



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**PREVISÃO DA DUREZA EM JUNTA SOLDADA DE UM
AÇO ASTM A 516 GRAU 60 SUJEITO À CORROSÃO SOB
TENSÃO COM H₂S**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**

FRANCISCO ILO BEZERRA CARDOZO

RECIFE, FEVEREIRO DE 2003

**“PREVISÃO DA DUREZA EM JUNTA SOLDADA DE UM AÇO
ASTM A 516 GRAU 60 SUJEITO À CORROSÃO SOB TENSÃO COM H₂S”.**

FRANCISCO ILO BEZERRA CARDOZO

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: MATERIAIS E FABRICAÇÃO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
CURSO DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE**

**Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA
ORIENTADOR/PRESIDENTE**

**Profa. Dra. RITA DE CÁSSIA FERNANDES DE LIMA
COORDENADORA DO CURSO**

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)

Prof. Dr. NEY FREITAS DE QUADROS (UFPE)

Prof. Dr. JESUALDO PEREIRA FARIAS (UFC)

Prof. PAULO MARCELO PEDROZA DE ALMEIDA (UFPE)/Especialista convidado

A meus pais que me deram lições e exemplos de vida.

Aos meus irmãos pelo companheirismo.

A Ceiza, pelo carinho, solidariedade, paciência

e apoio durante a realização do trabalho.

A Moara, razão de ser maior deste meu caminhar.

“Ela está no horizonte – diz Fernando Birri”.
Me aproximo dois passos, ela se afasta dois
passos.
Caminho dez passos e o horizonte corre dez
passos.
Por mais que eu caminhe, jamais a alcançarei.
Para que serve a utopia?
Serve para isso: para caminhar.”

(Eduardo Galeano, 1994)

APRESENTAÇÃO

O estímulo principal para a elaboração deste trabalho veio das experiências vividas em empresas do segmento metal-mecânico do estado de Pernambuco, no período de 1976 a 1998. Época em que tive a oportunidade de vivenciar os avanços dos processos de fabricação desenvolvidos por duas das principais empresas do ramo metalúrgico: Máquinas Piratininga do Nordeste e Noraço Indústria e Comércio de Laminados.

Quando passei a conviver com o sistema de produção, recém chegado à soldagem, percebi dois pontos importantes. O primeiro, é de que aqui se está tratando com um misto de “tecnologia/ciência/arte”, cujos valores muitas vezes são intangíveis e as origens remontam a tempos imemoriais, quando o fogo e os raios possuíam significados místicos, os quais seguramente permanecem nas profundezas do arquétipo humano.

Depois, há a questão da personalidade “*sui generis*” da maioria daqueles que trabalham com este processo de fabricação. Por um lado, e em geral, essas pessoas são teimosas, geniosas, muitas vezes, até difíceis de se tratar. Em compensação, podem tornar-se leais amigas, são criteriosos e, muito importante, amam o que fazem.

Nestes últimos 22 anos “respirei” integralmente soldagem, como engenheiro de fábrica, e professor universitário, tendo tido a honra de conviver com seres humanos de rara dignidade. Aprendi a admirá-los, a respeitá-los e presto-lhes aqui uma modesta, mas sincera

homenagem aos Leos, Geraldos, Félix, Francisco, Paulos, Sérgio e tantos outros, carinhosamente batizados de “Pinga-Fogo”. E agradeço aos alunos que conseguiram “aprender aprendendo” a importância deste processo transmitida em sala de aula, no curso de graduação da Poli, e contribuíram para que eu pensasse em caminhar um pouco mais.

Este estudo representa, de alguma forma, um esforço de apreensão da realidade, mesmo sabendo que aqui se está tratando com fenômenos muito complexos. Tentar formular para técnicos e engenheiros que lidam com soldagem uma solução útil para consolidar conhecimentos e métodos seguros, e que possamos ser atores presentes nesta aventura de desenvolver ciência e tecnologia em um país com as características do Brasil.

Durante a minha formação para a obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica, muitas pessoas e instituições estiveram presentes, contribuindo de uma forma efetiva no meu aprendizado e, posteriormente, para a realização deste estudo. No entanto, inegavelmente, em cada reflexão aqui realizada, em cada dúvida erigida, em cada opinião revelada, há muito do que pude compartilhar, fazendo-se necessário registrar alguns agradecimentos.

Ao professor Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, pelo apoio, confiança, amizade, e pela combinação rara de brilhantismo intelectual com uma permanente simplicidade. Sem a sua ajuda, este trabalho não poderia ter sido concretizado;

Ao professor Paulo Marcelo Pedroza de Almeida, pelo “começo”, e contribuição dada nas discussões atuais, e no passado na saudosa ABS – Associação Brasileira de Soldagem, regional Recife;

Ao professor Dr. Ney Freitas de Quadros pelo incentivo e apoio constante;

Aos professores do Mestrado, Dra. Noemia Mesquita, Drs. Maurílio e Armando Shinohara agradeço pelo conhecimento transmitido;

A Eliane Alves, Secretária do Mestrado, por toda a ajuda durante o curso;

Aos alunos de Iniciação Científica, Rodrigo de Souza Mendonça e Jerusa Borges Cordeiro pela preparação do corpo de prova; e ao “mestre” Emmanuel pela realização das fotografias das microestruturas no LABMAT/UFPE;

À Máquinas Piratininga do Nordeste/PE pelo fornecimento do metal base, consumíveis de soldagem, realização da soldagem e ensaio de dureza do corpo de prova. Em especial ao engenheiro de soldagem Clovis Freire e ao inspetor Sebastião Bezerra pelo apoio técnico;

A NORAÇO – Indústria e Comércio de Laminados/PE, através do Sr. João Dourado Filho, Diretor Industrial, Leônidas Neves, inspetor de qualidade e Antonio Arruda, responsável pela manutenção, pela contribuição e atenção dispensada.

À Musashi do Brasil/PE, através do engenheiro João Cysneiros, gerente de produção; engenheiro Luís Francisco Cavalcanti, gerente da ferramentaria, pela valiosa colaboração na realização do Tratamento Térmico do C.P., macrografia, ensaios de microdurezas e corte do C.P. para a análise por MEV, indispensáveis a realização deste trabalho.

Ao Departamento de Física/UFPE e, em especial, ao seu técnico André, do Laboratório de Microscopia, pela realização dos ensaios em MEV.

Ao engenheiro Ruy Castaman, assistente técnico da Gerdau Aços Finos Piratini/RS, pelas fotografias das microestruturas, apresentadas em anexo neste trabalho;

Aos colegas do Mestrado; Emmanuel, Pedro Linhares, Jorge, Hermes, Professor Aluízio e o grupo da produção, pelo apoio e amizade;

Ao professor George Marinho, do CEFET/PE, pelo corte do Corpo de Prova, no Laboratório de Produção, através do convênio POLI/CEFET;

Aos professores Valdézio Pininga e Fernando Mota, do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica de Pernambuco – UPE, pelo apoio e discussões técnicas;

A Neuza Galindo, Alessandra Serrano e Célia Maria, secretárias da Pós-Graduação da Escola Politécnica de Pernambuco/UPE pelo apoio e colaboração durante etapa deste trabalho.

A Escola Politécnica de Pernambuco/UPE e a todas as pessoas que direta ou indiretamente contribuíram para a execução deste trabalho.

ÍNDICE DE FIGURAS

- Figura 1.1 Estrutura para armazenamento de GLP Suape/PE
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.br/index.html>>
- Figura 1.2 Tanque para amônia líquida
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.br/index.htm>>
- Figura 1.3 Refinaria para processo de derivados de petróleo
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.br/index.html>>
- Figura 1.4 Tancagem para armazenamento de derivados de petróleo
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.br/index.html>>
- Figura 4.1 Desenho esquemático da seção reta de uma junta soldada por fusão, apresentando as diversas regiões formadas.
- Figura 4.2 Ciclos térmicos de soldagem de diversos pontos transformáveis à direção de soldagem (Natal, 1986).
- Figura 4.3 Distribuição das temperaturas máximas atingidas pelas regiões transversais à direção de soldagem, ou seja, a partir do centro da solda em direção ao metal base (Natal, 1986).
- Figura 4.4 Grande vaso de pressão para ácido sulfúrico, para Caraíbas Metais. Peso: cerca de 200t. (Telles, 1991).
- Figura 4.5 Trinca de corrosão sob tensão em aço inoxidável austenítico (ataque solução de cloreto) (Telles, 1979).
- Figura 4.6 Conjunção de fatores para gerar trincas de corrosão sob tensão (Ribeiro, 2001).
- Figura 4.7 Fratura frágil durante o teste hidrostático, material do vaso: aço carbono ASTM A515 Gr. 70 (Telles, 1979).
- Figura 4.8 Mecanismo de migração do hidrogênio na junta soldada com formação de trincas na ZAC (a) e no Metal de Solda (b) (Maciel, 1994).
- Figura 4.9 Solubilidade e Difusibilidade do hidrogênio em função da temperatura (Maciel, 1994).
- Figura 4.10 Trinca intergranular de corrosão sob tensão em um aço ASTM A245 (Ribeiro, 2001).
- Figura 4.11 Trinca transgranular de corrosão sob tensão (Ribeiro, 2001).
- Figura 4.12 Relação entre a distribuição de temperaturas máximas nas várias regiões da junta soldada e o diagrama de equilíbrio Fe – C (Barriga, 1996).
- Figura 4.13 Dureza máxima sob cordão versus entrega térmica (Lopes e Miranda, 1993).
- Figura 4.14 Curva de dureza e composição microestrutural versus parâmetro de resfriamento $\tau_{8/5}$ (Bohorquez, 1989).
- Figura 4.15 Gráfico dureza x velocidade de resfriamento (Lopes e Miranda, 1993).
- Figura 4.16 Ábaco para determinação de $\tau_{8/5}$ – IRSID (Bursteinas e Sivieri, 1983).
- Figura 4.17 Tela do analisador de soldabilidade – SOLDASOFT.

- Figura 4.18 Tela cálculo de dureza analisador de soldabilidade.
- Figura 4.19 Localização das impressões de dureza Vickers.
(a), (b) e (c)
- Figura 4.20 Curva CCT para aço ASTM A516 Grau 60.
- Figura 4.21 Microestruturas do metal de solda mostrando os vários constituintes microestruturais (IIW, 1985).
- Figura 4.22 Processo de Soldagem a Arco Submerso – esquematicamente (Wainer et al, 1992).
- Figura 4.23 Processo de Soldagem a Arco Submerso – esquematicamente (Wainer et al, 1992).
- Figura 5.1 Fluxograma para o experimento.
- Figura 5.2 Microestrutura do aço ASTM A516 Grau 60 grão ferrítico com contorno de perlita com dureza média de 160 HV. Ataque Nital 2%. Ampliação 300x
- Figura 5.3 Teores típicos de hidrogênio para diversos processos de soldagem (Wainer et al, 1992).
- Figura 5.4 Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Laboratório de Física UFPE.
- Figura 5.5 Soldagem a Arco Submerso em MPN.
- Figura 5.6 Corpo de prova para qualificação do procedimento de soldagem (500x500x25mm).
- Figura 5.7 Ciclo Térmico para alívio de tensões (TTPS) , (ASME, 1983).
- Figura 5.8 Ensaio de Dureza Brinell – MPN.
- Figura 5.9 Corpo de prova para ensaio de microdureza e microscopia (100x25x25mm).
- Figura 5.10 Microdurômetro utilizado nos ensaios de microdureza.
- Figura 5.11 Esquema do CP para ensaio de microdureza.
- Figura 5.12 Tela de cálculo de dureza Analisador de Soldabilidade (SOLDASOFT, 2000).
- Figura 6.1 Macrografia C.P. para análise de dureza.
- Figura 6.2 Perfil de dureza para o CP de referência F1 – HV 300 gf.
- Figura 6.3 Macrografia C.P. com a localização dos pontos de análise de macrodureza HV 10kgf. Ataque nital 2%, aumento 1,5x.
- Figura 6.4 Perfis de dureza para o CP de referência F2-HV 10kgf.
- Figura 6.5 Curva CCT para aço ASTM A 516 Grau 60 – Gentileza USIMINAS
- Figura 6.6 Macrografia típica da junta soldada. Ataque Nital 2%.
- Figura 6.7 Microestrutura do aço ASTM A516 Gr 60 (metal base), grãos ferríticos com contornos perlíticos, após TTPS – ponto D, ataque Nital 2%, aumento 200x.
- Figura 6.8 Microestrutura da zona de transição MB/ZAC, obtida por MO, ponto (A). Ataque nital 2%, aumento 50x.
- Figura 6.9 Microestrutura da zona de transição MB/ZAC, obtida por MO, ponto (A). Ataque nital 2%, aumento 200x.
- Figura 6.10 Microestrutura obtida por MO ponto (D), ZAC-GG/LF/MS. Ataque Nital 2%, aumento 100x.

- Figura 6.11 Micrografia da zona de transição MB/ZAC, ataque nital 2%, aumento 600x.
- Figura 6.12 Micrografia na ZAC – Zona de esferoidização. Ataque nital 2%, aumento 600x.
- Figura 6.13 Micrografia da zona parcialmente transformada. Ataque nital 2%, aumento 600x.
- Figura 6.14 Micrografia do ponto (B) ZAC Grãos Grosseiros. Ataque nital 2%, aumento 600x.
- Figura 6.15 Micrografia da Zona MS. Ataque nital 2%, aumento 600x.
- Figura 6.16 Micrografia do MS ataque nital 2%, aumento 600x, presença de AF e PF (G).
- Figura 6.17 Micrografia do MS região próxima ao passe de raiz ataque nital 2%, aumento 600x.
- Figura 6.18 Micrografia do MS ataque nital 2%, aumento 600x aspecto da ferrita nucleando no contorno do grão austenítico. Presença de PF (G), FS (A), AF e inclusões.
- Figura 6.19 Micrografia do metal de solda mostrando o constituinte ferrita/ Fe_3C . Ataque Nital 2%, aumento 8000x.
- Figura 6.20 Micrografia do metal de solda mostrando o constituinte Ferrita Poligonal Intragranular. Ataque Nital 2%. Aumento 5000X.
- Figura 6.21 Micrografia do Metal de Solda mostrando porosidade. Ataque Nital 2%. Aumento 4000X.
- Figura 6.22 Micrografia do Metal de Solda mostrando o constituinte Ferrítico/Cementita. Aumento 2700X. Ataque Nital 2%.
- Figura 6.23 Micrografia do Metal de Solda mostrando o microconstituente Ferrítico. Aumento 4.500X. Ataque; Nital 2%
- Figura 6.24 Micrografia do Metal de Solda mostrando o microconstituente Ferrítico/ Carbonetos. Aumento 2.500X. Ataque; Nital 2%.
- Figura 10.1 Diagrama de Resfriamento Contínuo – CRC.

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1	Combinação metal e meio sujeitas à corrosão sob tensão.
Tabela 4.2	Qualificação dos modelos de previsão de dureza máxima.
Tabela 4.3	Comparação entre testes de dureza – adaptado de Askeland, 1996 (Amauri et al, 2000).
Tabela 4.4	Propriedades mecânicas do aço ASTM A516 Grau 60.
Tabela 4.5	Composição química da chapa do aço ASTM A516 Grau 60.
Tabela 5.1(a)	Composição química da amostra ensaiada (conforme fabricante).
Tabela 5.1(b)	Propriedades mecânicas da amostra (conforme fabricante).
Tabela 5.1 (c)	Composição química do eletrodo (segundo fabricante).
Tabela 5.1 (d) e (e)	Propriedade química e mecânica do metal de solda (segundo fabricante).
Tabela 5.2	Especificação de procedimento de soldagem.
Tabela 6.1	Resultados de dureza HB na solda do corpo de prova padrão com TTPS.
Tabela 6.2 (a)	Resultados da microdureza do Metal de Solda e ZAC.
Tabela 6.2 (b)	Resultados da microdureza do Metal de Solda e ZAC.
Tabela 6.3	Composição atômica.
Tabela 6.4 (a)	Spot 1.
Tabela 6.4 (b)	Spot 2.
Tabela 6.5 (a)	Spot 1.
Tabela 6.5 (b)	Spot 2.
Tabela 6.6	Composição atômica.

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

ASME	American Society of Engineers
AWS	American Welding of Society
ASTM	American Society for Testing and Materials
AF	Ferrita Acicular
CE	Carbono Equivalente
CE _B	Carbono Equivalente de Dueren
CE _I	Carbono Equivalente das fórmulas de Yurioka
CE _{II}	Carbono Equivalente das fórmulas de Yurioka
CE _{III}	Carbono Equivalente das fórmulas de Yurioka
CCT	Curva de Resfriamento Contínuo
FS (A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS (NA)	Ferrita com Segunda Fase não alinhada
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
HV _{máx}	Dureza Máxima na ZAC
HV _M	Dureza para 100% martensita
HV _{%M}	Dureza para 0% de martensita
HVa	Dureza Máxima na ZAC para $t_{8/5} = 60$ s (Suzuki)
H ₂ S	Ácido Sulfrídico
I	Corrente de soldagem
IIW	International Intitute of Welding
IRSID	Institut Recherchers de la Siderurgie Française
JIS	Japanese Industrial Standards
LR	Limite de Ruptura no ensaio de tração
LE	Limite de escoamento no ensaio de tração
M	Martensita
MB	Metal Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
MS	Metal de Solda
P	Perlita
PF (G)	Ferrita Primária de Contorno de Grão
PF(I)	Ferrita Primária Poligonal Intragranular
Pv	Carbono Equivalente de Terasaki
SAS	Soldagem a Arco Submerso
SCC	Stress Corrosion Cracking
TF	Trinca a Frio
TTPS	Tratamento Térmico de Posterior a Soldagem
TRC-S	Diagrama de transformação no resfriamento contínuo para soldagem
t _M	Tempo $t_{8/5}$ para obter 100% martensita

vs	Velocidade de soldagem
V	Tensão de soldagem
ZL	Zona de Ligação
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida
$\Delta t_{8/5}$	Tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. JUSTIFICATIVA	4
3. OBJETIVOS	12
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
4.1. Soldabilidade dos aços estruturais carbono de baixa liga	13
4.1.1. Vasos de pressão – Conceitos básicos	19
4.2. Corrosão sob tensão	22
4.2.1. Classificação das formas de corrosão	22
4.2.2. Corrosão em juntas soldadas	23
4.2.3. Corrosão sob tensão – Conceitos básicos	23
4.3. Trincas a frio e de corrosão sob tensão	30
4.3.1. Trincas a Frio	31
4.3.1.1. Presença do hidrogênio	32
4.3.1.2. Microestrutura susceptível	38
4.3.1.3. Temperatura	40
4.3.1.4. Níveis de tensão	41
4.3.2. Trincas de corrosão sob tensão	42
4.3.3. Critérios para prevenção de trincas a frio	46
4.3.3.1. Dureza máxima na ZAC	46
4.4. Serviços sujeito à corrosão sob tensão com H₂S	51
4.4.1. Fabricação de Vaso de Pressão	51
4.5. Previsão de dureza na ZAC	52
4.5.1. Critério do Controle da Microestrutura	53
4.5.2. Critério de Dureza Sob Cordão	54
4.5.3. Critério para Previsão de Dureza Máxima na ZAC	56
4.5.4. Analisador de Procedimento de Soldagem	59
4.6. Soldabilidade do aço ASTM A 516 GR. 60	63
4.6.1. Características do aço ASTM A 516 Gr. 60	63
4.6.2. Mudanças estruturais na zona de solda	64
4.6.3. Microestrutura do metal de solda ferrítico	66
4.7. Processos de soldagem a arco elétrico	72
4.7.1. Processo de soldagem ao arco submerso	72
4.7.2. Tratamento térmico pós soldagem (TTPS)	75

5. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS	77
5.1. Materiais	78
5.1.1. Metal de base	78
5.1.2. Consumíveis de soldagem	79
5.2. Equipamentos	81
5.2.1. Fonte de Energia de Soldagem	81
5.2.2. Instrumentos para controle dos parâmetros de soldagem	81
5.2.3. Forno para tratamento térmico pós soldagem (TTPS)	81
5.2.4. Serra de corte	81
5.2.5. Microscópio ótico, microscópio eletrônico de varredura, microdurômetro e durômetro portátil	82
5.3. Métodos experimentais	83
5.3.1. Procedimento de soldagem	83
5.3.2. Execução do TTPS	85
5.3.3. Ensaio de dureza Brinell	87
5.3.4. Extração do corpo de prova para perfil de dureza e microestrutura	88
5.3.5. Análise de dureza e microestrutura	88
5.3.6. Comparação entre os valores teóricos e experimentais da previsão de dureza máxima na ZAC	91
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES	95
6.1. Teste de chão de fábrica	95
6.1.1. Dureza da solda	95
6.2. Ensaio mecânico	96
6.2.1. Microdureza	96
6.3. Análise Metalográfica	101
6.3.1. Macrografia	101
6.3.2. Análise Microestrutural	102
7. CONCLUSÕES	120
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	123
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	124
10. ANEXOS	131

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo principal analisar o perfil de microdureza na região da ZAC e MS, em uma junta multipasses obtida por meio do processo de soldagem a arco submerso (SAS), tomando como referência o procedimento padrão de soldagem de fabricação adotado para o material empregado, prevendo a dureza máxima da solda com aporte térmico de 19,44 kJ/cm. Sua caracterização microestrutural é analisada por MO e MEV. O aço estrutural selecionado para este estudo foi o ASTM A 516 GR 60, bastante especificado para a soldagem de vasos de pressão sujeito à corrosão sob tensão com H₂S. As trincas à frio e de corrosão sob tensão apresentam-se como principais problemas de soldabilidade deste aço. Para minimizar a ocorrência destes tipos de trincas é necessário evitar valores altos de dureza na ZAC e no MS. Para acompanhar as propriedades da solda, realizou-se o perfil de dureza, macrografias e análise metalográfica do material soldado. Este perfil foi comparado aos valores de dureza máxima na ZAC obtidos através das fórmulas de Yurioka, Terasaki ou Suzuki, por meio do Software Analisador de Soldabilidade (SOLDASOFT). Os resultados obtidos mostraram valores de microdurezas na região da ZAC e do MS bastante coerentes com os das microestruturas observadas e compatível com os modelos propostos, além de atender aos requisitos das normas de projeto do equipamento.

Palavras-chave: dureza, microestrutura, soldagem, vaso de pressão.

ABSTRACT

The objective of the paper is to analyze the strength profile of a multi-pass junction in the ZAC and MS regions. The process which has been used takes into account the Submerged Arc Welding (SAW), and refers to the standard welding procedure within the manufactured material. The welding maximum strength with a thermal input of 19,44 kJ/cm has been considered. Its microstructure characteristics has been analyzed by MO and MEV. The structural steel selected for this study was the ASTM A 516 GR. 60, which is well appropriate for oxidized pressure vessel welding by using stress with H₂S. Employing stress to the cold and oxidized cracks represents the main problem to this particular steel concerning the welding process. In order to minimize this kind of crack, it is necessary to prevent high values of strength in the ZAC and MS regions. The material strength profile concerning macro-graphic and metal-graphic analysis has been conducted within the welding process to work out its properties. The profile has been compared to the maximum strength values in the ZAC region, which were got by the equations from Yurioka, Terasaki and Suzuki, by using a software for welding analysis (SOLDASOFT). The results obtained in this analysis showed values related to micro-strength in the ZAC and MS regions. These values are consistent to the ones concerning the microstructures which has been observed, and are compatible to the proposed models and also to the requirements related to the project of the equipment.

Keywords: strength, microstructure, welding, pressure vessel.

Capítulo I

INTRODUÇÃO

A previsão de propriedades da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) em função da composição química e das condições de soldagem interessa ao engenheiro ou projetista de construções soldadas, pois, serve de guia para selecionar materiais e procedimentos de soldagem e permite estimar a soldabilidade de um aço.

A tecnologia de soldagem capaz de gerar maior produtividade, qualidade e confiabilidade com menor custo é cada vez mais requerida nos campos da manufatura. Vários processos de soldagem são utilizados para a fabricação de equipamentos de processos e estruturais (entre os quais estão os vasos de pressão).

No processo de soldagem com união por fusão, utilizando-se o arco elétrico para a geração de calor para fusão das partes, o material adjacente à zona de soldagem é exposto a ciclos térmicos e transformações metalúrgicas complexas, bem como à indução de deformações e tensões residuais. Um dos problemas encontrados com mais frequência na soldagem de aços estruturais é a Trinca a Frio (TF), e estima-se que são gastos anualmente alguns bilhões de dólares pelas indústrias mundiais para resolver problemas de soldagem de manufaturados, e pelo menos 20% são devidos a TF causada pelo hidrogênio.

As ocorrências de defeitos em vasos de pressão vêm, ultimamente, preocupando os responsáveis pela fabricação, manutenção e inspeção desses equipamentos. A falta de critérios e normas que permitam, de uma maneira clara e concisa, avaliar a criticidade destes defeitos, faz com que estes profissionais encontrem dificuldades em emitir um parecer sobre a segurança operacional dos vasos (Vergas et al, 1991).

Muitos estudos têm sido elaborados sobre o tema soldabilidade dos aços estruturais e, em particular, métodos e alguns modelos matemáticos foram formulados para prever a susceptibilidade do aço às trincas ou para prever a dureza máxima na Zona Afetada pelo Calor (ZAC), conforme sugeridos por Bursteinas e Sivieri (1983), Suzuki (1985), Suzuki e Yurioka (1987), Bohorques e Buschinelli (1989). A dureza é outro importante fator usado como indicador dessa susceptibilidade em várias normas de soldagem, por exemplo, Normas Técnicas da Petrobras; sendo o ensaio de dureza amplamente utilizado na Indústria de Componentes Mecânicos, devido à vantagem de fornecer dados quantitativos das características de resistência à deformação permanente das peças produzidas, a rapidez da execução e o custo reduzido. Portanto, dependendo da temperabilidade do Metal de Solda (MS) as TF podem ser evitadas, reduzindo-se ou evitando-se altos percentuais de Martensita (M), com conseqüentes reduções nos valores de dureza, segundo Maciel (1994). De acordo com Barros (1990) as condições de TF estão essencialmente ligadas à quantidade de Martensita formada na ZAC, durante a soldagem. Para traduzir esta preocupação no plano prático é necessário conhecer de modo quantitativo, a relação entre a quantidade e a natureza dos constituintes formados na ZAC, os parâmetros térmicos da soldagem e a dureza.

Para a Engenharia de Soldagem é importante correlacionar a variação da microdureza da ZAC (para qualificar o procedimento de soldagem segundo norma) e a macrodureza no cordão através do valor medido quando o equipamento está soldado e aliviado as tensões por tratamento térmico. Desta forma será possível assegurar a dureza da solda resultante para a fabricação de Vasos de Pressão Sujeito a Corrosão sob Tensão com H₂S, e com o uso do Software Analisador de Soldabilidade (SOLDASOFT, 2000), por engenheiros e técnicos

de soldagem, possa permitir a elaboração de Especificações e Procedimentos de Soldagem (EPS), com rapidez, qualidade e confiabilidade, considerando que o programa escolhe o modelo mais adequado quando a composição química do material cai dentro do campo de validade da fórmula.

No presente trabalho é analisado o perfil de dureza da junta soldada e comparado com as previsões do Analisador de Procedimento de Soldagem; constituindo objetivo central desta pesquisa, a variação de dureza na ZAC que associada a uma análise metalográfica, caracteriza a soldabilidade do aço ASTM A 516 Gr. 60.

Assim sendo, através do presente estudo, pretende-se responder à seguinte questão problema: qual é a previsão da dureza em junta soldada de um aço ASTM A 516 Gr. 60 sujeito à corrosão sob tensão com H_2S .

Capítulo II

JUSTIFICATIVA

2.1 CONTEXTO E TEMA

A Indústria Petroquímica opera com grande número de vasos pressurizados, como é o caso das esferas empregadas na estocagem de gás liquefeito de petróleo (GLP). Desta forma, a integridade estrutural destes vasos é uma questão de importância fundamental, tanto do ponto de vista de segurança, como do econômico, de acordo com Scandian et al (1993).

Na composição dos aços utilizados em equipamentos para a indústria petrolífera, tais como tubulações para gasodutos, estruturas *offshore* e vasos de pressão (Figuras 1.1, 1.2, 1.3 e 1.4), a dureza máxima na Zona Afetada pelo Calor (ZAC), em uma junta soldada, com aço de alta resistência, não deve exceder um certo valor crítico. Para projeto de fabricação e montagem de vaso de pressão sujeito à corrosão sob tensão com H_2S , **o valor da dureza máxima é determinado por algumas normas em 220 HB.**

Para os vasos em serviços à corrosão sob tensão a regra geral é evitar, ou reduzir ao mínimo, tanto quanto possível, os pontos de concentrações de tensões. Neste caso, deve-se prever procedimentos e seqüências adequadas de soldagem para evitar tensões residuais elevadas, crescimento exagerado dos grãos, precipitação de carbono, ou outras alterações metalúrgicas nas proximidades da solda.



**Figura 1.1 –
Estrutura para armazenamento de GLP
Suape/PE
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.Br>>**



**Figura 1.2 -
Tanque para amônia líquida.
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.Br>>**



**Figura 1.3 –
Refinaria para processamento de
derivados de petróleo.
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.Br>>**



**Figura 1.4 -
Tancagem para armazenamento
de derivados de petróleo.
<<http://www.ahpes77.hpg.ig.com.Br>>**

Em uma solda, a temperabilidade da ZAC e da Zona Fundida (ZF) é função de vários fatores que conduzem à formação de martensita com características negativas no comportamento da junta, e um aspecto a considerar na previsão da temperabilidade em solda está relacionado com **a dureza máxima sob cordão** que é função da composição

química e que tem uma relação direta com a estrutura obtida. Daí existir inúmeras equações empíricas para o cálculo de dureza máxima sob cordão.

Em algumas aplicações, a realização de medidas de dureza na ZF e na ZAC pode ser requerida para demonstrar a ausência de endurecimento ou amaciamento da estrutura, de sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio e de risco de **fissuração por corrosão sob tensão** em serviço. Logo, um dos critérios que se recorre frequentemente como forma de apreciação de uma junta soldada é a dureza máxima sob cordão na ZAC. A dureza máxima está intimamente ligada à estrutura micrográfica sob cordão e ao fenômeno de fissuração a frio (trincas a frio).

Segundo Bohorquez e Buschinelli (1989), um dos problemas encontrados com mais frequência na soldagem dos aços estruturais é a trinca a frio (TF). Muitos estudos têm sido elaborados sobre o tema e, em particular, alguns modelos matemáticos formulados para predizer a suscetibilidade do aço às TF ou para predizer a dureza máxima na ZAC, que é um fator importante usado como indicador dessa suscetibilidade em várias normas de soldagem.

Muitos ensaios de laboratórios, conduzidos em condições reproduzíveis, demonstraram que as condições de TF são essencialmente ligadas à quantidade de martensita formada na ZAC, durante a soldagem. Para traduzir esta preocupação no plano prático é necessário conhecer, de modo quantitativo, a relação entre a quantidade e a natureza dos constituintes formados na ZAC e os parâmetros térmicos da soldagem.

Neste trabalho as fórmulas mais recentes e precisas são utilizadas e comparadas os seus resultados, como as usadas em projeto desenvolvido pelo International Institute of

Welding - IIW, quanto a sua aplicabilidade para a previsão da dureza máxima sob cordão da solda em um aço estrutural de fabricação nacional, usado em vaso de pressão.

2.2 ESTADO DA ARTE

Os aços de alta resistência encontram-se cada vez mais aplicados na construção metal - mecânica, como uma resposta a maior demanda por fatores de economia, produtividade, resistência mecânica, resistência a corrosão, tenacidade, soldabilidade, colocados pelos diversos setores da construção (nuclear, naval, petroquímica, automobilístico, hidroelétrico).

De acordo com Okumura e Taniguchi (1982), os problemas na soldagem iniciam quando o calor, aos níveis dos calores gerados na soldagem a arco, é fornecido ao metal. Microestruturas compostas basicamente de bainita e martensita, rodeadas de ferrita de contorno de grão, podem ser geradas, as quais são caracterizadas por reduzidas tenacidade e alta dureza, sendo indesejáveis quando a alta qualidade é requerida.

A ZAC é a região que se caracteriza por apresentar um ciclo térmico de rápido aquecimento, seguindo de rápido resfriamento, causado pela fonte de energia utilizada na soldagem e por dissipação através da ZAC, respectivamente. Por esta razão o material sofre transformações metalúrgicas complexas, bem como a indução de deformações e tensões residuais.

Logo, a dureza da ZAC fornece uma medida da resistência do aço nesta região e, para um dado tipo de liga, dá uma indicação de seu grau de fragilização (Modenesi et al, 1985).

De maneira geral para aços C-Mn e aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), quanto mais frágil a microestrutura da ZAC e metal de solda (MS), maior o risco de TF.

Como a microestrutura tem dependência com a temperabilidade e esta depende da composição química, inúmeras fórmulas foram elaboradas para representar a influência de certos elementos na formação das TF e previsão da dureza na ZAC (Suzuki, 1985; Suzuki e Yurioka, 1987; Onsoien et al, 1990).

Durante muito tempo a fórmula mais aplicada foi a apresentada pelo IIW denominada fórmula de Carbono Equivalente - CE. Desde que Dearden e O'Neill, em 1940, sugeriram o conceito de Carbono Equivalente, outros pesquisadores recentemente têm proposto fórmulas para calcular esse parâmetro (Bohorquez, 1989).

Cottrell (1984) descreve a fórmula para previsão da dureza da ZAC e soldabilidade de um material, e sugere que seu uso possa dar informações mais corretas na soldabilidade do que a fórmula de carbono equivalente usada atualmente pelo IIW.

Segundo Machado (2000) e Onsoien et al (1990), ambientes ácidos com gases ou petróleo podem causar trinca por corrosão sob tensão em aços, devido ao H_2S por exemplo. O mecanismo da formação da trinca é complexo, mas a mesma ocorre fundamentalmente devido às reações de corrosão, com subsequente absorção de hidrogênio pelo material.

Estudos, como o realizado por Bohorquez (1989), demonstra que a previsão de propriedades da ZAC em função da composição química e das condições de soldagem interessa tanto ao fabricante do aço como ao engenheiro ou projetista de construções soldadas, pois, serve de guia para selecionar materiais e procedimentos de soldagem e permite estimar a soldabilidade de um aço recém desenvolvido, utilizando pouca despesa e tempo.

2.3 RELEVÂNCIA DO TEMA

No Brasil, a partir da década de 70, com o crescimento da indústria petrolífera a tecnologia da soldagem passa por um grande desenvolvimento, devido a fabricação de estruturas marítimas, tanques de armazenamento de derivados de petróleo e vasos de pressão para plantas de refino. Logo, o desenvolvimento e o aperfeiçoamento dos processos de soldagem são alcançados com a interação das três áreas: projeto de equipamentos soldados, desenvolvimento e aperfeiçoamento dos equipamentos de soldagem, bem como dos materiais, visando obter boa soldabilidade.

Com o desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, estes materiais têm apresentado uma crescente demanda nos últimos anos devido ao potencial de economia em peso proporcionado pela sua utilização. Esses aços são normalmente materiais microligados ao Vanádio, Nióbio, Titânio e Molibdênio, com baixos teores de carbono.

A soldagem de aços é feita na maioria dos casos por processos de soldagem a arco elétrico, quando o principal problema de sua soldabilidade são justamente as TF causadas pelo Hidrogênio, o que torna imprescindível entender o fenômeno, de tal forma a propiciar parâmetros que auxiliem evitá-las.

Pode - se dizer que as TF causadas pelo Hidrogênio existem desde o final do século passado, quando foi feita a primeira soldagem de aço com eletrodo metálico. Entretanto, este problema só sensibilizou os cientistas durante a II Guerra Mundial, e desde então tem sido o problema metalúrgico em soldagem mais pesquisado a nível mundial. Apesar de todo este esforço em pesquisas para resolver este problema, não se conhece o mecanismo, nem a ação ideal para eliminá-lo conforme descreve Alcântara (1986).

No país, diversos trabalhos foram desenvolvidos, considerando a utilização desses novos materiais, assim é que várias aproximações empíricas e novas teorias foram obtidas para se estudar e tentar compreender o comportamento das juntas soldadas: análise sobre fenômenos como a da iniciação a fissura foram decisivos para a melhoria da soldabilidade dos aços empregados nas mais diversas estruturas, estudos sobre os efeitos das tensões residuais sobre a propagação das trincas foram muito importantes para o estabelecimento de normas para pré-qualificação de processos de procedimentos; e a presença de microfissuras na ZAC também provou ser de capital importância na ocorrência de falhas por fratura frágil em estrutura soldada (Okumura e Taniguchi, 1982).

Embora o estado de Pernambuco, tenha possuído por várias décadas um mercado metal-mecânico de grande potencial, o segmento soldagem passou a ser encarado com maior importância a partir da década de 80, exatamente em função das exigências impostas pela Petrobras aos fornecedores de equipamentos. Assim, do ponto de vista da pesquisa científica, as duas Instituições de Ensino Superior de Pernambuco (UFPE e UPE), não produziram trabalhos relevantes nesta área.

A dureza máxima (H_{max}) da ZAC de aços de alta resistência soldados é importante para se avaliar, além da suscetibilidade das TF causadas pelo Hidrogênio, a dutibilidade da junta soldada, e a suscetibilidade às trincas por corrosão sob tensão. Assim sendo, podemos prever para aços estruturais utilizados na fabricação de vasos de pressão sujeito à corrosão sob tensão com H_2S , a dureza máxima permitida na ZAC; traduzindo esta preocupação no plano prático e conhecendo de modo quantitativo, a relação entre a quantidade e a natureza dos constituintes formados na ZAC e os parâmetros térmicos da soldagem, relacionado com a propriedade dureza.

Em relação à relevância desse tema o estudo se dará na avaliação do material soldado e na dureza da ZAC, comparando os resultados práticos e teóricos com a previsão da dureza máxima na ZAC, de forma garantir a utilização de métodos confiáveis de ensaios para a avaliação da junta soldada, tornando a execução das uniões estruturais altamente confiáveis e econômicos.

Neste contexto, o presente trabalho pretende contribuir para o aperfeiçoamento dos procedimentos de soldagem, através da interação com o setor produtivo, de modo que haja um desdobramento para trabalhos futuros onde seja explorada particularmente a confiabilidade das Especificações de Procedimentos de Soldagem (EPS) em vasos de pressão para serviços tóxicos (lethal service), e por fim, servir de referência para eventuais aplicações na indústria e na academia.

Capítulo III

OBJETIVOS

3.1 GERAL

Analisar os resultados de ensaios de dureza, levantando o perfil de microdureza Vickers na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e no Metal de Solda (MS), em junta soldada em aço ASTM A 516 Grau 60, para vaso de pressão sujeito à corrosão sob tensão com H₂S, obtida por processo de Soldagem a Arco Submerso.

3.2 ESPECÍFICOS

- Verificar os valores previstos de dureza máxima na ZAC obtidos através das fórmulas do International Institute of Welding (IIW), Yurioka, Terasaki ou Suzuki, em 01 (um) aço ASTM A516 Grau 60 de fabricação nacional usado na fabricação de vasos de pressão para trabalho com H₂S, usando o Software Analisador de Soldabilidade (SOLDASOFT, 2000);
- Comparar os resultados dos ensaios de dureza sobre cordão, obtidos na junta, com os requisitos previstos nas normas de projetos Petrobras.
- Analisar os constituintes microestruturais da ZAC e do MS segundo nomenclatura proposta pelo IIW e relacionar com a dureza máxima exigida pelas normas de projeto para vaso de pressão submetida a H₂S.

CAPÍTULO IV

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 SOLDABILIDADE DOS AÇOS ESTRUTURAIS CARBONO DE BAIXA LIGA

A soldabilidade dos Aços Estruturais é uma propriedade bem complexa, uma vez que ela envolve a sensibilidade à fratura da junta e a tenacidade requerida pelas condições de serviço e teste de temperatura. Farias e Quites (1992), apresentam uma revisão bibliográfica que relaciona o efeito de vários fatores sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda de aços ao C-Mn e baixa liga, com enfoque na soldagem manual com eletrodos revestidos básicos (tipo de corrente e polaridade, tensão de soldagem, aporte térmico, temperatura de interpasses, tratamento térmico), concluindo que deve-se ampliar este importante campo de conhecimento.

