a espessura de parede requerida para resistir às pressões internas ou externas (no caso de águas profundas) é reduzida. Assim, tem-se também uma redução do peso dos dutos, bem como no volume de solda e na hora/soldador a serem computados [1].

Além da junta soldada na fabricação dos gasodutos e oleodutos, outra questão muito importante é a fabricação dos tubos. Hoje duas técnicas são utilizadas: a fabricação dos tubos a partir de chapas com união soldada longitudinal ou com união soldada helicoidal. Em ambos os casos o processo de soldagem empregado é o de Arco Submerso (SAW). A razão para sua utilização é a produtividade, simplicidade operacional e excelentes características mecânicas da junta soldada, suficientes para atender os requisitos exigidos pelas normas regulamentadoras (API, AWS, etc.). Sua limitação encontra-se na posição de soldagem que se restringe à plana e horizontal, com inclinação máxima de 15°. Por este motivo este processo não se aplica a serviços de campo para fabricação de dutovias [2].

2.2 REGIÃO DA SOLDA

A região fundida da junta soldada, denominada metal de solda (MS), compreende o metal de adição juntamente com a parcela do metal de base (MB) fundido. Logo, o MS solidifica heterogeneamente a partir da interface com o metal sólido, ou seja, a zona termicamente afetada (ZTA) de grão grosseiro. O inicio da solidificação na poça de fusão e a influência do tamanho de grão do metal base adjacente à zona fundida (ZF) e da orientação cristalina deste sobre a estrutura de solidificação da solda. Estudada na década de 60. A solidificação se inicia nos pontos de largura máxima da poça de fusão (pontos A e B, Figuras 2.1). Observou-se que os grãos na ZF se formam como um prolongamento dos grãos de metal base, sem a necessidade da nucleação de novos grãos e denominou este processo de **crescimento epitaxial** [3].



Figura 2.1: Início da solidificação da poça de fusão: (a) vista de cima, (b) corte transversal em AB. PF – poça de fusão, MB – metal base, v – velocidade de soldagem, BB' – linha de fusão, BB" – frente de solidificação. As setas no interior dos grãos em (a) indicam esquematicamente as orientações cristalinas destes [3].

Este tipo de granulação grosseira não é necessariamente prejudicial à tenacidade, desde que o microconstituinte presente nesta região da junta soldada seja predominantemente constituído de ferrita acicular (AF), caracterizada por uma granulometria extremamente fina que confere uma boa associação entre tenacidade e resistência mecânica; enquanto que a ferrita primária de contorno de grão (PF(G)), proporciona maior facilidade de propagação de trincas, sendo, portanto indesejável nos metais de solda. Além do tipo de microconstituinte presente, a morfologia do grão

exerce um papel importante na tenacidade do metal de solda. Grão equiaxiais refinados pelo passe subseqüente proporciona melhores valores de tenacidade quando comparados com os grãos colunares que não foram afetados pelo ciclo térmico de soldagem [1].

2.3 SOLDABILIDADE DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

O aumento na demanda de energia trouxe a necessidade de tubulações que pudessem operar em condições muito severas como altas pressões, baixas temperaturas e meios agressivos. Consequentemente, existe também a necessidade que a junta soldada (metal de solda e ZTA) tenha propriedades mecânicas compatíveis com o metal de base [1].

O processo de fabricação dos aços de alta resistência e baixa liga envolve laminação controlada e adição de elementos de liga, cujo principal objetivo é a obtenção de um tamanho de grão fino. O resultado deste processamento pode ser parcialmente destruído durante o processo de soldagem. A soldagem longitudinal realizada durante a fabricação do tubo geralmente tem as propriedades mecânicas garantidas pelo ajuste adequado dos parâmetros de soldagem. No entanto durante a construção e montagem do duto é necessário determinar cuidadosamente os parâmetros de soldagem que venham a afetar a performance do duto em operação [1].

A soldabilidade pode ser definida como uma avaliação da resistência inerente do aço (tubo) para aceitar um passe de raiz sob dadas condições de aporte de calor, sem que ocorra trinca ou que produza uma estrutura susceptível à trinca. No entanto é conhecido que o processo de soldagem introduz algum tipo de defeito nas estruturas soldadas, mesmo que não sejam detectáveis pelos métodos disponíveis de ensaios [1].

Em geral, um aço apresenta boa soldabilidade quando, após soldado, mantem boa tenacidade e o metal de solda não se torna frágil. Os fatores mais importantes que influenciam a soldabilidade de uma liga são:

- As transformações produzidas na ZTA;
- A composição química do metal base e do consumível;
- As tensões residuais geradas durante a soldagem;
- O procedimento de soldagem empregado.

É, portando, apropriado caracterizar a soldabilidade de aços para tubos como a resistência da junta soldada e a iniciação da propagação de uma trinca a partir de um defeito pré-existente, levando a fratura sob condições de operação [1].

2.3.1 Carbono Equivalente (Ceq)

A microestrutura final de uma junta de aço soldada dependerá dos produtos da decomposição da austenita durante o resfriamento após a soldagem. Entretanto, aços microligados apresentam uma maior temperabilidade, isto é, uma maior capacidade de formação de estruturas fora do equilíbrio termodinâmico. A fissuração a frio por hidrogênio, uma das principais falhas em aços soldados, é particularmente favorecida pela formação de estruturas frágeis em decorrência da maior temperabilidade destes aços [1].

Um tipo de equação muito utilizada para quantificar a influência de elementos de liga na temperabilidade dos aços é a do Carbono Equivalente (Ceq), onde o efeito de um dado elemento é comparado ao do elemento carbono. O efeito de cada elemento é expresso por um coeficiente que deve ser multiplicado pelo teor do elemento na liga. O efeito total é a soma dos efeitos dos diversos elementos presentes nesta liga e, quanto maior for o valor do Ceq, maior a temperabilidade do aço [1].

Existem várias equações para determinar o Ceq, diferenciando-se nos elementos que são inclusos e na magnitude de seus coeficientes. Uma destas equações é a apresentada abaixo, proposta pelo IIW (Instituto Internacional de Soldagem, 1974 e também pela API 5L (2000) para aços com teores de carbono acima de 0,12% em peso [1]:

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

De acordo com esta equação, amplamente utilizada e com razoável sucesso em aços estruturais de baixo carbono e de baixa liga, como as usadas na construção de dutos. Outra equação do Ceq, chamada de parâmetro de trincamento modificado (P_{CM}), é proposta para aços com teores de carbono abaixo de 0,12% em peso:

$$P_{CM} = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}(Mn + Cr + Cu) + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{10}V + 5B(\%)$$
(2)

Nesta equação, pode-se verificar a diferença em relação à anterior, incluindo-os elementos silício e boro e a modificação dos valores dos coeficientes [1].

Todos os elementos de liga nas duas equações acima apresentadas são expressos em porcentagem de peso.

O diagrama mostrado na Figuras 2.2 é indicado para determinar a soldabilidade de diferentes tipos de aços com diferentes teores de elementos de liga, relacionando o Ceq com a porcentagem de carbono, uma vez que o carbono é o elemento determinante claramente na susceptibilidade à formação de trincas [1].

Podem ser observadas na Figuras 2.2 três regiões ou zonas: Na zona I se encontram os aços com teor de carbono inferior a 0,1%. Estes não possuem restrição de Ceq, a dureza da martensita não é muito alta, admite certo nível de tenacidade e o risco à ocorrência de trincas é quase improvável, podendo ocorrer, eventualmente, na presença de uma porcentagem alta de hidrogênio dentro do cordão de solda [1].

Na zona II se encontram aços de baixa liga, mas, com um conteúdo de carbono maior que 0,1%, estes aços requerem alguns cuidados como temperatura de preaquecimento apropriada e tratamentos térmicos após a soldagem [1].

Na zona III se encontram os aços com a maior dificuldade para realizar a soldagem, devido a seu alto teor de carbono e consequentemente alto Ceq. Tais aços possuem uma alta tendência de desenvolver trincas a frio. Para realizar soldas com sucesso nestes aços é necessário um bom controle dos procedimentos de soldagem (pré e pós

aquecimento, além de controle da temperatura de interpasse). Alguns aços contendo Cr e Mo, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) e alguns aços produzidos por processamento termomecânico encontram-se nesse grupo [1].



Figura 2.2: Diagrama de Graville - Mapa de soldabilidade dos aços em função do Ceq e do conteúdo e C [4].

2.3.2 Aporte Térmico

As temperaturas nas quais a junta soldada é submetida durante a soldagem dependem basicamente da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento [5].

A energia de soldagem ("Heat input") absorvida pela junta soldada é dada pela equação abaixo. [5]

$$\mathsf{E} = \frac{60 \cdot \mathsf{U} \cdot \mathsf{I}}{\upsilon} \cdot \eta \tag{3}$$

Onde:

- E: é a energia de soldagem [J/cm]; U: é a tensão de soldagem [volts]; I: é a Corrente [A];
- v: é a velocidade de soldagem (cm/min);
- η : é o rendimento do arco.

A repartição térmica de uma junta soldada é representada pelas máximas temperaturas atingidas ao longo da seção transversal da junta (Figuras 2.3) [5].



Figura 2.3: Repartição do calor, A – ZF, B – ZTA, C – MB [1].

Altas taxas de resfriamento e a composição de grãos grosseiros podem promover a formação de fases frágeis e duras no metal fundido e na ZTA de aços soldados. Aliado a estes fatores, a presença de hidrogênio difundido no processo de soldagem pode levar ao trincamento do conjunto soldado [5].

As variações de temperatura causam, além da fusão e solidificação do cordão de solda, variações dimensionais e alterações microestruturais localizadas que podem resultar em efeitos indesejáveis, tais como:

- Tensões residuais e distorções;
- Deterioração de propriedades mecânicas (ductilidade, tenacidade, resistência mecânica, etc);
- Formação de trincas devido a (A) e (B);
- Deterioração de propriedades físicas, químicas, etc [4].

A energia de soldagem é um parâmetro cuja medida é simples, sendo utilizado em normas e trabalhos técnicos para especificar as condições de soldagem. Contudo, sua utilização deve ser feita com alguma cautela. Nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e seus efeitos na peça, pois os parâmetros de soldagem

(corrente, tensão e velocidade de deslocamento) afetam de modo diferente a intensidade do arco (Tabela 2.1) e o rendimento térmico do processo (Tabela 2.2). Assim, embora utilizando o mesmo processo e energia de soldagem, é possível obter soldas de formatos completamente diferentes pela variação individual dos parâmetros de soldagem, Figura 2.4 [4].

2.3.3 Microestrutura de Solda

Independentemente de qual seja a região crítica do cordão de solda (metal base, zona termicamente afetada ZTA ou o metal de adição), vários trabalhos tecnológicos e científicos foram e ainda estão sendo desenvolvidos com o propósito de determinar qual seria o melhor binômio estrutura – propriedades mecânicas. Recentemente a estrutura ferrítica acicular tem sido apontada como a microestrutura que melhor possibilita ótimos níveis de tenacidade sem que haja significativas perdas de resistência mecânica [6].

