

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS

SOLDAGEM DO AÇO ASTM A 516 GRAU 60 PARA VASO DE PRESSÃO SUJEITO À
CORROSÃO SOB TENSÃO

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA A OBTENÇÃO
DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS

HÉLIO ORMEU RIBEIRO

FLORIANÓPOLIS, ABRIL DE 2001

SOLDAGEM DO AÇO ASTM A 516 GRAU 60 PARA VASO DE PRESSÃO SUJEITO À
CORROSÃO SOB TENSÃO

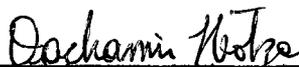
HÉLIO ORMEU RIBEIRO

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE
EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM
SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS



Dr. Ing. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI - ORIENTADOR



Dr. Ing. DACHAMIR HOTZA - COORDENADOR DO CURSO

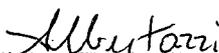
BANCA EXAMINADORA



Dr. Eng. PEDRO A. N. BERNARDINI - PRESIDENTE



Dr. Eng. CARLOS A. S. OLIVEIRA



Dr. Eng. ARMANDO A. GONÇALVES JR.



Dr. Eng. CLÁUDIO R. LOSEKANN

À
Lici e Egis (in memóiriam).
Vanessa, Eginha, Marlici
Rudá e Hugo.

AGRADECIMENTOS

A Escola Técnica Federal de Santa Catarina (ETF/SC), pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Augusto José de Almeida Buschinelli pela orientação, estímulo, paciência e apoio constante.

Ao Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez pela coorientação deste trabalho.

A Petrobrás pelo tema.

Ao CNPQ pelo apoio financeiro.

Ao Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira pelo empenho na aquisição do metal de base junto a Usiminas.

Aos amigos da ETF/SC pelo incentivo constante em especial aos professores Jânio Rodrigues Lopes, Manoel Alfredo Pereira, Cláudio R. Lozekan e Cláudio S.P. Brandão, pelo apoio na confecção dos corpos de prova, discussões e fotos.

Ao LABMAT pelo apoio nos ensaios dos corpos de prova.

Ao LABMETRO/CERTI em especial Prof. Armando Albertazzi Gonçalves Jr. e o Eng. Daniel Willemann, pela medição das tensão residuais.

Ao Prof. Pedro A. N. Bernardini pelo estímulo inicial, apoio e colaboração constante durante todas as etapas deste trabalho.

A minha família.

A DEUS.

SUMÁRIO

1- INTRODUÇÃO	01
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	03
2.1- Características do aço ASTM A 516 grau 60.....	03
2.1.1- Aspectos Gerais.....	03
2.1.2 - Aplicações.....	03
2.2 -Corrosão Sob Tensão.....	04
2.2.1- Conceitos Básicos.....	05
2.2.2 - Mecanismos de Corrosão Sob Tensão.....	08
2.3 -Tensões Residuais de Soldagem.....	12
2.3.1- Desenvolvimento de Tensões Residuais.....	13
2.3.2 - Método de Alívio de Tensões Residuais.....	21
2.3.3 - Técnicas Alternativas de Alívio de Tensões Residuais.....	25
2.4 - Técnicas de Reparos sem Tratamento Térmico Pós Soldagem.....	28
2.4.1- Técnica da Meia Camada.....	28
2.4.2 - Técnica da Dupla Camada.....	28
2.4.3 - Passe de Revenido.....	30
2.4.4 - Teste Prático de Higuchi.....	31
2.5 - Soldabilidade do Aço ASTM 516 grau 60.....	33
2.6 - Técnicas de soldagem de baixa susceptibilidade a CST aplicada ao Aço ASTM 516 grau 70.....	36
2.7 - Medição de Tensão Residual.....	39