Esta soldabilidade é analisada primeiramente através da susceptibilidade à ocorrência de trinca durante ou após a soldagem, e mais completamente, através das propriedades mecânicas especificadas por normas, essencialmente da tenacidade.

Segundo Bohorquez (1989) e Natal (1986), os fatores que definem a soldabilidade de um aço são: a facilidade com que pode ser soldado (isto é, requerendo o mínimo de cuidados tais como projeto de junta, escolha da energia de soldagem e temperatura de pré-aquecimento), e o seu comportamento em serviço. Para Suzuki (1983), no que se refere ao primeiro ponto, o critério mais importante para os aços estruturais é a susceptibilidade às **Trincas a Frio (TF)**, enquanto que para o segundo ponto é a tenacidade da junta soldada.

Na determinação das características de soldabilidade, o procedimento adotado pode variar de acordo com o tipo de aço e a aplicação do mesmo. Assim, o procedimento utilizado para caracterizar o grau de soldabilidade de um aço ao carbono é muito mais simples que no caso de um aço baixa liga ou microligado. Comparando-se os aços produzidos há 15 anos com os atuais, pode-se verificar que estes últimos apresentam um grau de soldabilidade bem superior aos antecessores, apesar de apresentarem resistência a tração bem mais elevada.

A soldagem por fusão envolve o aquecimento de uma pequena região até atingir localizadamente a temperatura de fusão com ou sem a introdução de metal de solda (MS). A figura 4.1 apresenta esquematicamente, para efeito de estudo, a seção reta de uma junta soldada, com as diferentes regiões formadas, a saber:

- **Metal Base (MB)**, que corresponde ao material sendo soldado. É aquela zona que permaneceu com a estrutura original e não foi significativamente afetada pelo calor da soldagem, embora tenha sido aquecida. Representa todo o material que não sofreu modificações estruturais, podendo-se tratar do conjunto de toda a peça soldada.
- **Metal de Solda (MS)**, que corresponde à região que foi fundida durante a soldagem, podendo ser constituída somente pelo metal base (soldagem autógena) ou pelo metal de solda (soldagem com consumível) fundido junto com o metal de base (diluído).
- **Zona de Ligação (ZL)**, que corresponde à região que foi parcialmente fundida durante a soldagem; trata-se de uma superfície limitando a zona fundida sobre a

qual os cristais de solidificação, no caso , asseguram a ligação metálica, edificando-se com o metal base não fundido.

- **Zona Afetada pelo Calor (ZAC)**, que corresponde à região que foi parcialmente fundida durante a soldagem e mais a que sofreu alterações microestruturais e de propriedades em função do ciclo térmico de soldagem.

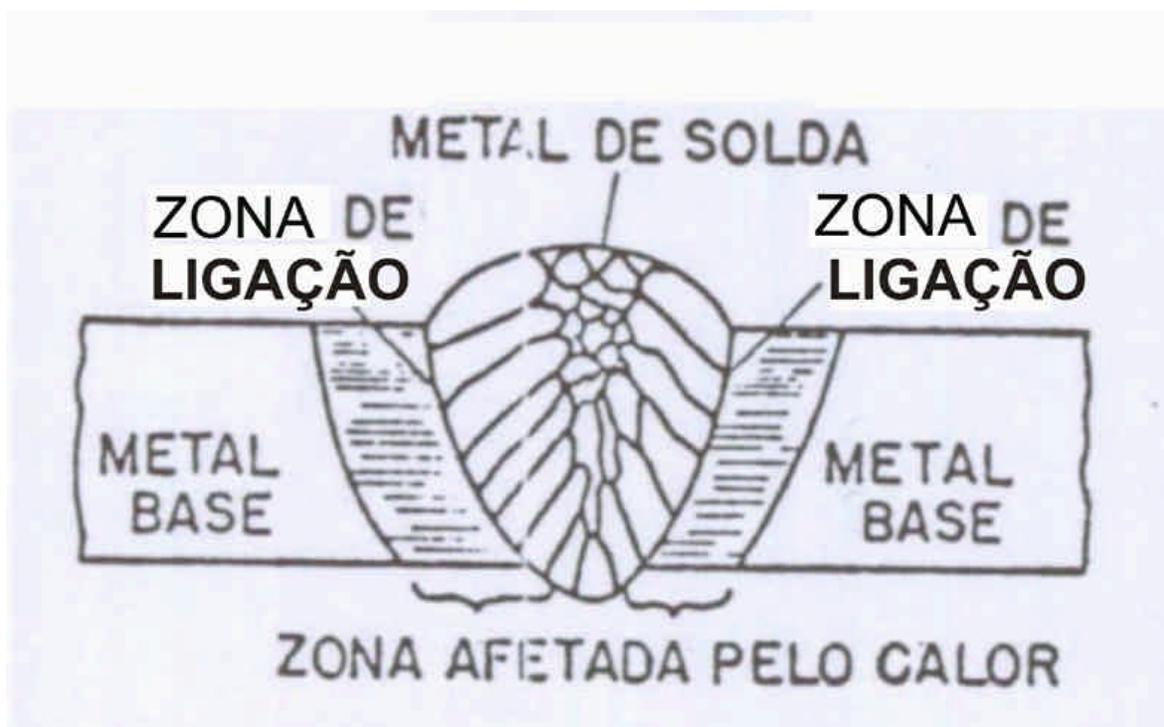


Figura 4.1 – Desenho esquemático da seção reta de uma junta soldada por fusão, apresentando as diversas regiões formadas.

Independentemente da sua origem, a energia utilizada para a soldagem provoca notáveis alterações nos Metais Bases (MB) e Metal de Solda (MS), onde um fluxo térmico é estabelecido e, sob a ótica desta tecnologia, o mesmo exerce profunda influência sobre pelo menos os seguintes aspectos da junta soldada (Machado, 2000):

- Macroestrutura de solidificação do metal de solda.
- Transformações microestruturais (isto é, crescimento dos grãos).
- Transformações de fase.
- Propriedades Mecânicas/Metalúrgicas.
- Descontinuidades.
- Tensões Residuais.
- Deformações.

Vários pesquisadores utilizam modelos razoavelmente acurados para o fluxo térmico provocado por uma condição de soldagem, e isto fundamentalmente envolve o cálculo dos “Ciclos Térmicos” dos pontos de interesse, ou seja, a variação da temperatura nos mesmos com o passar do tempo (Machado, 2000; Lopes, 2000; Maciel,1994; Modenesi e Araújo,1991; Myhr e Grong, 1990; Zaro et al,1988; Bursteinas e Sivieri, 1983; Granjon, 1959), conforme representado na figura 4.2 (Natal, 1986). No anexo A é apresentado expressões para a avaliação teórica do ciclo térmico.

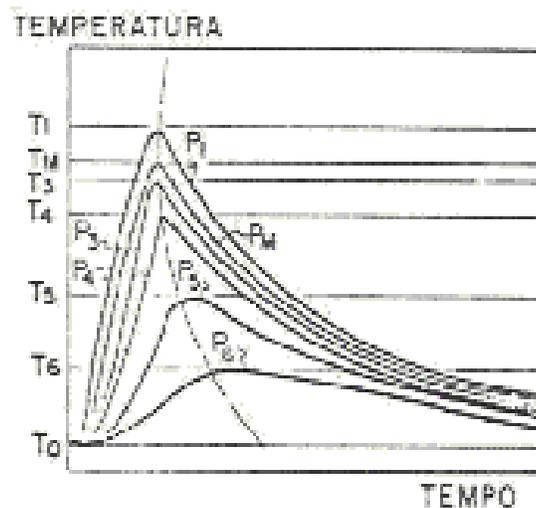


Figura 4.2 – Ciclos térmicos de soldagem de diversos pontos transversais à direção de soldagem (Natal, 1986)

Considerando o arco elétrico como uma fonte pontual de calor em deslocamento, tem-se em redor deste ponto uma distribuição de temperatura de acordo com as isotermas mostradas na figura 4.3. Portanto, toda a região abrangida por estas isotermas poderá sofrer alterações metalúrgicas, pertinentes ao material da junta, e é claro do nível de temperatura de cada uma delas (Natal, 1986).

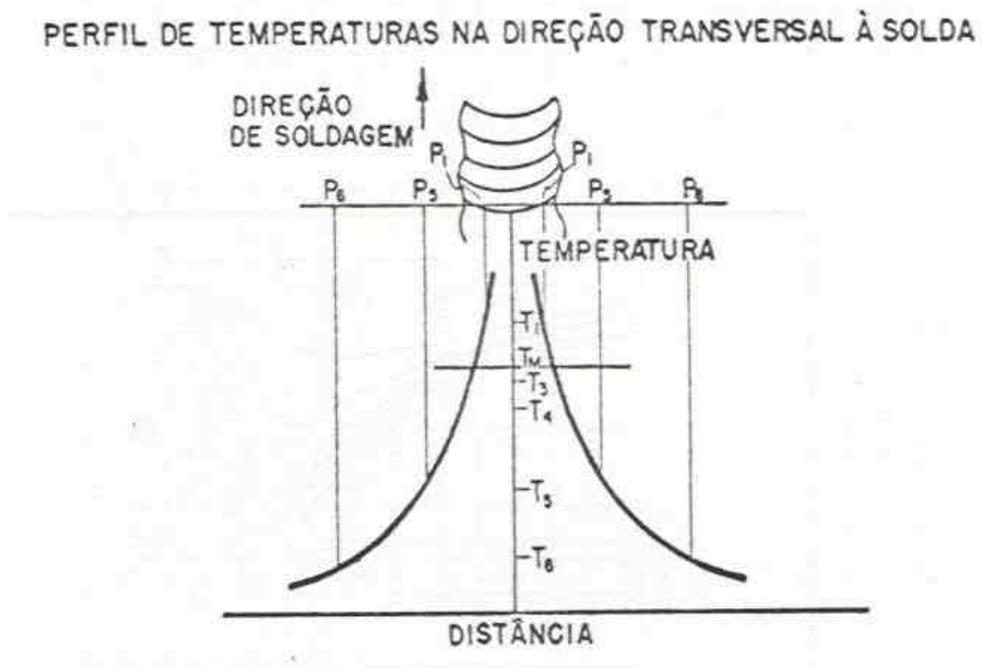


Figura 4.3 - Mostra a distribuição das temperaturas máximas atingidas pelas regiões transversais à direção de soldagem, ou seja, a partir do centro da solda em direção ao metal base (Natal, 1986).

O perfil de temperaturas apresentados na figura 4.3 se refere às temperaturas máximas atingidas pelos pontos P_1 , P_2 , etc. A variação da temperatura nestes pontos, com a passagem da fonte de calor é dada pelos ciclos térmicos apresentados na figura 4.2.

O ciclo térmico de soldagem, depois da composição química do metal base, é o fator mais importante que influencia na microestrutura e propriedades do MS e ZAC. O ciclo térmico depende do processo de soldagem, do calor adicionado e das dimensões do corpo de prova (velocidade de resfriamento, T_0 e tipo de material). Um importante parâmetro para qualificar um ciclo térmico é $t_{8/5}$ adotado para caracterizar a taxa de resfriamento. É o tempo gasto para que a temperatura caia de T_1 até T_2 (Bursteinas e Sivieri, 1983). Costuma-se adotar $T_1 = 800^\circ\text{C}$ e $T_2 = 500^\circ\text{C}$.

Os aspectos mais importantes a serem observados nos ciclos térmicos são os seguintes:

- Máxima temperatura alcançada;
- Tempo de permanência gasto a elevadas temperaturas, isto é, entre A1 e A3;
- Taxa de resfriamento.

No processo de soldagem, parâmetros de soldagem, tais como voltagem, corrente, velocidade de soldagem, podem ser expressos em termos de aporte térmico, que é a quantidade de energia fornecida por unidade de comprimento, pela fonte de calor que se move ao longo da junta (Lopes e Miranda, 1993); associados à espessura da chapa, forma do cordão, etc, e que controlam a velocidade de resfriamento.

Qualquer mudança em algum destes fatores, acarretará em mudança da velocidade de resfriamento da ZAC e da Zona Fundida, logo, alteração da microestrutura.

De acordo com Lopes e Miranda (1993), devido às elevadas temperaturas atingidas no tempo da elaboração de uma zona fundida, verificam-se reações químicas entre o metal fundido e o meio que o rodeia. A composição química da zona fundida pode ser controlada por variações da composição química do MB, dos eletrodos ou fluxos.

A quantidade de aporte térmico afeta os elementos presentes no MB, que por Diluição (que é a participação do MB na formação da Zona Fundida) se incorporam à Zona Fundida, ao passo que na ZAC o controle torna-se limitado, pois a mesma só será afetada por mudança no MB.

Segundo Houldcroft (1979), cada processo de soldagem deve preencher os seguintes requisitos:

- Gerar uma quantidade de energia capaz de unir dois materiais, similares ou não;
- Remover as contaminações das superfícies a serem unidas;
- Evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem;
- Propiciar o controle da metalurgia de soldagem, para que as soldas alcancem às propriedades desejadas, sejam elas físicas, químicas ou mecânicas.

4.1.1. VASOS DE PRESSÃO – CONCEITOS BÁSICOS

Os materiais que constituem os **vasos de pressão** (Figura 4.4), além de atenderem aos requisitos básicos de projeto do Código da American Society for Mechanical Engineers - ASME (ASME VIII, 1983), utilizado pela Petrobrás; necessários para o seu adequado desempenho estrutural (p. ex., resistência mecânica, tenacidade à fratura, etc.) devem exibir outros, tais como: Resistência à propagação de trincas por fadiga, por fadiga-corrosão e por **corrosão sob tensão**, sendo este último o mais importante para os equipamentos que operam com **serviços letais** (Scandian et al, 1993).

A indústria petrolífera, mais especificamente a Petrobrás, utiliza com frequência o aço **ASTM A516 Grau 60** na fabricação de vasos de pressão, para uso em meios agressivos como **H₂S** Ribeiro (2001).

Os vasos de pressão são todos os reservatórios destinados ao armazenamento e processamento de líquidos e gases sob pressão ou sujeitos a vácuo total ou parcial.

Podemos também definir os vasos de pressão como sendo todos os reservatórios, de qualquer tipo, dimensões ou finalidade, não sujeito a chama, que contenham quaisquer fluídos em pressões manométricas igual ou superiores a **1,05 kgf/cm²** ou submetidos à pressão externa (ASME VIII, 1983).

20



Figura 4.4 - Grande vaso de pressão para ácido sulfúrico, para Caraíbas Metais. Peso: cerca de 200t. (Telles, 1991)

Considera-se como “serviço letal” qualquer serviço no qual os equipamentos contenham fluidos (gases ou líquidos) de tal natureza que uma pequena quantidade de gás, ou de vapor, ou de líquido, misturada ou não no ar, é perigosa à vida quando inalado. Tal conceituação inclui substâncias desta natureza que são armazenadas sob pressão ou podem gerar uma pressão se armazenada em recipiente fechado segundo o Código ASME VIII, Divisão I (ASME, 1983).

Dentro desta categoria se incluem os vasos de pressão que operam com H_2S , que pela alta toxidez, é classificado como um gás letal (Petrobrás, 1988). Sendo enquadrado nesta categoria os fabricados em aço carbono ou aços de baixa liga considerando entre outros, os seguintes fatores: meio corrosivo, tensões atuantes e microestrutura, segundo especificam a Norma N-1706, (Petrobras, 1987).

Os vasos de pressão são empregados em três condições distintas:

- Armazenamento de gases sob pressão

Os gases são armazenados sob pressão para que se possa ter um grande peso em um volume relativamente pequeno.

- Acumulação intermediária de líquidos e gases

Isto ocorre em sistemas onde é necessária a armazenagem de líquidos ou gases entre etapas de um mesmo processo ou entre processos diversos.

- Processamento de gases e líquidos

Inúmeros processos de transformação em líquidos e gases precisam ser efetuados sob pressão.

A construção de um vaso de pressão envolve uma série de cuidados especiais relacionados a seu projeto, fabricação, montagem e testes. Isto porque um vaso de pressão representa (Teles, 1991):

- Grande risco: Normalmente opera com grandes pressões e temperaturas elevadas.
- Alto investimento: É um equipamento de custo unitário e elevado.
- Papel importante na continuidade operacional.

Estes equipamentos são normalmente aplicados em indústrias químicas, petroquímicas, alimentares e farmacêuticas, refinarias, terminais de armazenagem e distribuição de derivados de petróleo.

22

Em um vaso de pressão pode-se distinguir os seguintes componentes (Teles, 1991):

- **Corpo (casco ou costado):** Normalmente cilíndrico, cônico, esférico ou combinação dessas formas.
- **Tampas:** Normalmente nos tipos semi-elípticos, toro-esféricos, semi-esféricos, cônicos, toro-cônicos, toro-esféricos e planos.

Estuda-se a seguir cinco tópicos importantes na soldabilidade de aços estruturais para uso em vaso de pressão que opera com H_2S . Esses tópicos são: **Corrosão sob Tensão, Trincas a Frio e por Corrosão sob Tensão, Serviços sujeitos à Corrosão sob Tensão com H_2S , Previsão de Dureza na ZAC e Soldabilidade do Aço ASTM A 516 Gr 60.**

4.2. CORROSÃO SOB TENSÃO

Gentil (1996) define corrosão como a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos. A deterioração causada pela interação físico-química entre o material e o seu meio operacional representa alterações prejudiciais indesejáveis, sofridas pelo material, tais como desgaste, variações químicas ou modificações estruturais, tornando-o inadequado para o uso.

4.2.1 Classificação das Formas de Corrosão

A corrosão pode se apresentar sob uma grande variedade de formas, que pode ser classificada como indicada a seguir (Telles, 1979):

- Uniforme – onde a perda de material é aproximadamente constante;
- Localizada – que subdivide-se em:
 - a) Macroscópica: alveolar, galvânica, seletiva, sob contato, corrosão-erosão e biológica;
 - b) Microscópica: **sob tensão**, intergranular e incisiva.

4.2.2 Corrosão em juntas soldadas

Devido à complexidade microestrutural, tensionamento residual e geometria desfavorável presente em uma junta soldada existe, em relação ao metal de base não soldado, um aumento de susceptibilidade aos diversos tipos de corrosão (Zeemam, 1995).

Corrosão sob tensão, corrosão galvânica, **fragilização pelo hidrogênio** são alguns dos mecanismos entre outros que podem degradar juntas soldadas caso não sejam tomados cuidados antes, durante e/ou após a soldagem.

Especificar um procedimento de soldagem adequado ao tipo de serviço considerando a relação entre **material x meio corrosivo x parâmetros de soldagem** não é, entretanto, tarefa simples para um profissional da área de soldagem pois os mecanismos de corrosão são complexos e geralmente pouco compreendidos. Ainda segundo Zeemam (1995), os testes para qualificação de procedimentos de soldagem (ASME IX, 1983) focalizam a qualidade da junta apenas pelo ponto de vista da integridade (ausência de defeitos) e de resistência mecânica, sendo usual a falha prematura de juntas soldadas por problemas de corrosão.

4.2.3 Corrosão Sob Tensão – Conceitos Básicos

De acordo com Telles (1979) , a corrosão sob tensão (stress-corrosion) é provocada ou acelerada pela existência de tensões de tração de certo valor em determinados pontos de

uma peça metálica. Essas tensões podem ser produzidas por diversas causas: esforços externos localizados, tensões residuais de soldagem, tensões devidas a trabalho a frio no metal (dobramento, calandragem, desempenho, martelamento, estampagem), aquecimento ou resfriamento desiguais ou contidos.

A corrosão sob tensão acontece quando um material, submetido a tensões de tração (aplicadas ou residuais), é colocado em contato com um meio corrosivo específico. As condições metalúrgicas do material, como **dureza**, encruamento, fases presentes, são fatores freqüentemente decisivos. A tensão de tração deve necessariamente ser superior a um certo valor limite (Huhn, 2002).

Durante o processo de corrosão sob tensão fraturante – Stress corrosion cracking (SCC), como é também denominada, surgem finas trincas que progridem através da seção transversal do material, enquanto que na superfície não é observada a presença de ataque pronunciado. Uma vez que as tensões que provocam a SCC caem dentro da faixa de tensões de projeto, as conseqüências podem ser muito sérias em estruturas como oleodutos, gasodutos, **vasos de pressão**, tanque de armazenagem.

A propagação de **trinca por corrosão sob tensão** é geralmente lenta, até atingir o tamanho crítico para uma ruptura brusca.

Não existem mecanismos gerais para explicar o fenômeno da corrosão sob tensão, pois cada par material-meio específico apresenta suas particularidades. De um modo geral as combinações resultam na formação de filme ou película na superfície do material, que lhe confere grande resistência a corrosão uniforme.

Vários modelos de corrosão sob tensão estão propostos na literatura, ainda em pesquisa, e os existentes para explicar os diversos casos podem ser grupados em anódicos e

catódicos (Ribeiro, 2001), conforme a principal causa da propagação seja a dissolução do material na ponta da trinca ou a fratura associada à presença de Hidrogênio atômico na estrutura cristalina (fragilização pelo hidrogênio). Os dois modelos básicos para os mecanismos gerais são:

- 1- O modelo de dissolução, onde a dissolução anódica ocorre na extremidade da trinca à ruptura do filme passivo;
- 2- Modelo mecânico, onde compostos especificamente absorvidos interagem com as ligações do material deformado, reduzindo a resistência das ligações.

Na corrosão sob tensão, a fissuração pode ocorrer de forma intergranular ou transgranular ou uma combinação desses dois tipos em uma mesma liga, dependendo do meio corrosivo ou da estrutura do material (Gentil, 1996), progredindo geralmente perpendicular à tensão aplicada, mas pode se apresentar aleatória de acordo com o estado de tensões de tração. As trincas podem apresentar várias ramificações ou sem ramificações dependendo da estrutura e composição do material e do meio. Estas trincas, uma vez iniciadas vão aumentando e se propagando, até causarem a ruptura da peça (Figura 4.5).

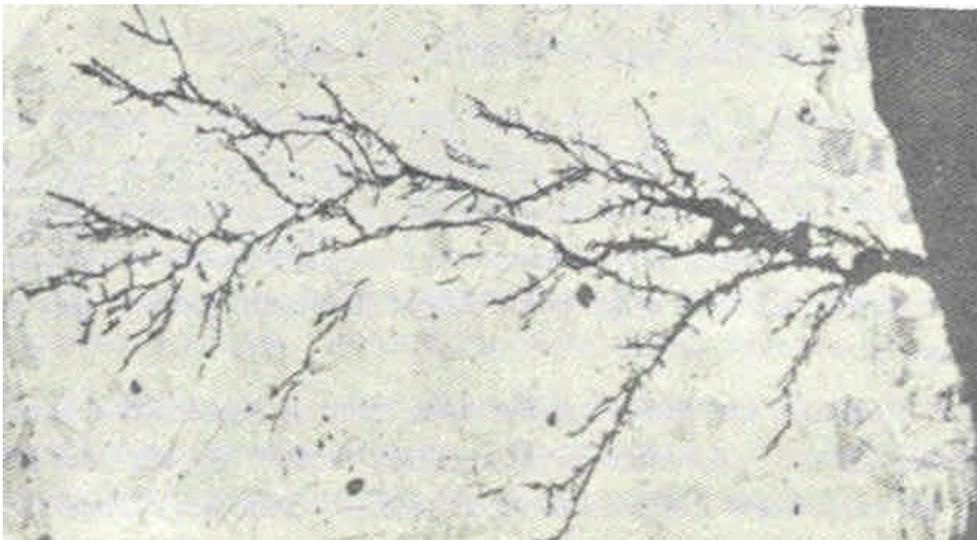


Figura 4.5 – Trincas de corrosão sob tensão em um aço inoxidável austenítico (ataque de solução de cloretos) (Telles,1979).

Na SCC, tem-se a deterioração de materiais devido à ação combinada de tensões residuais ou aplicados e meios corrosivos. Como se observa a fratura dos materiais, ela é chamada de corrosão sob tensão fraturante (stress corrosion cracking).

A presença de oxidante geralmente influencia na tendência à fissuração. O oxigênio, por exemplo, é crítico para que ocorra a fissuração nos aços inoxidáveis, em soluções contendo cloretos, NaOH – H_2S , em água do mar. Para aços comuns, as falhas ocorrem devido a fragilização pelo hidrogênio em soluções de NaOH, HCN, H_2S , água do mar.

Gentil (1996), descreve que há uma ação sinérgica da tensão e do meio corrosivo, ocasionando fratura em um tempo mais curto do que a soma das ações isoladas de tensão e corrosão. Diferentemente da corrosão sob fadiga, onde as solicitações mecânicas são cíclicas ou alternadas, na corrosão sob tensão têm-se solicitações estáticas. O tempo para que ocorra a fratura do material é um parâmetro importante durante o fenômeno de SCC, uma vez que os maiores danos físicos ocorrem durante os estágios finais. Quando a SCC penetra no material a seção transversal é reduzida e a tensão atinge um valor igual ou superior ao limite de resistência do material provocando a falha por ação mecânica.

De acordo com Ribeiro (2001), três fatores promovem o surgimento da corrosão sob tensão:

- Natureza do meio corrosivo;
- Susceptibilidade do material;
- Níveis de tensões de tração aplicadas ou residuais.

Conforme a figura 4.6 observa-se que é necessário que os três fatores atuem simultaneamente.



Figura 4.6 – Conjunção de fatores para gerar trincas de corrosão sob tensão (Ribeiro, 2001)

Pelo exposto, pode-se concluir que a corrosão sob tensão é um processo de deterioração de materiais metálicos submetidos a tensões estáticas de tração. O processo de corrosão progride da superfície para o interior perpendicularmente à direção da sollicitação provocando a fratura do material.

A deterioração do material se processa, portanto através da progressão de uma trinca, que quando se inicia é microscópica, muitas vezes sem corrosão aparente na superfície do material. As tensões residuais que provocam a corrosão sob tensão são geralmente provenientes de operações fundamentais na fabricação de vasos de pressão.

Telles (1979), atribui que a suscetibilidade dos aços carbonos a este tipo de corrosão é tanto maior quanto maiores forem os limites de elasticidade, **a dureza do aço** e a **concentração de H₂S**.

O problema da corrosão sob tensão se agravou com o progresso tecnológico, uma vez que têm surgido aços com alta resistência e novos códigos de fabricação que permitem tensões de projeto mais elevadas, possibilitando o aumento do nível de tensão aplicado sobre o material exigindo, portanto, maiores cuidados com este mecanismo de corrosão (Ribeiro, 2001). O papel das tensões de tração é importante na ruptura dos filmes protetores durante o início e propagação das trincas. A quebra do filme passivo permite uma rápida corrosão em vários pontos da superfície e, portanto facilita a formação das trincas.

Quanto à natureza do meio corrosivo, pode-se dizer que nem todos os meios geram este fenômeno, mesmo que o material esteja submetido a tensões residuais ou aplicadas. O Corrosion Data Survey da NACE (National Association of Corrosion Engineers), na edição de 1978, relaciona uma série de combinações, sendo algumas delas apresentada na tabela 4.1 (Ribeiro, 2001).

TABELA 4.1 – Combinações metal e meio sujeitas à corrosão sob tensão.

Metal	Meio Corrosivo	Condição
Aços carbono e aços liga ferríticos	H ₂ S	Meio úmido – Dureza do aço elevada
	Amônia anidra	Tensões elevadas, temperaturas superiores a -5° C
Aços inoxidáveis austeníticos	HCl, cloretos, hipocloritos, clorofórmios, água salgada	Meio úmido, temperaturas acima de 50° C
	Ácidos politiônicos	Meio úmidos – Aços sensibilizados
	Soda cáustica	Temperatura acima de 120° C
Alumínio	HCl, cloretos, hipocloritos	Meio úmido
Cobre, latão e bronze	Aminas, amônia, soluções amoniacaais	Meio úmido com oxigênio

Segundo a NACE (1990), tubulações que trabalham em ambientes corrosivos contendo **H₂S** requerem **dureza na solda** menor do que **248 HV**, para evitar **trincas de corrosão sob tensão**.

Para tensões da ordem das tensões admissíveis das normas de projeto, entretanto, deve-se considerar que mesmo em equipamentos construídos de acordo com as normas de projeto podemos ter tensões locais muito mais elevadas devido principalmente às **tensões residuais de soldagem** e também irregularidades geométricas, defeitos no material, deformações locais. Não têm sido por isso raras as fraturas resultantes de **corrosão sob tensão provocada pelo H₂S**.

Gentil (1996) descreve da literatura internacional os seguintes acidentes envolvendo este tipo de corrosão:

- Corrosão sob tensão fraturante em Digestor, de fábrica de celulose (E.U.A), que opera com temperaturas elevadas e soda cáustica, ocasionou lançamento na atmosfera de massa reacional, que poderia causar queimaduras gravíssimas nas pessoas atingidas;
- Em 1981, ocorreu falha no reator nuclear de Three Mile Island (Pennsylvania, E.U.A.), devido ao enxofre ter induzido corrosão sob tensão fraturante em Alloy 600 (Cr, 16%; Fe, 8%; Ni, restante) do tubo do trocador de calor que sofreu sensitização durante a fabricação.

Ainda de acordo com Telles (1979), em temperaturas abaixo do ponto de orvalho, o H₂S quando em presença mesmo de ínfima quantidade de água, pode causar corrosão sob tensão nos aços carbonos, que é agravada com o aumento de concentração de H₂S e com a maior dureza do aço. Recomenda-se, por isso, que sejam adotados procedimentos de

soldagem adequados para **controle de dureza na solda e na ZAC** e, se necessário, um **tratamento de alívio de tensões**.

A temperatura influencia na corrosão sob tensão fraturante, com o aumento da temperatura a SCC é acelerada. Em ligas de magnésio as trincas ocorrem rapidamente à temperatura ambiente. Em outros sistemas, temperaturas maiores são requeridas.

Além da temperatura e composição química do material, a SCC é afetada pela orientação preferencial dos grãos, composição e distribuição dos precipitados, interações de discordâncias, e pelo grau de metaestabilidade. Esses fatores interagem com a composição e estado do meio, que em combinação com as tensões impostas ou residuais no material, influencia no tempo para que ocorra a fissuração.

A corrosão sob tensão vem adquirindo substancial importância a medida em que se aumentam o nível de solicitação dos materiais e as conseqüências indesejáveis de uma fratura inesperada. É uma descontinuidade perigosa porque não evidencia sinais externos, até que se inicie a ruptura (Fernandes, 1965), logo, a exigência de um planejamento, projeto e fabricação mais rigoroso dos equipamentos sujeitos a este tipo de corrosão, segundo normas e recomendações específicas, são fatores fundamentais.

4.3. TRINCAS A FRIO E DE CORROSÃO SOB TENSÃO

As trincas são defeitos muito graves em juntas soldadas e, portanto devem ser rigorosamente evitadas. É comum em juntas soldadas a ocorrência de trincas que se originam na ZAC, região onde freqüentemente estão presentes microconstituintes frágeis (Bursteinas e Sivieri, 1983). A partir de tais trincas pode-se desencadear um processo de fratura frágil (Figura 4.7). Daí a importância de se prever e exercer controle sobre a estrutura da ZAC.

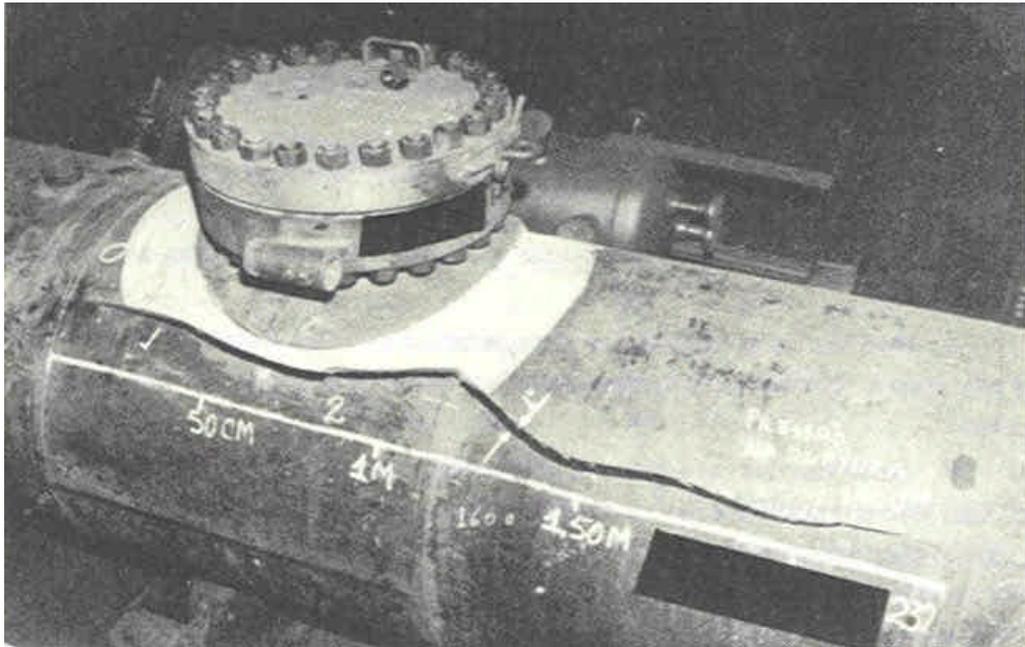


Figura 4.7 - Fratura frágil durante o teste hidrostático, material do vaso: aço-carbono ASTM A 515 Gr 70 (Telles,1979)

Mundialmente têm-se realizado vários estudos no sentido de estabelecer os mecanismos pelos quais os aços se fragilizam, promovendo trincas na junta soldada (Maciel et al, 1996; Lima e Trevisan, 1994; Bastian e Melo, 1993; Alcântara, 1983; Pavaskar e Kirkaldy, 1982).

Um defeito típico relativo à soldabilidade dos aços carbonos são as indesejáveis trincas induzidas pelo hidrogênio ou TF e dependendo do meio as de corrosão sob tensão (Gentil, 1996).

4.3.1. Trincas a Frio

As TF, também chamadas na literatura de trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH), ocorrem abaixo de temperaturas de aproximadamente 200°C, de modo espontâneo após a soldagem (Machado, 2000; Maciel, 1994; Bohorquez, 1989), na ZAC e no MS, quando

teores de elementos de liga são aumentados tanto no MB quanto no MS, provenientes dos consumíveis de soldagem.

Para que ocorram TF, é necessário que os seguintes fatores estejam presentes:

- uma concentração suficiente de hidrogênio;
- uma microestrutura susceptível;
- baixas temperaturas;
- um nível reinante de tensões.

Para Wainer et al (1992), de todos os tipos de trincas, a TF é uma das mais críticas. Seu aparecimento pode ocorrer alguns dias após o término da soldagem, razão pela qual se recomenda a inspeção com ensaio não-destrutivo 48 horas após a execução da soldagem (Telles, 1991). Um fator decisivo a ser estudado para estabelecer esses mecanismos de fragilização é a correlação entre a análise de fratura do metal de solda e sua caracterização microestrutural, haja vista que com a evolução tecnológica dos últimos anos, houve a necessidade de se produzir em estruturas mais leves e mais resistentes para serem utilizadas em vasos de pressão, tubulações, gasodutos, oleodutos.

4.3.1.1. Presença de Hidrogênio

Por ser um elemento químico de diâmetro muito pequeno, o Hidrogênio pode ser encontrado em solução sólida na estrutura cristalina dos metais e suas ligas e mover-se por difusão (como um próton) no estado sólido com relativa facilidade (Hill, 1973). Alguns fatores contribuem para aumentar ou diminuir a facilidade com que o Hidrogênio solubiliza-se e/ou difunde-se em materiais metálicos sólidos à temperatura ambiente:

composição química, estrutura cristalina, microestrutura, taxa de deformação, presença de óxidos na superfície dos metais e temperatura.

Átomos de Hidrogênio produzidos eletroquimicamente, assim como aqueles resultantes de outras formas de contaminação, podem entrar na rede cristalina e permear pelo metal. O Hidrogênio afeta negativamente a qualidade e as propriedades do aço durante a sua fabricação e a sua aplicação nas condições de serviço (Gentil, 1996).

A acumulação do Hidrogênio em sítios da rede pode enfraquecer as ligações metálicas e nuclear uma trinca, a qual, sob condições apropriadas, se propagará à fratura dos componentes metálicos contaminados. O resultado disto é a falha catastrófica e prematura de componentes no ambiente de serviço com tensões aplicadas inferiores às de projeto, ou seja, a fragilização pelo Hidrogênio.

O Hidrogênio pode ser induzido durante uma operação de soldagem através de diversas fontes, entre as quais, umidade e compostos de revestimento do eletrodo ou no fluxo, quando a soldagem é feita por arco submerso; óleos, graxas e óxidos hidratados no metal base ou no eletrodo (Machado, 2000).

A poça de fusão durante o procedimento de soldagem, absorve todo o Hidrogênio induzido por qualquer das fontes acima citada (Pinto, 1980). Quando do resfriamento, grande parte desse Hidrogênio escapa, mas, se cuidado não tiverem sido adequadamente tomados, alguma parte remanescente desse Hidrogênio se difunde para a ZAC podendo assim ocorrer à trinca (Wainer et al, 1992). A quantidade remanescente depende de fatores como: quantidade original absorvida; tamanho da solda; decréscimo de solubilidade; tempo e temperatura de resfriamento. Prendendo-se ao fato que o Hidrogênio sempre está presente em um processo de soldagem, cuidados são necessários para minimizar a quantidade inicial

absorvida (secagem dos consumíveis e preaquecimento do metal base) ou permitir que maior quantidade de Hidrogênio escape por difusão, antes do cordão se solidificar (pré e pós-aquecimento).

De acordo com Wainer et al (1992), os mecanismos de fragilização por Hidrogênio são basicamente três: de Zappfe ou de pressão, de Petch, e de Troiano-Oriani, mas, existe também na literatura o proposto por Granjon utilizado na soldagem dos aços e que pode ser visto esquematicamente na figura 4.8 (b).

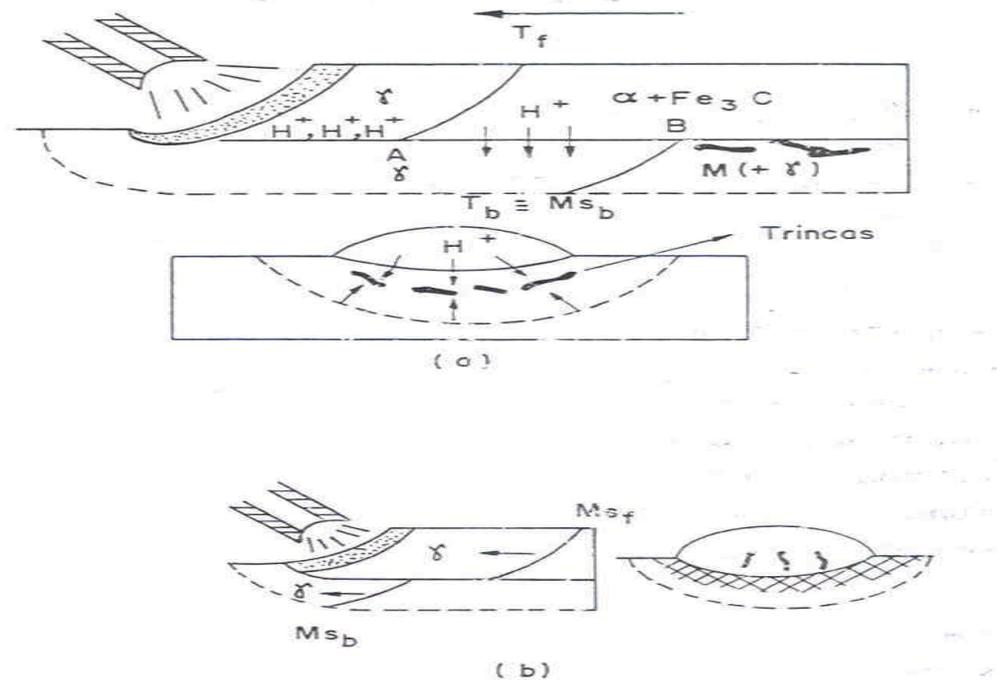


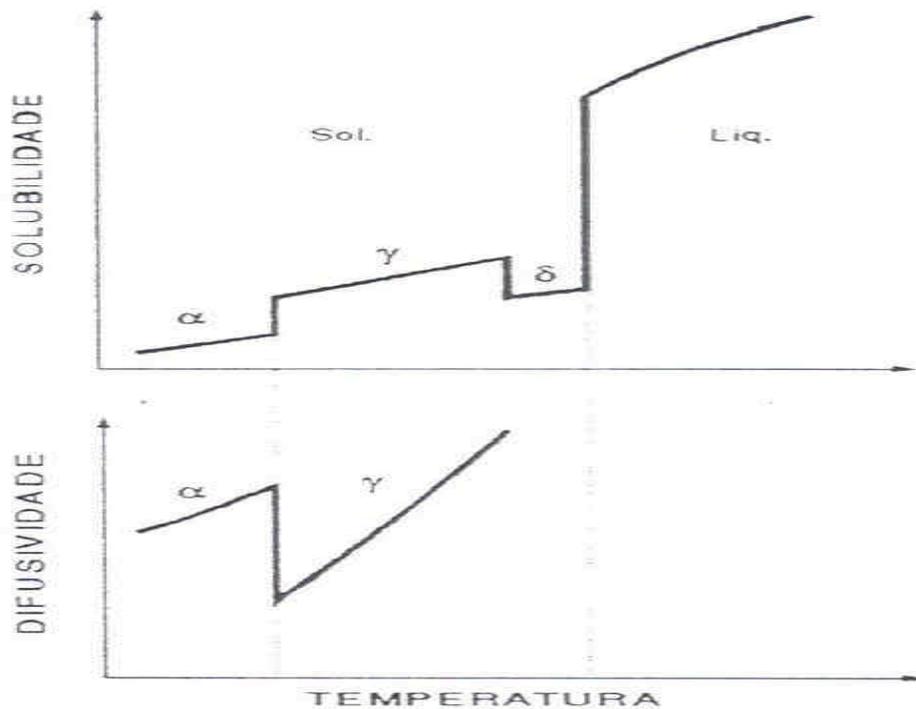
Figura 4.8 - Mecanismo de migração do Hidrogênio na junta soldada com formação de trincas na ZAC (a) e no Metal de Solda (b) (Maciel, 1994).