A região que envolve o cordão de solda normalmente apresenta uma microestrutura complexa com várias morfologias e fases dispersas. Esta região pode ser subdividida em três zonas [6].

<u>Metal de Base (MB)</u> – constituída pelo metal de base (chapa), apresenta a microestrutura típica dos produtos laminados para esta aplicação. No caso dos aços, ferrita e perlita são frequentemente observados.

<u>Afetada termicamente (ZTA)</u> – constituída pela alteração da microestrutura do metal base pelo ciclo térmico de soldagem. A energia fornecida é suficiente para promover a austenitização e/ou dissolução de fase, além do crescimento de grão. Com o resfriamento subsequente, a austenita formada pode ser transformada em compostos como ferrita não poligonal, bainita ou martensita.

Zona de fusão – é formada por contribuições do metal base e do metal de adição, que são misturados, no estado líquido, na poça de fusão. Define-se como **coeficiente de**

diluição (δ), ou simplesmente diluição, a proporção com que o metal base participa da zona fundida, isto é [3]:

$$\delta = \frac{M_{FB}}{M_{TC}} x 100\% \tag{4}$$

Onde:

M_{FB}: Metal de base fundido;

M_{TC}: Metal total do cordão de solda;

Os parâmetros de soldagem determinam a geometria final do cordão de solda. Alguns trabalhos determinam a geometria do cordão de solda, variando-se valores de tensão e corrente, concluindo-se que a tensão de soldagem possui grande influência na penetração, enquanto que a velocidade possui influência significativa na largura do cordão. A Figura 2.4 ilustra os parâmetros geométricos: D (penetração), W (largura), H (reforço) e Z (medida da ZTA) encontrados nos cordões de solda [6].



Figura 2.4: Parâmetros geométricos do cordão de solda [6]

A terminologia de diversos constituintes presentes em metais de solda dos aços API, não está totalmente padronizada. Na breve descrição apresentada a seguir, será utilizada a terminologia adotada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW/IIS) baseada fundamentalmente em observações feitas com microscopia ótica e na relação constituinte tenacidade. Alguns autores trabalhando com aços API puderam observar essas microestruturas [7].

- Ferrita Primária de Contorno de Grão PF(G): é o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita, formando-se a taxas de resfriamento muito lento;
- Ferrita Acicular AF: constituinte que se apresenta na forma de grãos extremamente finos de ferrita não paralelas, nucleando-se no interior do grão da austenita;
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada FS(A): constituinte formado por grãos grosseiros e paralelos que crescem ao longo de um plano, formado com duas ou mais ripas de ferrita paralelas.

A microestrutura do metal de solda é principalmente controlada pela composição química e a taxa de resfriamento. Um dos principais parâmetros que afetam a microestrutura do metal de solda é a adição de elementos de liga que influenciam a microestrutura pelo aumento da temperabilidade, por exemplo, inibindo a transformação da ferrita de contorno de grão PF(G) pelo controle da quantidade de oxigênio no metal de solda que afetará a composição e distribuição de inclusões não metálicas [6].

Para alcançar valores aceitáveis de tenacidade ao impacto em baixas temperaturas de serviço é necessário evitar a fratura por clivagem pelo controle da microestrutura. Para os metais de solda, isto pode ser conseguido pelo aumento da quantidade de ferrita acicular através do controle dos elementos de liga, pelo uso de consumíveis do tipo básico para produzir soldas de baixo oxigênio com consequente diminuição de volume de frações de inclusões e pelo rigoroso controle de impurezas tais como S, Sb e N [6].

O efeito do manganês em metais de solda na região fundida e regiões reaquecidas mostra que aumentando a quantidade de manganês, na faixa de 0,6% a 1,8% em peso, aumenta-se a quantidade de ferrita acicular e diminui a quantidade de ferrita intergranular PF(G). Ao mesmo tempo também causa o refinamento de ferrita acicular na região fundida e o refinamento das zonas reaquecidas de granulação grosseira e

fina. Verificou-se também que o pico de tenacidade é alcançado com aproximadamente 1,5% em peso de manganês [6].

O aumento do teor de carbono aumenta o teor de ferrita acicular (AF) com o decréscimo da ferrita de contorno do grão e também afeta a taxa de formação da ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)]. A largura média dos grãos da austenita primária é diminuída com o aumento do teor de carbono e 1,4% em peso de manganês [6].

O níquel age de maneira similar ao manganês e, assim, tem um grande efeito sobre a temperabilidade. O aumento da quantidade de níquel causa um aumento progressivo na ferrita acicular, à custa de ferrita primária [PF(G)]. O pico de tenacidade é deslocado de um teor de Mn de 1,4 para 0,6% em peso, quando até 3,5% em peso de níquel é adicionado [6].

Na região fundida, o aumento do teor de molibdênio inicialmente aumenta a acicuralidade e progressivamente diminui a fração volumétrica da ferrita intergranular [PF(G)]. No último estágio, a ferrita acicular inicial é substituída pela ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] [6].

O silício é encontrado em metais de solda devido a grandes quantidades de SiO₂ e silicatos usados como constituintes dos fluxos. Com o aumento do teor de silício no metal de solda, o teor de oxigênio diminui e a quantidade de ferrita acicular (AF) nas regiões fundidas aumenta. Para metais de solda com baixos teores de manganês (0,6% em peso) o aumento do teor de Si promove a formação de ferrita (AF) à custa da ferrita de contorno de grão [PF(G)] e da ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)]. Para altos teores de manganês (1,4% em peso), a fração volumétrica da ferrita acicular mantém-se praticamente constante [6].

Assim como para o silício e o titânio, o alumínio tem um grande efeito na população de inclusões, mas este elemento tende a reduzir a temperabilidade. Para metais de solda, na condição de depositado, o aumento do teor de alumínio diminui a fração de ferrita acicular, primeiramente aumentando e subsequentemente diminuindo. A quantidade de ferrita de contorno de grão [PF(G)] mantém-se relativamente constante e a mudança no teor de ferrita acicular é compensada pela ferrita [FS(A)]. O alumínio tem ação desoxidante, pois reduz o teor de oxigênio, formando inclusões [6].

O boro melhora a temperabilidade quando mantido em solução na austenita, mas na forma de nitretos ou carbetos reduz a temperabilidade, já que as partículas parecem induzir a nucleação de ferrita de contorno de grão [PF(G)] [6].

O grau de acicularidade com adição de nióbio é aumentado. No entanto, o nióbio segrega para o contorno de grão durante a solidificação e isto causa uma alta temperabilidade local e a formação de redes isoladas de martensita. Os níveis de nióbio devem ser mantidos o mais baixo possível, uma vez que parece ser deletério à tenacidade devido à formação de carbonitretos. A adição de vanádio causa o aumento da quantidade de ferrita acicular nas regiões como depositada à custa das ferritas [PF(G)] e [FS(A)] e também promove o refinamento dos grãos nas regiões reaquecidas de granulação fina pós-solda [6].

O nitrogênio é conhecido por ter forte efeito prejudicial na tenacidade das soldas, combinado com titânio para formar nitretos, em vez de óxidos de titânio, que são nucleantes efetivos da ferrita acicular. Atuando conjuntamente com o boro, o níquel aumenta a temperabilidade e não tem forte influência no desenvolvimento microestrutural quando na ausência de adições de boro. Se o boro estiver presente, a temperabilidade é melhorada e isto aumenta a oportunidade da austenita transformar-se em ferrita acicular, ao invés de [PF(G)] e [FS(A)] [6].

2.3.4 Decomposição da Austenita

Durante o resfriamento do metal de solda a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e da composição química. Quando a taxa de resfriamento é elevada, o processo de transformação deixa de ser difusional e a austenita se transforma em martensita, por cisalhamento, sendo possível que alguma porcentagem de austenita continue estável à temperatura ambiente. Nos aços C-Mn, que apresentam um limite de escoamento entre 350 – 550 MPa, o processo no qual a austenita se decompõe sob resfriamento contínuo pode dar origem a diferentes morfologias de ferrita. Estas morfologias consistem em alguma

combinação de ferrita de contorno de grão [PF(G)], ferrita com segunda fase alinhada e ferrita acicular, que geralmente abrange uma distribuição de outras fases finais tais como austenita retida e martensita. Nos metais de solda com alta resistência e baixo carbono, com tensão de escoamento superior a 650 MPa, a decomposição da austenita resulta em ferrita acicular, bainita e martensita de baixo carbono [6].

Usando microscópio ótico, alguns trabalhos sugerem uma classificação dos constituintes das soldas baseadas na sua morfologia. A Tabela 2.1 identifica as diversas morfologias da ferrita e suas respectivas nomenclaturas. As Figuras 2.5 até 2.10 ilustram as morfologias da ferrita descritas na Tabela 2.1.

Microconstituintes	Outros termos	Descrição	Figuras
Ferrita de contorno de grão - PF(G)	Ferrita alotriomórfica; Ferrita intergranular, Ferrita pro- eutetóide, Ferrita	Ferrita pro-eutetoide que cresce longitudinalmente anterior a austenita de contorno de grão. Pode ser equiaxial ou poligonal	2.5
	Primana.	e pode ocorrer nos velos.	2.8
Ferrita poligonal (PF)	Ferrita Primária	Ferrita poligonal que não está associada ao contorno de grão da austenita.	2.6
Ferrita com segunda fase alinhada FS (A), (AC)	Ferrita alinhada com martensita/austenita /carbonetos (MAC); Ferrita de Widmanstatten	Ferrita com placas lateriais.	2.9
Ferrita com segunda fase não alinhada FS (NA)	Ferrita com segunda fase mais não alinhada FS (NA)	Ferrita com distribuição de microfases ou ferrita de placas laterais.	2.7
Ferrita/Carbonetos agregados (FC)	Ferrita-agregados carbonetos (incluindo perlita lamelar)	Ferrita fina/estrutura de carbonetos, incluindo a perlita	2.8
Ferrita acicular (AF)	Plaquetas de ferrita acicular (AF) intragranular; Ferrita intragranular fina.	Pequenos grãos de ferrita não ligados encontrados dentro dos grãos de austenita.	2.5
			2.6
			2.8
Austenita (A)	Austenita Retida	Solução sólida de carbono no ferro gama e apresenta estrutura de grãos poligonais irregulares.	2.10
Martensita (M)		Colônias de martensita adjacentes as ferritas laterais.	2.10

Tabela 2.1: Microconstituintes ferrita e carbonetos na soldagem de aços de baixa liga [6].



Figura 2.5: Fotomicrografia do metal de solda, destacando ferrita acicular (AF) formada intragranularmente e ferrita primária (GF), ataque Nital [6].



Figura 2.6: Fotomicrografia do metal de solda, destacando o ferrita primária (PF) formada nos contornos de grão da austenita, ferrita acicular (AF) e pequena quantidade de perlita (P), ataque Nital [6].



Figura 2.7: Fotomicrografia do metal de solda, mostrando em detalhe ferrita com segunda fase não alinhada (NAC) [6].