3- OBJETIVOS	41
4 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	42
4.1- Materiais.....	42
4.2- Ensaio Tekken.....	43
4.3- Teste de Higuchi.....	47
4.4- Martelamento Pneumático.....	48
4.5- Determinação do diâmetro do reparo de solda para avaliação do nível de tensão residual.....	51
4.6- Técnicas especiais de soldagem de corpos de prova de reparo.....	53
4.7- Medição de Tensões Residuais.....	57
4.8- Extração dos corpos de prova para perfil de dureza e microestrutura.....	61
5- RESULTADOS E DISCUSSÕES	62
5.1-Determinação da Temperatura de Pré-aquecimento.....	62
5.2- Teste de Higuchi.....	64
5.3- Dureza e Microestrutura.....	69
5.4-Tensão Residual.....	79
6- CONCLUSÕES	87
7- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	88
8- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Conjunção de fatores para gerar trincas de corrosão sob tração.....	06
Figura 2.2 - Influência da composição química sobre a susceptibilidade do aço inoxidável austenítico à corrosão sob tensão.....	08
Figura 2.3 - Trinca intergranular de corrosão sob tensão em um aço carbono ASTM A 245.....	10
Figura 2.4 - Superfície de uma trinca intergranular de corrosão sob tensão em um aço carbono..	10
Figura 2.5 - Trinca transgranular de corrosão sob tensão em latão.....	11
Figura 2.6 - Superfície de uma trinca transgranular de corrosão sob tensão em um aço inoxidável austenítico.	11
Figura 2.7 - Desenvolvimento das tensões residuais.....	14
Figura 2.8 - Repartição térmica e zona plastificada.....	15
Figura 2.9 - Esquema ilustrativo da mudança de temperatura e da tensão residual longitudinal durante a soldagem.....	16
Figura 2.10 - Distribuição esquemática de tensões residuais em uma junta de topo.....	16
Figura 2.11 - Distribuição esquemática de tensões residuais em uma solda circular.....	17
Figura 2.12 - Efeito do diâmetro de soldas circulares na intensidade das tensões residuais de material soldado.....	18
Figura 2.13 - Efeito do resfriamento mais intenso, na superfície de uma chapa de aço carbono estrutural localmente aquecida por chama oxiacetilênica.....	19
Figura 2.14 – Representação esquemática das tensões residuais mostrando a superposição dos efeitos (C) contração, (R) resfriamento superficial mais intenso, (T) transformação de fase.	20
Figura 2.15 - Influência da temperatura e do tempo de tratamento no alívio de tensões. Aços com	

0,21% C e 1,44% Mn . Limite de resistência de 248 MPa.....	23
Figura 2.16 – Seqüência de soldagem.....	26
Figura 2.17 - Distribuição de tensões residuais em função de diferentes seqüências de soldagem.	26
Figura 2.18 - Técnicas de reparo sem TTPS (a) meia camada (b) dupla camada.....	29
Figura 2.19 - Localização do passe de revenido.....	30
Figura 2.20 - Posicionamento do passe de revenido.....	31
Figura 2.21 - Dimensões do cordão de solda e da ZTA para diferentes posições de soldagem e aportes térmicos.	32
Figura 2.22 - Ábaco para a determinação da temperatura de pré-aquecimento.....	34
Figura 2.23 - Curva CCT para o aço ASTM A 516 grau 60.....	35
Figura 2.24 - Configuração típica de roseta.....	40
Figura 4.1 - Microestrutura do aço ASTM A 516 grau 60.....	43
Figura 4.2 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio Tekken.....	44
Figura 4.3 - Esquema para medir trincas transversais.....	46
Figura 4.4 - Montagem do corpo de prova Tekken, com detalhes da colocação do gabarito.....	46
Figura 4.5 - Corpo de prova de martelamento.....	49
Figura 4.6 - Corpo de prova com reparo de solda no diâmetro de 80 mm.....	51
Figura 4.7 - Localização das medições de tensões residuais.....	52
Figura 4.8 - Seqüência de soldagem em cada passe.....	54
Figura 4.9 - Seqüência de soldagem com eletrodo AWS E 7018 e E6013.....	56
Figura 4.10 - Localização das medições de tensões residuais em corpos de prova de 80 mm.....	57
Figura 4.11 - Corpo de prova de soldagem.....	58
Figura 4.12 - Rosetas coladas ao corpo de prova.....	58