O Hidrogênio é induzido pela atmosfera do arco para a poça de fusão que, ao solidificar, transforma-se em austenita e perde um pouco de Hidrogênio para a atmosfera (Wainer et al, 1992). No Metal Base existe uma faixa que também está austenitizada. A

partir do momento em que ocorre a decomposição da austenita em ferrita + cementita (ponto A) cai a solubilidade do Hidrogênio (figura 4.8) e este se difunde para a região austenitizada do Metal Base. No resfriamento, essa região com maior teor de Hidrogênio pode temperar, dando como resultado a martensita (ponto B). Dessa forma se consegue ter Hidrogênio associado a uma microestrutura frágil.

Para Maciel (1994), à frente da isoterma T_f (figura 4.8) o Hidrogênio no metal de solda, ainda no estado austenítico, se difunde muito lentamente para o metal de base também no estado austenítico. Com a transformação no metal de solda para o estado ferrítico, o Hidrogênio torna-se abruptamente menos solúvel.

Entretanto, como a difusividade deste elemento é maior na fase alfa (figura 4.9), o mesmo tende a atravessar a junção AB mostrado na figura 4.8 (a) e penetrar na austenita ainda não transformada da ZAC. Esta austenita supersaturada de Hidrogênio ao transformar-se em martensita proporciona a nucleação da trinca. Caso o metal de solda possua maior temperabilidade do que o Metal Base, a posição da isoterma se inverte e a trinca tende a ocorrer no metal de solda, conforme ilustrado na figura 4.8 (b).



Figuras 4.9 (a) e (b) – Solubilidade e Difusividade do Hidrogênio em função da temperatura – Maciel (1994)

Existem várias teorias para explicar a fragilização provocada pelo Hidrogênio nos aços. A nucleação e propagação da trinca é um estágio do processo da fratura. A presença de concentradores de tensão, tais como: riscos, furos, mudanças bruscas de seção, pontos de corrosão, inclusões ou microtrincas surgem em operações de solda, tratamentos térmicos ou conformação mecânica; esse fenômeno ocorre mais cedo e representa o principal período do funcionamento dos elementos estruturais (Pastorkhov e Voorwald, 1995).

Embora o conhecimento do mecanismo de fragilização por Hidrogênio tenha melhorado nos últimos anos, não existe consenso universal sobre o mecanismo de fragilização atuante. Segundo Bohorquez (1989), as teorias propostas incluem:

a) O mecanismo pressão planar de Zappfe, pelo qual a pressão interna de Hidrogênio somaria seu efeito à tensão aplicada, levando a falha prematura do material;

b) Troiano propôs que o Hidrogênio diminuiria a energia de coesão entre os átomos de Ferro naqueles locais de alta concentração de Hidrogênio. Segundo Troiano o Hidrogênio tende a se acumular nas regiões de maior triaxialidade de tensões.

c) Beachen, em 1972, apresentou um modelo do mecanismo da trinca induzida por Hidrogênio, constatado mais tarde por Vasudevan et al (1981) apud Maciel(1994), onde sugere que a presença suficiente de Hidrogênio dissolvido no retículo cristalino junto à frente da ponta de uma trinca, ajuda a qualquer processo de deformação que a microestrutura permitir. Esta deformação é em escala microscópica e, portanto, só é observável mediante microscópio eletrônico. Deste modo, embora a superfície macroscópica de fratura seja plana e de aparência frágil, ela é o resultado de uma deformação severa e localizada na ponta da trinca.

Para Maciel (1994), Zappfe atribui à fragilização à pressão do Hidrogênio em poros e microcavidades; Petch considera decréscimo na energia livre de superfície, como o fator que proporciona a facilidade para a propagação das trincas de tensões; Beachen (1972) apud Maciel (1994) propõe uma teoria para as trincas induzidas pelo Hidrogênio baseada em mecanismo de deformação. Ele sugere que a interação do Hidrogênio com as discordâncias contribuem para a deformação da microestrutura. Finalmente, a teoria proposta por Savage et al (1978) apud Maciel (1994) considera que o Hidrogênio

transportado pelas discordâncias reduz a energia entre interfaces, como os contornos de grãos.

Apesar de todas as teorias apresentadas serem baseadas em observações experimentais, existem ainda muitas controvérsias em relação a um consenso entre os mecanismos propostos, sendo que, nos últimos anos a teoria de fragilização relacionada com o movimento de discordâncias tem sido a mais aceita. O fato é que uma só teoria não consegue explicar todos os aspectos do fenômeno.

4.3.1.2. Microestrutura Susceptível

A ZAC, principalmente perto da linha de fusão, é a região onde se encontra o maior risco de incidências de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio devido ao fato de apresentar microestrutura granular grosseira (menos dúctil e mais temperável), ver anexo B. Para um dado nível de Hidrogênio e restrição da junta, o risco de fragilização depende da microestrutura e dureza da ZAC (Maciel et al, 1996; Nakamura et al, 1987).

De um modo geral, pode-se dizer que, no caso dos aços Carbono/C-Mn e Aços de baixa liga, quanto maior a dureza da microestrutura do Metal Base ou Metal de Solda, maior será o risco do aparecimento de trinca (Branco et al, 1986). Deste modo é possível definir um procedimento de soldagem com base em “níveis críticos de dureza” na ZAC, cuja dureza depende de fatores como teor de Hidrogênio e nível de tensão.

É conhecido que as trincas na ZAC em aços carbono-manganês ocorrem somente quando o nível de dureza torna-se superior à 350 HV (Pinto, 1980). Associado a isto, soma-se o fato de alguns elementos influírem na temperabilidade do aço.

A temperabilidade do aço depende primordialmente da sua composição química. Tradicionalmente têm-se usado fórmulas empíricas, as quais traduzem a

contribuição dos diferentes elementos de liga em termos de igual percentagem de carbono. São as chamadas fórmulas de Carbono Equivalente (CE), das quais a mais utilizada é a proposta pelo International Institute of Welding – IIW (Branco et al, 1986).

Esta fórmula (1) pode ser encontrada com diferentes aspectos, porém, a mais comum é a seguinte:

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (1)$$

Esta fórmula tem suas limitações, mas, de um modo geral, se CE for maior que 0,40 a chance de trincas aumentam (Maciel, 1994), tendo como um fator limitante a faixa de espessura.

Dado que em geral, a susceptibilidade à trinca induzida pelo Hidrogênio é relacionada com a dureza da microestrutura e o teor de carbono, é de se esperar que o metal depositado não seja muito susceptível a esse fenômeno (devido ao baixo teor de Carbono). Quando esse fenômeno ocorre no metal depositado, ele é devido a teores de Hidrogênio e tensões residuais mais elevadas.

Assim para Bursteinas e Sivieri (1983), devido principalmente a fragilização por Hidrogênio, estruturas predominantemente martensíticas devem ser evitadas na ZAC. A presença de tais estruturas nessa região é função da temperabilidade do Metal Base e do Ciclo Térmico imposto pela operação de soldagem; sendo favorecido por elevadas taxas de resfriamento.

Por outro lado, taxas de resfriamento muito pequenas podem conduzir à formação de estruturas que, por terem granulação grosseira e bastante heterogênea, possuem baixa tenacidade. Essas microestruturas apresentam geralmente ferrita pró-eutetóide em rede, em

contornos de grão (formados por ferrita e carbonetos) quando processado com parâmetros de $\dot{\epsilon}$ 8/5 e 200s (Bursteinas e Sivieri, 1983).

De maneira geral, a suscetibilidade à TF aumenta com o crescimento da resistência mecânica do aço. Em termos de microconstituintes a martensita após a têmpera é mais sensível a fragilização pelo Hidrogênio, característica que aumenta com o teor de carbono do aço e com sua dureza (Wainer et al, 1992).

As microestruturas formadas tanto no MS quanto na ZAC são decisivas na formação das TF. Estas microestruturas são dependentes das taxas de resfriamento, e de modo geral as formadas a baixas temperaturas de transformação de fase no estado sólido e resultante de altas taxas de resfriamento ou baixa energia de soldagem são mais susceptíveis as TF. Logo, é o caso típico das microestruturas martensíticas.

O constituinte microestrutural mais desejável é a ferrita acicular, pois, o seu pequeno tamanho de grão de 0,1 a 1 mm, aliado aos seus contornos de alto ângulo e altas densidades de discordâncias, são as características que a propiciam a ter excelente combinações de resistência e tenacidade (Alcântara, 1986; Maciel, 1994).

4.3.1.3. Temperatura

A temperatura é outro fator que influencia as TF. Este fato está relacionado com a alteração da taxa de suprimento de Hidrogênio aos pontos de nucleação das trincas, que são controladas por difusão e/ou pelo transporte de Hidrogênio por discordâncias, como já citado nas teorias descritas no item 4.3.1.1.

A temperatura do MB tem importante papel na prevenção da TF. Se o MB for pré-aquecido, a velocidade de resfriamento diminui e pode-se reduzir a quantidade de martensita na ZAC (Wainer et al, 1992). Além disso, o tempo de resfriamento em

temperaturas baixas (em torno de 150°C) aumenta, favorecendo o escape do Hidrogênio do MB para a atmosfera.

Para um aço de determinada composição química, a microestrutura e dureza da ZAC dependem basicamente da velocidade de resfriamento, geralmente medida pelo tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C e designado por $\Delta t_{8/5}$ (Bursteinas e Sivieri, 1983) . Esta é influenciada por vários fatores, entre eles a espessura da chapa, as condições de soldagem, o preaquecimento, a energia de soldagem e a geometria da junta.

Segundo Maciel (1994) e Bohorquez (1989) a temperatura de preaquecimento, T_0 , alterando o ciclo térmico, pode reduzir a dureza do metal de solda, em função da mudança na microestrutura, e para isto foram desenvolvidos diagramas e expressões baseadas em resultados experimentais para determinar valores críticos de T_0 , Hidrogênio e de dureza máxima, como a Norma Britânica BS 5135 (Branco et al, 1986) e dureza máxima de Suzuki, sendo todos eles obtidos na ZAC de juntas soldadas de aço C-Mn e de Alta Resistência.

4.3.1.4. Níveis de Tensão

Juntas soldadas com o mesmo teor de Hidrogênio, microestrutura e temperatura, podem distinguir-se por trincar ou não. Este efeito responsável pelas TF é o nível de tensão imposto a junta soldada. Logo, a junta soldada com maiores níveis de tensão pode atingir valores críticos de tolerância de tal forma a trincar.

Esta tensão é geralmente decorrente da contração do metal de solda em solidificação após a soldagem, pois, a maioria das juntas faz parte de uma estrutura rígida (Lopes e Miranda, 1993; Wainer et al, 1992; Branco et al, 1986).

Níveis de tensões são desenvolvidos por contrações durante o resfriamento da junta soldada e essas tensões podem ser acompanhadas por deformações no MS. Logo em uma estrutura rígida, a concentração de tensão pode ser intensificada por restrições impostas à solda em diferentes partes da junta. Essas tensões irão, então, concentrar-se preferencialmente, no pé e raiz do cordão de solda e, também em entalhes, inclusões e outros defeitos (Pinto, 1980).

A presença de Hidrogênio provoca uma diminuição do nível de tensão a que o fenômeno da trinca ocorre, por fragilização do aço. A fragilização devido ao Hidrogênio pode ser originada por diversos mecanismos. No caso dos aços, tem sido explicado em termo da reação $4H + C$, resultando CH_4 , ou em outros casos, devido ao aumento de pressão do Hidrogênio acumulado em microtrincas ou poros durante a fase de resfriamento e conseqüente decréscimo da solubilidade do Hidrogênio (Branco et al, 1986).

Wainer et al (1992), descreve que a tensão residual na ZAC depende, entre outros fatores, do grau de restrição da junta soldada, isto é, da resistência que ela oferece para deformar ou distorcer de tal maneira que alivie as tensões geradas durante o processo de soldagem. A restrição cresce com o aumento da espessura da chapa, sendo que o tipo de junta também influe na restrição: uma junta topo-a-topo é menos restrita que uma junta em ângulo que, por sua vez, é menos restrita que uma junta cruciforme, mantendo-se as outras variáveis constantes.

Outro fator importante é a concentração de tensões. A falta de fusão ou falta de penetração são defeitos que concentram muita tensão nas extremidades e podem favorecer a TF. As tensões de restrição e tensões residuais fornecem a energia necessária para a nucleação e propagação da trinca e com o aumento dessas tensões, menor quantidade de Hidrogênio é requerida para ocorrer a TF (Bohorquez, 1989).

4.3.2. Trincas de Corrosão sob Tensão

A operação de soldagem por fusão, como já foi visto, cria tensões residuais que resultam, de um lado, da concentração do metal fundido, de outro da anisotermia que caracteriza a operação. De fato, o aquecimento localizado tem por efeito a provocação de uma deformação plástica, enquanto que o resfriamento é acompanhado de uma inversão das tensões nestas zonas deformadas. Essa própria contração cria ao mesmo tempo deformações e tensões residuais que podem atingir o valor do limite de elasticidade. Os efeitos dessas tensões se manifestam em muitos pontos de vista e apresentam problemas de estabilidade dimensional. Em particular, elas contribuem à corrosão sob tensão.

A corrosão sob tensão é bastante perigosa porque, além das trincas se iniciarem de forma invisível, não existe nenhum meio de impedir o aumento ou a propagação das trincas depois de iniciada (Telles, 1979).

Existem dois modos de fratura por corrosão sob tensão (Gentil, 1996), que podem ou não estar associadas a inclusões ou segundas fases presentes, a saber:

- Fratura intergranular na corrosão sob tensão, que se processa em muitos casos acompanhando o contorno dos grãos cristalinos;
- Fratura transgranular na corrosão sob tensão, quando a presença de tensões modifica qualitativamente o processo de corrosão, resultando no aparecimento de uma modalidade de fratura que envolve um mecanismo de corrosão que não ocorre na ausência de tensão.
- Segundo Ribeiro (2001), o fenômeno é tão complexo que, variando-se concentração do meio, para um mesmo material e sem alterar o nível de tensões, pode haver uma transição no aspecto da fratura.

Existe na literatura técnica uma série de divergências entre os autores no sentido de explicar os mecanismos de fratura por corrosão sob tensão. Como exemplo, Ribeiro (2001) explica que com relação às trincas intergranulares de corrosão sob tensão, algumas teorias mostram que nas ligas que apresentam segregação ou precipitados nos contornos dos grãos, a célula galvânica entre esses elementos e a matriz leva à nucleação e crescimentos de trincas ao longo dos contornos dos grãos.

As trincas se originam nos contornos dos grãos, e a concentração de tensão leva ao rompimento e ao retardamento na restauração da camada de proteção na ponta da trinca. O metal livre na película na ponta da trinca é mais anódico que o metal coberto no lado da trinca.

Além disso, a área na ponta da trinca é muito pequena quando comparada com as laterais, o que dá origem a correntes anódicas mais intensas, resultando em ataque mais acentuado na ponta da trinca. A figura 4.10 mostra trinca intergranular de corrosão sob tensão.

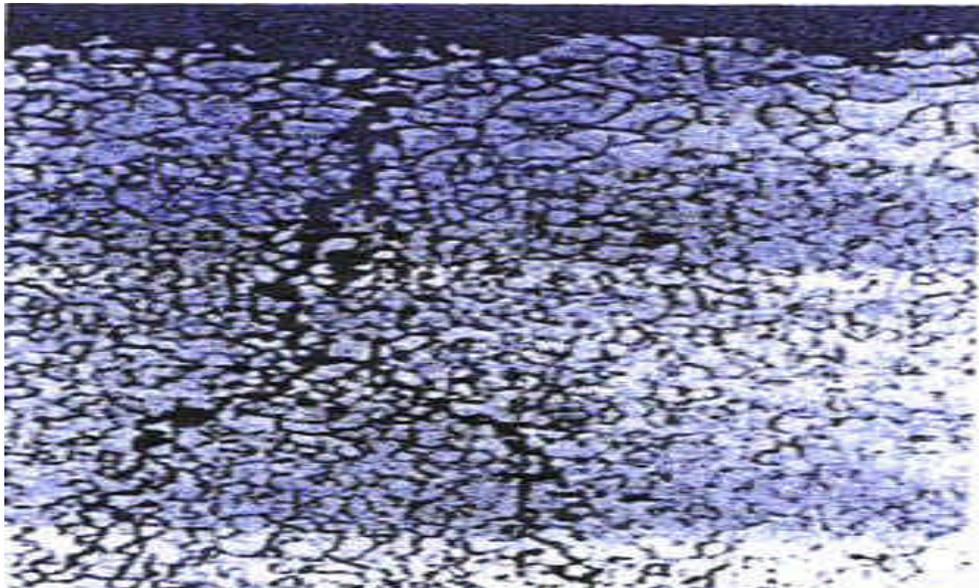


Figura 4.10 – Trinca intergranular de corrosão sob tensão em um aço ASTM A 245 (Ribeiro, 2001).

Com relação às trincas transgranulares de corrosão sob tensão, pode-se dizer segundo Ribeiro (2001), que na ausência de segregação ou precipitados nos contornos de grãos, os pontos onde o ataque se inicia são submicroscópios, e os mesmos podem ocorrer por diferenças locais de composição química, espessura da película protetora, continuidade da película e concentração do meio corrosivo.

Em função da tensão, pode ocorrer por deformação a quebra localizada da película expondo a superfície do metal. Essas regiões, extremamente pequenas, livres da película, tornam-se anódicas em relação a regiões recobertas pela película, que são catódicas. Isso leva a um ataque eletroquímico rápido nas regiões anódicas, resultando na iniciação da trinca. A figura 4.11 mostra trincas transgranulares de corrosão sob tensão.

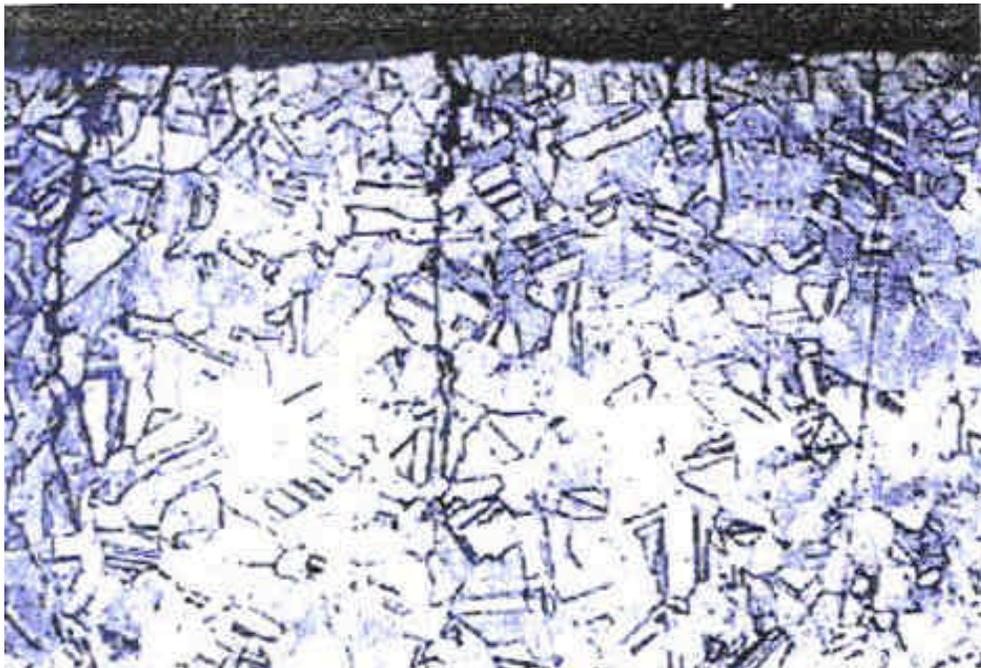


Figura 4.11 – Trinca transgranular de corrosão sob tensão (Ribeiro, 2001).

4.3.3. Critérios para Prevenção da Trinca a Frio

Existem inúmeros critérios para avaliar a Susceptibilidade a Trincas a Frio, onde os mais usados são os seguintes (Bohorquez, 1989):

- Teste de soldabilidade;
- Diagrama de Transformações no Resfriamento Contínuo para Soldagem;
- Carbono Equivalente;
- Dureza Máxima na ZAC.

Como visto, são inúmeros testes, onde normalmente as variáveis são a energia de soldagem, consumível e o material a soldar. A limitação destes testes está na dificuldade e custos para a realização, assim, este estudo limita-se ao Critério da Dureza Máxima na ZAC.

4.3.3.1. Dureza Máxima na ZAC

A Zona Afetada pelo Calor, ao estar contígua ao metal solda, é afetada pelos ciclos térmicos da soldagem, sendo modificadas as suas propriedades mecânicas e metalúrgicas.

Em geral, o comportamento da microestrutura da ZAC depende fundamentalmente de três variáveis:

- (I) Ciclos térmicos do processo de soldagem;
- (II) Microconstituintes obtidos;
- (III) Composição química do metal base.

Os ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento, ocasionados pela soldagem, têm influência primordial na microestrutura da ZAC deixando-a frágil (Maciel,1994). E a variação da microestrutura neste caso depende fundamentalmente de dois fatores:

- (i) Formação de austenita;

A transformação da austenita, após o aquecimento, dependerá fundamentalmente da velocidade de resfriamento, induzindo à transformação de diferentes estruturas cristalinas.

Por exemplo, a região 1 deverá se transformar em microestrutura martensita devido a sua alta velocidade de resfriamento, tornando o material frágil e com altíssima dureza. As regiões 2 e 3 deverão apresentar uma estrutura formada por martensita, ferrita e bainita, sendo uma estrutura menos frágil e com dureza menor. A região 4, sofrendo apenas um aquecimento leve, não apresentará austenização, sendo uma região de dureza menor que a do metal base.

Para Bohorquez (1989), embora o conhecimento dos diagramas TRC-S seja muito útil, por serem difíceis de elaborar e de usar, um parâmetro de obtenção mais fácil, tal como a dureza sob o cordão, se qualifica como um melhor indicador da soldabilidade. Este valor de dureza é função da composição química e tem uma relação direta com a estrutura obtida, para uma determinada composição química do aço e condições de austenização. Existe uma equação empírica para cálculo de dureza máxima sob cordão (Lopes e Miranda, 1993), que será utilizada neste trabalho dada por:

$$HV_{m\acute{a}x.} = 90 + 109C + 47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr \quad (2)$$

Do ponto de vista prático e dado que a dureza máxima é função do aporte térmico. É comum representar a dureza sob cordão versus entrega térmica (Figura 4.13).

O valor de $HV_{m\acute{a}x.}$ depende essencialmente do teor de carbono que condiciona a dureza da martensita, embora seja influenciada por outros elementos de liga como por exemplo o manganês ou o silício.

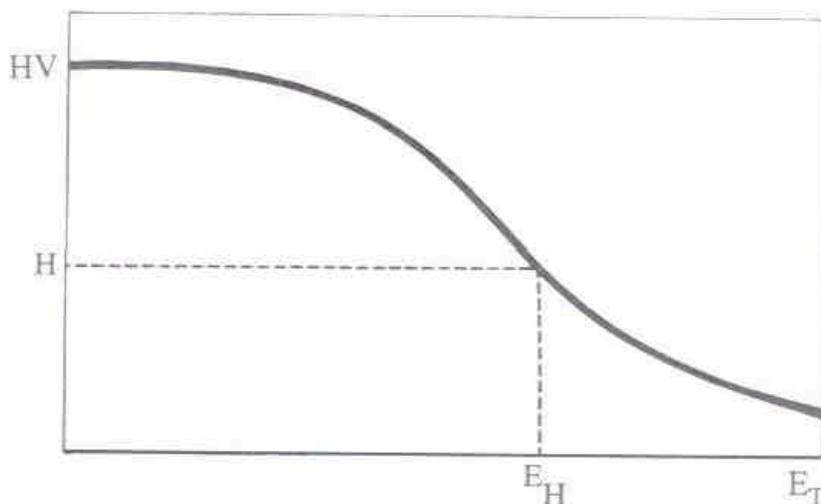


Figura 4.13 – Dureza máxima sob cordão versus entrega térmica (Lopes e Miranda, 1993).

De qualquer modo, as condições de formação da martensita são responsáveis pela sua elevada dureza e aparecimento de tensões internas de grande intensidade.

A dureza máxima da ZAC dos aços de alta resistência e aços usados na fabricação de vasos de pressão é uma medida importante para avaliar a utilidade da solda, a suscetibilidade a TF e a suscetibilidade as trincas por corrosão sob tensão. Hoje, a literatura demonstra com frequência a especificação nos procedimentos de soldagem para estruturas “offshore” de aços HT50, que a dureza máxima na ZAC não deve exceder 325 HV (Bohorquez, 1989) como medida de prevenção das TF e para vasos de pressão que operam com H₂S, o valor máximo da dureza não deve exceder a 220 HB (Petrobrás, 1987).

Na elaboração da Especificação do Procedimento de Soldagem, ao escolher um parâmetro que caracterize quantitativamente o ciclo térmico de resfriamento, deve-se obter a microestrutura e dureza para cada valor desse parâmetro, independente do processo e procedimento de soldagem usado (Bohorquez, 1989). Um parâmetro que cumpre esse

requerimento é o tempo de resfriamento entre 800 a 500°C, que inclui a faixa de transformação da maioria dos aços estruturais (Bursteinas e Sivieri, 1983)

Para determinada composição de aço, soldado mediante determinadas condições, a cada velocidade de resfriamento corresponderá um valor de dureza e uma determinada composição microestrutural (Bohorquez, 1989). Na figura 4.14 é representada simultaneamente uma curva de dureza versus parâmetro de resfriamento, e a composição microestrutural correspondente.

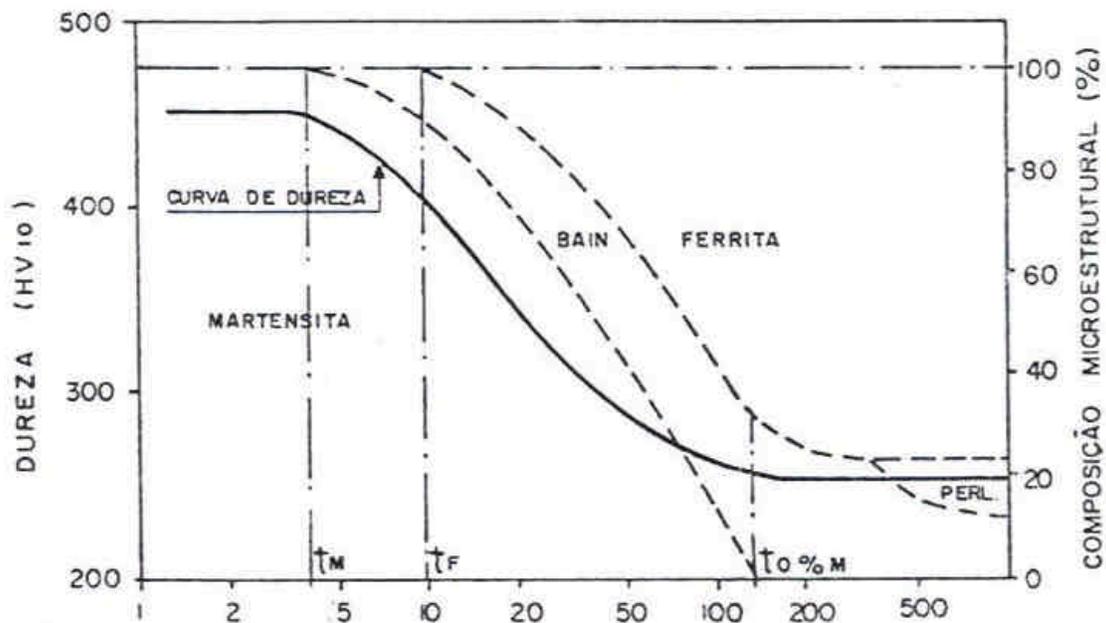


Figura 4.14 – Curva de dureza e composição microestrutural versus parâmetro de resfriamento $t_{8/5}$ (Bohorquez, 1989).

O conhecimento do valor da dureza máxima na ZAC por si só não quantifica a susceptibilidade a TF e a trinca por corrosão sob tensão, mas combinado com os outros fatores (teor de Hidrogênio e nível de restrição), o meio, a composição do aço em estudo e das condições de soldagem, se constitui em uma poderosa ferramenta para prevenção das trincas.

4.4. SERVIÇOS SUJEITOS À CORROSÃO SOB TENSÃO COM H₂S

Para se analisar o enquadramento de vasos de pressão construídos com aço carbono ou aços de baixa liga na categoria de “sujeitos a corrosão sob tensão com H₂S”, devem ser considerados, entre outros, os seguintes fatores (Petrobrás, 1987):

- (a) Meio corrosivo – teor de H₂S e presença de umidade;
- (b) Tensões atuantes – devido ao carregamento e tensões residuais;
- (c) Microestrutura – considerar dureza.

4.4.1. Fabricação do Vaso de Pressão

Para a fabricação do equipamento não é admitido o uso de aços com limite de resistência superior a 490 MPa. As soldas em partes pressurizadas em contato com o fluido contido no vaso devem ser de penetração total.

Ainda segundo a Norma Técnica Petrobrás N – 1706 (1987), é obrigatório o tratamento térmico de alívio de tensões, qualquer que seja a espessura dos componentes do equipamento. Esse tratamento deve ser feito conforme descrito no parágrafo UCS-56 da Norma ASME Seção VIII, Divisão I (1983), não sendo admitido tratamento em temperaturas inferiores a 595°C. Após o tratamento térmico nenhum ponto nas soldas ou nas zonas termicamente afetadas deve apresentar dureza superior a 220 Brinell.

Os testes de qualificação de procedimentos devem ser feitos com materiais e equipamentos idênticos aos previstos para a fabricação de cada vaso, não sendo permitida a extrapolação de resultados. Em seguida ao tratamento térmico, as chapas de teste devem ser seccionadas, para medição de dureza (Vickers a baixa carga) da solda e da zona termicamente afetada (perfil de dureza da solda). Porém existem requisitos conflitantes das

principais normas internacionais, daí as empresas fabricantes de vasos de pressão, procurarem adaptar seu projeto a dois dos principais códigos internacionais que regulamentam a construção de vasos de pressão, a saber: o ASME Boiler and Pressure Vessel Code, da American Society of Mechanical Engineers (E.U.A), e o AD-Merkblatt (Alemanha) (Gomes et al, 1994).

Tais códigos estabelecem requisitos para projeto, processos, pessoal e materiais, destacando-se em todas as fases a grande preocupação com a soldagem, traduzida na necessidade de qualificação de procedimentos de soldagem e soldadores, bem como rigoroso controle estabelecido para este processo nas fases de projeto, aquisição, manutenção de consumíveis de soldagem, fabricação e inspeção.

4.5. PREVISÃO DE DUREZA NA ZAC

A microestrutura da ZAC resulta das transformações estruturais do metal de base resultante dos ciclos térmicos e deformações associadas com a soldagem.

A região de granulação grosseira, ou região de crescimento de grão (em geral, em torno de 1200°C), tem uma microestrutura caracterizada pelo tamanho de grão austenítico e sua estrutura secundária resultante da decomposição da austenita (Modenesi et al,1985). Para Natal (1986), é a região que experimenta as mais altas temperaturas quando na região austenítica, e portanto apresenta um forte crescimento de grão. O resfriamento rápido fica evidenciado pela estrutura encontrada próxima à linha de fusão.

Neste trabalho será feita uma análise dos constituintes microestruturais da região de grãos grosseiros da ZAC, por ser considerada a região com maior probabilidade de ocorrer a TF, apesar de que poucos são os trabalhos publicados que procuram unificar a

classificação dos constituintes da ZAC de aços C-Mn e microligados, segundo Alé et al (1991).

Conforme Scotti (1986), a região mais susceptível à trinca a frio em uma solda é a ZAC grosseira, onde a microestrutura é favorável. Uma forma de se evitar a trinca é, controlar a microestrutura nesta região. Uma vez que a microestrutura depende da composição química do aço e do ciclo térmico de soldagem, e que a ZAC tem composição química fixa, este controle só poderá ser feito através do ciclo térmico. A microestrutura do metal de solda tem um papel fundamental no controle das trincas a frio. Os microconstituintes de alta dureza como a Martensita ou de baixa resistência mecânica como a Ferrita Primária de Contorno de Grão PF(G) e a Ferrita com Segunda Fase (FS), são bastante indesejáveis neste sentido (Maciel, 1994; Martins,2002), logo, uma microestrutura de elevada dureza não só proporciona maior fragilidade como concentra as deformações em microconstituintes de baixa resistência como a PF(G).

Por outro lado, a Ferrita Acicular (AF) por ser uma microestrutura constituída de grãos muito reduzidos e com contornos de alto ângulo, dificulta a nucleação e propagação das trincas, ao mesmo tempo em que mantém a alta resistência do metal de solda, sendo bastante desejável no controle das trincas a frio em metais de solda de aços de alta resistência, conforme comprovados por vários autores (Maciel, 1994).

A seguir são apresentados alguns métodos da literatura utilizados para o controle da dureza na ZAC:

4.5.1. Critério do Controle da Microestrutura

Este critério consiste em selecionar as condições de soldagem de tal modo que o ciclo térmico resultante implique em microestruturas desejáveis (Scotti, 1986).

A dificuldade deste método reside em conhecer o ciclo térmico real que estará sendo aplicado na obra e a resposta metalúrgica real do material a este ciclo. Como demonstrado por outros autores (Lopes, 2000; Maciel,1994; Modenesi,1991) medição de ciclo térmico é difícil de realizar e onerosa, e a falta de especialista pode levar a erros de difícil percepção. É mais comum se prever o ciclo térmico e hoje já existem programas computacionais com boa precisão e fácil operacionalidade.

Para se conhecer a resposta metalúrgica do material, utiliza-se o diagrama de resfriamento contínuo de soldagem do próprio material. Devido as altas velocidade de aquecimento e curto tempo de austenização, condições típicas dos ciclos térmicos de soldagem, não se podem usar os diagramas CCT convencionais, neste caso. A confecção dos diagramas de solda só é possível em laboratórios especializados. Acredita-se que ciclos térmicos que produzam mais de 80% de Martensita sejam críticos à fissuração.

Uma solução é interligar a velocidade de resfriamento com parâmetros de composição química, tais como o C.E. (IIV) e extrapolar os dados de materiais de C.E. similares, encontrando-se as velocidades críticas.

4.5.2. Critério de Dureza Sob Cordão

Este critério é uma adaptação ao critério anterior, onde em lugar de se conhecer a microestrutura, procura-se apenas a principal propriedade desta microestrutura, ou seja a dureza na ZAC grosseira (por isto denominado “sob cordão”) Scotti (1986).

Um gráfico de dureza x velocidade de resfriamento (Figura 4.15) é razoavelmente fácil de se construir, fazendo-se passos simples de deposição sobre o material em estudo com várias energias, e posteriormente medindo a dureza do cordão. O valor $t/8/5$ é estimada em gráficos como o do IRSID (Figura 4.16). A dificuldade está em se estimar a

dureza crítica de cada material, que deve ser obtido em ensaios de soldabilidade. Entretanto, adota-se normalmente como 350 HV o valor limite para aços carbonomanganês e alguns aços de baixa liga e alta resistência, com as condições de restrição e teor de hidrogênio previsto no projeto da junta. A dureza Vickers é mais utilizada devido ao tamanho do penetrador.

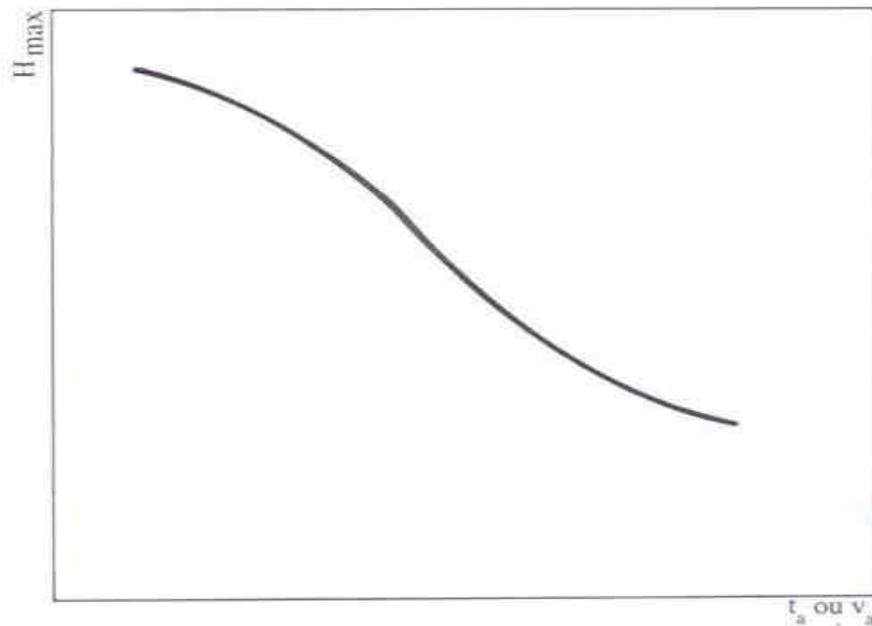


Figura 4.15 – Gráfico Dureza x Velocidade de resfriamento (Lopes e Miranda, 1993).