Figura 2.8: Fotomicrografia do metal de solda mostrando vários constituintes microestruturais: ferrita e carbonetos (FC), ferrita primária (GF), perlita (P), ferrita acicular (AF), ataque Nital [6].



Figura 2.9: Fotomicrografia do metal de solda, no destaque a ferrita de segunda fase alinhada (AC), este constituinte tem sido encontrado na martensita, austenita e carbonetos entre as lamelas de placas de ferrita, ataque Nital [6].



Figura 2.10: Fotomicrografia do metal de solda, neste caso utilizou-se solução de picral a 4%, onde podese observar fases retidas de austenita e martensita [6].

A Figura 2.11 apresenta a morfologia típica observada em microscopia ótica a ferrita com segunda fase alinhada FS(A) e ferrita acicular (AF).



Figura 2.11: (a) Aspectos típicos das ferrita acicular. (b) e ferrita com segunda fase alinhada FS(A).

2.3.5 Ferrita Acicular

A ferrita acicular é um microconstituinte gerado pelo cisalhamento da matriz austenítica e pela difusão do carbono para a austenita remanescente. A presença de inclusões intragranulares pode ser apontada como a principal causa da formação da ferrita acicular e se deve a três fatores [6]:

Atuando como substrato para a nucleação da ferrita acicular há a destruição de parte da interface austenita-inclusão, o que reduz a energia interna do sistema;

O estabelecimento de uma orientação cristalográfica da ferrita com a austenita e a inclusão promove a formação de uma nova interface de baixa energia;

Mudanças locais de composição química incrementam a força motriz para a transformação prosseguir.

As plaquetas de ferrita acicular nucleiam heterogeneamente em pequenas inclusões não metálicas e crescem em diferentes direções. A estrutura ferrítica possui forma de

agulha, cujo tamanho é de aproximadamente de 10 µm de comprimento e 1 µm de espessura [6].

Um metal de solda depositado contém aproximadamente 10¹⁸ m⁻³ inclusões de tamanhos maiores que 0,5 µm, com tamanho médio de 0,4 µm distribuídos através da microestrutura. O oxigênio contido no metal de solda reage com fortes elementos desoxidantes, tais como silício, alumínio e titânio formando as inclusões. Dependendo da natureza das inclusões, estas promovem a nucleação intragranular de plaquetas de ferrita acicular e consequente aumento da tenacidade sem comprometer a resistência mecânica do material. As inclusões também são responsáveis pela nucleação de vazios durante a fratura dúctil ou nucleação de trincas por clivagem durante a fratura frágil. A microestrutura da inclusão é importante, por exemplo, no metal de solda de um processo de arco submerso onde existem partículas não metálicas com núcleo de nitreto de titânio encapsuladas por outras fases contendo óxidos de silício, manganês e alumínio com uma fina linha de sulfeto de manganês cobrindo em parte a superfície das inclusões [6].

O crescimento do grão austenítico, cuja força motriz é a redução de energia interfacial criada pelo contorno de grão, é de fundamental importância para o mecanismo de crescimento da ferrita acicular. O refino deste grão pode ser obtido através de partículas como carbonitreto de titânio e nióbio que minimizam a mobilização nos contornos de grão e inibem o seu crescimento. Em altas temperaturas, no entanto, não se pode afirmar que os refinos dos grãos austeníticos favoreçam a formação da ferrita acicular, pois esta não se nucleia nos contornos de grãos onde os sítios de nucleação são mais favoráveis do que no interior do grão. A Figura 2.16 ilustra esquematicamente como o aumento do tamanho de grão austenítico contribui para formação e crescimento do microconstituinte acicular. Esta teoria explica algumas observações feitas em soldas onde tanto na ZTA como na zona de fusão possuem grandes tamanhos de grãos austeníticos. Quando aços com inclusões apropriadas são soldados, a razão de ferrita acicular para bainita é maior na ZTA próximo ao contorno de grão da zona de fusão onde o tamanho de grão austenítico é máximo. Outra forma de se atenuar o efeito do refino de grão sobre a ferrita seria a adição de boro (30 ppm) ao aço, o que

proporcionaria uma segregação que inibiria a nucleação heterogênia nos contornos de alto ângulo [6].



Figura 2.12: Favorecimento da formação da ferrita acicular com aumento de grão austenítico, que reduz potencialmente a nucleação da bainita nesses sítios [6].

As zonas aciculares e bainíticas não possuem uma transição bem definida, logo, se houver favorecimento na formação da bainita, a microestrutura não será predominantemente acicular. Esta reação decresce com o aumento da temperatura na direção de formação da bainita superior Bs [6].

O mecanismo de formação da ferrita acicular, como já foi descrito acima, é similar ao da bainita, porém em todas as fases pode haver inclusões onde há nucleação de ferrita de segunda fase, que surge quando não há difusão dos átomos de ferro existentes na matriz. Em termos de comprimento das placas de ferrita é significativo em relação ao tamanho de grão e constitui um trajeto preferencial para a propagação de trincas. A Figura 2.17 ilustra agulhas de ferrita acicular num aço soldado [6].



Figura 2.13: Micrografia eletrônica de transição de réplicas de extração em filme de carbono, identificando as agulhas de ferrita acicular num aço soldado [6].

Inclusões não-metálicas presentes nos aços possuem uma composição complexa, cujas características são consideradas nocivas às propriedades mecânicas, pois as inclusões agem na nucleação de sítios por micro-vazios e fratura por clivagem [6].

Entretanto, a função de algumas inclusões finas como inoculantes tem atraído muita atenção nestes últimos anos. O termo inoculante implica certas inclusões dispersas no aço intragranular durante a transformação de austenita-ferrita. Uma idéia comum consiste em que elementos com grande potência de nucleação tenham retículo cristalino que combine com a ferrita. Podendo existir assim uma reprodução da orientação da relação entre nucleação de inclusões e plaquetas de ferrita [6].

Existem várias inclusões não-metálicas com potencial de nucleação da ferrita acicular, tais como o óxido de titânio Ti₂O₃, SiO₂, Al₂O₃, silicatos de manganês como MnO, SiO₂, MnS, TiN e VN. Entretanto a potencialidade de algumas inclusões ainda é contestada, pois algumas inclusões não-metálicas encontradas em aços comerciais usualmente consistem de diversas misturas cristalinas e/ou fases amorfas que dificultam na identificação da fase específica responsável pela nucleação da ferrita acicular [6].

Há potencialidade nas várias inclusões e precipitados como: SiO₂, MnS, Al₂O₃, Ti₂O₃ e VN como nucleadores da ferrita acicular. Entre eles, SiO₂, MnS Al₂O₃, Al₂O₃, TiN e MnS foram considerados inertes na nucleação da ferrita intragranular abaixo das condições experimentais. Partículas de Ti₂O₃ com manganês contido no aço foi o nucleado mais efetivo de ferrita intragranular, entretanto partículas de Ti₂O₃ com manganês disperso no aço não foram efetivas na nucleação. O MnS e Al₂O₃ com alta quantidade de nitrogênio e vanádio contida no aço são aparentemente nucleadores de ferrita intragranular [6].

Óxidos de titânio como (TiO, Ti_2O_3 e TiO_2) são potentes nucleadores de ferrita acicular, o alumínio é um forte agente oxidante tanto como o titânio, onde a alumina forma-se primeiro seguida da formação da titânia que pode formar-se como revestimento nas partículas de alumina. No entanto o óxido de alumínio não é considerado um efetivo nucleador da ferrita acicular [6]. Para a formação dos óxidos de titânio a concentração de alumínio deve ser mínima, caso contrário não haverá formação deste óxido ainda haja adição de titânio no aço. O oxigênio pode ser consumido na zona de fusão pelo excesso de alumínio, impedindo a formação do óxido de titânio desejável. Uma solução seria a diminuição da quantidade de alumínio sem alteração na quantidade de óxido de titânio presente. O alumínio também influencia no tamanho das inclusões não-metálicas que pode ser modificado com pequeno aumento na concentração deste elemento [6].

O nitreto de titânio é frequentemente o primeiro a precipitar-se na fase líquida e é também considerado nucleante efetivo, mas é menos estável termodinamicamente em altas temperaturas quando comparado ao Ti₂O₃ [6].

Uma substância formada pelo enxofre com sulfeto de manganês (MnS) algumas vezes tem ação de agente de nucleação de sítios heterogênios. Utilizando-se um aço contendo 0,07% de enxofre e 0,1% de vanádio produz-se finas partículas de MnS obtidas de sucessivas precipitações de nitreto de vanádio, carboneto de vanádio e finalmente ferrita poligonal intragranular PF(I). Por outro lado, em alguns trabalhos, os nitretos têm alcançado a nucleação da ferrita através do mecanismo de ajuste cristalográfico. Os sulfetos estimulam sozinhos o formação da ferrita, assim nos aços que contém titânio encontram-se precipitados MnS que estimulam a nucleação de ferrita acicular. A fração de ferrita acicular decresce quando a fração de enxofre é menos que 0,001% [6].

O fósforo é uma impureza que raramente é acrescentada nos aços, pois sabe-se da tendência que este elemento possui em fragilizar os contornos de grão. Sua concentração é usualmente mantida abaixo de 50 ppm, mas em soldas a concentração média pode exceder 100ppm e durante a segregação na solidificação induzida pode exceder para 500ppm. Isto pode alterar a transformação cinética e consequentemente influenciar no desenvolvimento da ferrita acicular na solda. Durante a solidificação da solda, o fósforo segrega-se entre as células de ferrita- δ , quando a solidificação está completa a ferrita- δ se transforma para austenita a qual nucleia heterogeneidades δ/δ no contorno de grão [6].

Alguns trabalhos sugerem que o contorno de grão da austenita coincide com regiões ricas em fósforo que então estimulam a formação da ferrita acicular, caso contrário ocorre crescimento das placas de ferrita nos contornos de grão consumindo a maioria da austenita impedindo que a ferrita acicular tenha chance de se desenvolver [6].

A austenita nos contornos de grão não é coincidente com regiões de fósforo por muito tempo, o que causa a formação da ferrita de Widmanstatten.

O nitrogênio é rigorosamente controlado nos aços nas concentrações entre 20 e 120ppm, pois causa detrimento da tenacidade. Alguns estudos sugerem que o nitrogênio não influencia na formação da ferrita acicular. Entretanto, outros sugerem mudanças significativas devido à presença do nitrogênio, por exemplo, em pequenas concentrações nos aços ferríticos, influenciando na transformação γ - α através de interações cinéticas com fases contendo inclusões [6].