Figura 4.13 - Roseta “cabeadas” e preparadas para medição.....	59
Figura 4.14 - Rosetas ligadas à Ponte de Wheatstone e guia de furação rigidamente fixo sobre o corpo de prova.....	59
Figura 4.15 - Ferramenta de furação posicionada sobre o centro da roseta.....	59
Figura 4.16 – Exemplo de planilha eletrônica e gráfico desenvolvidos para o tratamento dos dados.....	60
Figura 5.1 - Macrografia da trinca superficial a 20 °C do aço ASTM A 516 grau 60.....	62
Figura 5.2 - Macrografia da trinca transversal do aço ASTM A 516 grau 60 no cordão teste, na temperatura de 20 °C, no metal de solda (a) e na ZTA-GG (b).....	63
Figura 5.3 - Ensaio de Higuchi para o eletrodo AWS E 6013 ϕ 3.25 mm para três diferentes aportes térmicos.....	65
Figura 5.4 - Ensaio de Higuchi para o eletrodo AWS E 7018 ϕ 3.25 mm para três diferentes aportes térmicos.....	65
Figura 5.5 - Dimensão da zona revenida. Eletrodo AWS E 6013 ϕ 3.25 mm.....	67
Figura 5.6 - Dimensão da zona revenida. Eletrodo AWS E 7018 ϕ 3.25 mm.....	67
Figura 5.7 - Perfis de dureza para o corpo de prova de referência.....	71
Figura 5.8 - Perfis de dureza após tratamento térmico de alívio de tensões.....	71
Figura 5.9 - Perfis de dureza para soldagem com eletrodo AWS E 7018 pela técnica da dupla camada.....	72
Figura 5.10 - Perfis de dureza para soldagem com o eletrodo AWS E 6013 pela técnica da dupla camada.....	72
Figura 5.11 - Perfis de dureza para o corpo de prova martelado.....	73
Figura 5.12 - Corpo de prova de referência - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda, ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).....	74

Figura 5.13- Corpo de prova com alívio de tensões - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda, ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).....	75
Figura 5.14 - Corpo de prova soldado com a técnica da dupla camada utilizando o eletrodo AWS E 7018 - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda, ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).....	76
Figura 5.15 - Corpo de prova soldado com a técnica da dupla camada utilizando o eletrodo AWS E 6013 - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda, ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).....	77
Figura 5.16 - Corpo de prova martelado - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda, ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).....	78
Figura 5.17 – Tensão residual na ZTA para o corpo de prova de referência	80
Figura 5.18 – Resultado de medidas de tensão residual máxima de diferentes processos de soldagem.....	84

TABELAS

Tabela 2.1- Composição química do aço ASTM A 516 grau 60 segundo a norma ANSIIASTM A516-79b.....	03
Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A 516 grau 60 segundo a norma ANSIIASTM A 516-79 b.	03
Tabela 2.3 – Combinações metal e meio corrosivo sujeitas à corrosão sob tensão.....	07
Tabela 2.4 – Tensões residuais e profundidade de TCST para diferentes procedimentos especiais de soldagem.....	38
Tabela 4.1 - Composição química do aço ASTM A 516 grau 60, eletrodo AWS E 7018 e AWS E 6013.....	42
Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas dos materiais.....	42
Tabela 4.3 - Tensão residual dos corpos de prova de reparo 80 mm e 150 mm.....	50
Tabela 5.1 - Tamanho das trincas transversais para cada amostra.....	63
Tabela 5.2 - Tipo e localização das trincas.....	63
Tabela 5.3 - Dimensão característica do cordão de solda e da ZTA para diferentes aportes térmicos. Eletrodo AWS E 7018 ϕ 3.25 mm.....	6.6
Tabela 5.4 - Dimensão característica do cordão de solda e da ZTA para diferentes aporte térmicos. Eletrodo AWS E 6013 ϕ 3.25 mm.....	66
Tabela 5.5 – Tensão residual dos corpos de prova de reparo de 80 mm e 150 mm.....	79
Tabela 5.6 - Tensão residual média.....	81
Tabela 5.7 – Tensão residual x teoria da máxima tensão cisalhante (Tresca)	82

SÍMBOLOS

TCST - Trinca de corrosão sob tensão.

CST - Corrosão sob tensão.