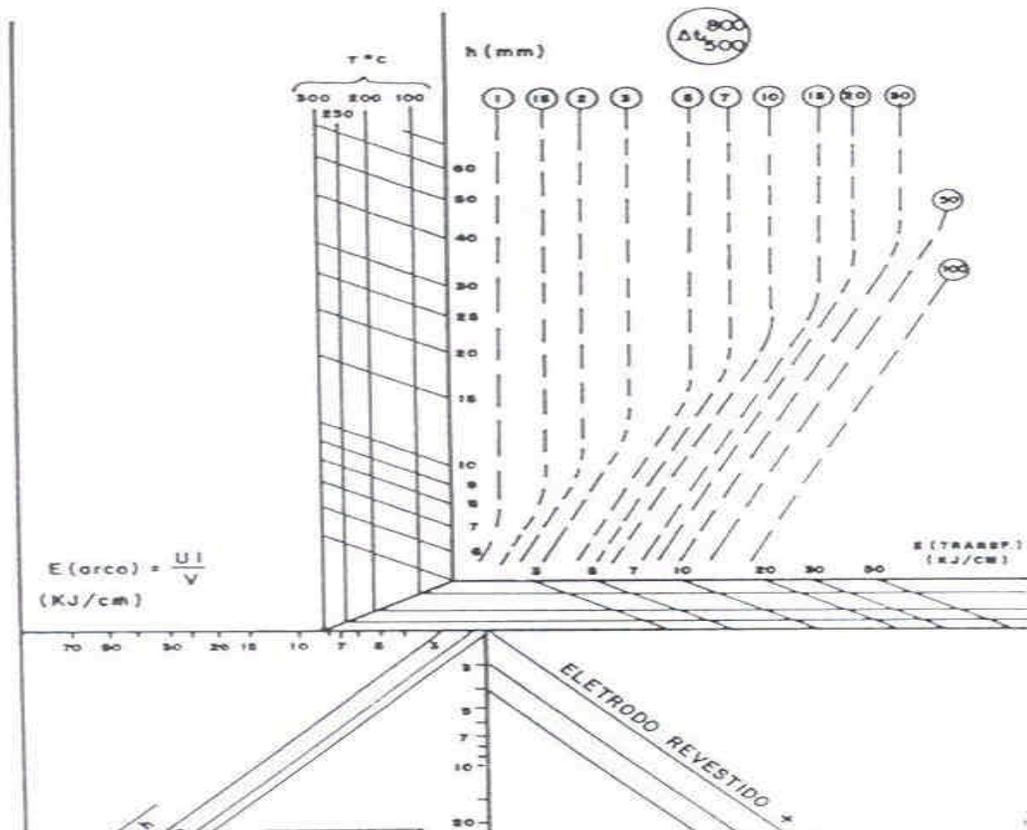


Figura 4.16 – Ábaco para determinação de $t_{8/5}$ – IRSID (Bursteinas e Sivieri, 1983)

4.5.3. Critério para Previsão de Dureza Máxima na ZAC

Nas últimas décadas muitos pesquisadores trabalham no sentido de formular equações para previsão de dureza na ZAC, sem a necessidade de realização de teste.

De acordo com Bohorquez (1989), outras fórmulas têm sido propostas para prever a dureza máxima na ZAC a partir da composição química e do tempo de resfriamento.

Entre elas, pode-se citar:

A fórmula de Loren – Dueren, que segundo Suzuki (1985), parece ser a mais confiável em vista da excelente correlação, $R=0,98$, entre os valores calculados e os efetivamente

medidos. A fórmula aplicada a estruturas martensíticas e bainíticas (Bohorquez, 1989), é dada por:

$$HV_{Max} = 2019[(1 - 0,5 \log \Delta t_{8/5})C + 0,3(CE_B - C)] + 66(1 - 0,8 \log \Delta t_{8/5}) \quad (3)$$

onde,

$$CE_B = C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{17} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \quad (4)$$

Como pode ser visto da equação 3, pode-se prever a dureza a partir do carbono equivalente CE_B só quando usa-se também o valor do teor de C.

Yurioka (1981) apud Bohorquez (1989) propôs a fórmula que chamou de NSC-Y:

$$HV_{máx.} = 406 C + 164 CE_I + 183 - \arctan X (369 C - 149 CE_{II} + 100) \quad (5)$$

onde,

$$X = \frac{\log \Delta t_{8/5} - 2,822 CE_{II} + 0,262}{0,526 - 0,195 CE_{II}} \quad (6)$$

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{5} + 10B \quad (7)$$

$$CE_{II} = C - \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{5} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{6} + 10B \quad (8)$$

CE_I determina a dureza máxima para resfriamento lento e CE_{II} se relaciona com os tempos críticos de resfriamento para o aparecimento de microestrutura 100% e 0% martensíticas. A fórmula é válida para aços incluídos em determinada faixa de composição (Bohorquez, 1989).

Terasaki (1984) apud Bohorquez (1989), baseado em dados de dureza para aços C-

Mn e baixo C baixa liga propôs sua fórmula denominada TJOM-2:

$$\text{Para } t_{8/5} < t_M \quad HV_{\text{máx}} = HV_M \quad (9)$$

$$\text{Para } t_{8/5} > t_M \quad HV_{\text{Max}} = HV_{0\%M} + \exp \left[\frac{(HV_M - HV_{0\%M})}{\frac{0,2(\Delta t_{8/5} - 1)}{t_M}} \right] \quad (10)$$

Onde,

$$\log t_M = 2.5P_v - 1,27 \quad (10)$$

$$P_v = C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{3} + 5B \quad (11)$$

$$HV_{0\%M} = 164 \left(\frac{C}{2} + \frac{Si}{7} + \frac{Cr}{7} + \frac{Mo}{2} + V + Nb + 7B + 153 \right) \quad (12)$$

$$\text{Dureza 100\% Martensita} = HV_M = 812C + 293 \quad (13)$$

Suzuki (1985), supôs que a curva de dureza x $\log t_{8/5}$ pode ser descrita por uma curva logística, como segue:

$$HV_{\text{máx.}} = HV_a + \frac{K}{1 + e^{[a(\log t_{8/5} - Y_5)]}} \quad (14)$$

Onde HV_a , a , K e Y_5 são constantes que dependem da composição química do aço em estudo.

Também supôs que HV_a é a dureza máxima para $t_{8/5} = 60s$, e que :

$$K = HV_M - HV_a \quad (15)$$

HV_M sendo o valor da dureza para 100% martensita usado nas equações experimentais de Yurioka (1981) apud Bohorquez (1989),

$$HV_M = 884C + 287 \quad (16)$$

De acordo com Bohorquez (1989), Suzuki fez comparações das suas fórmulas BL70 e BL70S, com a fórmula (3) de Dueren, NSC – Y de Yurioka, e TJOM – 2 de Terasaki, , que considerou as mais acertadas existentes até então na literatura, conforme qualificação dos modelos de previsão da Dureza Máxima mostrada na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Qualificação dos modelos de previsão da Dureza Máxima

Fórmula	Correlação R	Desvio Syx (HV)
BL70 (Suzuki)	0.9691	17.11
BL70S (Suzuki)	0.9599	19.40
NSC-Y (Yurioka)	0.9610	19.37
T-JOM-2 (Terasaki)	0.9529	21.11
Dueren	0.9372	21.07

4.5.4. Analisador de Procedimentos de Soldagem

O efeito combinado da espessura da chapa, preaquecimento, condições de soldagem, ciclo térmico etc., na velocidade de resfriamento da ZAC é difícil de ser analisado sem um modelo matemático adequado como demonstrado no item 4.5.3. Por isto, o software **ANALISADOR DE SITUAÇÕES DE SOLDAGEM**, desenvolvido pela Empresa Soldasoft, é uma ferramenta valiosa na elaboração de procedimentos de soldagem.

O objetivo do software é o de auxiliar o técnico no estabelecimento dos principais parâmetros de soldagem de modo a se evitar problemas de fissuração pelo hidrogênio, tanto durante a operação de soldagem (hidrogênio difusível) quanto em serviço (no caso de H₂S, por exemplo).

Como se sabe, quando se elabora um procedimento de soldagem (ASME, 1983), deve-se ter cuidado para não fragilizar o material, para que não ocorram fissuras ou trincas, seja logo após a soldagem ou mais tarde, quando a peça soldada estiver em serviço e sujeita

a impactos e/ou tensões alternantes. Para isto é preciso **controlar a dureza da solda e da ZAC**, as quais dependem da composição química e da velocidade de resfriamento respectivamente da solda e da ZAC.

Segundo o Manual de Instruções Soldasoft para utilizar o programa deve-se seguir a rota ANÁLISE/DUREZA onde aparecerá uma tela que consta da barra de menu (ARQUIVAR, EDITAR, CALCULAR) e de quatro quadros, a saber: COMPOSIÇÃO QUÍMICA, RESULTADOS, COMPONENTES EQUIVALENTES e DUREZA/TEMPO. Preencha a composição química e mande calcular. Logo, teremos como respostas: a) a dureza para a região que tiver 100% de martensita e o tempo de resfriamento necessário para obter 100% de martensita; b) a dureza para a região que tiver 0% de martensita e o tempo de resfriamento necessário para obter 0% de martensita; c) os valores equivalentes de carbono, níquel e cromo. O último quadro (DUREZA)/(TEMPO) permite que se faça um cálculo de dois “Vês” (vai e volta): logo pode-se dar a dureza e pressionar ENTER para calcular o tempo de resfriamento necessário para obter aquela dureza ou vice-versa. A dureza pode ser calculada por três fórmulas: (a) Terasaki, (b) Suzuki ou (3) Yurioka. O programa escolhe a fórmula mais adequada quando a composição química cai dentro do campo de validade da fórmula a empregar.

A tela seguinte é utilizada para calcular a dureza da ZAC, para qualquer tempo de resfriamento (de 800 a 500°C), para aços.

PREVISÃO DE DUREZA MÁXIMA NA ALTA ZAC (PARA A AÇOS)

Arquivo · Editar · Calcular

Composição Química

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0.14	0.94	0.20	0.00	0.10				
Nb	V	Ti	Al	N	B	O	W	Zr
			0.37					

Resultados

Formula utilizada:

Dureza da martensita Hv

Dureza com 0% de martensita Hv

Tempo 800/500 100% martensita s

Tempo 800/500 0% martensita s

Componentes Equivalentes

C	Ni	Cr
0.29667	4.67	0.3

Dureza/Tempo

Ative, digite e pressione ENTER

Dureza Hv

$\Delta T(800/500^{\circ}\text{C})$ s

Calcular **Sair**

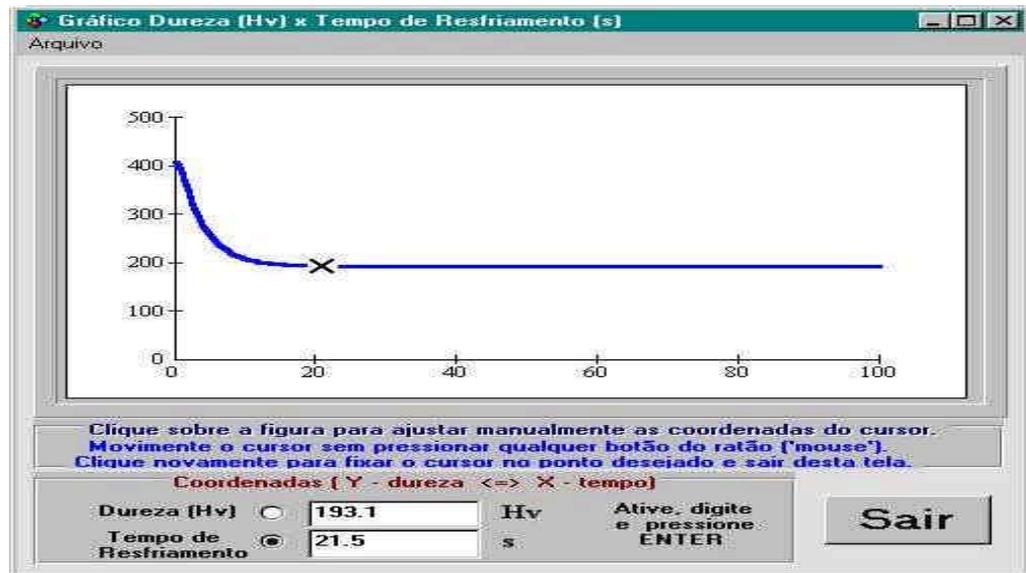


Figura 4.18– Tela Cálculo de Dureza Analisador de Soldabilidade (SOLDASOFT).

(a) Cálculo de Dureza (b) Gráfico Dureza (Hv) x Tempo de Resfriamento (s)

Digite a composição química do aço. Navegue de elemento a elemento apertando a tecla “TAB”. O “software” responderá atualizando os valores de carbono, níquel e cromo equivalente. Isto feito aperte o botão “**Calcular**” e os resultados aparecerão.

4.5.5. Método para medição de Dureza Máxima na ZAC

Quanto à obtenção do valor de Dureza Máxima na ZAC existem na literatura vários métodos propostos (Bohorquez, 1989), entre eles:

- a) O adotado pelo IRSID - 1977, no qual é usada uma carga de 5 kgf no ensaio de dureza Vickers, e os pontos de medição são escolhidos todos na zona da ZAC super-aquecida junto à linha de fusão, a intervalos maiores de 0.5 mm (Figura 4.19 a). Devido a provável presença de heterogeneidades localizadas (inclusões por exemplo), que afetam as medidas, o valor adotado de dureza não é o máximo daqueles obtidos, mas, e sim uma média dos 3 ou 5 maiores valores

obtidos em um C.P., desde que as diferenças entre esses valores estejam num intervalo de 20 HV (considerado razoável).

- b) O recomendado pela norma JIS Z3101 - 1976, em que se faz as medições de dureza Vickers com carga de 10 kgf, em pontos localizados ao longo de uma linha tangente à de fusão no seu ponto mais baixo e paralelo à superfície da chapa (Figura 4.19 b). As medidas seriam uma no ponto de tangência e pelo menos 7 a cada lado da reta, a intervalos de 0.5 mm. O maior valor de dureza obtido de todos os medidos seria o de dureza máxima.

Bohorquez (1989) utilizou um método alternativo, em que as medidas foram feitas com carga de 10 kgf (durante 12 a 16 s), com o qual se obtém uma “média” do valor de dureza da região abrangida pela impressão, diminuindo assim a possibilidade de obter valores afetados por heterogeneidades localizadas. O valor de **dureza máxima adotada será o maior obtido no C.P** Fig. 4.19(c) . Foram utilizados diferentes espaçamentos – 1.5, 1.0, 0.7, 0.5 e 0.4 mm – e em nenhum caso constatou-se deformações das bordas das impressões ou variação do valor de dureza atribuível ao diferente espaçamento.

No presente trabalho foi utilizado o método proposto por Bohorquez (1989) com um **espaçamento de 0.5 mm entre impressões**, porém, **usando uma carga de 300 gf**. (Tabela 4.3), e **comprovado com uma carga de 10 kgf**.

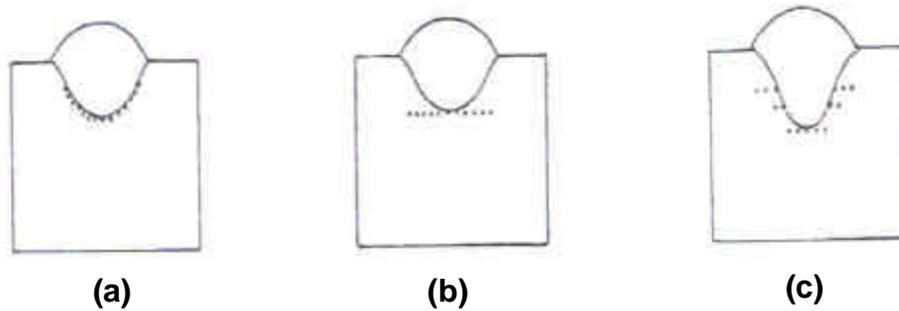


Figura 4.19 (a), (b) e (c) – Localização das impressões de dureza Vickers

Tabela 4.3 – Comparação entre testes de dureza – Adaptado de Askeland, 1996 (Amauri et al, 2000).

Método do ensaio de dureza	Tipo da ponta de impressão	Carga	Aplicação
Microdureza	Pirâmide de diamante, base quadrada e 136°	1 a 1000 gf	Camadas superficiais, folhas finas, arames, fases microscópicas , zona termicamente afetada (ZAC) em soldas .
Vickers (HV)	Pirâmide de diamante, base rômica (razão 7:1)		
Knoop (HK)			

4.6. SOLDABILIDADE DO AÇO ASTM A 516 GR. 60

4.6.1. Características do Aço ASTM A 516 Gr. 60

O aço ASTM A 516 grau 60 é um aço carbono estrutural, classificado pela Norma ASTM (1979) segundo as suas propriedades mecânicas e que contém como principais elementos de liga Mn e Si.

Esses elementos de liga dissolvidos na ferrita aumentam sua dureza e resistência mecânica, antes mesmo de qualquer tratamento térmico, sem decréscimo sensível da ductilidade.

As tabelas 4.4 e 4.5 apresentam as propriedades mecânicas e a composição química segundo a Norma ASTM (1987).

TABELA 4.4 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A 516 grau 60.

Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento min (MPa)	Alongamento mínimo Lo= 200mm (%)	Alongamento mínimo Lo= 50mm (%)
415-550	220	21	25

TABELA 4.5 – Composição química da chapa de aço ASTM A 516 grau 60.

Elemento	C máx (%)	Mn (%)	P máx (%)	S máx (%)	Si (%)
Composição	0,23	0,79-1,30	0,035	0,04	0,13-0,45

O seu fornecimento é geralmente no estado laminado a quente, a frio e recozido ou normalizado. Apresenta boa resistência mecânica, resistência à corrosão atmosférica, resistência ao choque e à fadiga, o que aliada a uma boa maleabilidade e soldabilidade torna a sua aplicação atrativa na construção de vasos de pressão, no setor petrolífero, transporte e construção civil, dentre outros (Chiaverini,1984; ASTM,1987; Telles, 1991). Apesar de sua boa soldabilidade, deve-se observar que durante a soldagem, ocorrem na ZAC regiões de alta dureza que estão sujeitas a trincas de corrosão sob tensão, quando exposta a um meio ambiente propício (Ribeiro, 2001).

4.6.2. Mudanças Estruturais na Zona de Solda

Durante a soldagem dos aços de baixa liga, a ZAC pode vir a sofrer um endurecimento, devido a mudança em sua microestrutura, causadas pelos dinâmicos ciclos térmicos que lhe são impostos (Okumura e Taniguchi, 1982). O nível final da dureza

depende não somente da velocidade de resfriamento, mas também da composição química do próprio aço.

Segundo o método do IIW, o carbono equivalente para que um aço apresente baixa temperabilidade e boa soldabilidade não deve ultrapassar a 0,40 (Ribeiro, 2001). O aço ASTM A 516 Gr. 60 é classificado segundo suas propriedades de resistência mecânica, e não pela composição química; logo, a mesma pode variar segundo o apresentado na Tabela 4.6 (Ribeiro, 2001). Porém, utilizando-se da composição química típica fornecida pelo fabricante deste aço e a equação (2) para o C_{eq} adotada pelo IIW, verifica-se que o carbono equivalente apresenta-se em torno de 0,30. Nessas condições, utilizando o ábaco do IRSID, figura 4.21, para uma espessura de 25 mm, aporte térmico de 19,44 kJ/cm e utilizando-se fluxo básico conclui-se que não será necessário preaquecimento para evitar dureza excessiva na ZAC e o risco de trinca a frio.

Uma outra descontinuidade que poderá surgir devido à soldagem desses aços são as trincas de corrosão sob tensão em meio corrosivo de H_2S nas regiões da ZAC que apresentarem uma dureza acima de 248 HV (NACE, 1990). Analisando a figura 4.20, pode-se observar no diagrama CCT dos aços ASTM A 516 Gr. 60 que, nas regiões da ZAC onde ocorrem altas velocidades de resfriamento com $t_{8/5} < 9,0$ segundos, pode-se formar estruturas com dureza superior ao recomendado e, portanto, sujeitas à corrosão sob tensão (Ribeiro, 2001).

Para os vasos de pressão sujeitos a corrosão sob tensão, independente de espessuras das chapas, deve-se realizar um tratamento térmico de alívio de tensões com uma temperatura mínima de 595°C por no mínimo, uma hora para espessuras de 25,4 mm (ASME – Seção VIII, 1983; PETROBRAS, 1987).

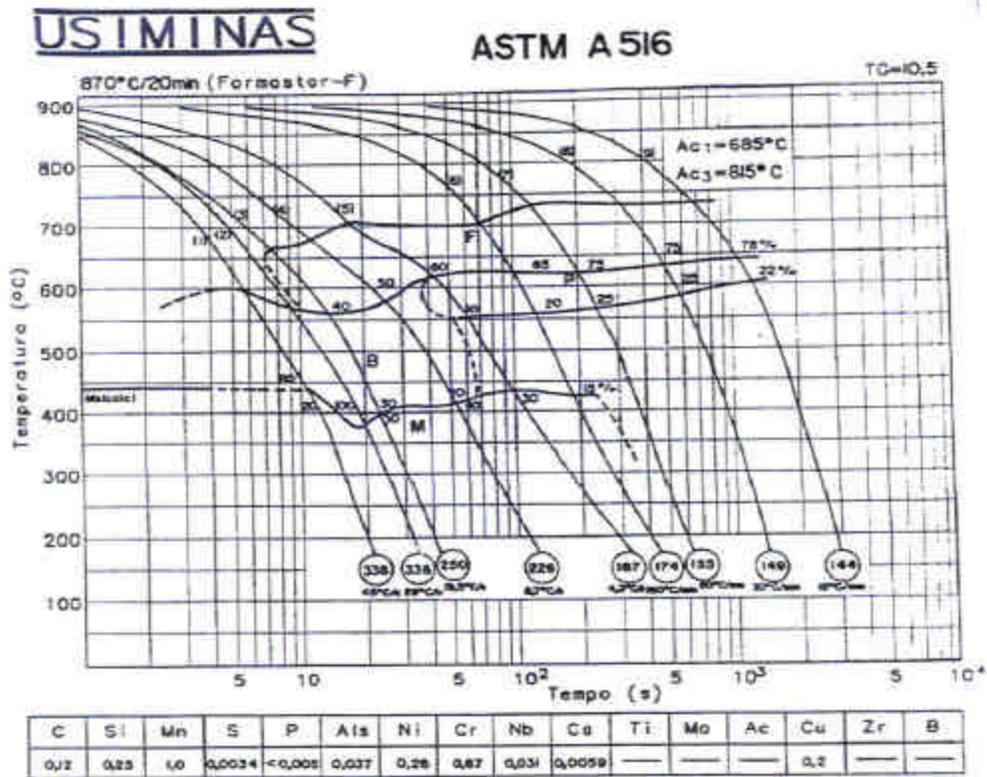


Figura 4.20 - Curva CCT para aço ASTM A 516 grau 60 – Gentileza: USIMINAS

4.6.3. Microestrutura do Metal de Solda Ferrítico

Durante a decomposição da austenita pode-se formar várias microestruturas nos metais de solda ferrítico, já que as mesmas se formam em função das diferentes taxas de resfriamento e teores de elementos de liga do metal de solda (Maciel, 1996; Ventrella, 1999; Martins, 2000).

Nos aços C-Mn baixa liga, poucos são os trabalhos publicados até o momento que procuram unificar a classificação e terminologia dos constituintes da zona afetada pelo calor (Alé et al, 1991).

No presente trabalho, foi feita uma análise da evolução da formação dos constituintes da região do Metal de Solda e grãos grosseiros da ZAC, obtida pelo processo de soldagem ao arco submerso.

A nomenclatura mais aceita internacionalmente é a proposta pelo documento IIS-IIW-835-85 (ex doc. IX-1377-85), onde os constituintes microestruturais são observados através de microscopia ótica com um aumento de 500 vezes (Ventrella, 1999). Segundo este documento os metais de solda ferrítico classificam-se em:

a) Ferrita Primária de Contorno de Grão – PF(G)

Consiste de cristais de ferrita que nucleam nos contornos de grão austeníticos, a temperaturas mais altas (800-850°C), sendo os primeiros a serem formados. É o constituinte mais fácil de ser identificado no metal de solda devido ao seu aspecto claro e liso. Apresentam, usualmente, uma forma lenticular ou equiaxial (Modenesi et al, 1992).

A sua formação deve-se a taxas de resfriamento muito lenta e geralmente não é encontrada em metais de solda de aços de alta resistência, pois, o elevado teor de elementos de liga desses aços retardam tanto a nucleação quanto as reações de crescimento difusional que ocorrem no contorno de grão da austenita.

Esta morfologia da ferrita apresenta um tamanho de grão relativamente grande e tende, nas regiões inalteradas da zona fundida, a formar veios ao longo dos contornos dos grãos colunares austeníticos.

Entre os seus grãos podem ser observados constituintes ricos em carbono e em impurezas, segregados durante a transformação de fase. Devido a estas características, a ferrita primária de contorno de grão é, em geral considerada um constituinte indesejado em soldas, pois apresenta uma baixa resistência à fratura por clivagem. Ver figura 4.21.

b) Ferrita Poligonal Intragranular – PF (I)

A ferrita poligonal intragranular aparece na forma de grãos, normalmente poligonais, e nucleia quase que exclusivamente no interior dos grãos austeníticos, presumivelmente em inclusões ou outros sítios de nucleação heterogênea, ocorrendo em taxas de resfriamento muito lenta (Ventrella, 1999). Se o tamanho do grão austenítico for suficientemente grande em relação ao dos grãos ferríticos que crescem a partir dos seus contornos, e, havendo sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem se formar no interior dos grãos austeníticos.

A ferrita poligonal intragranular – PF(I) deve ser maior que cerca de três vezes o tamanho médio das ripas de ferrita acicular ou ferrita com segunda fase circundante. Ver figura 4.21

c) Ferrita Acicular – AF

A ferrita acicular é um constituinte que se apresenta na forma de grãos extremamente finos de ferrita não paralelas, separadas por contornos de alto ângulo, e nucleiam-se no interior do grão da austenita prévia sob taxas de resfriamento mais elevadas do que a ferrita primária.

Forma-se intergranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em sítios como inclusões (ou próximas a estas), precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos (Modenesi et al, 1992).

Na zona fundida, a sua formação é assim favorecida pela presença de precipitados e, particularmente, de numerosas inclusões resultante da presença de oxigênio, em geral, em teores mais altos que os do metal de base.

Esta forma de ferrita possui granulação fina e maior densidade de discordância que as formas anteriores, aliada a um aspecto entrelaçado, com contornos de grãos de alto ângulo, lhe confere alta resistência e boa tenacidade. Entre os grãos, podem existir carbonetos ou outros microconstituintes ricos em carbono e adiciona-se elementos de liga, tais como Mn, Ni, Mo, etc., que propiciam a formação de microestruturas tenazes.

Devido às suas características, este constituinte é considerado como tendo propriedades mecânicas desejáveis para o metal de solda. Ver figura 4.21.

d) Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A)

A ferrita com segunda fase alinhada é um constituinte formado por grãos grosseiros e paralelos que crescem ao longo de um plano bem definido, formando duas ou mais ripas de ferrita paralelas.

Quando se observar somente duas ripas, estas só devem ser classificadas como FS se a sua relação comprimento largura for superior a 4/1. Caso tal não ocorra, o constituinte deverá ser classificado como AF ou PF. A nucleação da FS(A) ocorre no contorno de grão, podendo seu crescimento iniciar-se a partir do contorno de grão ou dentro do grão austenítico. Ver figura 4.21.

e) Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada – FS(NA)

A Ferrita com segunda fase não alinhada é formada por ferrita circundando completamente microconstituintes ou ripas de ferrita acicular. Não se apresenta em forma paralela como a FS(A), mas o mecanismo de formação e as características mecânicas são as mesmas da FS(A). Ver figura 4.21.

f) Agregado Ferrita-Carboneto – FC

O agregado ferrita-carboneto é um constituinte formado fora dos contornos de grão da austenita, apresentando uma estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo perlita e ferrita com interfaces de carboneto. O agregado ferrita carboneto é um constituinte de aparência escura, pois apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida por MO. Ver figura 4.21.

g) Martensita

A martensita é o constituinte que se forma como produto final de transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento, além disso metais de solda com elevado teor de C também favorecem a formação desse constituinte. Dependendo do teor de C pode-se ter a “martensita em ripas” ou a “martensita maclada”. A martensita em ripas forma-se por um mecanismo de deslizamento, sendo encontrada em aços com teor de C menor do que 0,5% (peso). A martensita maclada é encontrada em aços com teor de C acima de 0,8 (peso). Em aço carbono e C-Mn, este constituinte é encontrado somente em pequenas quantidades na zona fundida de soldas realizadas pelos processos usuais (Modenesi et al, 1985). Ver figura 4.21.

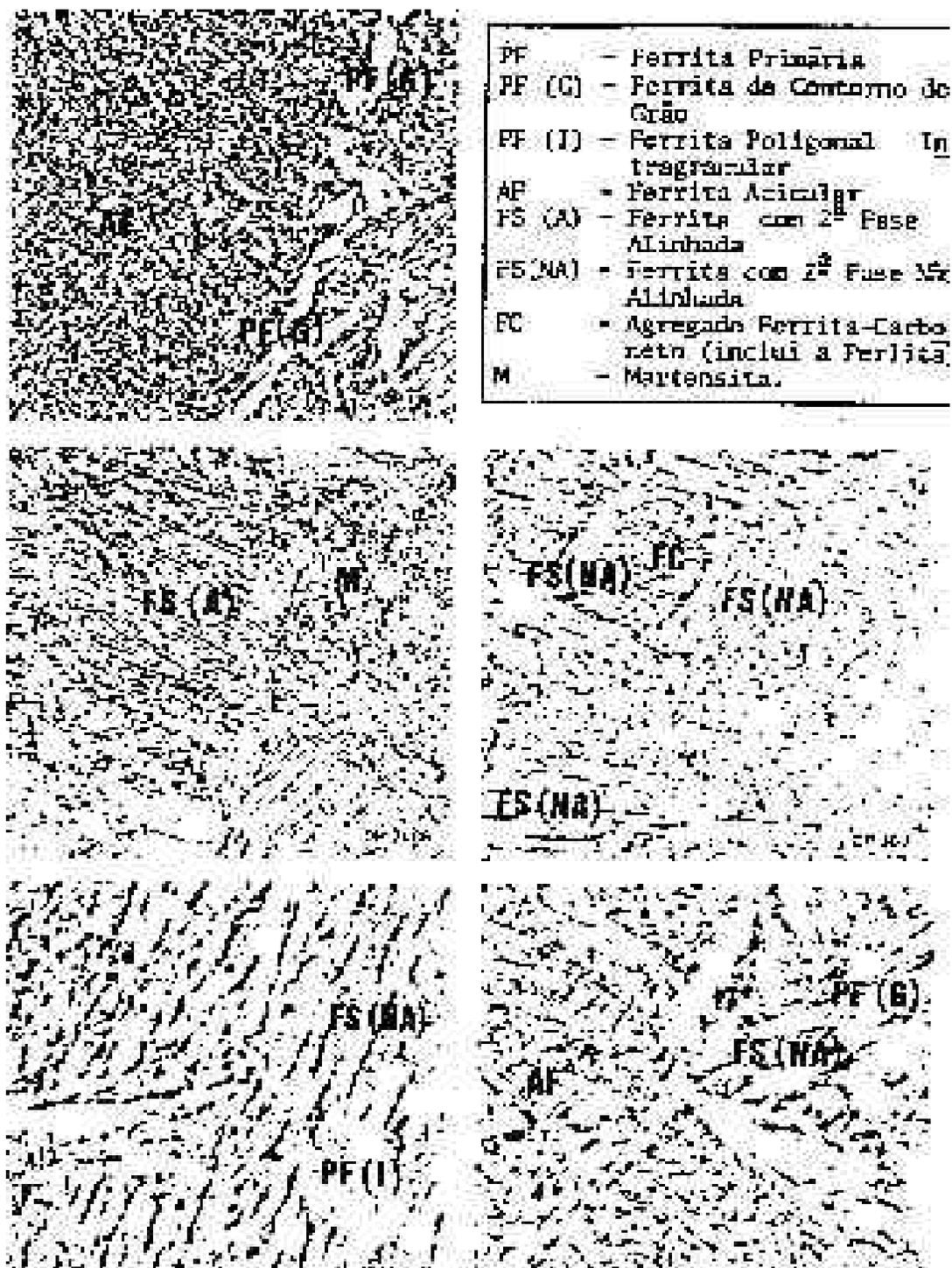


Figura 4.21- Microestruturas do metal de solda mostrando os vários constituintes microestruturais (IIW, 1985).

4.7. PROCESSOS DE SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO

Os processos de soldagem podem ser classificados pelo tipo de energia ou pela natureza da união.

As fontes de energia empregadas nos processos de soldagem são mecânicas, químicas, elétrica e radiante (Kou, 1987). Os processos de soldagem devem assegurar condições de proteção específicas capazes de evitar que a solda seja contaminada pelo ar atmosférico. Assim, a solda pode ser realizada sob vácuo, com gás ativo ou inerte, sob fluxo (escória) e sem proteção.

Os processos de soldagem por arco elétrico, são sem dúvida, os processos mais importantes de “soldagem por fusão”. Há pelo menos 35 processos de soldagem com diferentes variantes e na maioria dos casos utiliza-se calor para fundir o metal, de forma a criar a ligação entre as partes a serem soldadas, as quais solidificam-se ao retirar-se a fonte de calor (Santos e Quintino, 1998).

Dentre os vários processos de soldagem a arco utilizados na soldagem de vasos de pressão, pode-se destacar os processos de Soldagem a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido - SAER, o TIG - Tungsten Inert Gas e o processo de Soldagem a Arco Submerso – SAS (Wainer et al,1992; Lincoln,1973), o qual foi utilizado neste trabalho.

4.7. 1. Processo de Soldagem a Arco Submerso

A Soldagem a Arco Submerso une metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico (ou arcos), entre um eletrodo nu (ou vários eletrodos) e o metal de base. O arco está submerso e coberto por uma camada de material granular fusível que é conhecido por fluxo; portanto o regime de fusão é misto: por efeito joule e por arco elétrico (Wainer et al, 1992) .

Dispositivos automáticos asseguram alimentação do eletrodo (ou dos eletrodos) a uma velocidade conveniente de tal forma que sua ou suas extremidades mergulhem constantemente no banho de fluxo em fusão. A movimentação do arame em relação à peça faz progredir passo a passo o banho de fusão que se encontra sempre coberto e protegido pelo processo a arco submerso (Wainer et al, 1992, Lincon, 1973).

As Figuras 4.22 e 4.23 mostram esquematicamente este processo.

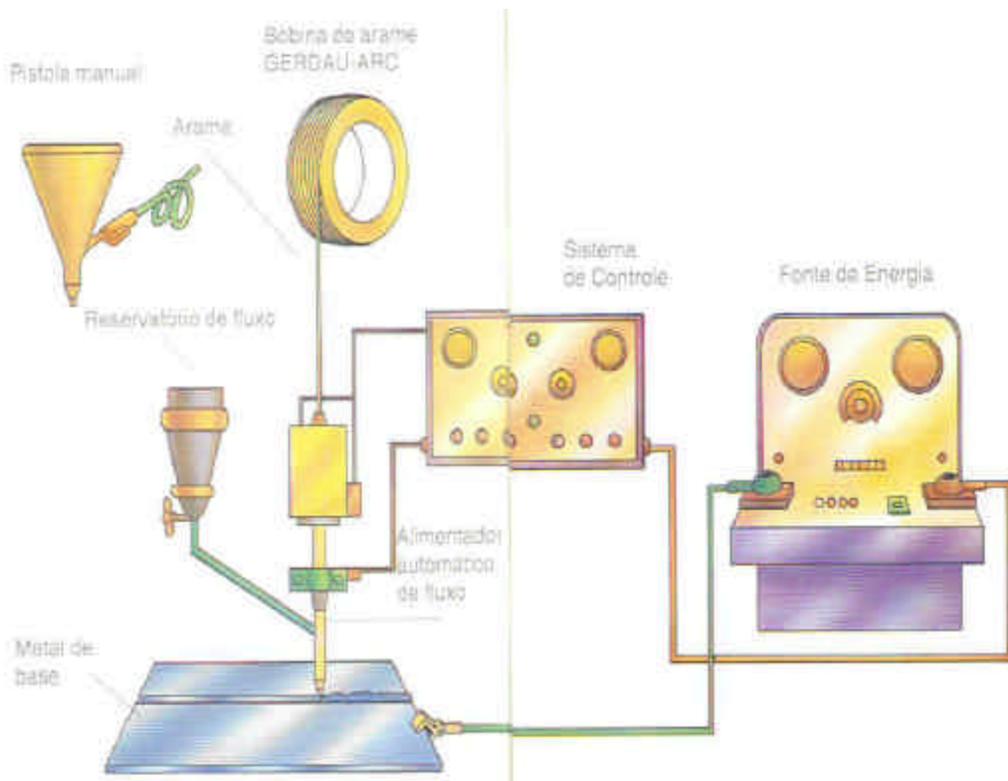


Figura 4.22 – Processo de soldagem a Arco Submerso – Esquematicamente (Wainer et al, 1992).

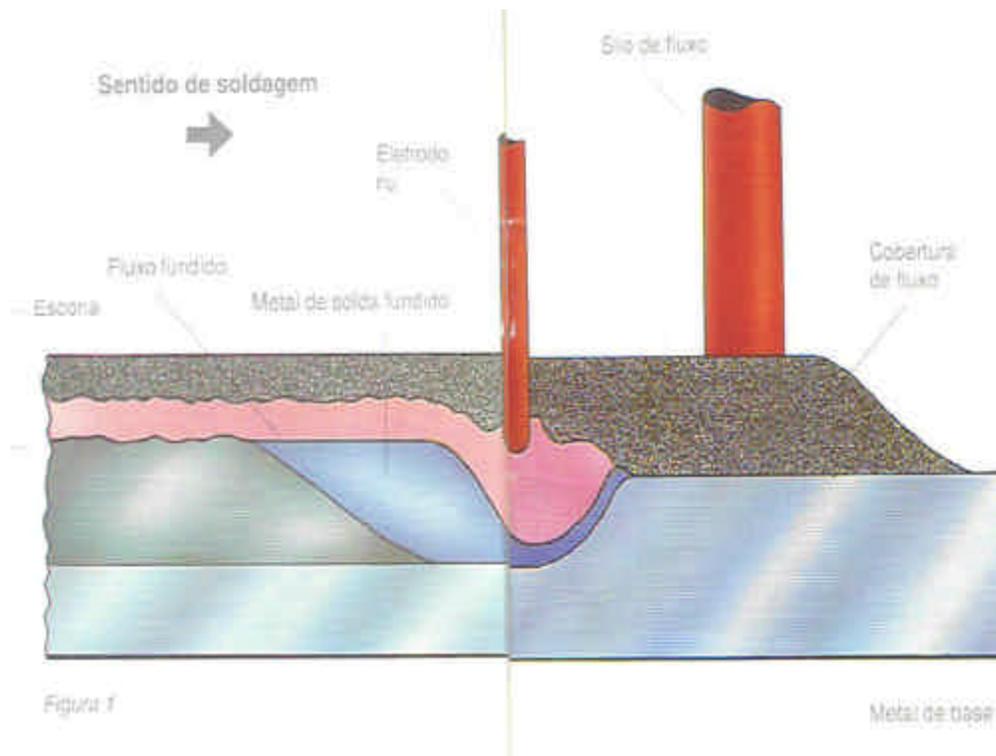


Figura 4.23 - Processo de Soldagem a Arco Submerso – Esquemáticamente (Wainer et al, 1992).

O processo de soldagem a arco submerso solda uma faixa ampla de espessuras, e a maioria dos aços ferríticos e austeníticos. Uma grande utilidade do processo está na soldagem de chapas espessas de aço, por exemplo, para vasos de pressão, tanques, tubos de grandes diâmetros e vigas.

A soldagem com corrente contínua permite um melhor controle do formato do cordão de solda, da profundidade de penetração e da velocidade de soldagem. Corrente contínua, polaridade direta, é melhor para a estabilidade do arco, e o resultado é o melhor controle do formato do cordão de solda (FBTS, 1997).

Os eletrodos de Soldagem a Arco Submerso têm usualmente composição química muito similar à composição do metal de base.

Fluxos para Soldagem a Arco Submerso também alteram a composição química da solda e influenciam em suas propriedades mecânicas. As características do fluxo são similares às dos revestimentos usados no processo Eletrodo Revestido.

A composição da solda é alterada por fatores como reações químicas do metal base com elementos do eletrodo e do fluxo, e elementos de liga adicionados através do fluxo. A possibilidade que o processo apresenta de se utilizar várias combinações arame-fluxo, pois ambos são individuais, permite ao processo grande flexibilidade para se alcançar as propriedades desejadas para a solda.

Segundo Kou (1987), o processo SAS devido a presença de fluxo sólido, ao grande volume de escória e metal fundido é limitado normalmente a posição plana e circunferencial de soldagem. Também devido ao alto aporte térmico e à grande poça de fusão que é gerada, grãos colunares podem se formar na Zona Fundida, resultando na diminuição da tenacidade ou ainda em trincamento à quente do Metal de Solda.