Na prática, o efeito do nitrogênio no metal de solda deve ser considerado junto do titânio e do boro, ambos na forma de nitretos da microestrutura. O boro é adicionado para inibir a formação de ferrita primária. Alguns estudos indicam que a presença de 100 a 300ppm de Ti e de 10 a 30ppm de B no metal de solda resulta na formação de uma microestrutura constituída basicamente de ferrita acicular, que lhe confere ótima tenacidade ao impacto, devido ao pequeno tamanho de grão e os contornos de alto ângulo desta natureza fazem a propagação de trinca precisar de freqüentes mudanças de direção, levando a um maior consumo de energia. O Ti se precipita na forma de TiN e inclusões de óxido que promovem a nucleação de ferrita acicular no interior do grão austenítico. Além disso, o Ti protege parte do B do oxigênio e do nitrogênio, permitindo que ele segregue no contorno de grão austenítico, reduzindo assim a energia de contorno de grão e retardando a nucleação de ferrita primária PF(G). Os níveis ótimos de titânio e de Boro perecem depender do teor de elementos microligantes, que aumentam a temperabilidade, como o Mn, Ni, Mo e Cr, bem como do teor de elementos não metálicos, de parâmetros e de procedimentos de soldagem. Mais especificamente, no arco submerso, o tipo de fluxo, por exemplo, determina a transferência de elementos de liga para o metal de solda, cuja composição final depende também das composições químicas do arame e do metal de solda [6].

Estudos sobre os efeitos da adição de B e Ti ao metal de solda através do fluxo, sobre a composição química, microestrutura e tenacidade ao impacto em chapas de aço API 5L – X70, concluíram que a presença de 160ppm de Ti e 15ppm de B no metal de solda depositado por arco submerso levou a um aumento de 60% da fração volumétrica de ferrita acicular, em comparação com o metal de solda sem Ti e B, e a um refinamento da microestrutura do metal de solda reaquecido sem que houvesse uma variação apreciável do topo e da quantidade de microconstituintes intergranulares [6].

Os elementos de ligas que mais influenciam a formação da ferrita acicular são:

- Mn: promove um refinamento da microestrutura. Um aumento de seu teor até cerca de 1.5% leva à formação de ferrita acicular em lugar da ferrita primária de contorno de grão e de placas laterais de ferrita.
- Mo: estabiliza a ferrita e aumentam a temperabilidade fortemente. Tendem a reduzir a quantidade de ferrita de contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular.
- Ni: influencia de forma similar, mas menos intensa do que o Mn, favorecendo o refinamento da estrutura e a formação de ferrita acicular. Em termos de propriedades mecânicas, o Ni tem um importante efeito benéfico na tenacidade da solda [8].

2.3.6 Formação do Microconstituinte AM e sua Influência na Tenacidade

O constituinte AM consiste de martensita de alto carbono e austenita retida, costuma aparecer durante a soldagem de aços de alta resistência, sendo quase impossível eliminar sua formação especialmente quando o aço é soldado com altos aportes de calor. Sua formação também está relacionada com a presença de elementos de liga como C, Si, Mn, Mo, Ni, e com altas taxas de resfriamento após a soldagem [1].
Em sodas multipasse, ou seja, quando a ZTA de um primeiro passe sofre um segundo ciclo térmico e a temperatura de pico é menor que Ac₁, a microestrutura chega a ser a mesmo do primeiro ciclo térmico [1].

Quando a temperatura de pico é menor que $Ac_1 e Ac_3$, ou seja, provocará uma nova região intercrítica, o constituinte A-M forma-se preferencialmente ao longo dos limites de grão da austenita, a qual foi transformada desde uma região rica em carbono, e foi re-austenizada durante o segundo ciclo térmico [1].

Quando a temperatura de pico do segundo ciclo térmico atinge temperaturas superiores a Ac₃, a austenita forma-se nas regiões ricas em carbono, para logo o carbono se difundir uniformemente na matriz. Durante o resfriamento, a austenita se transforma em ferrita bainítica e ferrita poligonal, com baixo conteúdo de carbono, ficando uma austenita com alto conteúdo de carbono, a qual gerará o constituinte AM. Estes fenômenos ocorrem na região de grãos finos e grãos grosseiros da ZTA [1].

A presença do microconstituinte AM (austenita – martensita) na junta soldada também traz algum efeito nas propriedades mecânicas da mesma. Estudos mostram que em condições de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ para aços de alta resistência e baixa liga, concluindo que um incremento da fração na percentagem da área de constituinte AM massivo (aprox. > 2,2%) reduz rapidamente a tenacidade. Estudos feitos em aços ARBL, atribuem uma queda da tenacidade nos materiais estudados com o aumento da fração volumétrica do microconstituinte AM [1].

2.4 PROCESSOS DE SOLDAGEM

O principal processo utilizado para a fabricação de oleodutos e gasodutos é o de eletrodo revestido (SMAW), devido a sua simplicidade de equipamentos, versatilidade, capacidade de soldar praticamente qualquer tipo de material metálico com excelentes propriedades metalurgias e também por sua robustez no que tange a soldagem de campo, suportando fortes rajadas de ventos entre outras interferências. Por muitos

anos este processo foi utilizado para este fim. Hoje com a ascensão da tecnologia, outros processos têm se mostrados capazes de substituir o processo por eletrodo revestido, um exemplo disto é o processo de soldagem a arco com Arame Tubular, este possui características tanto do processo por eletrodo revestido que é a capacidade de solda em ambientes agressivos e boas características metalúrgicas, como também a alimentação contínua como no processo MIG/MAG o que leva o processo a ser consideravelmente mais produtivo que o processo por eletrodo revestido [2].

O processo por arco submerso (SAW), é um processo muito utilizado no que diz respeito a fabricação dos dutos, pois, é um processo de alta produtividade e suas características podem ser facilmente alteradas através da adição e elemento de ligas no fluxo de soldagem, dessa forma é possível alcançar patamares de resistência exigidos pelas normas regulamentadoras. (API, AWS, etc.). Dessa forma, é possível utilizar o processo de arco submerso para a confecção de dutos ARBL (Alta Resistência Baixa Liga) também chamados de API, para a fabricação de dutovias para o transporte de gás e petróleo. O processo (por arco submerso) não pode ser utilizado na soldagem de campo devido sua limitação da soldagem na posição plana com inclinação máxima de 15 graus [2].

Desenvolvido em torno de 1935, o processo de soldagem por Arco Submerso mostrouse bem mais produtivo que os até então visto, sendo até hoje utilizado em larga escala. O processo consiste em um arame (eletrodo) nu, alimentado continuamente, que produz o aro elétrico com a peça, formando a poça de fusão, ambos recobertos por uma camada de fluxo granular fusível, que protege o metal da contaminação atmosférica, possuindo também outras funções metalúrgicas. Dessa forma o arco e a poça de fusão não são visíveis – o arco fica "submerso" no fluxo – dispensando o uso de equipamentos de proteção para a visão [9].

A Figura ilustra longitudinalmente através da poça de fusão, mostrando que em torno do arame forma-se uma cavidade oca preenchida por gases. Geralmente denominada de cavidade do arco, àquele espaço sob a superfície da peça, enquanto à parte encoberta pelo fluxo na parte superior é chamada de "caverna". Como pode ser

observado na Figuras abaixo, uma parte do fluxo se funde a outra não ficando sobre posta a que está fundida [2].



Figura 2.14: Processo de soldagem por Arco Submerso [2].

O fluxo deve proteger o arco, desoxidar e retirar impurezas do metal fundido, através de reações químicas com o mesmo, além de adicionar elementos de liga [9].

O valor da corrente de arco empregado pode chegar até a 2000 A, dependendo do diâmetro do arame eletrodo e também da quantidade empregado do mesmo. Temos que a densidade da corrente é alta e o rendimento é próximo de 100% (pois o arco está isolado do ambiente). Com isso, o rendimento torna-se alto, podendo chegar até a uma deposição de 20 Kg/h, com apenas um arame, além de uma grande penetração, não sendo esta indicada para espessuras inferiores a 6 mm. Para uma mesma corrente, o arame de menor diâmetro provocará uma penetração maior, isso devido a intensidade da força do arco, conseqüentemente haverá aceleração do modo de transferência do metal desde o eletrodo até a peça. No arco submerso a transferência depende, principalmente, da densidade de corrente. Com corrente baixa, forma-se gota na ponta do eletrodo e a mesmo é atraída pela parede da caverna, deslizando até a poça de fusão. Aumentando a corrente a gota se desloca diretamente da ponta do arame em direção à poça [9].

Uma grande vantagem no modo de operação do arco submerso, é que ele pode ser automático, ou (raramente) semi-automático, apresentando algumas limitações (nem sempre intransponíveis) como, por exemplo, em soldar fora das posições plana, ou horizontal, pois, dessa forma não é possível sustentar o fluxo sobre o arco. Deve-se também ser prevenida a contaminação do fluxo durante seu manuseio, ou estocagem, contra umidade, óleos, etc., pois isto poderá causar defeitos na junta soldada. Apesar de algumas limitações operacionais, este processo produz um metal de solda com excepcionais características mecânico/metalúrgicas e é o preferido para várias situações, como por exemplo na fabricação de tubos para transporte de gás, petróleo [9].

Também podemos utilizar a soldagem por arco submerso com múltiplos arames, ou mesmo fitas metálicas [1]. Porém estes fogem ao escopo desse trabalho.

2.4.1 Eletrodo Revestido.

A soldagem a arco com eletrodos revestidos (Shielded Metal Arc Welding – SMAW) é um processo que produz a coalescência entre metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico revestido e a peça que está sendo soldada. O processo é mostrado esquematicamente na Figuras abaixo [10].



Figura 2.15: Soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido [10].

O eletrodo revestido consiste de uma vareta metálica, chamada "alma", trefilada ou fundida, que conduz a corrente elétrica e fornece metal de adição para enchimento da junta. A alma é recoberta por uma mistura de diferentes materiais, numa camada que

forma o "revestimento" do eletrodo. Este revestimento tem diversas funções na soldagem, principalmente:

- Estabilizar o arco elétrico;
- Ajustar a composição química do cordão, pela adição de elementos de liga e eliminação de impurezas;
- Proteger a poça de fusão e o metal de solda contra contaminação da atmosfera, através da geração de gases e de uma camada de escória;
- Conferir características operacionais, mecânicas e metalúrgicas ao eletrodo e à solda [9].

A possibilidade de inúmeras formulações para o revestimento explica a principal característica deste processo, que é a sua grande versatilidade em termos de ligas soldáveis, características operacionais, características mecânicas e metalúrgicas do metal depositado [4].

O processo por eletrodo revestido pode ser usado em um grande número de materiais, com oaços carbono, aços de baixa, média e alta liga, aços inoxidáveis, ferros fundidos, alumínio, cobre, níquel e ligas destes, por exemplo [10].

2.4.1.1 Consumíveis

Como mencionado acima o eletrodo revestido é constituído por uma vareta metálica, a alma, com diâmetro entre 1,5 a 8 mm e comprimento entre 23 a 45 cm, recoberta por uma camada de fluxo, e revestimento. A composição do revestimento determina as características operacionais dos eletrodos e pode influenciar a composição química, as propriedades mecânicas da solda efetuadas. Além das funções já citadas, o revestimento serve ainda para:

- Realizar ou possibilitar reações de refino metalúrgico, tais como desoxidação, dessulfuração etc;
- Formar uma camada de escória protetora;

- Facilitar a remoção de escória e controlar suas propriedades físicas e químicas;
- Facilitar a soldagem em suas diversas posições;

Aumentar a taxa de deposição (quantidade de metal depositado por unidade de tempo), entre outras [10].