TTPS - Tratamento térmico posterior a soldagem.

TTAT - Tratamento térmico de alívio de tensão

ZTA - Zona termicamente afetada

ZTA-GG - Zona termicamente afetada de grãos grosseiros.

ZTA-N - Zona termicamente afetada normalizada.

To - Temperatura de pré-aquecimento

$\Delta t_{800/500}$ - Velocidade de resfriamento entre 800 e 500 °C.

ϵ - Deformação

Ceq - Carbono equivalente

CCT - Curva de resfriamento contínuo

I - Corrente elétrica

U - Tensão

Vs - Velocidade de soldagem

E - Energia de soldagem

X - Distância entre o passe de revenido e o último passe de solda

σ_e - Tensão de escoamento

σ_r - Tensão de ruptura

σ_{\max} - Tensão máxima

σ_{\min} - Tensão mínima

τ_{\max} - Tensão cisalhante máxima

RESUMO

Este trabalho buscou estabelecer procedimentos de soldagem de reparo para o aço da classe ASTM 516 Grau 60 utilizado na construção de vasos de pressão, sujeitos a trincas de corrosão sob tensão em ambiente contendo H_2S . Tomando como referência o procedimento padrão de soldagem de fabricação adotado para esse material, que emprega eletrodos revestidos AWS E 7018 com aporte térmico de 10 kJ/cm e tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), foram comparados procedimentos alternativos, com o objetivo de estabelecer uma metodologia para o reparo sem a necessidade de uso de TTPS. Nesse sentido, com base em uma caracterização prévia da microestrutura e dureza, bem como da geometria do cordão e da ZAC, foram definidas as condições para reparo pela técnica do “passe de revenido” utilizando: i) eletrodos AWS E 7018 e ii) E 6013 na camada de cobertura. Também foi explorado o martelamento de cada passe de solda como recurso para eliminar as tensões trativas na região da zona fundida. Para simular o reparo segundo os diferentes procedimentos foram soldados remendos circulares com diâmetro de 80 mm, em chapa de 25,4 mm de espessura. As tensões residuais medidas pelo método de difração de raios X e o método do furo cego associado à extensometria, ao lado da microestrutura e dureza máxima observadas na zona fundida e na ZAC, serviram com um critério preliminar para avaliar a eficácia das várias técnicas empregadas, conforme o objetivo de tornar a junta soldada menos susceptível a trincas de corrosão sob tensão.

ABSTRACT

The objective of this work was the development of procedures for repair welding ASTM A 516 Grade 60 pressure vessel steel exposed to H₂S service. Taking the standard fabrication welding procedures for this material as a reference, which prescribes PWHT after SMAW by a heat input of 10 kJ/cm with AWS E 7018 coated electrodes, alternative welding procedures were compared in order to develop a methodology for as-welded repairs of this class of steel. On basis of a previous detailed characterization of bead and HAZ dimensions, microstructure and hardness, the adequate process parameters for the 'double-layer' and temper bead techniques were determined. For the capping passes AWS E 7018 were compared to E6013 as a more ductile consumable. Peening of the weld beads was applied in order to reduce the residual tensile stresses on the fusion zone. Circular patch test welds with 80 mm diameter and 1 inch thick were prepared. The results of residual stresses, as determined by x-rays and the hole-drilling strain gage methods, as well as the microstructure and maximum hardness verified in the weld and heat affected zones, are discussed as a preliminary criterion to evaluate the usefulness of the distinct alternative repair techniques, in regard of the stress corrosion resistance of a welded structure.

1 - INTRODUÇÃO

Com exceção dos metais nobres todos os demais se deterioram no meio em que são usados, uma vez que formam com o meio um sistema termodinamicamente instável, gerando sua deterioração através do fenômeno da corrosão, que nada mais é, em alguns casos, do que a reversão natural do material para a forma de composto mais estável, ou seja, dos minérios que lhe deram origem. A termodinâmica, porém, não prevê a velocidade com que esses fenômenos de corrosão se processam e é neste campo que o homem busca compatibilizar o material ao meio, para que o fenômeno aconteça de forma lenta e gradual, admitindo o uso do material escolhido no meio previamente definido.