4.7.2. Tratamento Térmico Pós Soldagem - TTPS

Os tratamentos térmicos pós soldagem podem afetar as propriedades mecânicas do metal de solda. O alívio de tensões e a normalização são os tratamentos térmicos mais usados após a soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga (Farias e Quites, 1992). Os tratamentos térmicos de alívio de tensões em uma estrutura soldada apresentam dois grandes propósitos: reduzir o nível de tensões residuais e diminuir a dureza e/ou modificar a microestrutura da ZAC.

O tratamento térmico de alívio de tensões, após realizado, segundo Ribeiro (2001) trará também outras conseqüências, tais como:

➤ Redução do limite de escoamento.

Para aços C e C-Mn, normalmente promoverá uma redução no limite de resistência e no limite de escoamento do metal de base e da zona fundida provenientes do coalescimento da perlita promovendo a esferoidização das lamelas de cementita. Essa redução se acentuará no caso de tratamento térmico prolongado ou na repetição de tratamentos.

➤ Alteração da tenacidade:

Metal de base: em aços C e C-Mn, por exemplo, geralmente ocorre uma pequena diminuição da tenacidade do metal de base devido ao crescimento de grão.

Zona afetada pelo calor: para os aços que geram estruturas martensíticas na ZAC, o aquecimento produz reajustamento interno da martensítica que alivia ou remove as tensões da estrutura, corrige excessiva dureza e fragilidade possibilitando a aumento de tenacidade.

Zona fundida: o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões será função principalmente da microestrutura presente na zona fundida antes da realização do tratamento térmico. Se a microestrutura da ZF for predominante de ferrita pró-eutetóide e de ferrita de placas laterais e com pouca ferrita acicular, a realização do tratamento térmico, acarretará em uma diminuição de tenacidade. Haverá uma recristalização parcial das regiões com ferrita em placas e precipitação de carbonetos nos contornos de grão.

O Tratamento térmico para alívios em vasos de pressão devem ser de acordo com os Requisitos Pertinentes aos Métodos de Fabricação do Código ASME VIII, Divisão I (1983), Parte UW-40 e UC-56, e nos casos em que for enquadrado na categoria de “sujeitos a corrosão sob tensão com H₂S”, é **obrigatório**, qualquer que seja a espessura dos componentes do equipamento, de acordo com a Norma N-1706 (Petrobrás, 1987).

Capítulo V

MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Esta etapa do trabalho consiste na realização da soldagem do corpo de prova para testes de dureza e análise microestrutural. O objetivo desta seção será apresentar uma metodologia experimental para obter o perfil de dureza da junta soldada, e analisar os seus resultados com os previstos pelo software Analisador de Procedimentos de Soldagem – SOLDASOFT, e fórmula empírica para a previsão da dureza máxima na ZAC.

O fluxograma da figura 5.1 apresenta um resumo das atividades realizadas nesta etapa.

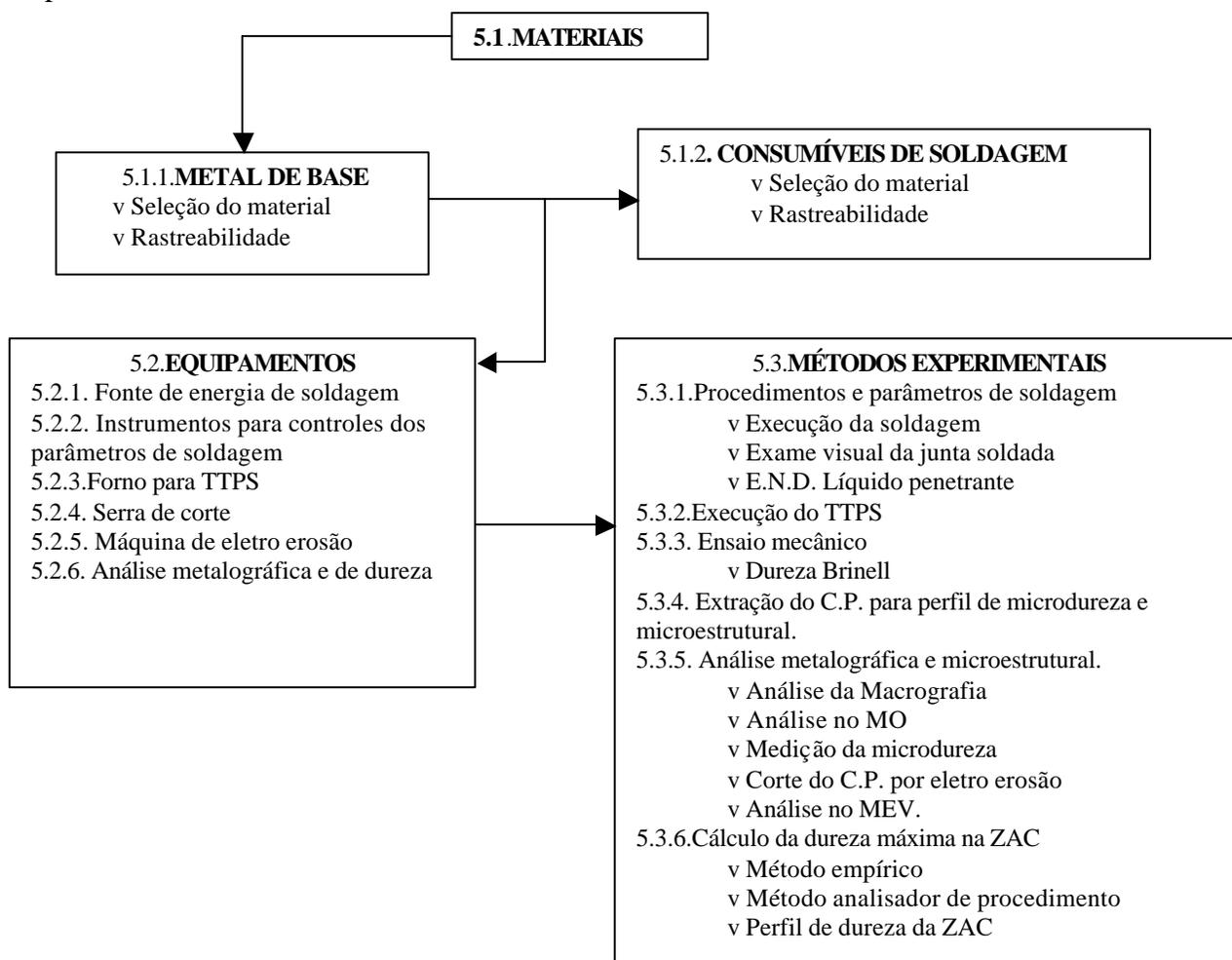


Figura 5.1. Fluxograma para o experimento

5.1 MATERIAIS

5.1.1. Metal de Base

Para a execução deste trabalho, foi utilizado como Metal Base (MB) o aço ASTM A 516 Grau 60 (espessura 25 mm), de fabricação nacional, adquirido por Máquinas Piratininga do Nordeste (MPN), cuja composição química e propriedades mecânicas podem ser vistas nas tabelas 5.1(a) e 5.1(b), sendo o Carbono Equivalente igual a 0,30. A microestrutura deste aço é apresentada na figura 5.2.

Tabela 5.1 (a) - Composição Química da Amostra Ensaçada
(Conforme fabricante).

Elemento	Percentual (%) em peso
C	0,14 0
Mn	0,940
P	0,024
S	0,010
Si	0,200
Al	0,037

Tabela 5.1 (b) – Propriedades Mecânicas da Amostra Ensaçada
(Conforme fabricante).

Aço N.º	1
Classe ASTM	A 516 Gr 60
L.R. (MPa)	454
L.E. (MPa)	289
Alongamento (%)	27
Estricção (%)	64

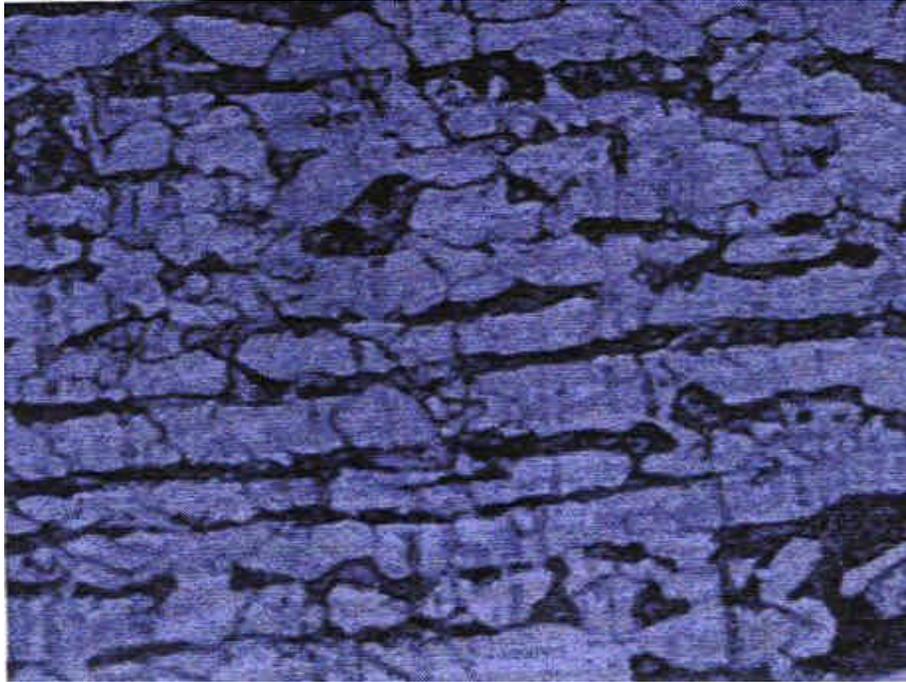


Figura 5.2 – Microestrutura do aço ASTM A 516 Grau 60. Grão Ferrítico com contorno Perlítico com dureza média de 160 HV. Ataque: Nital 2%. Ampliação 300x.

5.1.2 – Consumíveis de soldagem

Os consumíveis utilizados foi a combinação arame AWS EM 12K (diam. 3,2mm) e fluxo básico do tipo aglomerado, ligado ao manganês, conforme AWS F7AZ – EM12K, fabricados pela Lincoln Electric do Brasil e Belgo Mineira, respectivamente, especificados de acordo com o Código ASME II (1983), fornecido pela MPN. As suas composições químicas e propriedades mecânicas podem ser vistas nas Tabelas 5.1(c), 5.1(d) e 5.1(e) apresentadas abaixo:

Tabela 5.1(c) - Composição Química do Arame (segundo o fabricante).

Metal de Solda (elementos)	Percentual (%) em peso
C	0,070
Mn	0,85
S	0,012
Si	0,015
Al	0,001

Tabela 5.1 (d) e 5.1 (e) – Propriedades Química e Mecânicas do Metal de Solda (segundo o fabricante)

Análise Química (%)	
Elemento	Concentração (%)
C	0,042
Si	0,842
Mn	1,462
P	0,030
S	0,009

Propriedades Mecânicas	
Tração (MPa)	580
Escoamento (MPa)	500
Alongamento (%)	31
Impacto (J) média Charpy V (-29 °C)	29

Os consumíveis foram devidamente tratados para evitar a absorção de umidade, e conseqüentemente, o teor de hidrogênio, (Figura 5.3), segundo procedimentos de qualidade da MPN, e recomendações dos fabricantes. Devendo o processo de soldagem introduzir hidrogênio difusível inferior a 10 ml/100g de metal de solda depositado (Machado, 2000).

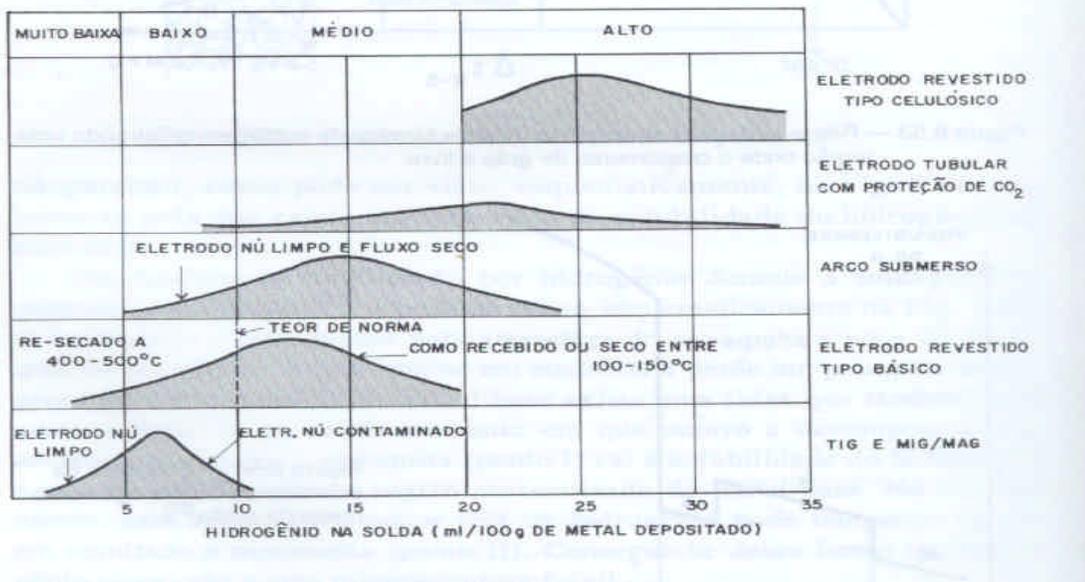


Figura 5.3 – Teores típicos de hidrogênio para diversos processos de soldagem (Wainer et al, 1992)

5.2. EQUIPAMENTOS

5.2.1. Fonte de Energia de Soldagem

O processo de soldagem usado foi o de Soldagem a Arco Submerso – SAS. Utilizou-se uma fonte retificador tipo tensão constante, modelo SA 800 da Lincoln Electric, com corrente máxima de 800 A e polaridade reversa – CCPR+, da linha de produção da MPN, devidamente aferida.

5.2.2. Instrumentos para Controle dos Parâmetros de Soldagem

Os instrumentos utilizados para o controle das variáveis do processo foram: Cronômetro analógico nº de identificação 280, Multímetro Alicata Tag 144, Escala milimétrica e Termômetro de Radiação Infravermelho Tag 296, utilizados no controle da qualidade da MPN, devidamente aferidos e rastreáveis.

5.2.3. Forno para Tratamento Térmico Pós Soldagem (TTPS)

O tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões (TTPS), realizado pela Musashi do Brasil/PE, foi em um Forno Marca Combustol, Modelo ADLR 8E, capacidade máxima 800kg., temperatura máxima de 700°C e tolerância de +/- 5°C. O resfriamento foi feito ao ar.

5.2.4. Serra de corte

Para a extração dos corpos de prova foi utilizada uma serra hidráulica com um sistema de resfriamento do corte Franho modelo 1425 tipo S/900 e serra de fita marca DOALL modelo DBW 1, no Laboratório de Produção Mecânica do CEFET/PE.

5.2.5 – Análise metalográfica e de dureza

a) As medições de dureza Brinell foram realizadas com durômetro portátil modelo Equotip nº 266 da MPN. As medições de microdureza (HV) foram feitas em um Durômetro Marca Zwick (HV 10kgf) com padrão marca MPA 711 +/- 6HV 5kgf; para carga de 10kgf e Marca Matsuzawa (HV 0.300kgf), Modelo MT-1 com padrão 702 +/- 21 HV 0.3kgf, para carga de 300gf no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Musashi do Brasil/PE.

b) Às análises metalográficas da ZAC, do Metal de Solda e do Metal de Base foram feitas em um microscópio ótico Marca OLYMPUS, Modelo BX 60M com analisador de imagens LEICA na Gerdau/RS e Marca UNION, modelo Versamet – 2 no LABMAT/UFPE.

Por fim para identificação de microconstituintes e microanálise química da ZAC e do MS foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) equipado com Espectrômetro a Dispersão de Energia – EDS, modelo JSM-5500 (figura 5.4), no Laboratório de Microscopia do Departamento de Física da UFPE, com as características técnicas abaixo:

Definição do ponto: 4.0 nm

Tensão de Aceleração: 0,5 a 30 kV (variação em 53 pontos)

Ampliação: x 18 a x 300.000



Figura 5.4 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), Laboratório de Física UFPE.

5.3 – MÉTODOS EXPERIMENTAIS

5.3.1. Procedimentos e Parâmetros de Soldagem

Para a obtenção da junta soldada foram realizados 13 (treze) passes de solda, formando 11 (onze) camadas; na chapa com as dimensões indicadas no item 5.3.2. Escolheu-se um tipo de junta de topo com chanfro em “X” com 60°, que permitisse a retirada do corpo de prova para o estudo da ZAC.

A soldagem foi feita na Máquinas Piratininga do Nordeste/PE (MPN), por soldador qualificado e máquina aferida e rastreada, figura 5.5. Adotou-se a Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) número CP 01/POLI (Anexo C), cujos parâmetros de soldagem são mostrados na tabela 5.2, qualificada pela MPN, conforme Norma de Qualificação do Código ASME IX (1983), Parte QW, tomada como referência padrão de soldagem de fabricação usada para o material em estudo.



Figura 5.5 – Processo de Soldagem a Arco Submerso: soldagem do corpo de prova em MPN.

Tabela 5.2 – Especificação de Procedimento de Soldagem.

Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/min)	Energia de Soldagem (kJ/cm)	Stick Out (mm)	Polaridade
455/460	29/30	360/400	19,44	25	DC+

Para o cálculo da energia de soldagem (Aporte Térmico) mediu-se a tensão e a corrente do retificador com o Multímetro Alicates, ligados nos cabos de saída e no cabo que fica conectado com o arco elétrico e serve para indicar a queda de tensão no mesmo e indiretamente a corrente de soldagem. A velocidade de soldagem, foi comparada através da medição do comprimento do cordão e a medida do tempo de soldagem com a utilização de uma Escala milimétrica e de um Cronômetro analógico, respectivamente.

A energia de soldagem é representada pelo seu valor nominal, ou seja, considerando a eficiência do arco variando de 0,80 a 0,99 para arco submerso (Kou, 1987).

A soldagem foi executada passe a passe, sem preaquecimento, porém com controle de temperaturas entre passes variando entre 135 a 163°C (Wainer et al,1992), iniciando-se o passe seguinte sempre nesta faixa de temperatura. Foi executada a soldagem com intensidade de corrente (I) variando de 430 a 460 A, a tensão (V) variando de 29 a 30 V e a velocidade de soldagem (vs) de 36 a 40 cm/min, proporcionando uma energia de soldagem nominal (H) média de 19,44 kJ/cm (usando $\eta=0,85$ para eficiência do arco), aproximadamente, calculada pela equação (17) (Scotti, 1986; ASM,1993).

$$H \text{ (kJ/cm)} = \frac{60 \times V \times I}{1000 \times v_s} \quad (\text{volt} \times \text{ampere})/(\text{cm/min}) \times \eta \quad (17)$$

5.3.2. Execução do TTPS

O corpo de prova para a Qualificação do Procedimento de Soldagem (Figura 5.6), com dimensão de 500 x 500 x 25 mm foi tratado termicamente pós soldagem para alívio de tensões na Empresa Musashi do Brasil/PE, de acordo com os Requisitos Pertinentes aos Métodos de Fabricação do Código ASME VIII, Divisão I (1983), Parte UW-40 e UCS-56.



Figura 5.6 – Corpo de prova para qualificação do procedimento de soldagem (500 x 500 x 25 mm)

Foram considerados os seguintes dados técnicos para o tratamento térmico de alívio de tensões (Figura 5.7):

- Velocidade de aquecimento (220 °C)/hora;
- Velocidade de resfriamento (260 °C)/hora;
- Temperatura de patamar (650 °C);
- Tempo de tratamento (1:00h).

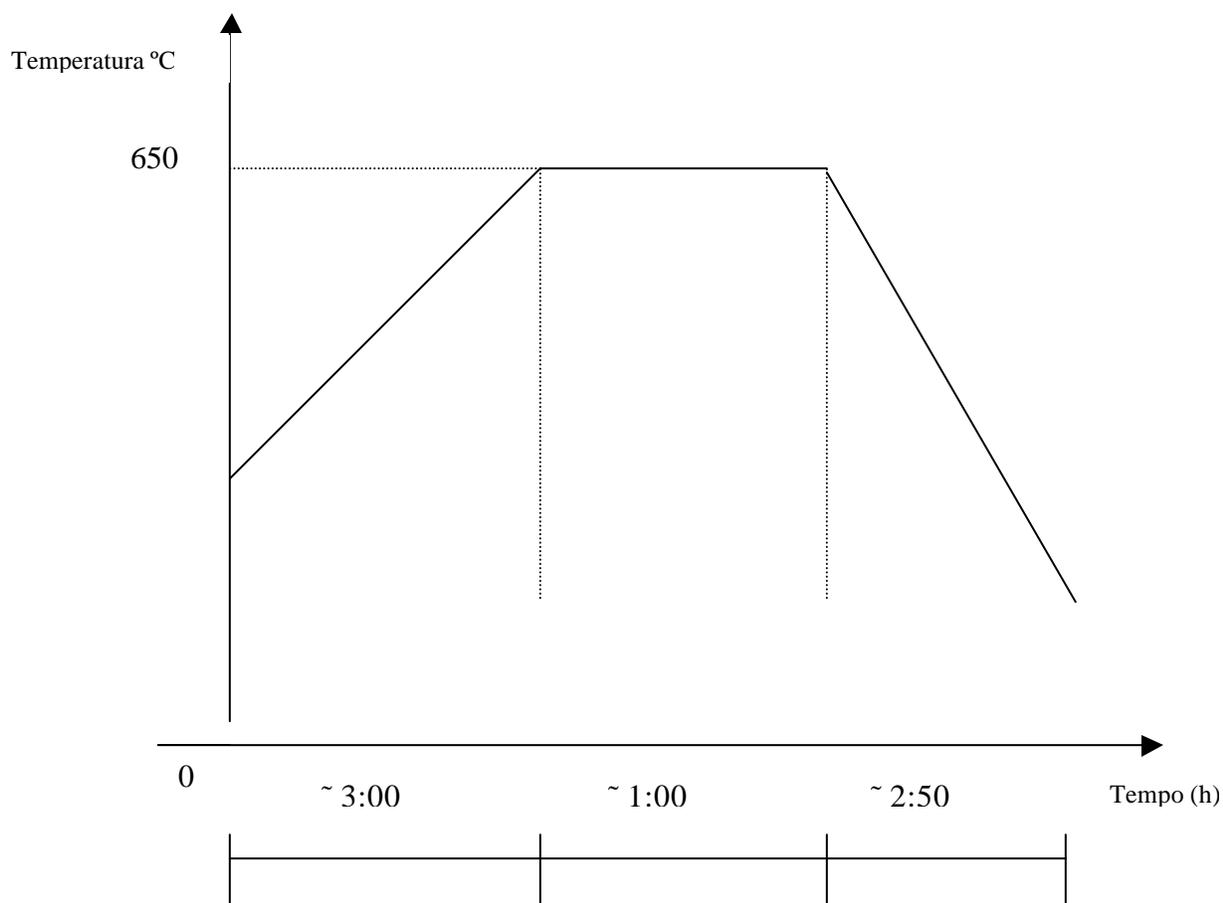


Figura 5.7 – Ciclo Térmico para alívio de tensões -TTPS (ASME Seção VIII, 1983)

O gráfico com o resultado do tratamento térmico de alívio de tensão está apresentado no anexo D.

5.3.3. Ensaio de Dureza Brinell

Após o TTPS, as medições de dureza Brinell (HB) foram realizadas nas faces 1 e 2 do C.P. (Figura 5.6), em uma faixa de 5 mm na margem do cordão de solda, ao longo do comprimento da junta, em 17 pontos espaçados de 25 mm cada, nos lados direito (D) e esquerdo (E), respectivamente, usando um durômetro portátil, modelo Equotip (figura 5.8). Os resultados estão apresentados no anexo E.

Antes de iniciar-se as medições foi feita uma aferição do instrumento, utilizando uma barra padrão de dureza igual à 189 HB, fazendo-se 10 (dez) impressões cuja variação foi de 180 a 200 HB.

Vale esclarecer que no caso real, normalmente, só pode-se efetuar as medições em uma face. Procedeu-se desta forma para obter um maior número de pontos para uma melhor avaliação. Juntamente com a inspeção dimensional e visual de solda foi feito o ensaio de líquido penetrante (LP) com o resultado apresentado no anexo F.



Figura 5.8 – Ensaio de Dureza Brinell, realizado na MPN.

5.3.4. Extração do Corpo de Prova para Perfil de Dureza e Microestrutura

Após o ensaio de dureza HB, a amostra para obter-se o perfil de microdureza e análise microestrutural, na dimensão de 100 x 25 x 25 mm , figura 5.9, foi retirada mediante cortes transversais do cordão da solda, no sentido da laminação do MB; em serra hidráulica e de fita, usando refrigeração, tendo-se o máximo cuidado durante o corte para evitar qualquer aumento de temperatura que provocasse mudanças na microestrutura e propriedades do aço na face cortada.

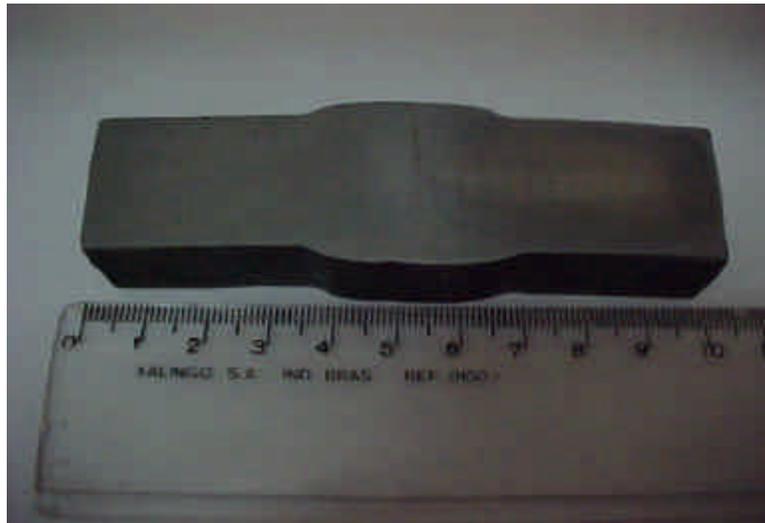


Figura 5.9– Corpo de prova para ensaio de microdureza e micrografia (100 x 25 x 25 mm). Aumento: 1x.

5.3.5. Análise Metalográfica e de Microdureza

a – Análise Metalográfica

Para a análise microestrutural e medições de microdureza, exige-se a preparação da amostra através de uma seqüência de trabalho, que consiste em lixamento, polimento, ataque e observação microscópica (Padilha e Ambrósio,1985; ASM, 1985; IIW, .1988).

As lixas foram ordenadamente usadas com a seguinte numeração: 120, 150, 180, 220, 240, 280, 320, 360, 400 e 600 mesh. O polimento se ordenou com solução de alumina 1.0 e 0.07 μm . O ataque químico foi com solução de Nital 2% (indicado pelo IIW, documento nº 1533-88) durante 20 a 30s tornando visível a ZAC, o MS e o MB (ASME IX,1983).

A realização de micrografia permitiu estudar os microconstituintes existentes e sua possível influência na propriedade observada.

As análises metalográficas qualitativas da ZAC, MS, e do MB foram feitas em microscópios óticos OLYMPUS e UNION, utilizando-se um aumento 100X, 200X, 400X, 500X, 600X e 1500X, analisadas três regiões da amostra, próxima a superfície (L1), na região central (L2) e na raiz do metal de solda (L3) e como referências as faces 1 e 2 do corpo de prova. A classificação dos microconstituintes foi feita segundo a orientação publicada no Documento IIS-IIW-835-85 (ex doc. IX-1377-85).

b – Ensaio de Dureza Vickers

Para a realização das medições de dureza Vickers na ZAC, MS e no MB foi utilizados o microdurômetro com carga de 0.300kgf, adaptado com duas mesas micrométricas acopladas (para obter os movimentos em X e Y) ilustrado na figura 5.10 e um microdurômetro com carga 10kgf.



Figura 5.10 – Microdurômetro utilizado nos ensaios de microdurezas HV 300gf. Laboratório de Ensaios da Musashi do Brasil/PE.

O método ALTERNATIVO foi aplicado fazendo-se as medições em três regiões distintas da ZAC e do MS conforme esquema (Figura 5.11). Como está ilustrado foram realizadas 80 (oitenta) medidas no CP com carga de 0,300 kgf e 27 (vinte e sete) medidas com carga de 10 kgf. Em função dos valores de dureza levantados, foi possível desenhar-se a ZAC através do AUTOCAD, e estimada em 3 mm a partir da linha de fusão MS/ZAC região de grãos grosseiros na direção do MB.

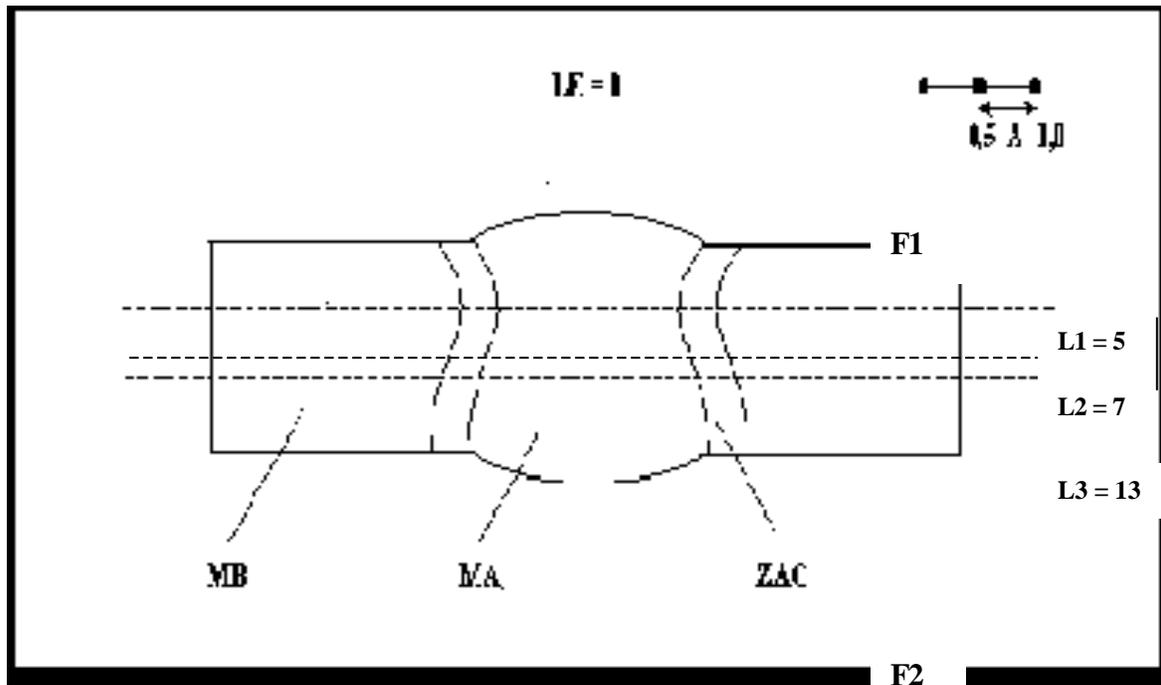


Figura 5.11 – Esquema do C.P. para ensaio de microdureza.

Os valores das medidas de dureza Vickers $HV_{0,300}$, HV_{10} , e o Perfil das Durezas nas regiões ensaiadas estão apresentados nas figuras 6.3 (a), (b) e (c) do Capítulo VI e nos anexos G e H.

5.3.6. Comparação entre os valores teóricos e experimentais da Previsão de Dureza Máxima na ZAC.

1. Cálculo da Dureza Máxima sob cordão pelo método empírico.

O valor de HV_{max} depende essencialmente do teor de carbono do material a ser soldado, que condiciona a dureza da martensita, embora esta seja influenciada por outros elementos de liga como por exemplo o manganês ou o silício.

De acordo com Ventrella (1999) de um modo geral, o Mn refina a microestrutura quando está acima de 1,2%, passando a atuar como endurecedor em solução sólida quando está acima de 1,8%. Reduz o tamanho das ripas de ferrita acicular, melhorando as propriedades mecânicas.

O Mn possui também o efeito de baixar a temperatura de decomposição da austenita em ferrita, fazendo com que a temperatura de formação da ferrita primária de contorno de grão acabe ficando abaixo da temperatura de formação da ferrita acicular.

Ainda de acordo com Ventrella (1999), o silício tem efeito controverso, sua influência é parecida com a do Mn, porém seu maior efeito é no produto de desoxidação do metal de solda, sendo habitual analisá-lo em conjunto com o Mn.

Logo, para que o especialista em soldagem tenha uma orientação prévia da previsão do valor de dureza a ser obtido pelo processo de soldagem, do ponto de vista prático foram utilizados os dados da composição química do metal de base apresentados na tabela 5.1(a) na equação nº 2 da literatura, Lopes e Miranda (1993), onde teremos:

$$HV_{max} = 90 + 190C + 47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr$$

$$HV_{max} = 90 + 190 \times 0.14 + 47 \times 0.20 + 75 \times 0.94 + 0 \times Ni + 0 \times Cr$$

$$HV_{max} = 196.50$$

2. Previsão da Dureza Máxima na ZAC usando o Analisador de Procedimento de Soldagem.

Para a Análise da Dureza o programa SOFTSOLDA solicita apenas a entrada da composição química do metal base, que foi utilizada de acordo com a tabela 5.1 (a). O programa calcula a Dureza Máxima na ZAC através de uma das fórmulas selecionadas, cujos resultados são apresentados na tela (Figura 5.12):

Fórmula utilizada: **Terasaki**

Dureza da martensita = **406.7 HV**

Dureza com 0% de martensita = **192.4**

Tempo 800/500 100% = **0.7s**

Tempo 800/500 0% martensita = **14.4s**

PREVISÃO DE DUREZA MÁXIMA NA ALTA ZAC (PARA A AÇÓS)

Arquivo - Editar - Calcular

Composição Química

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0.14	0.94	0.20	0.00	0.10				
Nb	V	Ti	Al	N	B	O	W	Zr
			0.37					

Resultados

Formula utilizada:

Dureza da martensita Hv

Dureza com 0% de martensita Hv

Tempo 800/500 100% martensita s

Tempo 800/500 0% martensita s

Componentes Equivalentes

C	Ni	Cr
0.29667	4.67	0.3

Dureza/Tempo

Ative, digite e pressione ENTER

Dureza Hv

$\Delta T(800/500^{\circ}\text{C})$ s

Calcular **Sair**

Figura 5.12 – Tela Cálculo de Dureza Analisador de Soldabilidade (SOLDASOFT).

3. Perfil de Dureza nas regiões ensaiadas

É normal executar quando da qualificação de processos e procedimentos de soldagem um perfil de dureza de forma a determinar a dureza máxima atingida (Lopes e Miranda, 1993).

Os resultados obtidos indicam os valores de microdureza no Metal de Solda, na Zona Afetada pelo Calor e no metal base, que foram medidos nas regiões de acordo com o esquema da figura 5.11., que devem ser traduzidos na necessidade de qualificação de procedimentos de soldagem e soldadores, bem como no rigoroso controle estabelecido para este processo nas fases de projeto, aquisição, manutenção de consumíveis de soldagem, fabricação e inspeção. Os dados estão apresentados nas figuras 6.3(a) e 6.3(b), no Capítulo VI a seguir.

CAPÍTULO VI

RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1. TESTE DE CHÃO DE FÁBRICA

6.1.1. Dureza da solda

Na primeira etapa dos testes, os resultados do ensaio de dureza Brinell, realizado após TTPS no corpo de prova para a qualificação do procedimento de soldagem, são apresentados resumidamente na tabela 6.1. Os resultados com as impressões totais encontram-se no anexo C (1) e (2).

Tabela 6.1 – Resultados de dureza HB na solda do corpo de prova padrão com TTPS.

	FACE 1		FACE 2	
	Lado (D) da solda	Lado (E) da solda	Lado (D) da solda	Lado (E) da solda
Nº de impressões	17	17	17	17
Menor valor	129 HB	116 HB	122 HB	117 HB
Maior valor	210HB	197 HB	209 HB	201 HB
Média	160 HB	150 HB	160 HB	143 HB

Na tabela 6.1, observa-se que houve mudanças significativas nos resultados da dureza (média) após TTPS da solda. Porém, em relação ao que determina a norma técnica Petrobrás N-1706 (1987), não houve nenhum ponto nas soldas que apresentasse dureza superior a 220 HB.

O resultado não apresenta a precisão do ensaio convencional, porém é satisfatório, entre outras aplicações, na verificação de dureza da solda após o tratamento térmico de alívio de tensões destas. Porém, se faz necessário um cuidado maior na execução do ensaio em se tratando de uma junta para um equipamento enquadrado na categoria “sujeito a corrosão sob tensão”.

Segundo a literatura (Silva e Mei, 1988), os ensaios existentes possibilitam uma excelente cobertura de todas as gamas usuais de durezas, e dimensões encontradas nos aços.

Salientamos que o ensaio de dureza seja corretamente escolhido e interpretado, sendo assim uma ferramenta excelente para o controle indireto das propriedades mecânicas, a baixíssimo custo, comparado com as demais opções existentes.

6.2. ENSAIO MECÂNICO

6.2.1. Microdureza

Os resultados dos **maiores valores de microdureza** tomados na região colunar do último passe, na região de grãos grosseiros e região de grãos finos; nas linhas L1, L2 e L3, conforme esquema da figura 5.11, são apresentados nas tabelas 6.2 (a), onde conforme figura 6.1, 80 (oitenta pontos) foram medidos (Anexo F). Na tabela 6.2 (b), conforme figura 6.3., 27 (vinte e sete pontos) foram medidos (Anexo G). Os respectivos **perfis de dureza** obtidos são mostrados nas figuras 6.2 e 6.4.

Tabela 6.2 (a) – Resultados da microdureza do Metal de Solda e ZAC

Ref. Face 1	Dureza Vickers – HV 300 gf ± 21 HV		
	Região colunar	Região de grãos grosseiros	Região de Grãos finos
L1 = 5mm	201	175	160
L2 = 7mm	188	184	155
L3 = 13mm	206	167	155

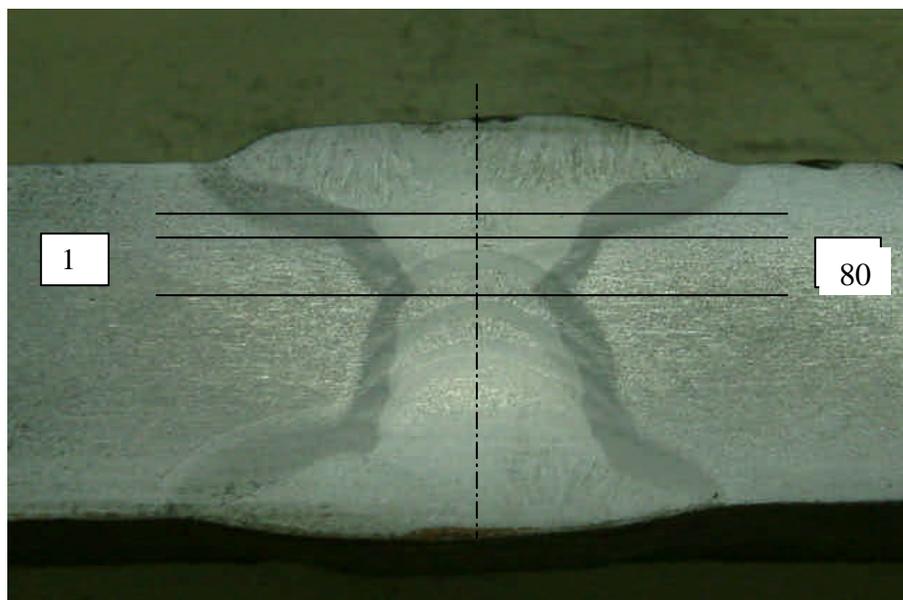


Figura 6.1- Macrografia do corpo de prova com a localização dos pontos de análise de microdureza HV_{0.3}. Ataques nital 2%, aumento 1,5x.