Os materiais mais comumente presentes no revestimento de eletrodos de aço são:

- Celulose e dextrina: substâncias orgânicas cuja queima no arco fera uma atmosfera redutora, constituída principalmente por CO e H₂, que protege o arco;
- Carbonetos (em particular o CaCO₃): controlam a Basicidade da escória e fornecem atmosfera protetora com sua decomposição;
- Dióxido de titânio (rutilo): reduz a viscosidade da escória e o seu intervalo de solidificação, além de estabilizar o arco;
- Ferro-manganês e ferro-silício: promovem a desoxidação da poça de fusão e ajustam sua composição;
- Pó de ferro: aumenta a taxa de deposição e o rendimento do eletrodo, além de estabilizar o arco;
- Entre outros elementos [10].

De acordo com sua formulação, os revestimentos dos eletrodos revestidos podem ser separados em diferentes tipos, por exemplo:

- <u>Revestimento oxidante</u>: principalmente de óxido de ferro e manganês, produz escória oxidante, abundante e fácil remoção.
- <u>Revestimento ácido</u>: constituído principalmente de óxido de ferro manganês e sílica, produz escória ácida abundante e porosa de fácil remoção.
- <u>Revestimento rutílico</u>: contem quantidade significativa de rutilo (TiO₂) e produz uma escória abundante, densa e de fácil destacabilidade.
- <u>Revestimento Básico</u>: contém quantidade apreciável de de carbonato de cálcio e fluorita, capaz de gerar uma escória básica que juntamente com o dióxido de carbono gerado pela decomposição do carbonato, protege a solda do contado com a atmosfera. Esta escória produz uma ação metalúrgica benéfica sobre a solda, dessulfurando-a e reduzindo o risco de formação de trincas de

solidificação. Não possui substancias orgânicas em sua formulação e, se armazenado e manuseado corretamente, produz soldas com baixo teor de hidrogênio, o que diminui o risco de fissuração e de fragilização induzidas por este elemento. A penetração é média, e o cordão apresenta boas propriedades mecânicas, particularmente quanto à tenacidade. Este tipo de revestimento é indicado para aplicações de alta responsabilidade, para soldagem de grandes espessuras e para estruturas de alta rigidez. É também o mais usado na soldagem de aços de composição química desconhecida ou de pior soldabilidade, como os aços com alto teor de carbono e/ou enxofre. Revestimentos básicos são altamente higroscópicos, e os eletrodos deste tipo requerem cuidados especiais de armazenagem e secagem [10].

 <u>Revestimento celulósico</u>: possui quantidade de material orgânico (por exemplo, celulose), cuja decomposição no arco gera grande quantidade de gases que protegem o metal líquido [10].

2.4.1.2 Desoxidantes:

São elementos que retiram as impurezas do Cordão de solda para que este não fique contaminado com elementos prejudiciais ao cordão de solda presentes na atmosfera. Os materiais mais utilizados no revestimento para promover a desoxidação da poça de fusão e ajustar sua composição são os: ferro-manganês e o ferro-sílico [10]. Outros elementos como a Celulose (pó de serragem, farinha etc.) também são elementos que agem como desoxidantes [11]. Os eletrodos básicos são os que mais contêm esses tipos de elementos presentes no revestimento [9].

2.4.3 Estabilização do Arco

O revestimento também fornece estabilizadores para que o arco no momento da soldagem permaneça estável. O arco é uma forma de gás iônico (um plasma) que conduz a corrente elétrica. Os estabilizantes são compostos que se decompõem facilmente em íons no arco, como o carbonato de lítio. Eles também ajudam a aumentar a condutividade elétrica do arco [12].

2.4.1.3 Preenchimento

Muitas vezes é colocado junto ao revestimento do eletrodo, metal em pó para que possa haver um aumento na taxa de deposição. É possível também colocar além do metal em pó, outros produtos, como elementos de liga que venham a melhorar as propriedades mecânicas da junta soldada [10].

2.4.1.4 Vantagens e Desvantagens do Processo por Eletrodo Revestido

Os equipamentos utilizados são relativamente simples, portátil e barato se comparados com outros processos de soldagem (GTAW, FCAW, SAW, etc). Por estas razões o processo por eletrodo revestido é utilizado em serviços de manutenção e construção de campo. No entanto com esse processo não é possível soldar metais tais como titânio, zircônio, molibdênio e nióbio [10].

A taxa de deposição é baixa (1 a 5 Kg/h) que varia também varia com a experiência do soldador. Um dos motivos para isso, é o fato que do o eletrodo é limitado a um tamanho de cerca de 35 cm de comprimento, pois a corrente que passa no na alma do eletrodo se for muito alta pode fazer com que o revestimento aqueça muito e se solte da alma, impossibilitando sua utilização. Sendo assim deve ser reposto a todo o momento o que demando tempo de mão-de-obra. Além disso, este processo gera muita escória e que

na maioria das vezes é de difícil remoção dessa forma muito tempo é gasto para realizar sua remoção [13].

2.5 DEFEITOS COMUNS NAS JUNTAS SOLDADAS

As trincas são consideradas uns dos tipos mais sérios de descontinuidades em soldas. Estas se desenvolvem quando tensões de tração atuam em um material fragilizado, isto é, incapaz de absorver estas tensões por deformação.

Os tipos de trincas que podem ser desenvolvidas são normalmente classificados em função da sua localização na solda como: trinca de cratera, trinca transversal na ZF, trinca transversal na ZTA, longitudinal na ZF, de margem, sob o cordão, na zona de ligação e trinca na raiz da solda [1].

Em aços carbono ferríticos podem ocorrer com mais freqüência, as trincas induzidas pelo hidrogênio e as trincas de reaquecimento.

2.6 SOLDAGEM DE TUBULAÇÕES

Tem-se noticia de que a soldagem de tubulações iniciou-se em 1929 assumindo, porém característica produtiva somente a partir de 1933 que foi aplicada em produção. A soldagem circunferencial de tubos representa um papel fundamental na montagem de dutos. Entretanto, mesmo considerando toda a experiência já adquirida, a tecnologia de soldagem de tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender aos requisitos de Soldabilidade de novos materiais e às crescentes necessidades de aumento da produtividade [1].

Os principais processos utilizados na soldagem de tubulações aceitos pela norma API 1104, são: processo SMAW (Shielded Metal Arc Welding), soldagem com eletrodo revestido; processo GTAW (Gás Tungsten Arc Welding), conhecido como processo

TIG; GMAW (Gás Metal Arc Welding), comumente conhecido como soldagem MIG/MAG e o processo FCAW (Flux Cored Arc Welding), que é a soldagem com arame tubular [1].

O método tradicional de soldagem circunferencial de tubos, utilizado principalmente para a distribuição de gás e óleo, é realizado com o processo por eletrodo revestido utilizando eletrodos revestidos principalmente por sua versatilidade. No entanto, com a adoção de aços de alta resistência, a reduzida tenacidade e os elevados teores de hidrogênio no metal depositado por eletrodos revestidos celulósicos, os quais podem chegar a nível de 50 ml/100g, torna este tipo de consumível pouco atraente, uma vez que esta combinação poderá levar a formação de trincas na zona termicamente afetada [1].

Porém, para reduzir estes problemas os pesquisadores estão desenvolvendo novos processos de soldagem semi-automáticos ou totalmente automáticos com arames tubulares de alma metálica ou não metálica. A tabela abaixo apresenta uma comparação entre os três principais processos de soldagem que podem ser empregados na montagem de dutos, e na qual pode-se observar que o processo de soldagem com arame tubular possui custo menor de metal depositado e eficiência intermediária entre os outros dois processo, ale de oferecer uma fácil automação [1].

PARÂMETROS	SMAW	FCAW-S
Ø do Consumível (mm)	3.25	1.2
Fator de Operação %	25-35	45-55
Corrente (Amp)	120	210
Eficiência %	65	86
Polaridade	DC+	DC+
Taxa de deposição (Kg/hr)	0.29	2.68
Classe AWS	E7018	E71T-1
Custo do consumível		
(R\$/Kg)	6.60	9.0
Custo do Gás (R\$/m³ ou		
R\$/Kg)		
Custo efetivo do		
consumível (R\$/Kg)	10.15	10.47
Custo do metal		
depositado (R\$/Kg)	91.03	14.17
Automação	Difícil	Fácil

Tabela 2.2: Comparação de processos de soldagem empregados em tubulações [1].

Nas linhas dutoviarias construídas na China, o processo com arame tubular autoprotegido foi dominante nas maiores extensões, combinando com eletrodo revestido para o passe de raiz. Foram aproximadamente 600.000 juntas em tubos API X65 e X70 soldadas com arame tubular autoprotegido, algumas dessas obras utilizaram tubos API X80 soldadas também com arames tubulares. As altas taxas de deposição, somadas a alimentação automática, ausência do gás de proteção e eliminação do tempo utilizado para trocar o eletrodo, no caso de eletrodo revestido, têm resultado em significativo aumento da produção e economia [1].

CAPÍTULO III

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram realizadas soldagens em chapas de aço 1020 visando obter as características e a relação entre a microestrutura e a tenacidade ao impacto do metal de adição de dois processos de soldagem distintos: Eletrodo Revestido (SMAW) e Arco Submerso (SAW) e assim comparar seus respectivos resultados.

Iniciou-se um longo período de treinamento para a realização dos experimentos com os processos de soldagem (por eletrodo revestido e arco submerso), devido à falta de um profissional capacitado na universidade. Dessa forma cerca de 5 meses foram gastos com testes preliminares com os processos por eletrodo revestido e arco submerso para a realização dos experimentos.

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Aço Utilizado para a Confecção do Corpo de Prova

Como o objetivo deste trabalho é a relação entre a tenacidade ao impacto e a microestrutura do metal depositado, torna-se desnecessário a utilização de um aço específico para a confecção do corpo de prova, sendo assim, utilizou para tal, o aço AISI 1020, o qual é mais acessível devido seu menor custo, bem como melhor usinabilidade.

ABNT/SAE/AISI	С	Mn	P máx	S máx
1020	0,18 - 0,23	0,3 - 0,6	0,03	0,05

3.1.2 Eletrodos / Fluxo Utilizados

As especificações sobre cada um dos eletrodos utilizados bem como do fluxo para o processo por arco submerso estão listadas abaixo, as informações foram obtidas de cada um dos seus fabricantes.

Para o experimento com o processo de Eletrodo Revestido, o eletrodo utilizado foi o E8010-G, a Tabela 3.1 mostra sua descrição segundo seu fabricante.

Tabela 3.2: Composição Química para o Eletrodo E8010-G Segundo o Fabricante [14].

С	Mn	Мо	Si	Ni
0,10	0,50	0,30	0,10	0,30

Tabela 3.3: Parâmetros de Utilização.						
Corrente Diâmetro Comprimento Polaridade Norma						
110 - 245	5	350	CC+	AMSE SFA 5.5 / AWS A5.1-96		

3.1.2.1 Eletrodo na Soldagem por Arco Submerso

Na soldagem por arco submerso, o eletrodo utilizado foi o BMAS – 121 fabricado pela Belgo Mineira. Abaixo segue as especificações técnicas.