Várias são as formas de corrosão e, dentre elas, a corrosão sob tensão é bastante comum em materiais soldados expostos a um ambiente corrosivo propício. A indústria petrolífera, mais especificamente a Petrobrás, utiliza com frequência o aço ASTM A 516 grau 60 na fabricação de vasos de pressão, para uso em meios agressivos como o ácido sulfídrico (H_2S), entretanto, em função de sua composição química e concentração do meio corrosivo, observa-se nesses aços, o surgimento de trincas de corrosão sob tensão (TCST) após o reparo por soldagem.

Uma vez que o fenômeno da CST depende do nível de dureza e do estado de tensões da estrutura soldada, os códigos de fabricação especificam um TTPS que garanta dureza baixa e tensões residuais aceitáveis. Contudo, o mesmo é oneroso por ser de longa duração e de difícil execução. É muitas vezes inviável em estruturas de grande porte, mesmo como tratamento térmico localizado.

Este trabalho foi apoiado e motivado pela necessidade da Petrobrás/RLAM/Bahia, de dispor de um procedimento de soldagem menos susceptível à corrosão sob tensão com a finalidade de prolongar a vida dos equipamentos e/ou estruturas que estão sujeitas a este fenômeno sem a necessidade de TTPS.

Dessa forma buscou-se definir as condições ótimas para aplicar ao aço ASTM A 516 grau 60 a técnica de soldagem de reparo sem TTPS, como a da dupla camada e o posicionamento correto do passe de revenido, de modo a minimizar a dureza da ZTA no estado como soldado.

Para controlar a deformação e nível de tensões residuais na zona fundida explorou-se a eficácia do martelamento, recurso bastante comum na soldagem de reparo.

Além disso, com base em resultados promissores da literatura analisou-se a alternativa de uso de consumível mais macio na camada de cobertura com o intuito de controlar e reduzir a dureza e o nível de tensão na junta soldada.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – CARACTERÍSTICAS DO AÇO ASTM A 516

2.1.1 – ASPECTOS GERAIS

O aço ASTM A 516 grau 60 é um aço carbono estrutural, classificado por Norma segundo suas propriedades mecânicas e que contem 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 2.1 e 2.2 apresentam as propriedades mecânicas e a composição química segundo a norma ANSI/ASTM A 516 –79 b (1979) .

TABELA 2.1 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A 516 grau 60.

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

TABELA 2.2 - Composição química da chapa de aço ASTM 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

2.1.2 – APLICAÇÕES

Geralmente é fornecido no estado laminado a quente, a frio, recozido ou normalizado. Apresentam boa resistência mecânica, resistência à corrosão atmosférica,

resistência ao choque e à fadiga, o que aliada a uma boa maleabilidade e soldabilidade torna sua aplicação atrativa na construção de vasos de pressão, setor petrolífero, setor de transporte, construção civil, dentre outros (ANSI/ASTM A 516-79b, 1979; Chiaverini,1984). Apesar de sua boa soldabilidade, deve-se observar que, durante a soldagem, ocorrem na ZTA regiões de alta dureza que estão sujeitas a trincas de corrosão sob tensão, quando expostas a um meio ambiente propício.