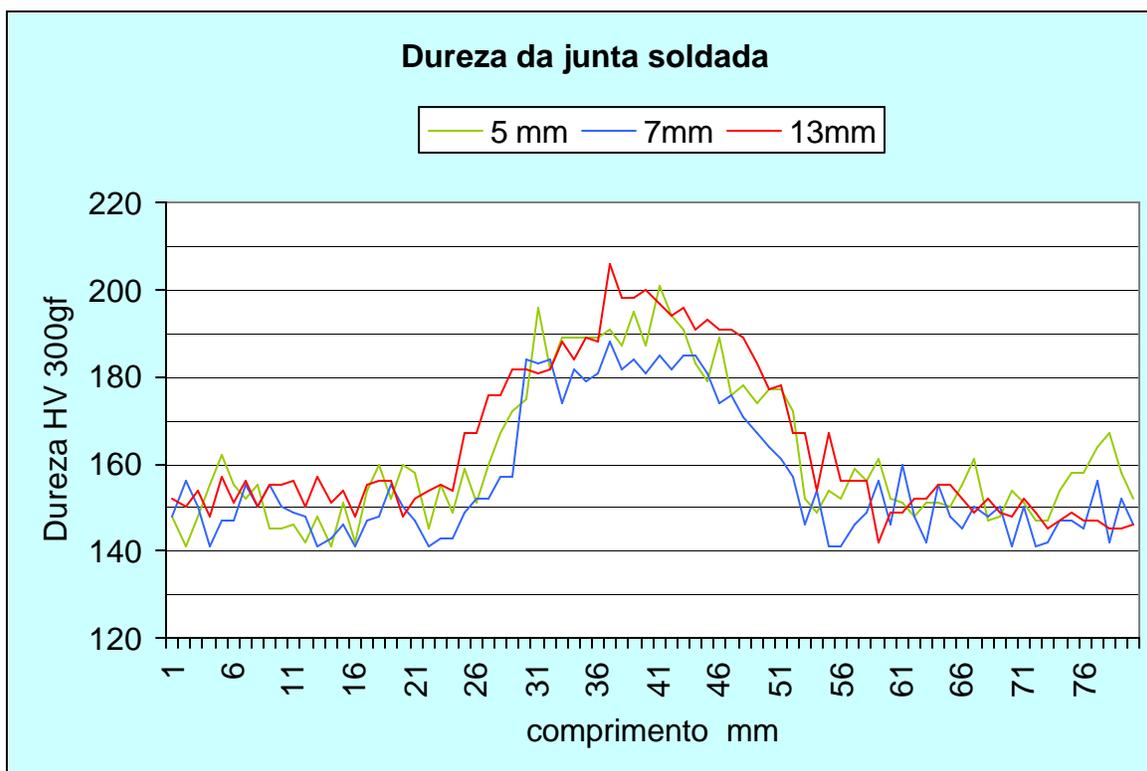


Figura 6.2 – Perfil de dureza para o corpo de prova de referência F1-HV 300gf.

Tabela 6.2 (b) – Resultados da Microdureza do Metal de Solda e ZAC

Ref. Face 2	Dureza Vickers – HV 10 kgf \pm 6 HV		
	Região colunar	Região de grãos grosseiros	Região de Grãos finos
L1 = 5mm	218	193	175
L2 = 7mm	188	172	162
L3 = 13mm	193	164	159

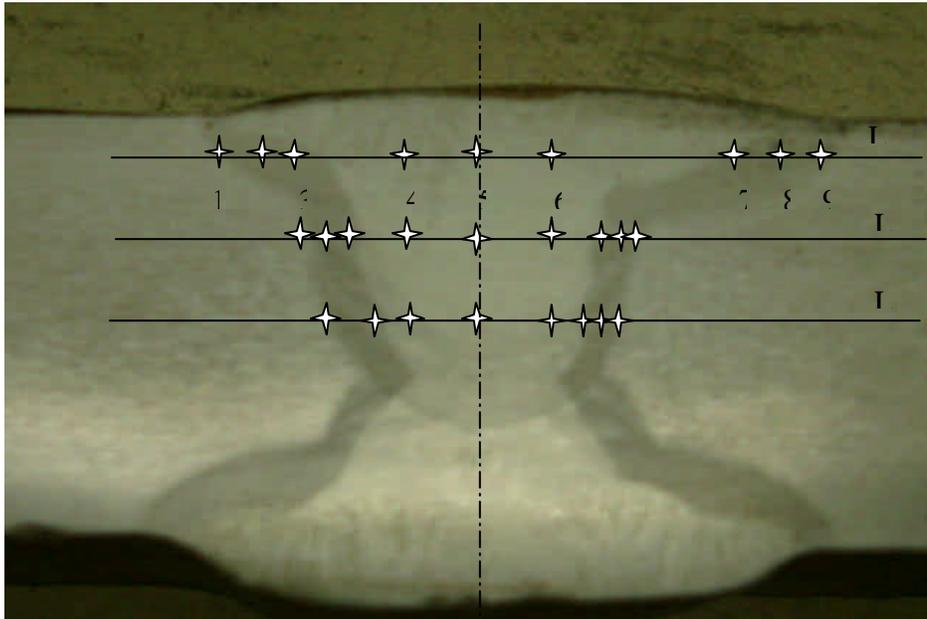


Figura 6.3 - Macrografia do corpo de prova com a localização dos pontos de análise de microdureza HV₁₀. Ataque nital 2%, aumento 1,5x.

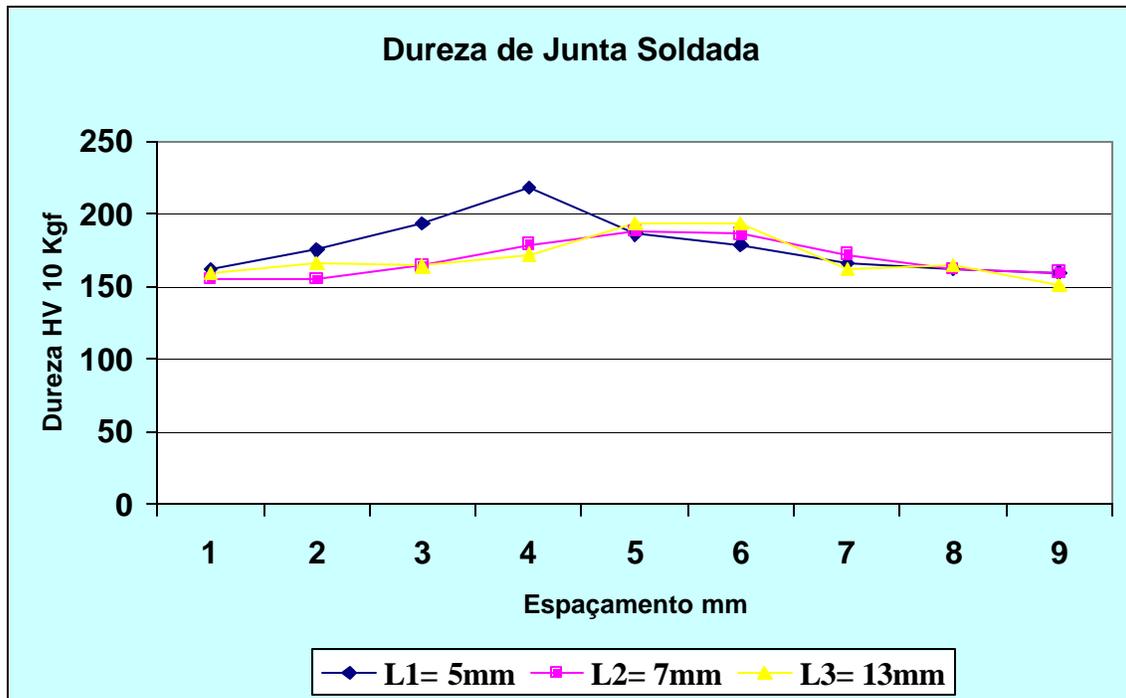


Figura 6.4–Perfis de Dureza para o corpo de prova de referência F2-HV 10kgf.

A figura 6.2 apresenta os perfis de dureza obtidos a 5 mm, 7 mm e 13 mm da superfície da seção transversal do corpo de prova, tendo como referência a face 1, e na figura 6.4 as mesmas distâncias só que para referência a face 2. Nessas figuras os perfis de dureza têm como referência a linha de centro de fusão da junta e mostram a variação da dureza em direção ao metal de base.

No corpo de prova ensaiado a baixa carga (HV 300gf) como recomenda a Norma Técnica Petrobras, N – 1706 (1987), e com HV₁₀ utilizado por vários pesquisadores segundo a literatura (Bohorquez, 1989), os perfis de dureza a 7 mm da superfície ficaram abaixo do limite recomendado de 220 HB (~ 231 HV).

Os maiores valores de microdureza apresentados nas tabelas 6.2 (a) e 6.2 (b), tomados na região colunar do último passe, região de grãos grosseiros e região de grãos finos, demonstraram que a dureza na região de grãos finos é inferior a da região de grãos grosseiros que, por sua vez, é inferior a da região colunar.

De acordo com Maciel (1994) os valores críticos de dureza para evitar trincas a frio, variam em função do percentual de hidrogênio difusível e da microestrutura presente no

metal de solda, estudos de Rabello (1985) apud Maciel (1994), demonstra que valores de dureza acima de **350 HV comprometem a resistência às trincas a frio em juntas soldadas**.

A dureza máxima do Metal de Solda chega a atingir 218 HV₁₀ e 193 HV₁₀ na ZAC, como mostra a tabela 6.2 (b). Recorrendo-se ao diagrama CCT do aço ASTM A 516 Gr. 60 (Figura 6.5), confirma-se que os níveis de dureza correspondem as microestruturas bainítica e ferrítica+perlítica respectivamente. Não foi observado o surgimento de estruturas martensíticas.

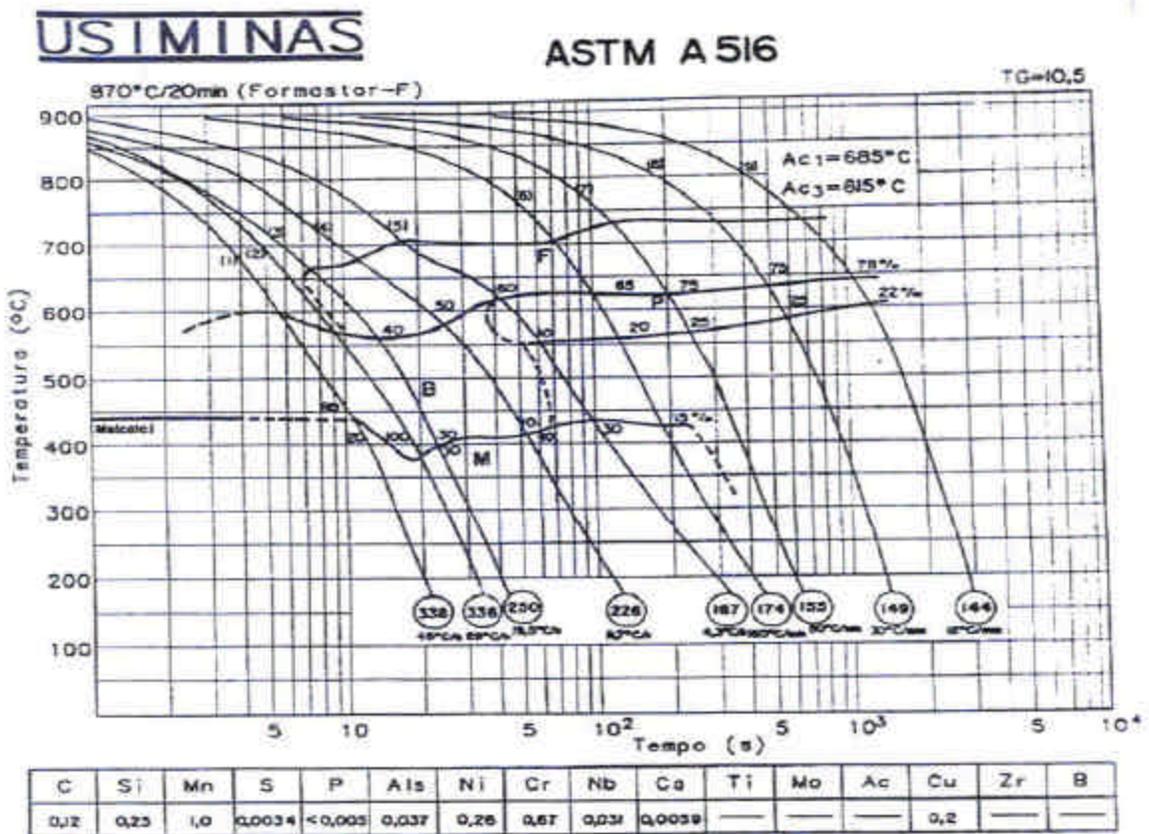


Figura 6.5 - Curva CCT para aço ASTM A 516 grau 60 – Gentileza USIMINAS

Pode-se observar que os maiores valores de dureza ocorreram próximos a superfície do metal de solda (L1) na região de grãos colunares. Estes valores justificam-se porque correspondem aos últimos passes, logo, não houve refino de grãos devido à ausência dos

passes seguintes, gerando novos ciclos térmicos, como era de se esperar. Tal fato causado também pela velocidade de soldagem utilizada (ajuste não ideal das variáveis). Deve ser reportado que tanto elementos de liga e aporte térmico, quanto o teor de oxigênio no metal de solda devem ser considerados para explicar a microestrutura e as propriedades do metal de solda (Kou, 1987; Farias e Quites, 1992).

O valor de 193 HV₁₀ na ZAC de grãos grosseiros, justifica-se pela microestrutura apresentando ferrita pró-eutetóide em rede, em contornos de grãos (formado por ferrita e carbonetos). Esta região se caracteriza por alta resistência à tração, baixa ductilidade e baixa resistência ao impacto (Natal, 1986).

Nota-se que o tratamento térmico ocorrido na região de reaquecimento fez com que houvesse uma redução da dureza da região de grãos finos e região de grãos grosseiros em relação a região colunar.

6.3. ANÁLISE METALOGRAFICA

6.3.1. Macrografia

A macrografia da seção transversal da junta soldada é apresentada na figura 6.6. Observa-se a seqüência de deposição dos passes realizados para preencher a configuração do perfil do chanfro adotado.

Foram depositados 13 (treze) passes, sendo um por camada, e quatro para acabamentos. Observa-se o efeito macroscópico da seqüência alternada do metal de solda, constituído da região colunar (bruta de fusão) e a região reaquecida do metal de solda, surgida devido ao ciclo térmico exercido pelos passes subseqüentes. A região reaquecida se constitui ainda de uma região de grãos finos.

Assim, é possível diferenciar as diversas regiões que compõem uma solda e interpretar os resultados do exame para servir de subsídios no procedimento de soldagem utilizado.

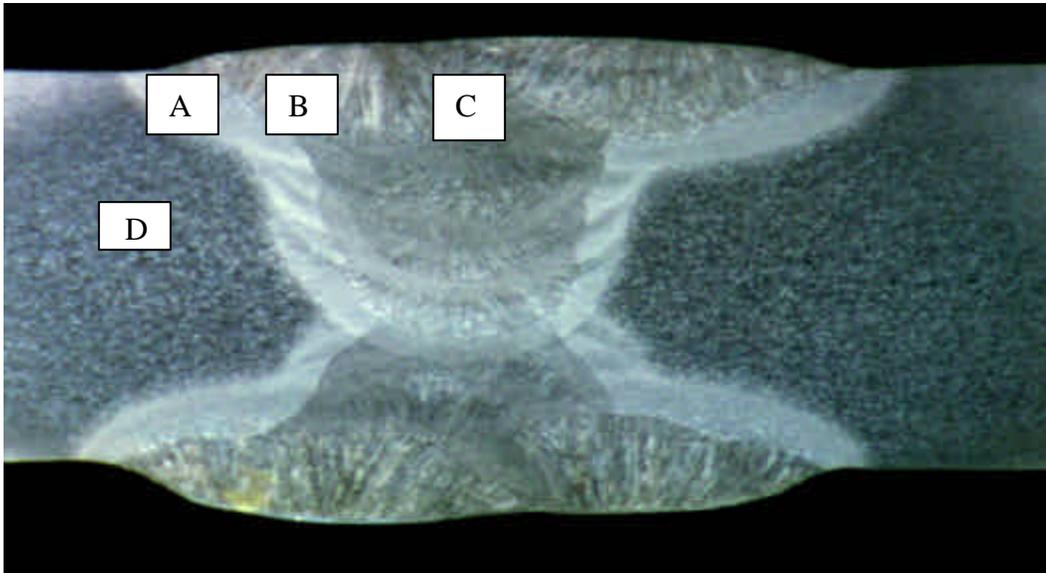


Figura 6.6 – Macrografia típica da junta soldada. Ataque Nital: 2%. Ampliação: 2x.

O exame visual da macrografia produzida mostrou tratar-se de uma solda sã, pois, não foi detectada a presença de defeitos tais como, inclusões no MS provenientes da escória formada pela deposição do fluxo granular, falta de fusão ou penetração, ou qualquer outro tipo de defeitos que comprometesse a junta soldada.

6.3.2 – Análise Microestrutural

Dentro do escopo desse trabalho, toda identificação e caracterização microestrutural da ZAC e do MS, foi realizada na região do último passe, considerando a linha L1 = 5 mm como referência. A microscopia foi realizada em quatro áreas distintas: transição metal base/ZAC (ponto A), transição ZAC de granulação grosseira/metal de solda (ponto B),

interior do metal de solda (ponto C) e metal base (ponto D). As mesmas são representadas na figura 6.6 respectivamente.

Um minucioso exame mostrou que apareceram várias microestruturas que foram identificadas de acordo com aquelas propostas pelo IIW, doc. IIS-IIW-835-85 (ex doc. IX-1377-85).

A avaliação microestrutural do cordão de solda, tanto por microscopia ótica quanto por microscopia eletrônica de varredura, apresentou microestruturas compostas basicamente de Ferrita de Contorno de Grão – PF (G), Ferrita Poligonal Intragranular – PF (I), Ferrita Acicular (AF), e Ferrita com Segunda Fase- FS, além, de inclusões. As figuras 6.7 a 6.19 mostram exemplos de microestruturas obtidas por MO e as figuras 6.19 a 6.24 mostram microestruturas obtidas com MEV com diferentes aumentos.

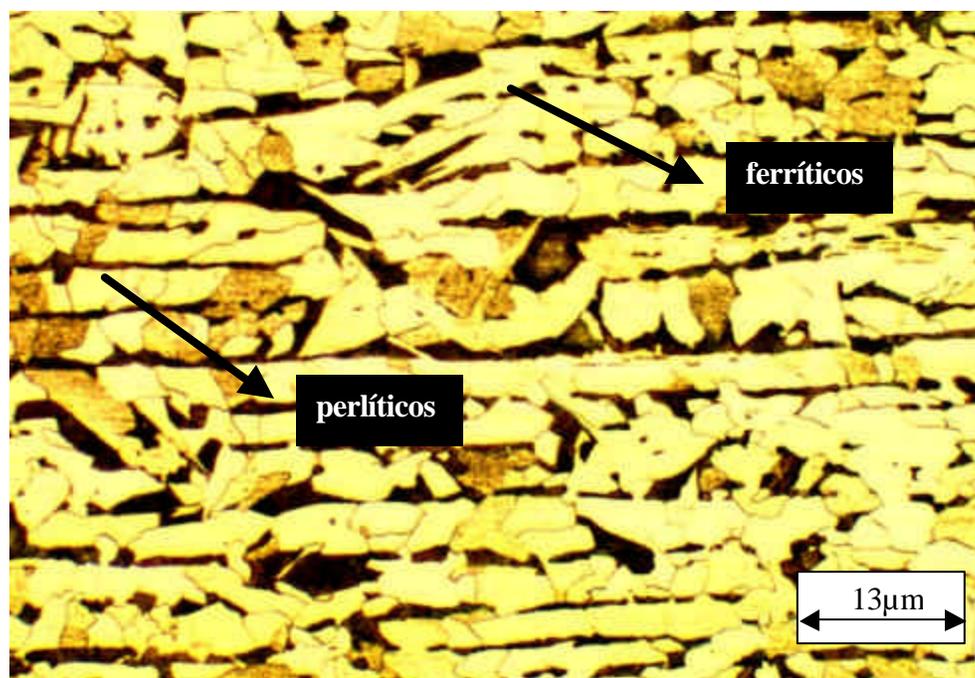


Figura 6.7 – Micrografia do aço ASTM A 516 grau 60 (metal base), grãos Ferríticos com contornos Perlíticos, após TTPS - ponto (D). Ataque Nital 2%, aumento 200x.

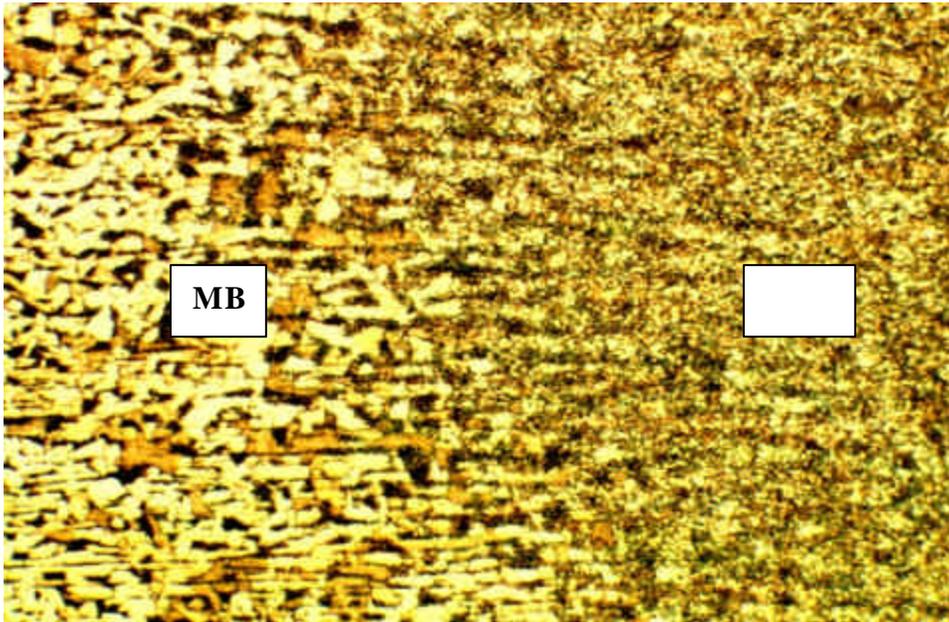


Figura 6.8 – Micrografia da zona de transição MB/ZAC obtida por MO, ponto (A). Ataque Nital 2%, aumento 50x.

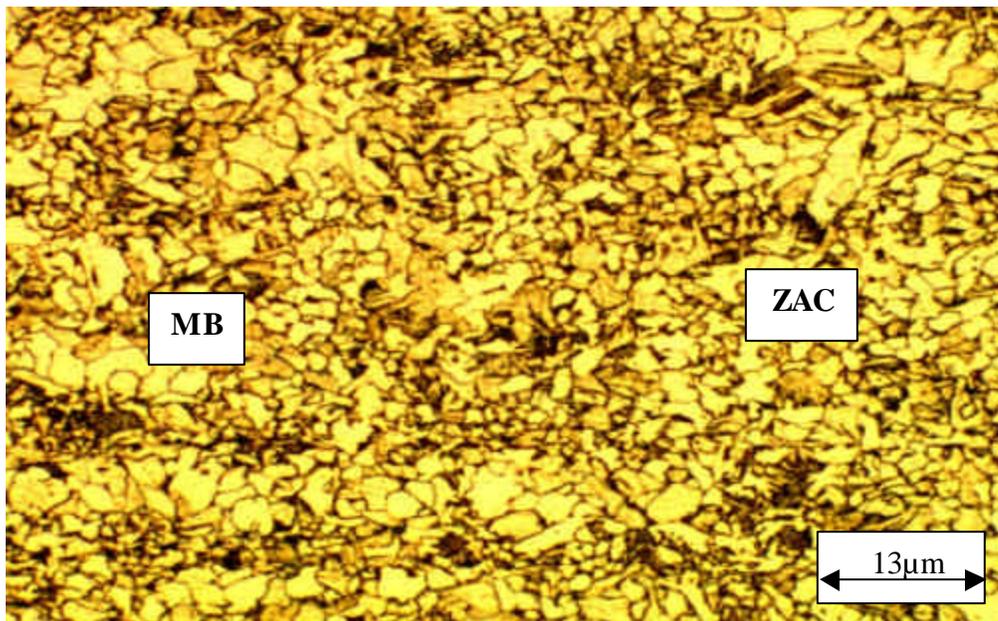


Figura 6.9 – Micrografia da zona de transição MB/ZAC obtida por MO, ponto (A). Ataque Nital 2%, aumento 200x.

A figura 6.7 (ponto D) é uma representação clássica de um aço de baixo carbono, após TTPS, apresentando uma microestrutura ferrítica/perlítica. É observado o efeito do tratamento térmico sobre a microestrutura, onde na ZAC se percebe uma tendência ao delineamento do grão de ferrita, característica dos materiais processados termomecanicamente (laminação) e depois normalizado..

Esta tendência de alinhamento ainda é observada na ZAC nas regiões de fronteira com o metal de base. Nas regiões mais próximas do metal de adição, onde o efeito do aporte térmico é mais significativo, o efeito direcional é desfeito devido à recristalização, onde os grãos ferríticos passam a apresentar uma morfologia poligonal. sendo essa tendência, mais fortemente evidenciada na ZAC de grãos grosseiros onde surgem grãos de ferrita de maior tamanho (figura 6.10).

As figuras 6.8 e 6.9 (ponto A) mostram a microestrutura obtida por microscopia ótica com diferentes aumentos (50 e 200X), percebe-se claramente a transição entre o metal de base, à esquerda, e a ZAC de granulação fina, à direita. A figura 6.10 (ponto B) mostra a transição Zona de Grãos Grosseiros, Linha de Fusão, Metal de Solda.

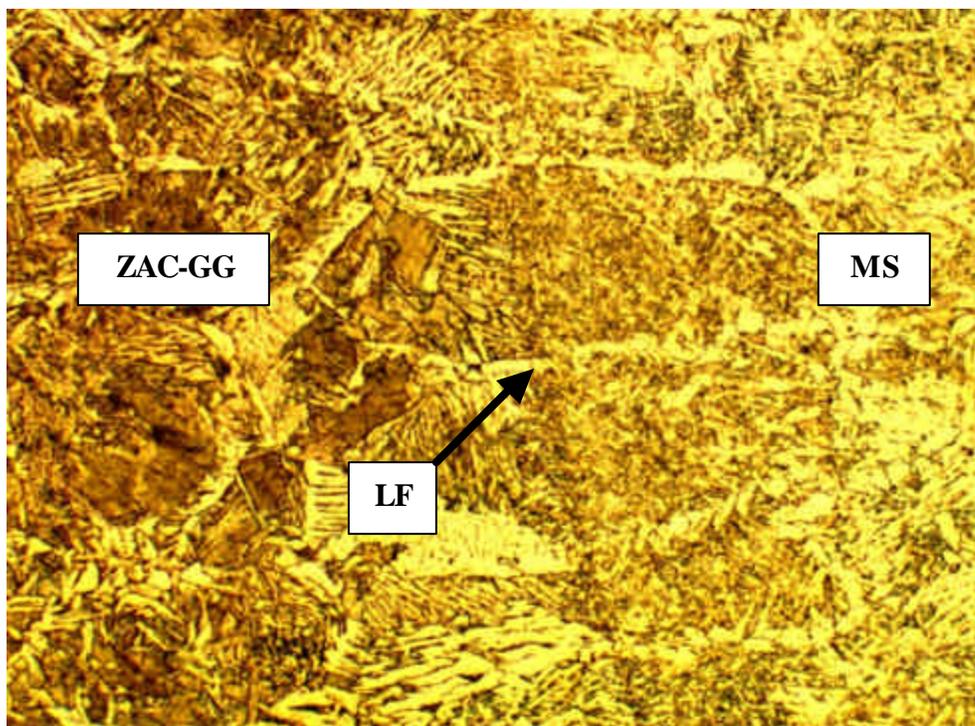


Figura 6.10 - Micrografias obtidas por MO (ponto B). ZAC-GG/LF/MS. Ataque Nital 2%, aumento 100x.

Nas figuras a seguir serão apresentadas micrografias de regiões interessantes da ZAC e do MS, obtidas com aumento de 600x, porém, só serão discutidas as microestruturas da ZAC de grãos grosseiros, em seguida.

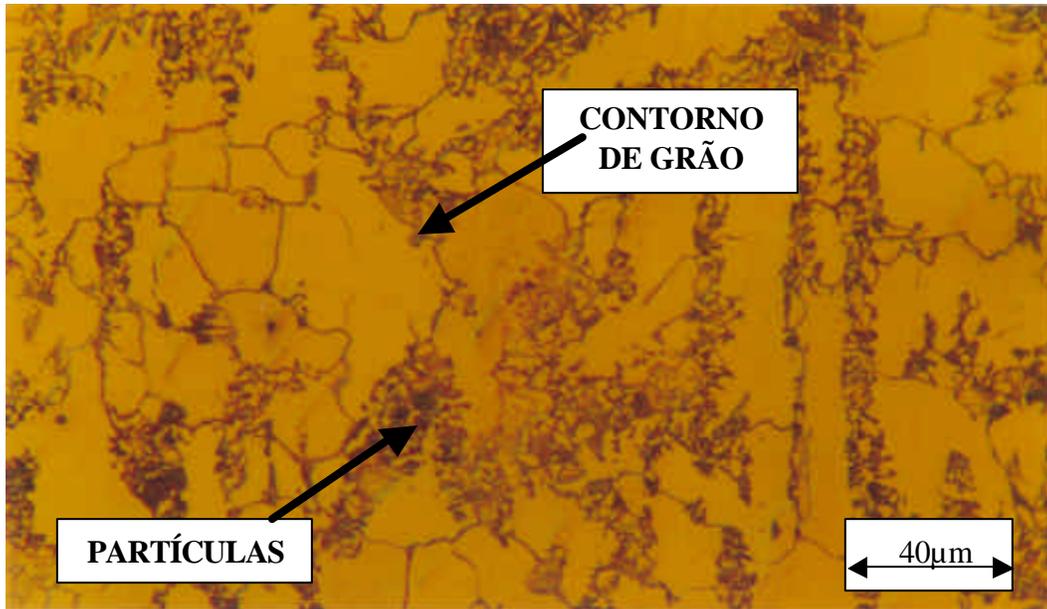


Figura 6.11 – Micrografia da zona de transição MB/ZAC. Ataque Nital 2%, aumento: 600x.

Nesta figura são observados os contornos de grãos e a formação de partículas nos contornos.

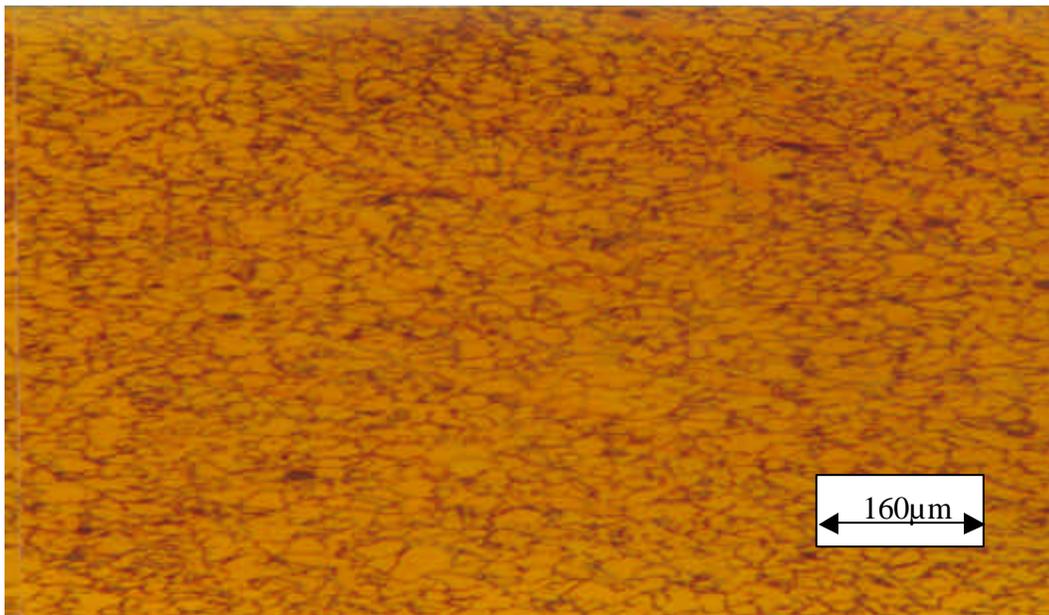


Figura 6.12 – Micrografia da ZAC – Zona de esferoidização. Ataque Nital 2%. Aumento 600x.

Esta região da ZAC é denominada de zona de esferoidização, fica abaixo de A1. Nesta região os carbonetos em forma de lamelas tendem a se dissolver no aquecimento e, no resfriamento formar partículas esferoidizadas. As propriedades mecânicas praticamente não mudam (Natal, 1986).

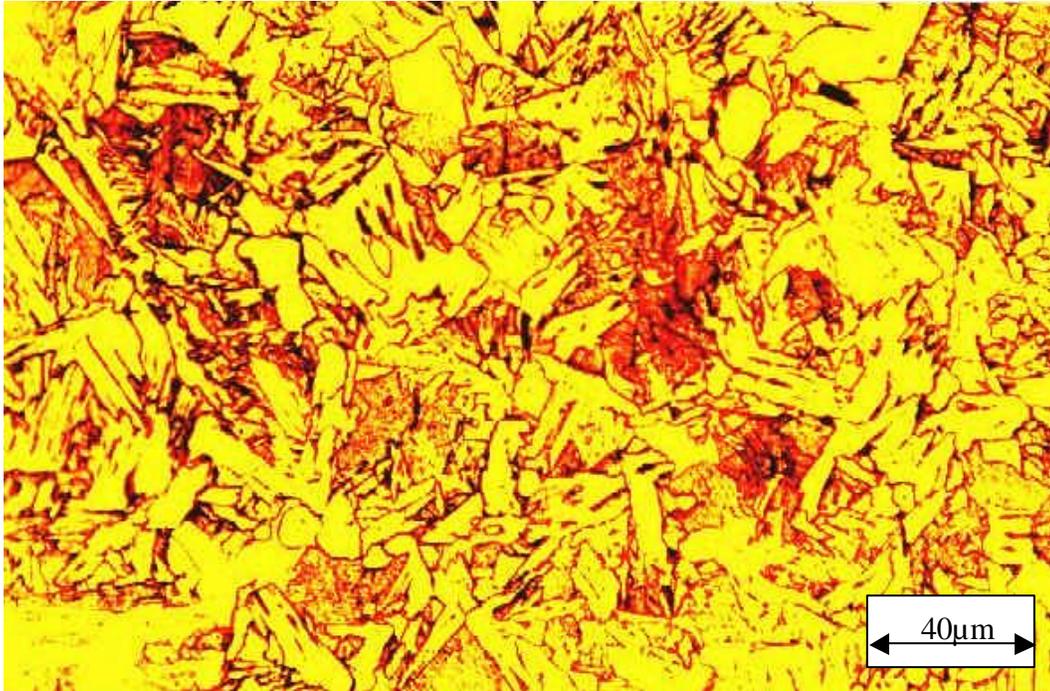


Figura 6.13 – Micrografia da zona parcialmente transformada. Ataque Nital 2%. Aumento: 600x

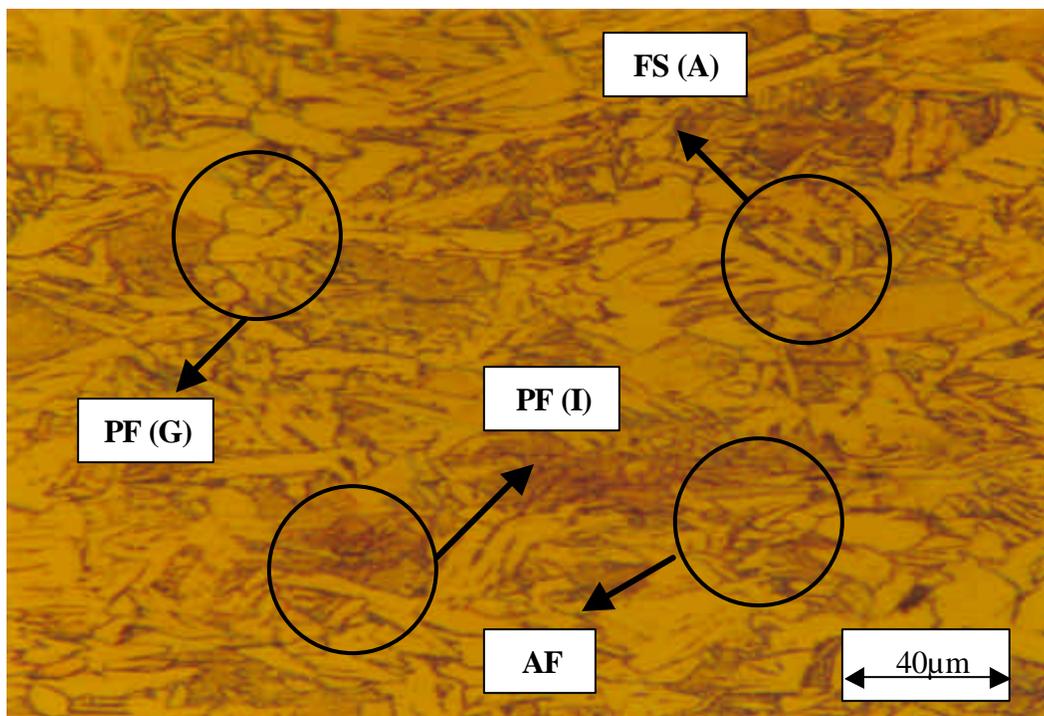


Figura 6.14 - Micrografia (Ponto B) ZAC Grãos Grosseiros. Ataques Nital 2%, aumento 600x.

Na figura 6.14, tem-se a ZAC de grãos grosseiros. Esta região que se situa entre o ponto de fusão e a uma temperatura de aproximadamente 1100°C é a região que experimenta as mais altas temperaturas quando na região de austenização, e portanto, apresenta um forte crescimento de grão. O resfriamento rápido fica evidenciado pelas estruturas encontradas próxima à linha de fusão. Caracteriza-se por uma alta resistência à tração, baixa dutibilidade e baixa resistência ao impacto.

O tamanho do grão influencia fortemente na tenacidade ao entalhe de um aço (Natal, 1986). Elementos refinadores de grão, tais como, alumínio, titânio e nióbio são adicionados para, em forma de precipitados, impedir o crescimento de grão. Outra forma de controlar o tamanho de grão é através de tratamentos térmicos pós soldagem.

Pode-se observar a presença de PF(G), FS(A) e da AF – em forma de pequenos grãos de ferrita extremamente finos e não alinhados, encontrados no interior do grão da

austenita prévia e obtidos sob taxas de resfriamento mais elevadas do que a ferrita primária. Além disso, pode-se observar também a presença de ferrita com segunda fase alinhada – FS(A).

Estas microestruturas obtidas, justificam os valores de durezas mais altos obtidos na ZAC.

Como era de se esperar, o efeito do tratamento térmico ocorrido na região, pós soldagem, provavelmente fez com que houvesse uma redução da dureza na região de grãos grosseiros em relação a região colunar. Nota-se que esta região da ZAC é mais sensível a um aumento de dureza.