Tabela 3.4:Composição Química do Eletrodo BMSA – 121, segundo a norma AWS A5.17-97 EL12.

C	Mn	Si	S	Р
0,04 - 0,14	0,25 - 0,60	0,1	0,03	0,03

Tabela 3.5: Composição	o Química o	do Fluxo	Utilizado
------------------------	-------------	----------	-----------

С	Si	Mn	Cu
0,03	0,15	0,80	0,07

Tabela 3.6: Parâmetros de Utilização do Eletrodo BMSA – 121.						
Corrente	Diâmitro	Comprimento	Polaridade	Norma		
110 - 245	5	350	CC+	A5.17-97 EL12		

3.1.3 Equipamentos Utilizados para Soldagem.

- Fonte INVERSAL 450 LABSOLDA/UFSC (Figura 3.1a);
- Fonte DIGITEC 600 LABSOLDA/UFSC (Figura 3.1b);
- TARTÍLOPE AS (Figura 3.1c);
- Lixadeira MAKITA;

EPI's de segurança: mascara, luvas, avental, Proteção para os braços e pernas (mesmo material do avental), óculos, botas com biqueira de aço;

Forno para o pré-aquecimento dos eletrodos e do fluxo;



Figura 3.1: (a) - Fonte de Soldagem Inversal 450 – LABSOLDA/UFSC, (b) - Fontes de Soldagem MTE *Digitec 600* – LABSOLDA/UFSC, (c) - TARTÍLOPE – AS LABSOLDA/UFSC.

3.1.4 Equipamentos para Aquisição de Dados

- Multímetro para a aquisição da voltagem em tempo real (Figura 3.3a);
- Amperímetro para aquisição da corrente em tempo real (Figura 3.3a);
- Notebook para armazenar e tratar os dados adquiridos (Figura 3.3a);



Figura 3.2: (a) – Amperímetro, Multímetro, e Notebook utilizados para aquisição de corrente e tensão nos experimentos, (b) – Forno utilizado para ressecamento do eletrodo E8010 – G e do fluxo, (c) Termômetro infravermelho para monitoramento da temperatura entre passe.

3.1.5 Equipamentos para Ensaios Metalográficos

- Cortadeira Discoton;
- Lixadeira rotativa (Panambra DP-10);
- Microscópio ótico (Olympus BX60M);
- Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV);
- Máquina fotográfica;
- Prensa para embutimento (arotec PRE30Mi).

3.1.6 Equipamentos para Ensaios Mecânicos

- Microdurômetro Vickers (pantcc, modelo:);
- Máquina para ensaio Charpy (VEB WERKSTOFFPRÜFMACHINEN LEIZIG).

3.1.7 Equipamentos para Usinagem dos Corpos de Prova

- Serra Fita;
- Plaina;
- Fresa.



Figura 3.3: (a) Serra Fita, (b) – Plaina, (c) – Fresa.

3.2 METODOLOGIA

3.2.1 Confecção do Corpo de Prova

Os corpos de prova foram confeccionados com chapas de aço AISI 1020, como o foco do estudo se concentra na região de deposição do metal de solda.

O corpo de prova foi confeccionado utilizando duas chapas com dimensão de (180x52x13)mm. A junta empregada foi uma junta em V com abertura de 60 graus e altura do pé da junta de 2 mm. Utilizou como cobre junta uma chapa menor (180x25x3 mm) também de aço AISI1020. Abaixo segue-se o desenho esquemático do corpo de prova utilizado.



Figura 3.4: Representação dimensional do corpo de prova utilizado para ao testes de soldagem.

3.2.2 Experimento com o Processo por Arco Submerso (SAW)

Para a realização do experimento com o processo por arco submerso, foi necessária a utilização de duas fontes de soldagem DIGITEC 600, por medida de segurança, pois, a corrente de soldagem é alta. Na Tabela 3.7 tem-se todos os parâmetros utilizados na realização dos experimentos.

No intuito de evitar problemas de união, vários cálculos para a determinação desses parâmetros foram efetuados antes das soldagens.

O fluxo utilizado foi ressecado em um forno apropriado por um período de duas horas a uma temperatura de 260°C. Após ter sido ressecado, este foi colocado em um recipiente fechado e levado imediatamente para ser utilizado.

O corpo de prova antes de ser soldado, foi lixado para que impurezas que pudessem prejudicar a junta soldada fossem retiradas. Feito isto, o corpo de prova foi posicionado, os parâmetros foram ajustados e o experimento realizado.

Tabela 3.7: Parametros Utilizados para a Soldagem por Arco Submerso.						
Corrente (A)	tensão(V)	V.D. (cm/min)	V.A. (m/min)	Altura da Tocha (mm)	Tempo de Soldagem (Seg)	
410	26	2,6	2,8	25	50	
436	26	2,6	2,8	25	51	
460	30	2,6	2,8	25	54	



Figura 3.5: Experimento por arco submerso.

3.2.3 Experimento por Eletrodo Revestido (SMAW)

Antes da soldagem, foi realizado um treinamento com o soldador, a fim de se estabelecer uma soldagem de acordo com os procedimentos estabelecidos em normas.

Os parâmetros de soldagem foram determinados de acordo com as especificações do fabricante do eletrodo (tensão e polaridade do eletrodo) e de acordo com o que foi observado durante os testes preliminares do experimento (corrente de soldagem, velocidade e sentido de deslocamento e posição do corpo de prova). Abaixo segue a tabela com os parâmetros determinados para o experimento.

Tabela 3.8: Parâmetros Utilizados para a realização do experimento por eletrodo revestido.

Corrente (A)	Tensão (V)	V.D. (mm/s)	V.A (mm/s)	Posição	Sentido
180	26.61	1.85	3.6	plana/vertical	ascendente

Para a realização do experimento, o corpo de prova foi posicionado em um suporte de fixação evitando dessa forma o empenamento do corpo de prova devido ao aporte de calor.

O eletrodo foi ressecado no forno a uma temperatura de 180°C por um período de três horas. Após o ressecamento os eletrodos foram postos dentro de um recipiente seco e fechado e foram postos dentro de uma estufa para manter a validade do ressecamento feito. A Figura 3.6 retrata a bancada utilizada para a realização do experimento.



Figura 3.6: Bancada experimental para o processo por eletrodo revestido.

3.2.4 Aquisição de Dados

No intuito de se estabelecer uma análise mais apurada dos dados de soldagem foram adquiridos, durante a soldagem, os dados de corrente e tensão.

Os equipamentos utilizados para a aquisição foram: um amperímetro alicate para a aquisição da corrente e um multímetro de alta performance que aquisição da voltagem. O amperímetro foi ligado no cabo terra da fonte de soldagem e observado sua variação durante a soldagem admitindo assim um valor médio para cada passe. O voltímetro foi ligado entre o pólo positivo e o negativo da fonte coletando assim a variação de tensão na peça durante a realização da soldagem, o voltímetro tem interface com o computador que serve para armazenar e tratar os dados adquiridos. Para ambos os experimentos a forma com a qual foram adquiridos os dados foi à mesma. Como para o processo por arco submerso utilizou-se duas fontes, a fonte utilizada para fazer a coleta de dados foi a máster, admitindo que a Slave possuísse os mesmo valores. Na Figura 3.7 estão os equipamentos utilizados para a realização da aquisição dos dados durante os experimentos de soldagem.



Figura 3.7: Equipamentos utilizados para aquisição de dados (tensão e corrente) nos experimentos de soldagem.

3.2.5 Ensaio Charpy

Para a confecção dos corpos de prova para fazer o ensaio Charpy, foi utilizada a norma ASTM E-23. Foram confeccionados catorze corpos de prova, sete referente à soldagem com eletrodo revestido e sete referente à soldagem com arco submerso.

Na Figura 3.8, observa-se as dimensões empregadas para a fabricação do corpo de prova.



Figura 3.8: Desenho esquemático com as dimensões (mm) empregadas para a fabricação do corpo de prova do ensaio Charpy.

Para a realização do ensaio Charpy, utilizou Nitrogênio líquido para que fosse possível fazer uma parte do ensaio em baixa temperatura. As temperaturas utilizadas foram: - 20°C conseguida através do nitrogênio misturado com álcool e a outra parte com temperatura ambiente (aprox. 28°C). Dessa forma realizou-se o ensaio Charpy que teve seus resultados coletados que serão apresentados adiante.

3.2.6 Ensaios Metalográficos e Perfil de Dureza

Depois de feito o ensaio Charpy, parte da peça rompida foi recordada e embutida numa resina específica (máquina utilizada para fazer o embutimento da peça: Figura 3.9) para facilitar o trabalho de lixamento e polimento, tornando possível assim a

visualização e análise da microestrutura soldada próxima a região rompida, após ataque com ácido para revelar a microestrutura.



Figura 3.9: Máquina utilizada para realização do ensaio Charpy.



Figura 3.10: Máquina utilizada para a realização do embutimentos das amostras.

Duas amostras de cada corpo de prova foram necessárias, uma para realização de uma macrografia para visualizar o cordão soldado no metal base e também para fazer a geração do perfil de dureza da junta soldada. E outro para fazer análise da microestrutura soldada.

No lixamento foram, utilizadas as lixas n°: 220, 320, 400, 500, 600, 800 e 1200. Para o polimento foi utilizado pasta de diamante. 6μ m para o pré-polimento e 3μ m para polimento final. Após o termino do polimento, a peça foi imediatamente limpa com Álcool Absoluto (99,5%) e posta em um desumidificador para evitar que a superfície voltasse a se oxidar.



Figura 3.11: Lixadeira utilizada para lixar e polir as amostras dos corpos de provas para realização da macrografia, micrografia e levantamento do perfil de dureza na junta soldada em cada um dos processos.

O ataque químico foi realizado com o reagente nital a 4% por 5 segundos revelando a microestrutura do metal depositado pela soldagem.

Feito o ataque, as peças foram levadas ao microscópio ótico para analise da microestrutura e posteriormente a capitação das fotos de cada peças em determinadas regiões da microestrutura, por exemplo, da ZTA da junta soldada com o processo por arco submerso.



Figura 3.12: Microscópio ótico utilizado para análise e capitação dasfotos de cada microestrutura.

Por outro lado, as amostras que foram polidas porem não passaram pelo ataque químico, foram utilizadas para realização da macrografia, sendo utilizado iodo (fabricado no próprio laboratório de material da universidade), para possibilitar a visualização do cordão soldado. Depois de feita a macrografia, as peças voltaram a ser polidas para remoção do iodo e possíveis oxidações que possam ter ocorrido e desta vez foram feitos os perfis de Microdureza Vickers em cada uma dessas peças. Na Figura 3.9 estão apresentados o microscópio ótico, o Durômetro a lixadeira, a máquina para embutimentos e a máquina de ensaio Charpy.



Figura 3.13: Microdurômetro Vickers utilizado para geração dos perfis de dureza.