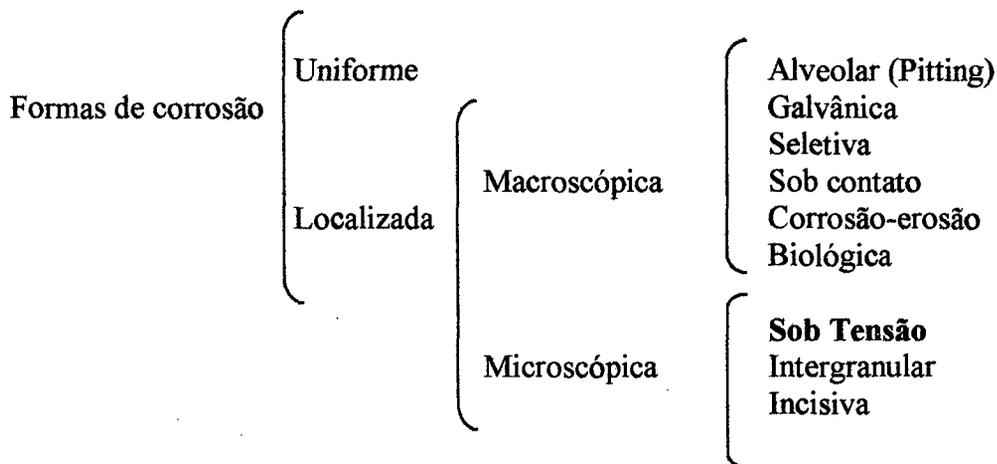
2.2- CORROSÃO SOB TENSÃO

Quando se trata de metais, pode-se dizer que quase todos se deterioram no meio em que são usados, sendo que um dos maiores problemas é o fenômeno da corrosão.

A corrosão é a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica no meio ambiente, aliada ou não a esforços mecânicos (Gentil, 1996). Esse fenômeno causa danos sérios ao homem, provocando desde paradas de equipamentos, perdas de produtos, acidentes e mortes.

A corrosão nos metais pode assumir dois mecanismos: a corrosão eletroquímica, que consiste em reações que envolvem o transporte de cargas elétricas através de um eletrólito, quase sempre exigindo um meio aquoso e o ataque químico, que ocorre devido a reações químicas do material com o meio corrosivo, não envolvendo transferência de cargas elétricas através de um eletrólito.

As formas de corrosão eletroquímica são bastante variadas e, geralmente, são classificadas conforme indicado abaixo (Telles, 1989):



2.2.1- CONCEITOS BÁSICOS

A corrosão sob tensão é a deterioração do material pela ação simultânea de um meio corrosivo e tensões de tração residuais ou aplicadas (Gentil, 1996). Geralmente ocorre em um tempo mais curto do que a soma das ações isoladas da corrosão ou da tensão.

A corrosão sob tensão manifesta-se na forma de trincas, normalmente perpendiculares à direção das tensões principais, podendo ser do tipo intergranular ou transgranular. Os materiais dúcteis geralmente apresentam aspecto de fratura frágil quando sujeitos a este fenômeno.

Um dos grandes problemas deste tipo de corrosão, é que ela manifesta-se sem que externamente possam se observar sinais evidentes de degradação, tais como produtos da corrosão, antes de ocorrer a destruição do material. Nessa forma de corrosão praticamente não se observa perda de massa.

A queda da Silver Bridge sobre o rio Ohio, na Virgínia - EUA, ocorrida em dezembro de 1967, foi atribuída exclusivamente à corrosão sob tensão, provocando a morte de 46 pessoas (Denny, 1996; Gentil1996). Existiam nesta mesma época, no mundo, duas outras pontes similares, a Saint Mary, também sobre o Rio Ohio, que foi imediatamente desativada e, posteriormente, desmontada após a queda da Silver Bridge e a Hercílio Luz, de Florianópolis, no

Estado de Santa Catarina - Brasil que permaneceu aberta ao tráfego até 1982 e, atualmente, encontra-se em manutenção (Monteiro, 2000).

Três fatores promovem o surgimento da corrosão sob tensão:

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

Conforme a figura 2.1, observa-se que é necessário que os três fatores atuem simultaneamente.



FIGURA 2.1- Conjunção de fatores para gerar trincas de corrosão sob tensão (Denny, 1996).

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 e exigindo, portanto, maiores cuidados com este mecanismo de corrosão.

Quanto à natureza do meio corrosivo, pode-se dizer que nem todos os meios geram esse 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 apresentadas na tabela 2.3:

TABELA 2.3 – Combinações metal e meio corrosivo 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, clorofórmio, água salgada	Meio úmido, temperaturas acima de 50 °C
	Ácidos politiônicos	Meio úmido – Aços sensitizados
	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 menor do que 248 HV (22HRC), para evitar trincas de corrosão sob tensão.