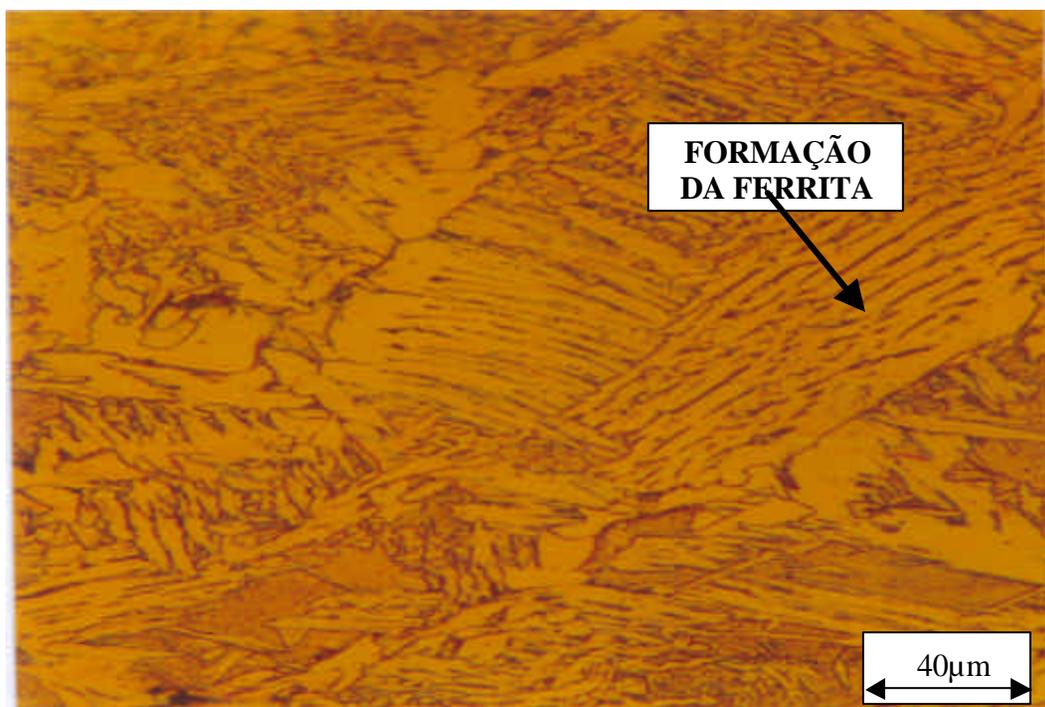


Figura 6.15 – Micrografia da zona MS. Ataque Nital 2%, aumento: 600x

Pelo resfriamento muito rápido, forma-se a ferrita acicular, constituída de ripas com cementita entre ripas. Presença de FS(A), PF(G) e AF.

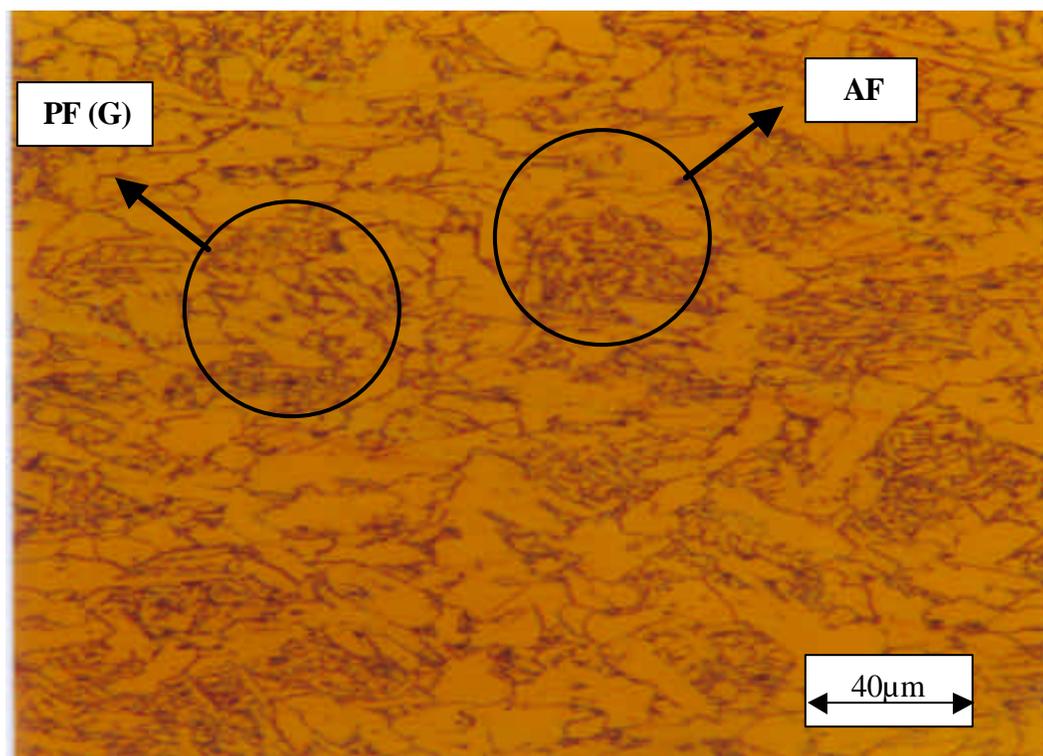


Figura 6.16 – Micrografia do Metal de Solda. Ataque Nital 2%, aumento 600x. Presença de AF e PF(G).

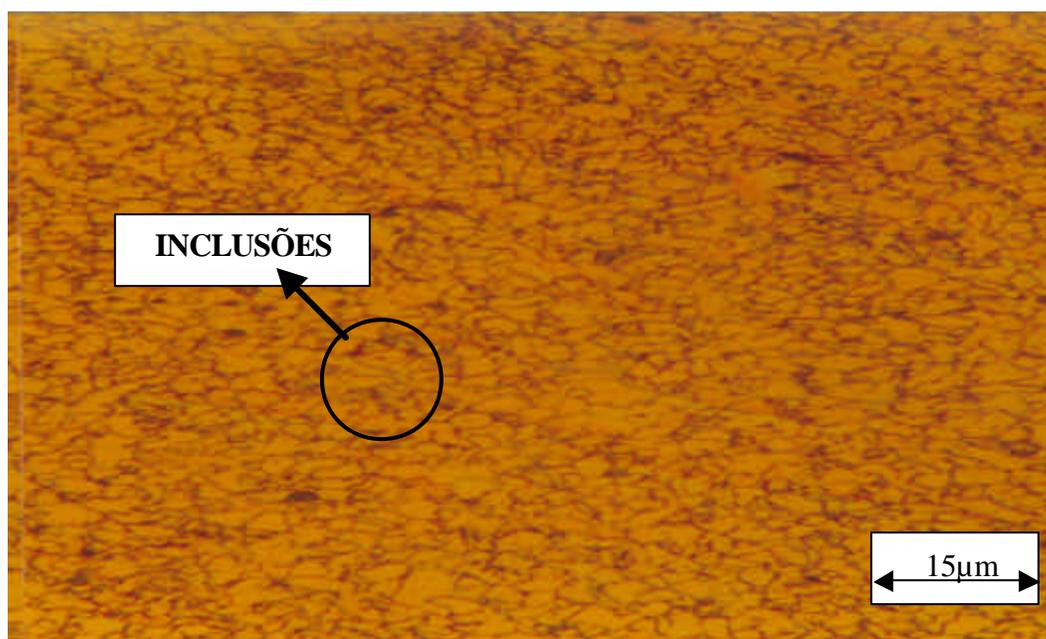


Figura 6.17 – Micrografia do Metal de Solda, região próxima ao passe de raiz. Ataque Nital 2%, aumento 1500x

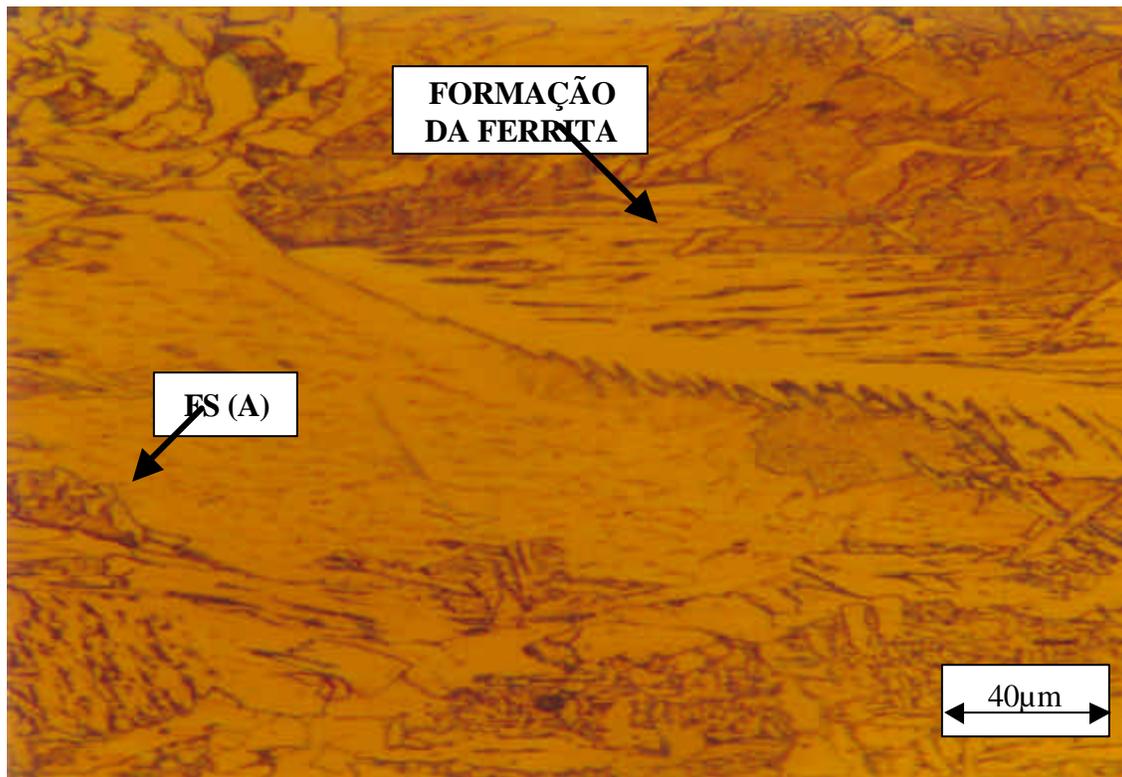


Figura 6.18 – Micrografia do Metal de Solda. Ataque: Nital 2%, aumento: 600x. Aspecto da ferrita nucleando no contorno do grão austenítico. Presença de PF(G), FS(A), AF e inclusões.

A utilização do MEV na interpretação de microestruturas é de fundamental importância, pois através dessa poderosa técnica pode-se identificar com precisão as microestruturas do metal de solda, principalmente aquelas não observadas em microscopia ótica convencional como por exemplo microfases (Ventrella e Alcântara, 1996).

As observações da microestrutura do metal de solda e ZAC, através de microscopia eletrônica de varredura, foram realizadas basicamente aumentos de 2500 x alguns casos os aumentos chegaram até 8000x. Através de exame detalhado das microestruturas, tanto nas soldas quanto na ZAC, observou-se que as mesmas apresentavam uma maior diversidade

de morfologia, em função do alto poder de resolução do MEV. Desta forma, as microestruturas identificadas de acordo com o guia do IIW (1985), são descritas a seguir:

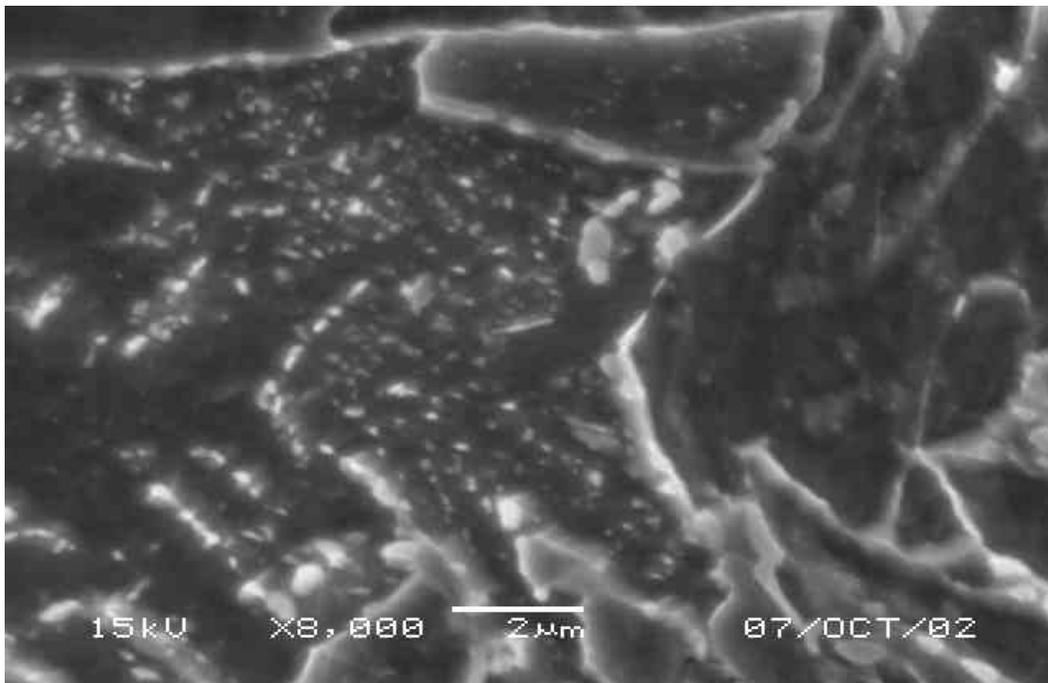


Figura 6.19 –Micrografia do metal de solda mostrando o constituinte ferrita/ Fe_3C . Ataque Nital 2%.Aumento 8000x.

A figura 6.19 mostra grão ferrítico com pequenos carbonetos (Fe_3C) que precipitam no interior dos grãos e nos contornos. Pelo volume de carbonetos presentes na amostra pode-se dizer que esta região foi resfriada mais rapidamente que outras regiões como aquelas mostradas na figura 6.10. De acordo com as microanálises químicas, o Silício e o Manganês também segregaram para os contornos, embora em menor quantidade.

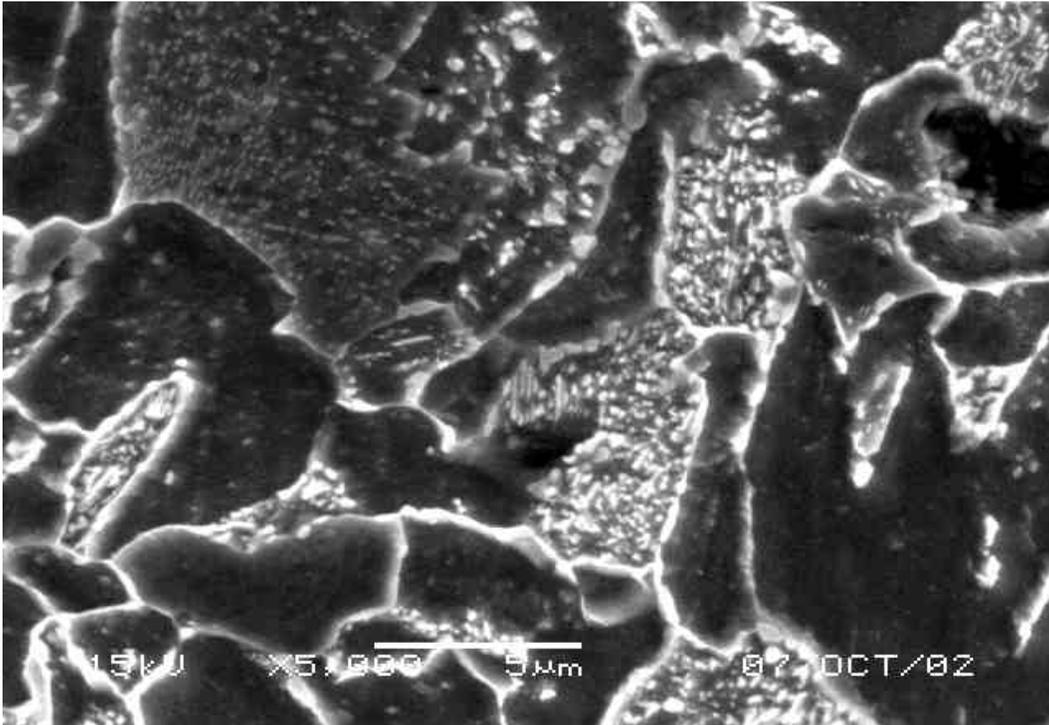


Figura 6.20 - Micrografia do metal de solda mostrando o constituinte Ferrita Poligonal Intragranular. Ataque Nital 2%. Aumento 5000x.

Na figura 6.20 observa-se grão de ferrita poligonais, que aparecem no interior dos grãos austeníticos prévios, sendo maiores que cerca de 3 vezes o tamanho médio das ripas de ferrita acicular ou ferrita com segunda fase circundante, logo Ferrita Poligonal Intragranular – PF(I), e Perlíticos, ambos enriquecidos de Cementita (Fe_3C) e Silício + Carbono livre nos contornos. As microanálises químicas realizadas no corpo de prova referente a ZAC de grãos grosseiros estão mostrados na tabela 6.3

Tabela 6.3 – Composição atômica

Elemento	% atômico
Fe	78,32
C	19,98
Si	0,68
Mn	1,02
Al	--

Ressaltamos que a relação estequiométrica (3 átomos de Ferro por um de Carbono) não pode ser colocada em evidência pelo fato do volume excitado pela sonda eletrônica ultrapassar os limites das partículas analisadas, atingindo uma parte da matriz ferrítica.

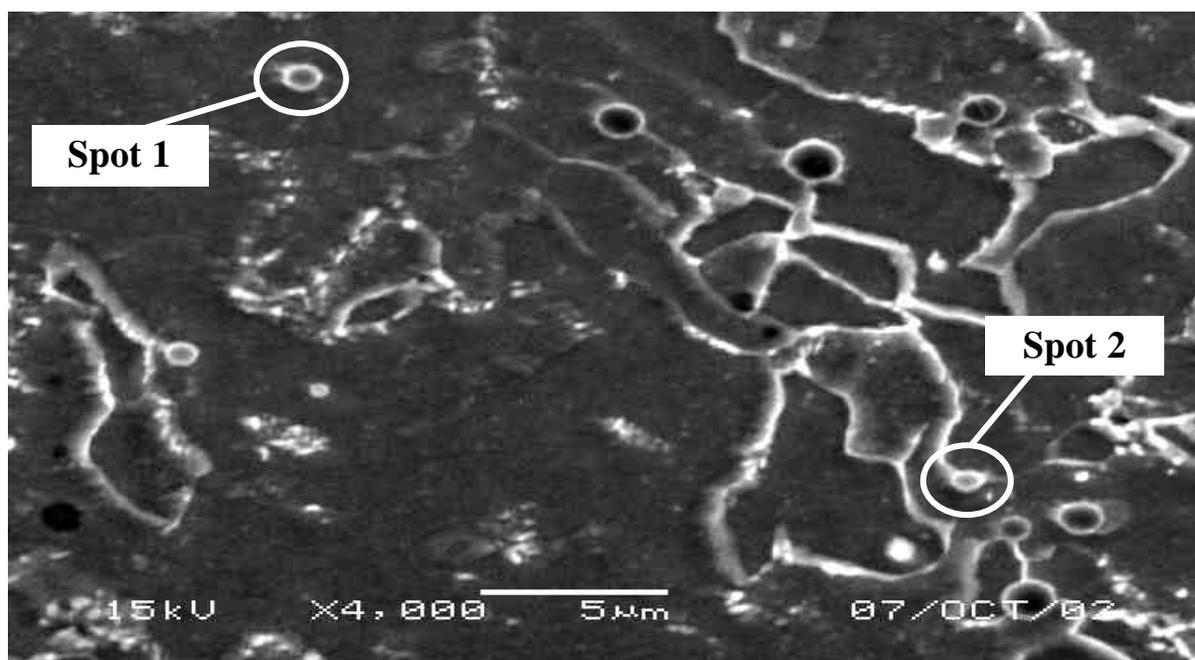


Figura 6.21 –Micrografia do Metal de Solda mostrando porosidade. Ataque Nital 2%. Aumento 4000x.

Na figura 6.21 observa-se grãos ferríticos com contornos enriquecidos em carbonetos (Fe_3C) + elementos de liga, além de pequenos poros, em escala nanométrica de 5 μm . As microanálises nestes poros estão mostradas nas tabelas 6.4 (a) e (b) abaixo:

Tabela 6.4 (a) – Spot 1

Elemento	% atômico
Fe	41,22
C	9,04
Si	7,80
Mn	7,93
Al	1,60
O	32,42

Tabela 6.4 (b) – Spot 2

Elemento	% atômico
Fe	52,89
C	13,43
Si	5,11
Mn	4,77
Al	1,29
O	22,50

Por se tratar do metal de solda, acredita-se que estes poros foram produzidos pela gaseificação de elementos voláteis do fluxo. Após a soldagem com a rápida solidificação do metal de solda, não houve tempo hábil para que os gases remanescentes do processo escapassem. Pela composição química, o baixo teor de Fe e os altos teores de elementos de ligas elimina outras possibilidades para origem dos poros.

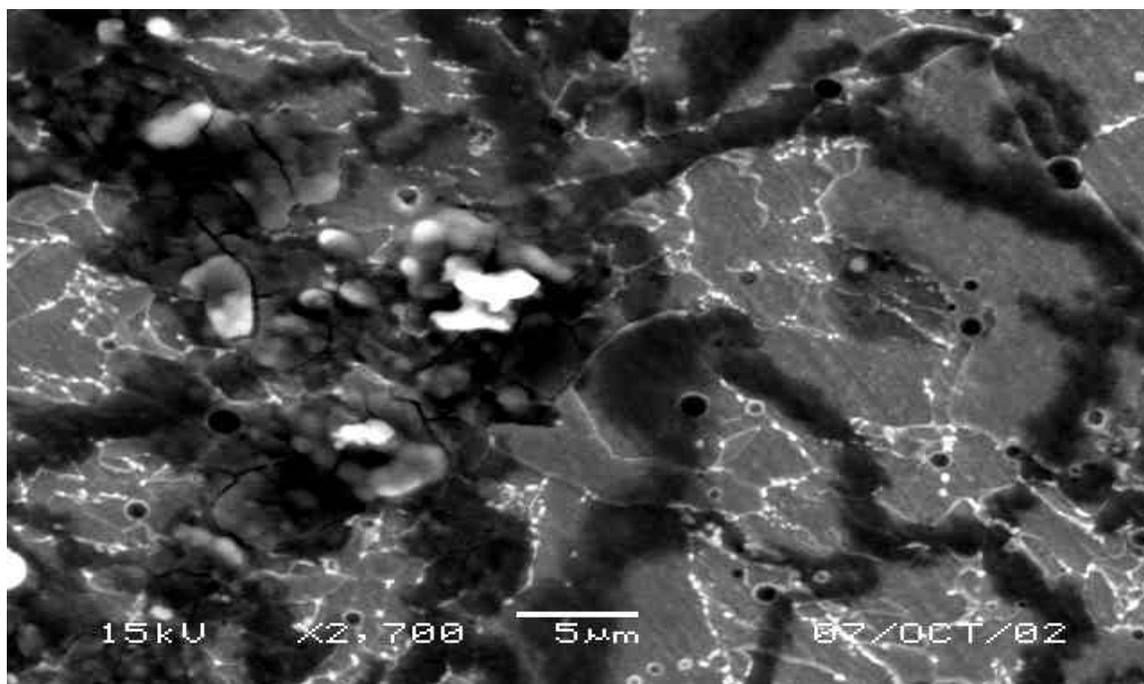


Figura 6.22 – Micrografia do Metal de Solda mostrando o constituinte Ferrítico/Cementita, Aumento 2700x. Ataque Nital 2%

Na figura 6.22 observa-se uma microestrutura da região da solda. Vê-se grãos ferríticos com finos veios de cementita (Fe_3C) no interior e contorno espessos. As microanálises químicas realizadas nestes contornos, tabelas 6.5 (a) e (b) revelaram alto teor de oxigênio que pode ser atribuído à baixa eficácia do fluxo durante o processo de soldagem.

Tabela 6.5 (a) – Spot 1

Elemento	% atômico
Fe	65,96
C	14,35
Si	1,22
Mn	0,74
O	17,73

Tabela 6.5 (b) – Spot 2

Elemento	% atômico
Fe	60,91
C	13,45
Si	0,82
Mn	0,73
O	24,09

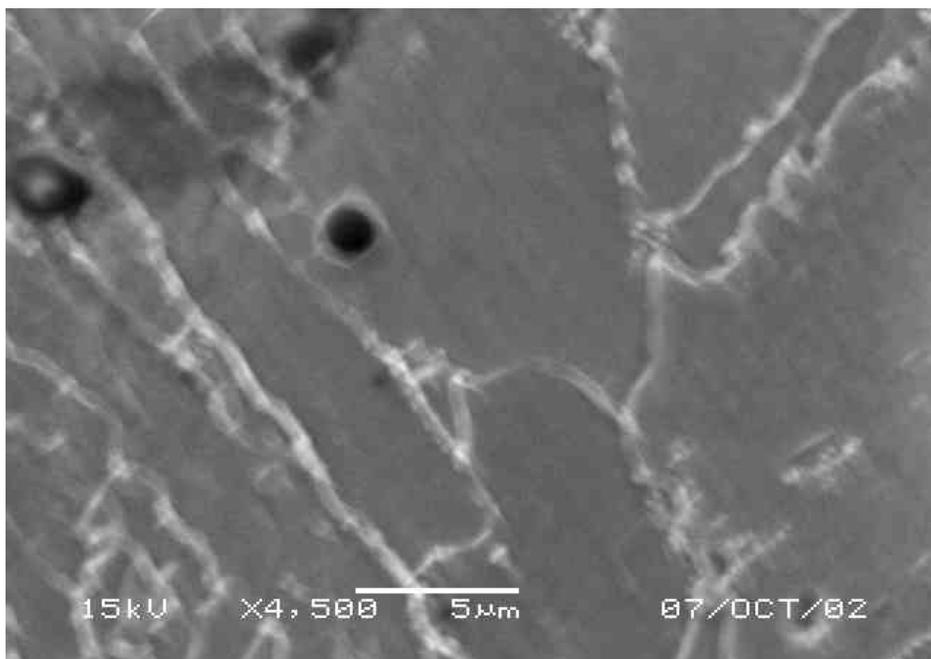


Figura 6.11 – Micrografia do Metal de Solda mostrando o microconstituente Ferrítico, Aumento 4.500x. Ataque; Nital 2%

A figura 6.11 nos mostra uma microestrutura com grãos ferríticos com precipitação de carbonetos (Fe_3C) e outros elementos de liga (Si, Mn) nos contornos. As microanálises na região da matriz (tabela 6.6) mostraram uma alta quantidade de elementos de liga, principalmente carbono retido em solução, justificando a elevada dureza desta região.

Tabela 6.6 – Composição atômica

Elemento	% atômico
Fe	83,07
C	14,62
Si	1,0
Mn	1,31

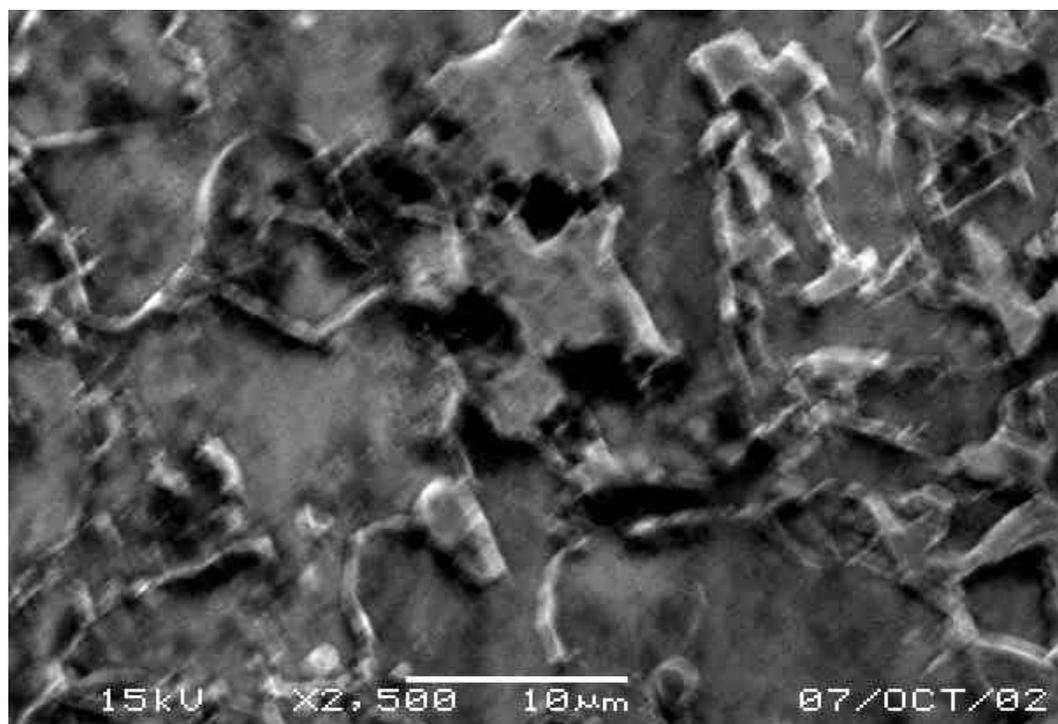


Figura 6.24 – Micrografia do Metal de Solda mostrando o microconstituente Ferrítico/Carbonetos, Aumento 2.500x. Ataque; Nital 2%

A figura 6.24 nos mostra uma microestrutura constituída de grãos ferríticos com fina precipitação de carbonetos nos contornos e outras partículas maiores (ricas em elementos de liga, principalmente carbono) que pode ser associada a Ferrita Pró-eutetóide.

Capítulo VII

CONCLUSÕES

Estudou-se a variação do perfil da dureza da solda do aço ASTM A 516 Gr 60 em soldagem a Arco submerso, com a sua aplicação em junta para vaso de pressão sujeito a corrosão sob tensão com H₂S. As principais conclusões foram:

1. O fluxo e eletrodo selecionado obtiveram os requisitos metalúrgicos e dureza satisfatória para a junta proposta;
2. Com os controles dos parâmetros de soldagem definidos na EPS, e a energia de soldagem nominal de 19,44 kJ/cm (média) aplicada para a soldagem a arco submerso, pode-se inferir que se $t_8/5$ estiver compreendido entre 10 e 20s, dificilmente se verificará a ocorrência de trincas a frio, na região de estruturas heterogêneas e de granulação grosseira da ZAC. Os valores críticos de dureza para evitar a condição de trincas de corrosão sob tensão não foram atingidos. A energia de soldagem utilizada possibilitou uma microestrutura adequada e um perfil de dureza abaixo do recomendado pela norma Petrobrás - 1706 (1987). Os Valores experimentais médios obtidos com a EPS (E=19,44 kJ/cm) selecionada apresentou uma microestrutura adequada e um perfil de dureza abaixo do máximo permitido pela norma Petrobrás e NACE;
3. O tratamento térmico pós-soldagem possibilitou uma recristalização parcial das regiões com grãos de ferrita e precipitação de carbonetos nos contornos de grãos, contribuindo para elevar a dureza;

4. Os resultados apresentados na macrografia são considerados bons para a soldagem da junta, quanto aos dados geométricos do cordão, especialmente penetração (ASME VIII, 1983). De uma forma geral, o aspecto visual do cordão de solda foi bom, conforme figura 6.4. e anexo 5
5. O valor máximo da dureza na ZAC e na solda obtido pelo método analítico de 196.50 HV, equação 1, está compatível com o valor previsto pelo Analisador de Procedimento de Soldagem SOLDASOFT igual a 192,4 HV (Terasaki), com desvios admissíveis da ordem de 30 HV obtidos na maioria das fórmulas da literatura – para níveis de dureza de 200 a 400 HV. Portanto, comprovando que a fórmula de Terasaki tem sucesso na previsão dos valores de dureza das microestruturas com 0% de martensita, para aço C-Mn, que confirma ser a mais acertada segundo a literatura.

Os valores experimentais com ensaios de macrodureza na ZAC foi de 151 HB (média) compatível com 160 HV (Metal Base);
6. Os valores de microdurezas de 218 HV300gf e 209 HV10kgf obtidos nos ensaios laboratoriais, foram inferiores ao valor máximo de 220 HB determinado pela Norma Técnica Petrobrás N-1706 (1987), para vaso de pressão enquadrado na categoria “sujeito a corrosão sob tensão”;
7. A solda não apresentou Trincas a Frio na ZAC nem no MS, conforme as análises metalográficas realizadas por MO e MEV;
8. Na análise microestrutural quantitativa da solda foi observada uma quantidade significativa de Ferrita Acicular (AF) e, conseqüentemente, essa combinação de metal base e consumível fornece maior resistência às trincas induzidas pelo Hidrogênio. Mesmo sabendo-se que o aço estudado não é susceptível a trinca a frio (dureza média

160 HV e C.E. igual a 0,30), há restrição de dureza máxima para o serviço com H₂S. Confirma-se assim, segundo a teoria, que a Ferrita Acicular funciona como uma barreira freiando o movimento das trincas a frio. Portanto, um aumento da quantidade de Ferrita Acicular (AF) aumenta a resistência às trincas induzidas pelo Hidrogênio;

9. A identificação dos constituintes de acordo com a classificação proposta pelo “International Institute of Welding” para MO não apresentou maiores problemas. Porém, a tentativa de identificar os constituintes de mesma morfologia formados a diferentes temperaturas de transformação, criando subcategorias, apresentou um elevado grau de dificuldade, mesmo com a utilização adicional do recurso da microscopia eletrônica de varredura.

Com o uso do MEV foi possível detectar discontinuidades, a exemplo de poros, dentre outras, que não foi possível distinguir com o MO.

10. Entende-se, entretanto, que a dureza somente não assegura a garantia estrutural da junta. Considera-se a necessidade de analisar, por exemplo, os efeitos dos elementos de liga do metal base e consumíveis (arame e fluxo), relacionado com as variáveis essenciais de soldagem (ASME IX, 1983), tais como: características elétricas (corrente, tensão, velocidade de soldagem, energia de soldagem, polaridade), temperatura entre passes e tratamento térmico pós-soldagem; para soldagem a arco submerso; pois, a fixação somente da energia de soldagem, não permite uma conclusão objetiva sobre os efeitos das interações de vários fatores.

Capítulo VIII

RECOMENDAÇÕES

Fica como sugestão para trabalhos futuros:

1. Avaliar a dureza na ZAC e no MS, utilizando o processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido, tendo em vista a necessidade do seu uso para soldagem das conexões do vaso de pressão.
2. Como trabalho paralelo, seria recomendável realizar estudos visando utilizar métodos experimentais que possibilitem o conhecimento do efeito da interação dos fatores tais como variáveis essenciais (corrente, tensão, velocidade de soldagem, consumíveis, etc.) e as propriedades mecânicas da ZAC e do MS.
3. Como o teste de qualificação de procedimento foi feito com material e equipamentos idêntico ao previsto para a fabricação de um vaso de pressão sujeito a corrosão sob tensão com H_2S , e **obtido um perfil de dureza na junta satisfatório**, na EPS selecionada deve ser colocada uma nota de advertência, em destaque com os dizeres: **“Serviço com H_2S ”**.

Capítulo IX

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALCANTARA, N.G. Trincas a Frio Causadas pelo Hidrogênio - Problemas e Soluções. In: 1º Simpósio de Tecnologia da Soldagem da Região Sul. Porto Alegre: Senai, 1986.
- ALCANTARA, N.G. Influência do Ciclo Térmico nas Trincas à frio. *Metalurgia – ABM*, São Paulo, v. 39, n. 311, p. 545-550.1983.
- ALÉ, R.M.; ANTUNES, J. L. B.; REBELLO, J. M. A. Estudo da Progressão Microestrutural da ZAC de um Aço C-Mn Normalizado. In: XVIII ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 1991, Recife. Anais: Associação Brasileira de Soldagem, 1991. p. 001 –008.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. *Vasos de pressão, Seção VIII – Divisão I*. Rio de Janeiro: Instituto Brasileiro de Petróleo, 1983.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. *Especificação de Materiais – Parte C, Seção II*. Rio de Janeiro: Instituto Brasileiro de Petróleo, 1983.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. *Qualificação para Soldagem e Brasagem, Seção IX*. Rio de Janeiro: Instituto Brasileiro de Petróleo, 1983.
- ASM. *Metals Handbook – vol.- Metallography, Structures and Phases Diagrams*. 1993.
- ASTM. *Annual Book of ASTM Standards, vol. 01.04, p. 418 – 420*.1973.
- BARRIGA, M.P. *Análise de Fratura através do conceito “CTOD” em soldas circunferenciais de polidutos: Gasoduto Bolívia-Brasil.* 1996. 121 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Universidade de São Paulo, São Paulo, 1996.
- BARROS, P.M. de. *Introdução a Metalurgia da Soldagem*. In: Soldagem , Apostila deCurso ABS. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem – ABS, 177 p, 1990.
- BASTIAN, F.L. e MELO, P. F. F. Análise da Confiabilidade de uma Esfera de Estocagem de GLP pela Mecânica da Fratura Probabilística considerando Trincas nas Juntas Soldadas. In: XI CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 1993, Brasília. Anais, ABCM, 1993. p.1463-1466.
- BILLA, Renan. Influência da Dureza e da Microestrutura na Soldabilidade dos Aços Microligados. In:CONGRESSO DE ENGENHARIA MECÂNICA NORTE-NORDESTE; 1991, Natal. Anais, 1991. p. 699-708.

BORHORQUEZ, C.E.N. *Previsão da Dureza Máxima na Zona Afetada pelo Calor em Soldagem*. 1989. 93 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1989.

BOHORQUEZ, C.E.N. e BUSCHINELLI, A.J.A.; Previsão da Dureza Máxima na Zona Afetada pelo Calor. In: XV ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM; 1989, São Paulo. Anais, 1989. p. 27-31.

BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A. e CASTRO, P. M. S. *Fadiga de Estruturas Soldadas*. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1986, 883 p.

BURSTEINAS, O. e SIVIERI, O. A. Soldabilidade de Aços Estruturais Controle de Estrutura na Zona Afetada pelo Calor. *Metalurgia – ABM*. São Paulo, v.39, n. 310, p. 471-478. 1983.

CHIAVERINI, V. Aços e Ferro Fundido. 5.ed. São Paulo; ABM, 1984.

COTTRELL, C.L.M. Hardness equivalent may lead to a more critical measure of weldability. *Metal Construction*. USA, p. 740-744, dezembro, 1984.

COUTINHO, C. Bottrel. *Materiais Metálicos para Engenharia*. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. 405p. ISBN – 85-85447-02-8.

Documento IIW – IIS-IIW 835-85. International Institute of Welding – Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope. *Welding World*. Vol 2 n 7/8, pp. 144-148, 1986.

FARIAS, J.P. e QUITES, A.M. Fatores que influenciam a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda de aço ao C-Mn e baixa liga. In: LATIN AMERICAN REGIONAL WELDING CONGRESS, 1992, Rio de Janeiro. Anais: Associação Brasileira de Soldagem, abril, 1992. p. 371-386.

FERNANDES, H. G. Vasos de Pressão não Sujeito a Chama – Guia nº 8. Rio de Janeiro: Instituto Brasileiro de Petróleo, 22p., 1965.

FERREIRA, R.A.S. *Transformação de fase: aspectos científicos e morfológicos*. Recife. Ed. universitária da UFPE, 2002. 296.p

FUNDAÇÃO BRASILEIRA DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, Processos de Soldagem, FTBS, módulo 5. 1997. 80 p

GENTIL, Vicente. *Corrosão*. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., p. 135 – 153, 1996

GOMES, S.I.N.; ANDRADE, M. A. L. de; e SPINELLI, D. Propriedades da Resistência ao Impacto na ZAC de um Aço de Resistência Ambiental Ligado com Cu e Cr. In: XII

CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 1996, Águas de Lindóia. Anais: ABCM, dezembro, 1995. p. 566-569.

GOMES, E. R. ; BERLI, R. F. ; SALGADO, C. A. e SOUZA, W. L. Q. Construção de Vasos de Pressão por Soldagem: diferentes abordagens internacionais. In: XX ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 1994, Contagem. Anais: Associação Brasileira de Soldagem, agosto, 1994. p. 467-482.

GRANJON, H. The Implants Methods for Studying the Weldability of High Strength Steels. *Metal Construction and British Welding Journal*, U.S.A. p. 509-515, novembro, 1959.

HILL, R.E.R. *Princípios de Metalurgia Física*. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois S.A., 1973. 770 p.

HONEYCOMBE, R.W.K. *Aços Microestrutura e Propriedades*. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian. 348 p. 1982.

HOULDCROFT, P.T. *Welding Process Technology*. Londres: Cambridge University Press, 1979. p. 01-15.