Capítulo IV

4 RESULTADO E DISCUSSÃO

4.1 PERFIL DO CORDÃO DE SOLDA

A Figura 4.1 e a Figura 4.2 apresentam as distintas regiões das soldas realizadas através da soldagem com eletrodo Revestido e Arco Submerso. É possível ver o preenchimento total do chanfro e deposição do metal de solda. Também pode se ver com clareza a ZTA, e a sequência dos distintos passes empregados durante a soldagem.



Figura 4.1: Macrografia do corpo de prova soldado com eletrodo revestido.



Figura 4.2: Macrografia do corpo de prova soldado com arco submerso.

Ainda nessas figuras é possível observar a evolução da soldagem através dos múltiplos passes, bem como da integridade usual desses cordões realizados.

É possível verificar certa distinção entre o cordão realizado com eletrodo revestido e arco submerso. Essa diferença se da devido aos passes de soldagem consecutivos.

Embora na soldagem com arco submerso tenha sido observada a incidência de retenção de escória na parte inferior da amostra, isto não interferiu na avaliação mecânica do metal de solda, como pode ser observado no esquema da Figura 4.2.

4.2 ENSAIO DE DUREZA

Como estabelecido nos procedimentos experimentais, o levantamento de dureza foi realizado segundo o que mostra a Figura 4.3. No Apêndice I, são mostrados os resultados desses perfis de dureza.

Os perfis de microdureza foram gerados baseando-se em normas para que um padrão fosse seguido nos ensaios. A distância entre cada impressão de dureza no mesmo perfil é de 0.5mm, entre cada perfil de 3mm e a carga utilizada para o ensaio foi de 1Kg para melhor visualização da impressão.



Figura 4.3: Esquema dos perfis de microdureza gerado nos corpos de prova.

As figuras 4.4 a 4.6, mostram esses perfis para a soldagem realizada com o processo por eletrodo revestido. As Figuras 4.7 a 4.9, mostram esse mesmo levantamento para a soldagem realizada com o processo por arco submerso.



Figura 4.4: Gráfico do perfil superior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por eletrodo revestido.



Figura 4.5: Gráfico do perfil central de microdureza gerado no corpo de prova do processo por eletrodo revestido.



Figura 4.6: Gráfico do perfil inferior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por eletrodo revestido.



Figura 4.7: Gráfico do perfil superior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por arco submerso.



gura 4.8: Gráfico do perfil central de microdureza gerado no corpo de prova do processo por arco submerso.



Figura 4.9: Gráfico do perfil inferior de microdureza gerado no corpo de prova do processo por arco submerso.

Nos perfis de microdureza apresentados acima, pode-se observar que os referentes ao corpo de prova soldado com eletrodo revestido, possuem uma microdureza maior em relação ao soldado com arco submerso, o que pode ser explicado devido a seu maior teor de determinados elementos de liga (Ni, Mn, Mo). Essa variação na microdureza pode causar uma alteração em suas características mecânicas nesse material depositado quando comparado com o metal depositado por arco submerso.

Para os corpos de prova que foram submetidos ao ensaio Charpy, sua dureza foi determinada através de uma coleta aleatória de pontos de microdureza no corpo de prova rompido. A Tabela 4.3 mostra para cada uma das peças, sua microdureza média e seu desvio padrão. Através dessa tabela, vem-se a confirmar o que se mostra nos perfis, onde a solda realizada com eletrodo revestido apresenta maior dureza que a solda realizada com arco submerso.

Tabela 4.1: Resumo dos resultados de microdureza obtidos nos corpos de prova que foram utilizados no ensaio Charpy.

<u></u>	s prova que i	orann atmzat		alo onarpy.
	I			IV
Méda	233,32	234,652	193,45	194,203
D.P.	13,12	19,6	13,928	10,1774

Na Tabela 4.3 a mostra I refere-se ao corpo de prova soldado com eletrodo revestido ensaiado com Charpy a -20°C, II – soldada com eletrodo revestido a 28°, III – soldada com arco submerso a -20° e IV – soldada com arco submerso a 28°.



Figura 4.10: Desenho esquemático mostrando como foi determinada (aleatoriamente) a microdureza média nos corpos de provas utilizados no ensaio Charpy.

A Tabela 4.4 mostra os resultados do ensaio Charpy nos corpos de prova soldados como já mencionado, os ensaios foram feitos parte a temperatura de -20°C e parte a temperatura ambiente (\cong 28°C).

Embora a diferença não seja tão acentuada, é observada uma variação entre um processo e outro. Para o material obtido a partir da soldagem com eletrodo revestido, os resultados apresentaram uma energia absorvida levemente maior em relação ao material obtido por arco submerso, em ambas as temperaturas avaliadas (Tabela 4.4).

Deve-se ressaltar outro ponto que é a variabilidade dos resultados. Nota-se que o material soldado com eletrodo revestido apresenta um desvio padrão inferior ao apresentado pelo material obtido a partir da soldagem com arco submerso. Isso mostra uma maior homogeneidade no material gerado pelo processo por eletrodo revestido.

	Temp20°C	Temp. 28°C
Média	28 J	58 J
D.P.	6,3	5,3

Tabela 4.2: Resultado do ensaio de Impacto Charpy para eletrodo revestido.

	Temp20°C	Temp. 28°C
Média	25 J	53 J
D.P.	9,9	8,3

As Figuras 4.11 a 4.14 abaixo apresentam as fotos das micrografias realizadas com o microscópio ótico com aumento de 200x. As fotos adquiridas são do metal depositado pelos processos por eletrodo revestido e arco submerso. Tais micrografias retratam as microestruturas da região ensaiada para cada condição de soldagem e temperatura.

As Figuras 4.11 e 4.12 retratam a microestrutura a partir da soldagem com o processo por eletrodo revestido, ensaiado a temperatura de -20°C (Figura 4.11) e à temperatura ambiente (Figura 4.12). É notado em ambos as microestruturas a grande incidência de ferrita acicular (AF), seguido posteriormente de uma pequena quantidade de ferrita primária (PF) e outras pequenas ilhas de ferrita de segunda fase alinhada FS(A).

Nas Figuras 4.13 e 4.14 se apresentam as micrografias para as mesmas condições de ensaio, no entanto realizado com arco submerso e nestas é notada a presença predominante de ferrita primária, seguida da ferrita acicular e alguns pontos de perlita. Em comparação às microestruturas geradas a partir do processo por eletrodo revestido, é notada a diferença em termos de refino de estrutura. Isso se deve ao fato de que no cordão gerado com eletrodo revestido, uma quantidade maior de passes foi empregado, sete no total, fazendo assim com que os passes subsequentes tivessem sua estrutura

refinada. Já no processo por arco submerso, apenas três passes foram empregados para o total preenchimento da junta e esses, por ser em menor quantidade, não produziram um refinamento como o obtido com eletrodo revestido. Em ambos os processos foi gerado a microestrutura denominada pelo IIW como ferrita acicular. No entanto percebe-se que para o processo por eletrodo revestido (Figuras 4.11 e 4.12), a sua incidência é bem mais predominante que para o processo por arco submerso.

Percebe-se em todas as microestruturas que há alguns pontos de oxidação (O), esses pontos são provenientes da demora em se fazer o ataque químico deixando a peça exposta ao ambiente.



Figura 4.11: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a -20°C soldado com eletrodo revestido (200x).



Figura4.12: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a 28°C soldado com eletrodo revestido (200x).



Figura 4.13: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a -20°C soldado com arco submerso (200x).



Figura 4.14: Microestrutura lateral do corpo de prova utilizado no ensaio Charpy a 28°C soldado com arco submerso (200x).

Tal refinamento da microestrutura, obtido através dos múltiplos passes com eletrodo revestido, pode explicar a menor variabilidade dos perfis de dureza, haja vista seu desvio padrão ser inferior ao apresentado pelos perfis gerados nos corpos de prova, soldados com arco submerso.

Diante dos resultados obtidos com a quantificação dos microconstituintes nas microestruturas presentes nos corpos de prova soldados. Pode-se verificar que, os corpos que prova que foram ensaiados com Charpy e que apresentaram os melhores resultados possuem uma quantidade significativamente maior de Ferrita Acicular em comparação com os outros resultados. Esta como apresentada na revisão bibliográfica, possui excelentes propriedades no que tange a alta resistência a tenacidade e bom limite de escoamento [13]. Isso pode ser claramente visualizado comparando os resultados do ensaio Charpy (Tabela 4.4 e 4.5) com os resultados da quantificação dos microconstituintes dos corpos de prova em cada processo (Figura 4.15).



Figura 4.15: Percentual dos constituintes mais presentes nas microestruturas do metal depositado em cada um dos processos realizados. (a) eletrodo revestido; (b) arco submerso.

Como nota-se na Figura 4.16, o percentual de ferrita acicular na microestrutura do corpo de prova soldado com eletrodo revestido (ER) é maior que o soldado com arco submerso (AS), isso também pode ser observado nas fotos das micrografias de cada uma dessas microestruturas na Figura 4.12 está à microestrutura do cordão de eletrodo revestido e é notável a maior incidência de ferrita acicular na estrutura em comparação com a Figura 4.14 onde é mostrada a microestrutura do cordão de arco submerso.



Figura 4.16: Relação entre o percentual de ferrita acicular e a resistência em impacto dos corpos de prova que ensaiados a temperatura ambiente.

Como pode ser observado nas tabelas da composição química dos eletrodos utilizados nos experimentos, nota-se que no eletrodo utilizado no processo eletrodo revestido (E8010-G) há uma quantidade maior de Mn. Além do Mn há ainda índices de Mo e Ni. Tais elementos não são observados no eletrodo utilizado no processo por arco submerso. Este pode ser um dos motivos o qual a microestrutura possui uma quantidade menor de ferrita acicular e consequentemente uma menor resistência ao impacto.

A formação da ferrita acicular neste caso, ocorreu em geral possivelmente devido a crescimento epitaxial colunar do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, micro-segregações e estado de deformações), das condições de aquecimento e resfriamento que foram empregadas nos ensaios, bem como do efeito dos elementos de liga presentes nos eletrodos utilizados para cada um dos processos (E8010-G para o processo por eletrodo revestido e AWS A5.17-97 para o processo por arco submerso), pois, assim como mencionado no Item 2.3.5, a alteração da composição química incrementa a força motriz para a transformação da microestrutura em ferrita acicular.

Por outro lado, os corpos de prova que foram ensaiados a baixa temperatura (-20°C) apresentaram uma resistência a tenacidade menor que os ensaiados a temperatura ambiente (aprox. 28°C). Isto pode ser explicado levando-se em consideração de que a microestrutura do metal depositado possui uma estrutura CCC e esta apresenta características de transição Ductil-Frágil que corresponde ao fato de que à medida que a temperatura é reduzida, a energia de impacto cai repentinamente ao longo de uma faixa de temperatura relativamente estreita, abaixo da qual a energia possui um valor constante porém pequeno [14].

Como pode ser observado na Figura 4.11, mesmo o corpo que prova soldado com o processo por eletrodo revestido que apresentou maior percentual de ferrita acicular apresentou um menor resultado quanto a tenacidade e que vem a evidenciar a ocorrência da fragilização devido a diminuição de temperatura.


Figura 4.17: Gráfico representativo do percentual de ferrita acicular pela resistência ao impacto.

Além dos elementos de liga presente nos eletrodos, há ainda a questão da utilização de múltiplos passos de solda na realização dos experimentos (7 passes para eletrodo revestido e 3 para arco submerso), que podem ter influenciado diretamente nos resultados obtidos para cada processos. A soldagem multipasses apresenta algumas vantagens sobre a soldagem de passe único [4].

- Devido aos ciclos térmicos de reaquecimento, cada passe subsequente provoca uma normalização e um refino dos grãos da camada anterior.
- O ciclo térmico provoca revenimento no metal de solda, diminuindo as tensões residuais do passe anterior.
- Devido ao calor gerado pelos ciclos térmicos do passe anterior ocorre uma redução da taxa de resfriamento do metal de base.

Dessa forma como o experimento com o processo por eletrodo revestido utilizou uma quantidade maior de passes subsequentes, é possível que os melhores resultados quanto à resistência ao impacto e dureza tenham sido influenciadas por esta quantidade maior de passes realizados no corpo de prova.

CAPÍTULO V

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Frente aos resultados obtidos com os experimentos pode-se concluir que de fato, assim como apresentado na revisão bibliográfica, verifica-se que:

O percentual de ferrita acicular na microestrutura soldada influencia diretamente na tenacidade ao impacto da junta soldada e esta por sua vez é obtida em maior ou menor quantidade, dependendo do eletrodo utilizado em relação à presença de determinados elementos de liga (Mn, Mo, Ni);

Os corpos de provas que foram soldados com eletrodo revestido E8010-G apresentaram um maior percentual de ferrita acicular em sua microestrutura, o que proporcionou uma melhor absorção de energia de impacto no ensaio Charpy, pois este possui um percentual mais elevado de elementos de liga (Mn, Mo, Ni);

O emprego de multipasses para o preenchimento do corpo de prova proporcionou um refinamento nos grãos dos passes subsequentes e isto pode ter contribuído para que os resultados dos corpos de prova soldados com eletrodo revestido tenham sido melhores em relação aos soldados com Arco Submerso devido à maior quantidade de passes empregados;

A soldagem com eletrodo revestido proporcionou uma tenacidade no amparo superior a soldagem com arco submerso.

As propriedades mecânicas da solda com eletrodo revestido se mostraram mais homogenias que a solda com arco submerso.

CAPÍTULO VI

6 TRABALHOS FUTUROS

- Estudo mais detalhado da influencia da Ferrita Acicular, estendendo-se a ZTA, utilizando material de base microligado.
- Avaliação dos passes de soldagem e sua influencia na formação da Ferrita Acicular.
- Avaliação da tenacidade a fratura para as regiões da ZF e ZTA, em soldagens de aços X60 e X70.
- Avaliação de novos consumíveis sobre a tenacidade da solda.
- Avaliação do arame tubular de alta tenacidade na soldagem do aço X70 e X80.

CAPÍTULO VII

7 BIBLIOGRAFIA

[1] PINTO, P. M. A. S.: Soldagem Circunferencial de Tubo API 5L X80 Empregando Processos Manual / Semi-Automático. Dissertação, PUCRIO, Rio de Janeiro, 2006

[2] Apostila de Soldagem por Arco Submerso, ESAB, 2007.

[3] MODENESI, P. J., Introdução à Metalurgia da Soldagem, Apostila, UFMG, Belo Horizonte, maio de 2006.

[4] AZEVEDO, A. G. L.: Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ABNT 1045, Dissertação, UFC, Fortaleza, Setembro, 2002.

[5] CAMPOS, P. T.: Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas Soldadas Pelos Processos MIG/MAG (GMAW) e Arame Tubular (FCAW), Dissertação, PUCPR, Curitiba, 2005.

[6] ARAUJO, M. R. V.: Caracterização Microestrutural do Metal de Solda Depositado por Arco Submerso em Chapas de Aço-Carbono Estrutural. Dissertação, UNESP, Ilha Solteira – São Paulo, 2006.

[7] BUBNOFF, D. V., VENTRELLA, V. A., Relação entre microestrutura / tenacidade ao impacto do metal de solda do aço API X-70 soldado por eletrodo revestido AWS E8010 – G, Artigo, Ilha Solteira – SP, 2007.

[8] M0DENESI, P. j.: Soldabilidade dos Aços transformáveis, UFMG, Belo Horizonte, março de 2004.

[9] MACHADO I. G.: Soldagem & Técnicas Conexas: processos, UFRGS, Rio Grande do Sul, 2007.

[10] MARQUES, P. V., Soldagem Fundamentos e Tecnologia, 2005, p. 186.

[11] WAINER, E.: Soldagem processos e metalurgia, São Paulo, 1992.

[12] Welding Metallurgy, 2° Ed.

[13] JEFFUS, L.: Welding: Principles and Applications, 5th edição, p. 495.

[14] CALLISTER, W. D.: Ciência e Engenharia de Materiais uma introdução, 5° edição, LTC editora, Rio de Janeiro, RJ, 2000.

APÊNDICE I

Corpo de prova soldado com eletrodo revestido		
Superior	Centro	Inferior
211,83	175,73	182,51
210,70	184,93	177,06
212,98	183,15	181,93
218,79	185,86	180,75
216,27	187,74	181,19
206,74	184,34	185,59
219,87	174,11	184,98
218,79	174,42	178,54
216,85	182,69	187,63
207,88	180,09	187,02
234,45	189,11	174,62
230,02	192,84	187,45
237,44	195,45	193,19
246,99	195,12	193,43
246,70	202,33	198,36
230,14	206,34	199,18
234,39	196,89	202,74
232,14	194,53	203,49
231,64	205,85	199,35
235,36	210,78	201,01
238,52	209,44	202,69
229,90	202,60	200,74
240,02	195,28	198,47
231,58	208,99	204,66
238,05	207,16	202,33
236,57	198,47	205,38
234,11	197,25	210,54
236,17	196,02	200,28
241,60	226,80	196,42
234,39	221,61	205,85
240,63	223,31	191,17
240,69	226,36	207,44
240,98	223,81	205,38

Tabela A1 – Perfis de microdureza Vikers para o processo por eletrodo revestido. (Continua)

Corpo de prova s	oldado com ele	trodo revestido
Superior	Centro	Inferior
218,97	226,30	212,86
235,97	220,59	207,29
227,93	228,24	205,58
227,49	229,82	202,65
231,64	234,58	201,90
233,20	230,80	211,16
235,44	226,18	201,58
237,64	214,08	205,26
226,80	216,72	203,91
225,92	215,22	208,87
234,39	218,44	213,66
232,42	220,84	196,68
235,97	215,34	185,86
232,42	219,51	187,07
227,24	218,97	189,25
230,74	217,14	189,74
227,81	225,49	191,71
227,55	227,55	194,86
228,24	232,87	196,68
232,60	224,13	195,67
236,57	224,68	198,27
237,03	229,96	200,65
235,97	226,85	199,90
227,49	228,11	198,27
223,20	232,68	198,12
238,99	239,80	198,47
234,11	233,20	195,57
235,36	236,17	196,42
233,67	228,11	196,99
235,10	207,76	193,83
235,50	210,66	190,10
239,47	214,69	193,28

Tabela A1 – Perfis de microdureza Vikers para o processo por eletrodo revestido. (Continuação)

Corpo de prova soldado com eletrodo revestido		
Superior	Centro	Inferior
236,43	209,76	193,52
238,11	208,26	190,94
237,76	213,04	185,30
237,03	214,64	183,42
240,35	208,54	192,44
238,66	198,92	181,70

Tabela A1 – Perfis de microdureza Vikers para o processo por eletrodo revestido. (continuação)

Corpo de prova	soldado com A	rco Submerso.
Superior	Centro	Inferior
177,88	178,81	180,35
182,41	176,37	184,84
182,73	183,74	178,98
178,77	184,98	179,21
186,66	186,18	181,07
183,24	190,07	183,24
184,14	180,45	184,11
189,20	190,03	176,42
183,36	189,92	179,26
181,03	187,36	169,44
177,97	174,08	185,07
186,84	175,04	179,70
178,23	177,88	176,84
182,15	176,89	184,28
182,18	179,82	183,36
188,15	175,78	180,22
181,24	178,07	187,54
184,38	172,86	178,81
182,83	179,07	180,89
186,09	187,88	178,72
196,68	193,03	177,62
200,01	190,30	187,40
197,70	197,25	186,23
201,85	196,24	192,79
202,91	198,16	191,08
211,45	200,28	192,19
216,27	202,20	193,19
223,31	204,92	198,68
227,75	203,38	202,05
224,31	208,75	196,94
241,11	208,93	199,24
210,32	213,04	198,82
192,15	219,28	197,64
192,55	217,20	198,12
188,15	217,86	204,83
195,98	184,57	197,18
193,67	185,07	204,77

Tabela A2 – Perfis de microdureza Vikers para o processo por arco submerso. (continua)

Corpo de prova	soldado com A	rco Submerso.
Superior	Centro	Inferior
191,74	181,44	201,43
191,90	178,77	205,10
194,42	189,88	202,33
190,75	179,56	213,21
190,23	183,15	185,02
193,83	191,17	174,49
192,01	175,26	172,28
196,68	180,26	173,11
184,70	178,89	167,57
187,78	179,85	171,90
196,64	175,91	169,44
197,25	177,76	170,15
199,66	181,44	165,42
195,37	179,85	162,35
197,70	176,84	162,61
192,59	186,09	162,04
198,73	165,93	165,13
201,95	167,35	162,68
186,61	171,95	164,58
195,63	170,83	167,05
194,53	168,59	166,25
190,23	169,12	164,50
191,28	170,22	162,27
195,67	167,08	162,58
178,97	160,91	171,52
189,83	160,40	174,28
185,48	171,95	177,12
190,75	167,77	177,12
192,50	191,81	181,61
179,29	198,88	192,19
173,20	195,57	193,63
171,85	196,68	188,98
174,45	193,32	188,78
169,76	192,68	187,88

Tabela A2 – Perfis de microdureza Vikers para o processo por arco submerso. (continuação)

Corpo de prova soldado com Arco Submerso.		
Superior	Centro	Inferior
168,80	185,59	182,96
185,25	183,68	179,42
174,88	193,38	189,59
172,36	190,75	191,90
168,59	192,26	189,59
182,32	184,43	183,27
196,42	172,40	172,82
192,10	174,24	175,00
188,30	179,12	180,70
198,88	179,64	181,07
197,08	179,16	181,77
188,40	182,51	177,76
179,26	174,97	183,68
177,12	179,16	178,07
180,19	177,12	183,88
178,07	172,89	182,46

Tabela A2 – Perfis de microdureza Vikers para o processo por arco submerso. (continuação)

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO CENTRO TECNOLÓGICO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA PROJETO DE GRADUAÇÃO

FÁBIO ARPINI CARMINATI

ESTUDO PRELIMILAR DA TENACIDADE AO IMPACTO NA SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA

VITÓRIA 2009