HUHN, R. Corrosão em Tubulação. *Associação Brasileira de Corrosão*, São Paulo, 2002. Disponível em: <<http://www.abraco.org.br/corrosi.htm>> Acesso em: 2002.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. EUA: Editora John Wiley & Sons. p. 01-21. 1987.

LINCOLN ELECTRIC COMPANY, The Procedure Handbook of Arc Welding, International Division Armco Steel Corporation, Post Office Box 700, Middletown, Ohio 45042, USA. p 63.1-6.3.64, 1973

LIMA, C.R.C e TREVISAN, R. da E. Análise de Trincas a Frio em Soldas de Aços Revestidos com Tinta de Proteção Anti-Corrosiva. *Soldagem e Materiais-ABM*. São Paulo, janeiro/março, p. 02-06. 1994.

LIU, S. e BRACARENSE, A. Q. Desenvolvimento da Soldagem de Aço de Alta Resistência e Baixa Liga em Aços de Alta Resistência. *Soldagem e Materiais – ABS*. São Paulo, v.6, n. 2, p.18-32. 1994.

LOPES, C. M. F. *Avaliação da Variação do Ciclo Térmico na Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)*. 2000. 102 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Universidade Federal da Paraíba, Campina Grande, 2000.

LOPES, E. M. Dias e MIRANDA, R, M. *Metalurgia da Soldadura*. Lisboa: Instituto de Soldadura e Qualidade, 299 pp, 1993. ISBN 972-9228-16-17.

- MACHADO, Ivan Guerra. *Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos e Aplicações*. Porto Alegre: Imprensa Livre, 119 p, 2000, ISBN 85-86647-31-4.
- MACIEL, T. M.; SILVA, P. G. da; JÚNIOR, R. C. S. F.; SOUZA, F. V. Efeito da Variação Microestrutural e do Teor de Hidrogênio sobre Trincas a Frio em Juntas Soldadas de Aços ARBL. In: XII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 1996, Anais. Águas de Lindóia: ABCM, dezembro. 1996. p. 523-526.
- MACIEL, T. M.; AGRA, J.B.M.C.A.; NICÁCIO, A. M.; FECHINE, G. J. M. Influência da Microestrutura sobre as Propriedades Mecânicas de Metais de Solda de Aços ARBL. In: XII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 1996, Anais. Águas de Lindóia: ABCM, dezembro. 1996. p. 527-530.
- MACIEL, T.M.; ALCÂNTARA, N. G.; KIMINAMI, C. S. Transformações Microestruturais em Metal de Solda em Aços ARBL. In: XX ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 1994. Anais. Contagem: Associação Brasileira de Soldagem, agosto. 1994. p. 391-412.
- MACIEL, Theophilo Moura. *Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Aços de Alta Resistência*. 1994. 194 p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Paulo, 1994.
- MARTINS, S.H. Caracterização microestrutural das juntas soldadas de aços ARBL soldadas pelo processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido. Capturado em 28/01/2002 no site <http://www.fepesmig.br/interação/n1/art1.htm>.
- MYHR, O. R. e GRONG, O. Dimensional Maps for Heat Flow Analyse in Fusion Welding. *Acta Metallurgical Materials*, vol. 38. p. 449-460. 1990.
- MODENESI, P.J.; MARQUES, P. V.; BRANDÃO, B. S. *Curso de Metalurgia da Soldagem*. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 295p., 1992.
- MODENESI, P.J. e ARAÚJO, C. L. Medida e Análise de Ciclos Térmicos Utilizando um Equipamento Baseado em Microprocessador. In: XVII ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM - ABS, 1991, Recife, Anais, 1991, p. 177-192.
- NACE. *Basic Corrosion Course*. Houston, Texas. 11 ed., junho, 1990.
- NAKAMURA, M.; ENJO, T.; KIKUCHI, Y. Influence of Microstructure in Heat-Affected-Zone on the Reheat Cracking Susceptibility. *Transactions of The Japan Welding Society, USA*, v.18, n.2, p.51-57. outubro. 1987.
- NATAL, Y.O. *Soldabilidade de Aços de Alta Resistência Baixa Liga*. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1986. 66p.

- OKUMURA, T. e TANIGUCHI, C. *Engenharia de Soldagem e Aplicações*. Rio de Janeiro: Editora Livros Técnicos e Científicos S.A. p. 1982.
- OLIVEIRA, S.P. e MIRANDA, P.E.V. Concentração Crítica de Hidrogênio para a Fragilização pelo Hidrogênio em Aços. Disponível em: <<http://www.materia.coppe.ufrj.br/sorra/artigos/artigo10111/>>. Acesso em 2001.
- ONSOIEN, M.I.; AKSELSEN, O. M.; GRONG, O.; KVAALE, O. E. Prediction of Cracking Resistance in Steel Weldments. *Welding Journal*. USA, janeiro. p.45-50. 1990.
- PASTOUKHOV, V. A. e VOORWALD, H. J. C. *Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural*. São Paulo: Editora Unesp, 187 p., 1995. ISBN: 85-7139-080-0.
- PAVASKAR, V. e KIRKALDY, J.S. Assessing Cold-Cracking Susceptibility in Low-alloy Steel Weld. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. novembro. p. 256-262. 1982.
- PETROBRAS, *Projeto de Vaso de Pressão – Norma de Procedimento – N 253f*. Rio de Janeiro: CONTEC-Comissão N. 02-Caldeiraria, 39 p. 1990.
- PETROBRAS, Documento CENPES-SUPEN BPE-500-P4-01. Equipamentos de Caldeiraria para Serviços Letais. Rio de Janeiro: CENPES, 06 p., 1988.
- PETROBRAS. N-1706: Projeto, Fabricação e Montagem de Vasos de Pressão Sujeitos a Corrosão Sob Tensão com H₂S. Rio de Janeiro: Petrobras, 5 p. 1987.
- PINTO, M. S. *Estudo da Soldabilidade do Aço Estrutural do Vaso de Contenção da Usina Nuclear de Angra II*. 1980. 71p. Dissertação (mestrado em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1980.
- RIBEIRO, H.O. *Soldagem do aço ASTM A 516 Grau 60 para vaso de pressão sujeito à corrosão sob tensão*. 2001. 91p. Dissertação (mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.
- ROMERO, J. B.; DOMINGUES, J. R.; ARAÚJO, W. R. Influência do Hidrogênio na Soldagem ao Arco Submerso. In: XXI ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 1995, Caxias do Sul. Anais: Associação Brasileira de Soldagem, junho, 1995, p. 655-666.
- SANTOS, J.F.O. e QUINTINO, L. *Processos de Soldagem*. Lisboa: Instituto de Soldadura e Qualidade. P.23-32. 1998.
- SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; TOKUNAGA, Y. Hydrogen Induced Cracking in HY-130 Steel Weldments. *Welding Journal*. USA, p. 118-126. 1978.

- SCANDIAN, C.; BASTIAN, F. L.; MELO, P. F. Análise da Confiabilidade de uma Esfera de Estocagem de GLP pela Mecânica da Fratura Probabilística considerando Trincas as Juntas Soldadas. In: XII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 1993, Brasília. Anais: Sociedade Brasileira de Ciência dos Materiais, 1993, p. 1463-1466.
- SCOTTI, A. Introdução à Metalurgia da Soldagem – Apostilha do Curso de Mestrado em Engenharia Mecânica. Mimeografado, 60p.UFU – 1986.
- SISQUINI, G.R. Probabilidade de Detecção de Defeito. *Revista Engenharia, Ciência e Tecnologia*. Espírito Santo, p. 42-47, novembro/dezembro. 1999.
- SILVA, A. L. da C e MEI, P. *Aços e Ligas Especiais*. São Paulo. Eletrometais S. A. Metais Especiais. P. 417-439. 1988.
- SOLDASOFT. Analisador de Soldabilidade – Manual de Instruções. Florianópolis, Santa Catarina. 9 p. 2000.
- SUZUKI, H and YURIOKA, N. Weldability of Line Pipe Steels and Prevention of Cracking in Field Welding, IIW Doc. IX – 1458. USA:, 28 p.1987.
- SUZUKI, H. *A new formula for estimating Haz Maximum Hardness in Welded Steel*, IIW Doc. IX. USA, p. 1351-1385. 1985.
- SUZUKI, H. A new formula for estimating Haz Maximum Hardness, *Japan Welding Society*, Japão, p. 61-68. 1985.
- SUZUKI, H. *Carbon Equivalent and Maximum Hardness*.Tokyo: Nippon Steel Corporation, p.77-100. 1983.
- TELLES, P.C.S. *Vasos de Pressão*. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 295 p., 1991. ISBN: 85-216-0826-8.
- TELLES, P.C.S. *Materiais para Equipamentos de Processo*. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 225p., 1979.
- VENTRELLA, V. A.; ALCANTARA, N.G.; EVANS, G.M. Caracterização Microestrutural de Juntas Soldadas de Aços ARBL usando Microscopia Eletrônica de Varredura. In: XII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 1996, Águas de Lindóia. Anais. Dezembro. 1996. p. 1006-1009.
- VERGAS, A.S.; MENDES, M.F.; NICOLAS, M.C.; SOUZA, F.M.N. Aplicação da mecânica da fratura na redução do Custo de Manutenção de Vasos de Pressão. *Manutenção*. nº 31. p. 29-33. julho/agosto. 1991.

WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F.D.H. *Soldagem Processos e Metalurgia*. São Paulo: Editora Edgar Blücher Ltda, 494 pp. 1992.

ZARO, M; ZIN, S.; COUTINHO, T.; MULLER, A. Influência das características de um Termopar sobre determinação experimental de ciclos térmicos elevados. In: VIII CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 1988, Campinas. Anais, 1988, p. 400-402.

ZEEMAN, A. Corrosão em Juntas Soldadas. In: XXI ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 1995, Caxias do Sul. Anais: Associação Brasileira de Soldagem, 1995, p 95-110.

CAPÍTULO X

ANEXOS

10.1. ANEXO A – EXPRESSÕES PARA AVALIAÇÃO TEÓRICA DO CICLO TÉRMICO (Machado, 2000; Nakamura,1987; Scotti, 1986).

$$\Delta t_{8/5} = \frac{V.I.h}{v_s \cdot 2p \cdot l \cdot q_1} \quad \text{[equação 1]}$$

$$(q_1)^{-1} = \left(\frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1073 - T_0} \right) \quad \text{[equação 2]}$$

$$T - T_0 = q_2 \cdot \left(\frac{\Delta t}{t} \right)^{1/2} \exp \left[- \left(\frac{\Delta t}{e \cdot t} \left(\frac{q_1}{T_p - T_0} \right) \right) \right] \quad \text{[equação 3]}$$

$$\Delta t_{8/5} = \frac{V^2 \cdot I^2 \cdot h^2}{v_s^2 \cdot 4p \cdot l \cdot r_c \cdot q_2 \cdot d^2} \quad \text{[equação 4]}$$

$$\frac{1}{q_2^2} = \frac{1}{(773 - T_0)^2} - \frac{1}{(1073 - T_0)^2} \quad \text{[equação 5]}$$

$$T - T_0 = q_2 \cdot \left(\frac{\Delta t}{t} \right)^{1/2} \exp \left[- \left(\frac{\Delta t \cdot q_2^2}{2e \cdot t (T_p - T_0)^2} \right) \right] \quad \text{[equação 6]}$$

$$d' = \left\{ \frac{V \cdot I \cdot h}{v_s \cdot 2r_c} \left(\frac{1}{773 - T_0} + \frac{1}{1073 - T_0} \right) \right\}^{1/2} \quad \text{[equação 7]}$$

Símbolos e unidades.

V – Tensão de soldagem (V);

I – Intensidade de corrente de soldagem (A);

η – Rendimento térmico de um processo de soldagem sob dadas condições (adimensional, variando entre 0 e 1);

v_s - Velocidade de soldagem(mm/s);

λ – Condutividade térmica (J/s/mm/°C);

T – Temperatura que estará o ponto em um instante t (°C);

T_0 – Temperatura de preaquecimento (°C);

T_p – Temperatura de pico do ciclo térmico (°C);

α – 2,718;

T – período de tempo (s);

ρ_c - Calor específico volumétrico (J/mm³.°C);

d – espessura da peça (mm);

T_1 – Temperatura no ponto 1 (°C);

T_2 – Temperatura no ponto 2 (°C).

10.2. ANEXO B – DIAGRAMA DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO - CRC (MACHADO, 2000)

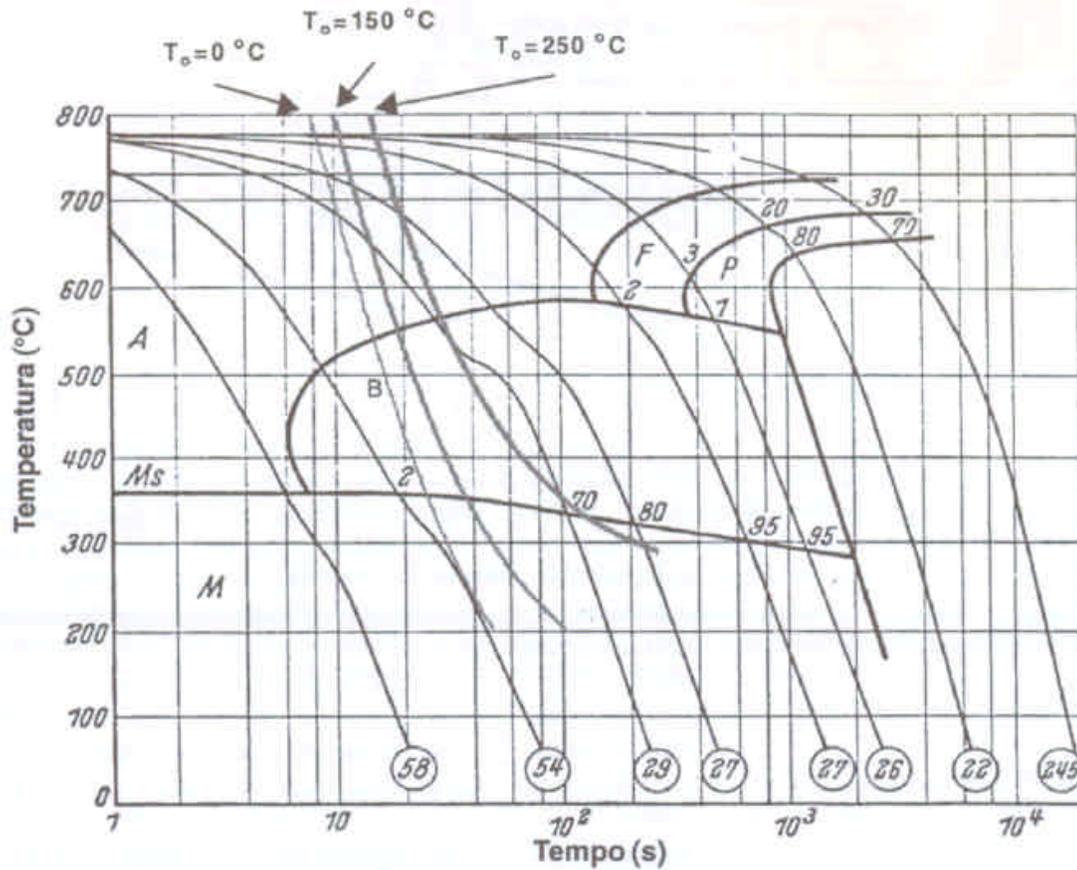
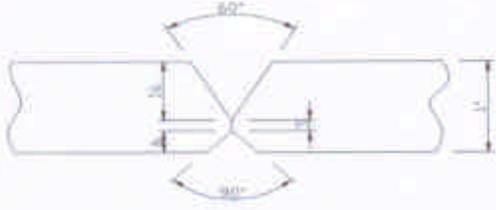
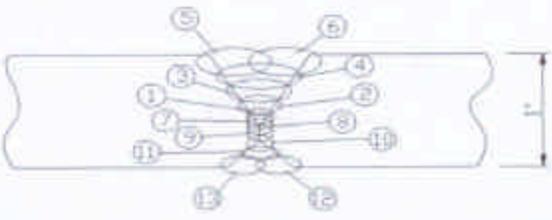


Figura 10.1 - Diagrama de resfriamento contínuo (parcial) com curvas de resfriamento obtidas por diferentes temperaturas de preaquecimento. Os números sobre as curvas indicam a proporção de fase presente, enquanto aqueles dentro de círculos a dureza em HRC (o último em HV). As letras representam os campos das fases, isto é, A= Austenita; F=Ferrita; P=Perlita; B=Bainita e M=Martensita.

10.3. ANEXO C- ESPECIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

MÁQUINAS PIRATININGA DO NORDESTE S/A		FOLHA DE ACOMPANHAMENTO PARA QUALIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM							N.º CP-01/(POLI)				
									FOLHA 01 DE 01				
PROCESSO DE SOLDAGEM ARCO SUBMERSO (EPS 004)								TIPO					
PROCESSO DE TRANSFERÊNCIA DO METAL N/A								DIÂMETRO DO BICO DE GÁS - N/A					
POSIÇÃO DE SOLDAGEM PLANA/HORIZONTAL (1G)				LIMPEZA INICIAL ESMERILHADEIRA				LIMPEZA INTERPASSES ESCOVA DE AÇO/ESMERILHADEIRA					
CROQUI DO CHAMFRÓ COM SUAS DIMENSÕES								CROQUI DA SEQUÊNCIA DE PASSES					
													
N.º DE PASSE	N.º DE CAMADA	ELETRODO			TOCH/CAB VEL. AVAN. (CM/MIN)	TIPO DE CORRENTE E POLARIDADE	INTENSID. CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	SOLDA		VELOCID. ARAME (cm/min)	TEMPERATURA	
		CLASSIF. AWS	MARCA COMERCIAL	DIÂM. (mm)					COMP. (mm)	TEMPO (min.)		MÍNIMA	MÁXIMA
1	1	EL-12/F7A0	B. MINEIRA	3,18	39/40	CC +	455/460	29/30	603	1'30"		98	128
2	2	"	"	"	36	"	"	"	610	1'41"		96	125
3	3	"	"	"	38	"	"	"	605	1'35"		107	149
4	4	"	"	"	38	"	"	"	610	1'36"		122	155
5	5	"	"	"	38	"	"	"	580	1'31"		113	160
6	5	"	"	"	38	"	"	"	505	1'19"		128	172
7	6	"	"	"	36	"	"	"	500	1'22"		70	73
8	7	"	"	"	38	"	"	"	550	1'27"		78	100
9	8	"	"	"	38	"	"	"	505	1'19"		113	124
10	9	"	"	"	38	"	"	"	570	1'30"		138	151
11	10	"	"	"	36	"	"	"	560	1'30"		104	112
12	11	"	"	"	38	"	430	"	610	1'38"		140	158
13	11	"	"	"	38	"	440	"	530	1'23"		119	137
NOTA: CONSIDERAR A TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO COMO INTERPASSE MÍNIMA E TEMPERATURA MÍNIMA E A DE INTERPASSE MÁXIMA COMO TEMPERATURA MÁXIMA.													
INSPEÇÃO VISUAL													
DESCONTINUIDADES VERIFICADAS APÓS O ÚLTIMO PASSE				ALTURA DO REFORÇO: mm				EMBICAMENTO:					
				LALDO: () APROVADO				() REPROVADO					
INSPEÇÃO				APROVAÇÃO:				DATA					
								26/10/2000					

10.3 – ANEXO C – ESPECIFICAÇÕES DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM – ENSAIO MECÂNICO



Fundação Instituto Tecnológico do Estado de Pernambuco

Certificado nº 114 827

NOTA IMPORTANTE
 Este certificado deve ser lido com atenção e a validade do mesmo depende da aplicação das normas e especificações técnicas e normas técnicas pelo interessado.

Em 14 de maio de 19 88

Nome do Trabalho: Ensaio de tração e dobramento lateral.
Materiais: Seis (06) corpos de prova de chapas de aço soldados de topo.
Cliente: MÁQUINAS PINATIRINGA DO NORDESTE S.A.

RESULTADOS

1 - Ensaio de Tração:

CORPO DE PROVA Nº	LARGURA (mm)	ESPESSURA (mm)	Tensão MÉDIA (MPa)	LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)	OBSERVAÇÃO
F1-CE-309	24,7	24,5	608,12	567	ROMPEU FORA DA BOLSA
F2-CE-309	25,2	24,3	612,36	558	ROMPEU FORA DA BOLSA

2 - Ensaio de Dobramento Lateral:

CORPO DE PROVA	RESULTADO	OBSERVAÇÃO
F1-CE-309	SEM DEFELTOS	APROVADO
F2-CE-309	SEM DEFELTOS	APROVADO
F3-CE-309	SEM DEFELTOS	APROVADO
F4-CE-309	SEM DEFELTOS	APROVADO
F5-CE-309	SEM DEFELTOS	APROVADO

COMENTÁRIOS:

a) Ensaio realizado em máquina "AMGLEN" de 100t com escala de 50t e eixo de 40 mm.

b) Identificação segundo o cliente:

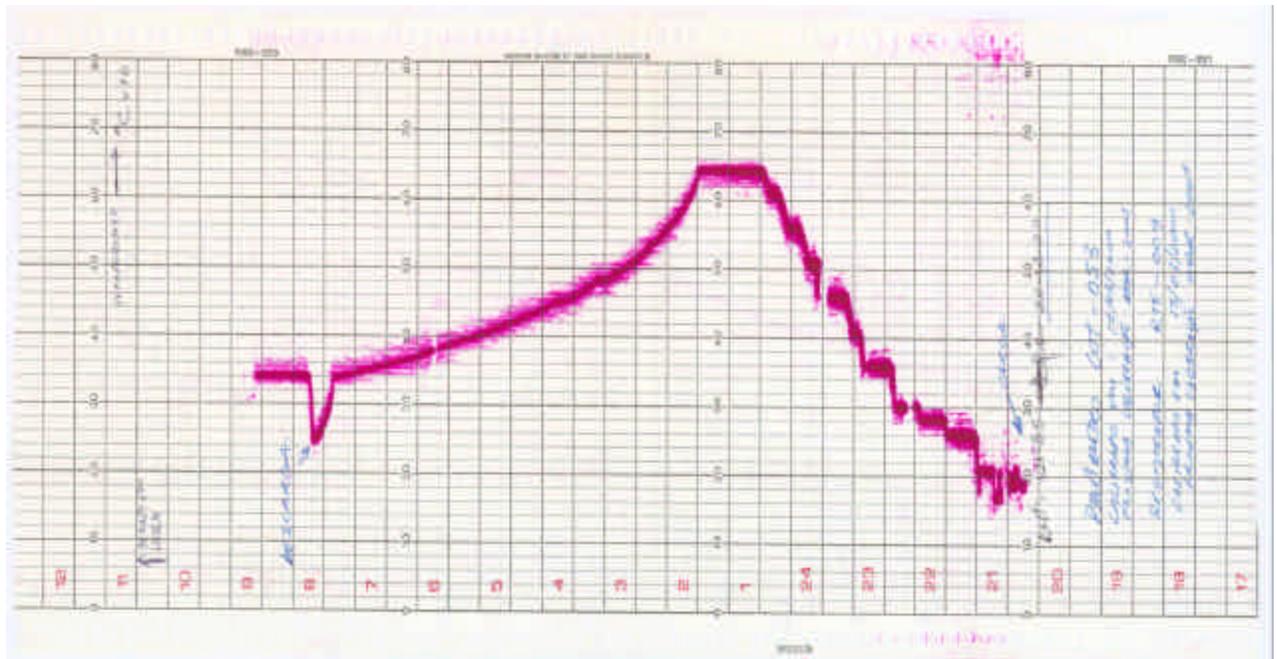
- Processo de Soldagem: Arco submerso (SAW)
- Material: a) Saab - ASTM A-36 com ASTM A-36
 - F nº 1 Grupo 1 com P nº 1 Grupo 1
 - Espessura: 25,4 mm (1")
- b) Adição - F70-EL 12 (Ø 1/8")

Assinatura: 

PAULO CESAR DOTELLI DE ANDRADE
 Engenheiro Mecânico CREA 5111 - R. de Regis, Vertentes do IMAZ

Endereço: Av. Pernambuco, 100 - 50000-000 Recife - PE
 Fone: (081) 21244 - Fone Fax: (081) 212 55
 Cx. Postal: 1000 - CEP: 50000-000

10.2. ANEXO D – RESULTADO GRÁFICO TTPS



ANEXO E (1) e (2) – Resultados de Ensaio de Dureza (HB)

(1)

Face 1 Dureza (HB)	
1 D	1 E
143	149
121	142
128	152
151	149
135	156
132	220
116	129
142	157
129	154
190	150
124	148
7142	185
197	154
156	212
133	158
149	152
138	149
Média	151

(2)

Face 2 Dureza (HB)	
2 D	2 E
171	177
132	220
151	138
133	151
138	145
151	154
157	133
146	133
159	143
144	122
143	133
147	129
166	136
201	126
152	165
143	140

10.4. ANEXO F – RESULTADO DO ENSAIO POR LIQUIDO PENETRANTE

10.5. ANEXO G – RESULTADO DAS MEDIÇÕES DE MICRODUREZA VICKERS

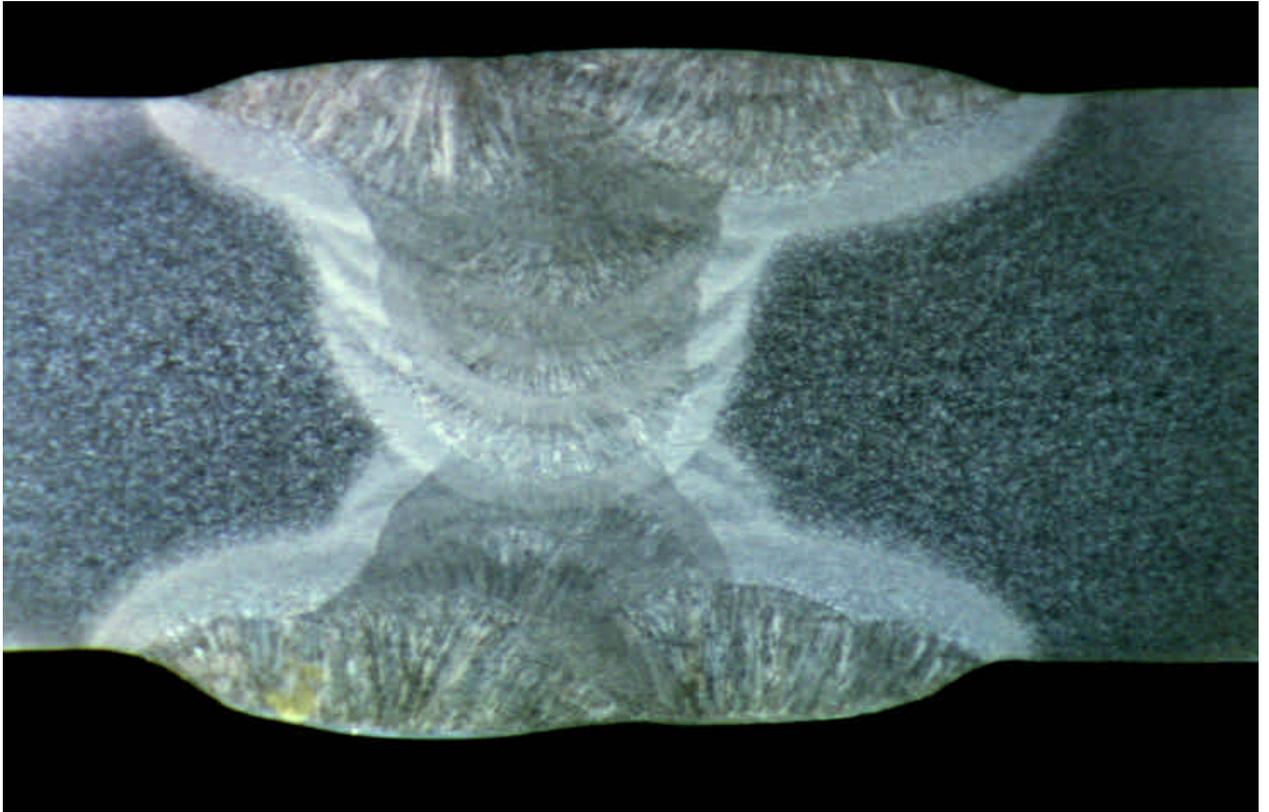
ponto	Profundidade – HV 300gf			
	distância	5 mm	7mm	13mm
1	0	148	148	152
2	0,5	141	156	150
3	1	148	150	154
4	1,5	155	141	148
5	2	162	147	157
6	2,5	155	147	151
7	3	152	155	156
8	3,5	155	150	150
9	4	145	155	155
10	4,5	145	150	155
11	5	146	149	156
12	5,5	142	148	150
13	6	148	141	157
14	6,5	141	143	151
15	7	151	146	154
16	7,5	142	141	148
17	8	154	147	155
18	8,5	160	148	156
19	9	152	155	156
20	9,5	160	150	148
21	10	158	147	152
22	10,5	145	141	154
23	11	155	143	155
24	11,5	149	143	154
25	12	159	149	167
26	12,5	151	152	167
27	13	160	152	176
28	13,5	167	157	176
29	14	172	157	182
30	14,5	175	184	182
31	15	196	183	181
32	15,5	182	184	182
33	16	189	174	188
34	16,5	189	182	184
35	17	189	179	189
36	17,5	189	181	188
37	18	191	188	206
38	18,5	187	182	198
39	19	195	184	198
40	19,5	187	181	200
41	20	201	185	197
42	20,5	194	182	194
43	21	191	185	196
44	21,5	183	185	191

ponto	Profundidade – HV 300 gf			
	distância	5mm	7mm	13mm
45	22	179	181	193
46	22,5	189	174	191
47	23	176	176	191
48	23,5	178	171	189
49	24	174	167	183
50	24,5	177	164	177
51	25	177	161	178
52	25,5	172	157	167
53	26	152	146	167
54	26,5	149	154	154
55	27	154	141	167
56	27,5	152	141	156
57	28	159	146	156
58	28,5	156	149	156
59	29	161	156	142
60	29,5	152	146	149
61	30	151	160	149
62	30,5	148	148	152
63	31	151	142	152
64	31,5	151	155	155
65	32	150	148	155
66	32,5	155	145	152
67	33	161	150	149
68	33,5	147	148	152
69	34	148	150	149
70	34,5	154	141	148
71	35	151	150	152
72	35,5	147	141	149
73	36	147	142	145
74	36,5	154	147	147
75	37	158	147	149
76	37,5	158	145	147
77	38	164	156	147
78	38,5	167	142	145
79	39	158	152	145
80	39,5	152	146	146

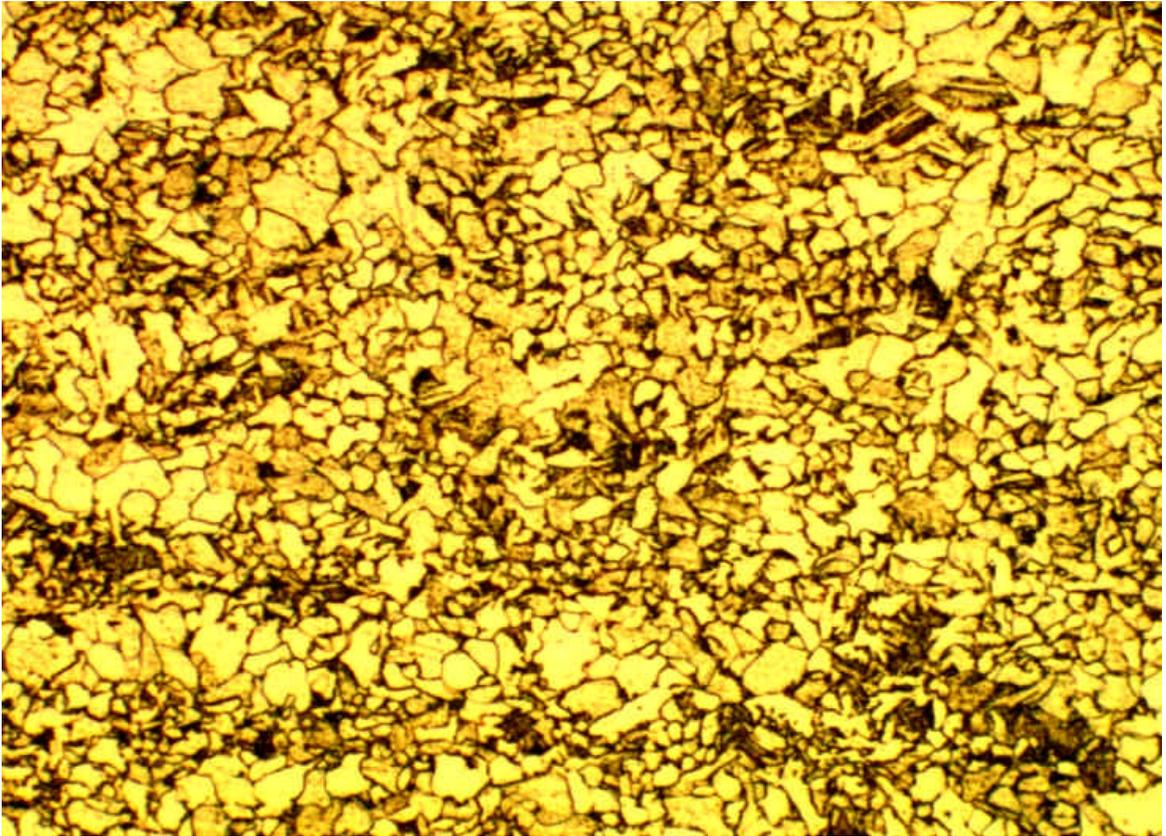
10.5. ANEXO H - RESULTADO DAS MEDIÇÕES DE MICRODUREZA VICKERS

Ponto	HV 10 kgf		
	L1= 5mm	L2= 7mm	L3= 13mm
1	162	155	159
2	175	155	166
3	193	164	164
4	218	179	172
5	186	188	193
6	179	186	193
7	166	172	162
8	162	162	165
9	160	160	151

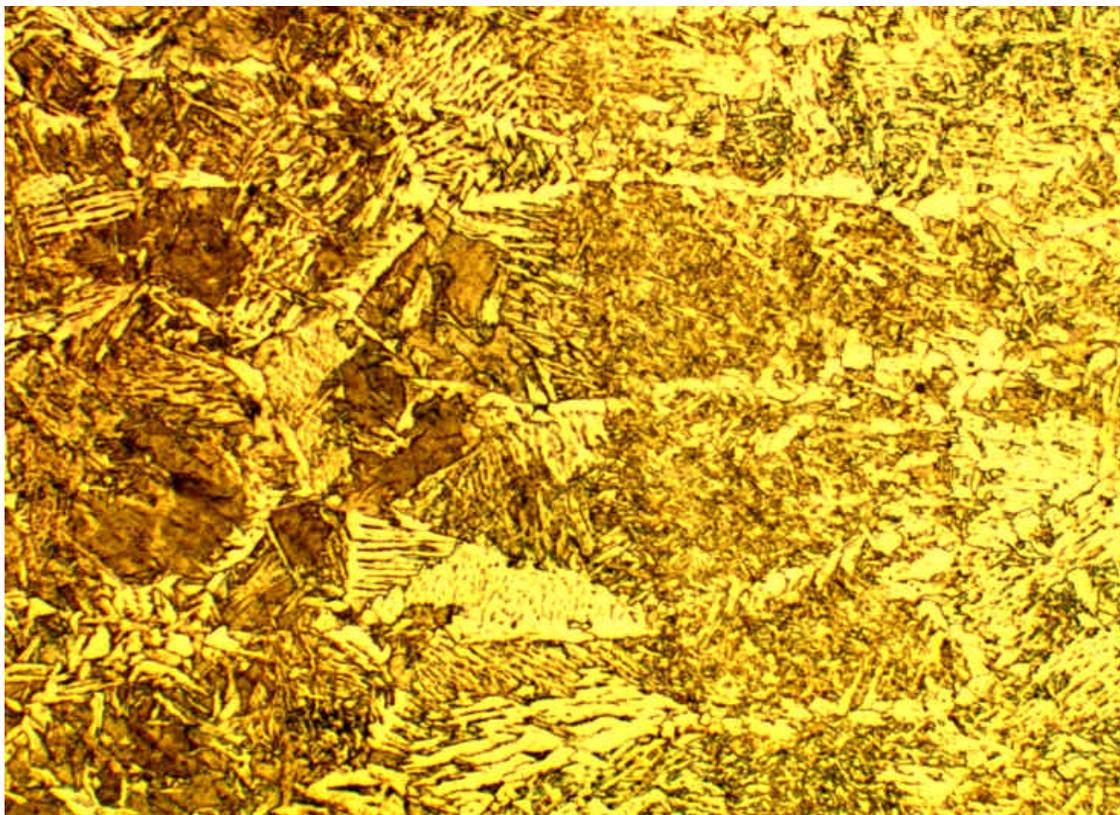
10.6. ANEXO I. MACROGRAFÍA



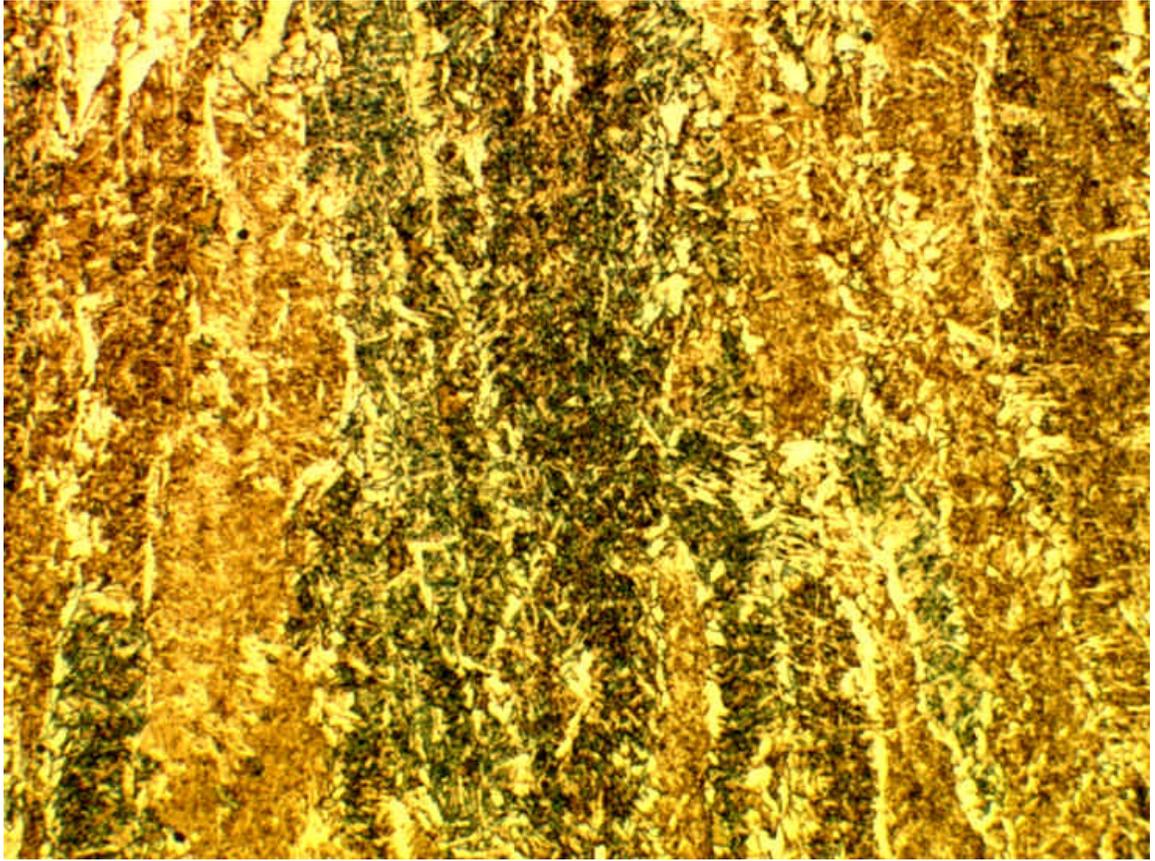
10.7.ANEXO J. MICROGRAFIA



10.8.ANEXO L. MICROGRAFIA



10.9.ANEXO M - MICROGRAFIA



10.10.ANEXO N.MICROGRAFIA