No que diz respeito ao nível de tensões, observa-se que é necessário que as mesmas sejam tensões trativas e que estejam acima de um valor mínimo conhecida como “tensão crítica” para que ocorra a corrosão sob tensão, sendo este valor dependente do meio corrosivo, temperatura e do material, variando numa faixa bastante ampla, desde 10% a 70% da tensão de escoamento (Barbosa, 1995).

Essas tensões podem resultar de trabalho a frio, tratamentos térmicos e soldagem, chamadas tensões residuais, bem como podem resultar de tensões aplicadas externamente oriundas de interferências de montagem. Os produtos da própria corrosão podem causar tensões internas, visto que o material sofre uma expansão ao ser corroído.

A susceptibilidade do material está relacionada diretamente a sua composição química, presença de precipitados intermetálicos, distribuição dos precipitados, tamanho de grão, orientação do grão, interações de discordâncias, presença de fases metaestáveis, transformação de fase (Ramanathan, 1992). Elementos químicos como o N, P, S, As, Sb, Bi são prejudiciais e ligas de alto teor de níquel são mais resistentes. A influência da composição química sobre a suscetibilidade à trinca de corrosão sob tensão, para os aços inoxidáveis austeníticos é mostrada na figura 2.2.

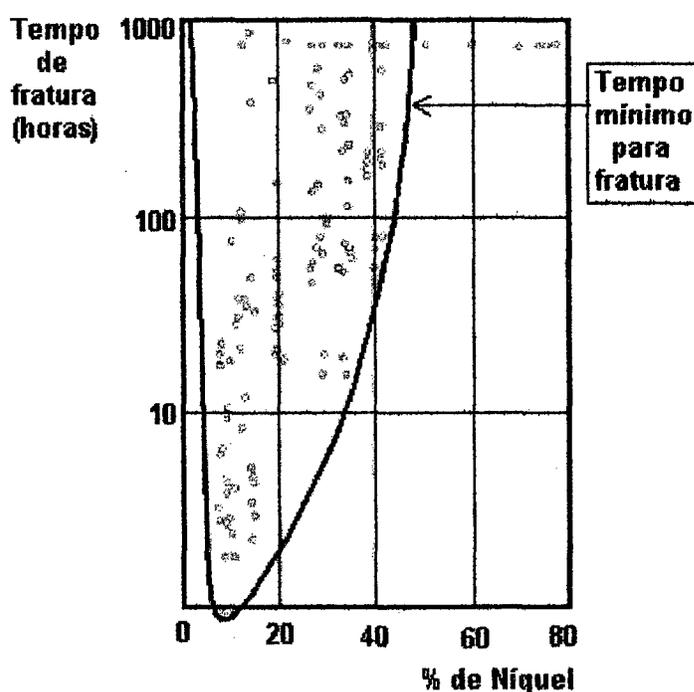


FIGURA 2.2 – Influência da composição química sobre a susceptibilidade do aço inoxidável austenítico à corrosão sob tensão (Gentil, 1996).

2.2.2 – MECANISMOS DE CORROSÃO SOB TENSÃO

Existem dois modos de fratura por corrosão sob tensão, a fratura transcristalina e a intercristalina. O fenômeno é tão complexo que, variando-se a concentração do meio, para um

mesmo material e sem alterar o nível de tensões, pode haver uma transição no aspecto da fratura (Ramanathan, 1992).

Na literatura técnica constata-se uma série de divergências entre os autores no sentido de explicar os mecanismos de fratura por corrosão sob tensão. Por exemplo, em 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 crescimento 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 da 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 um ataque mais acentuado na ponta da trinca.

Existem outras teorias para explicar esses fenômenos, entre elas está o mecanismo químico-mecânico proposto por Robertson e Tatelman, em que a trinca propaga-se livremente, as discordâncias dirigem-se para as trincas aliviando as tensões, o meio corrosivo difunde posteriormente para a trinca e reage com o metal não danificado até que o acúmulo de discordâncias seja suficiente para fraturar em um novo ponto dentro da trinca existente (Ramanathan, 1992). Portanto, a formação da trinca é um processo descontínuo, ocorrendo em etapas sucessivas de corrosão e fratura.

A velocidade de propagação das trincas intergranulares devido à ação das tensões é várias vezes maior que a propagação devida puramente à ação química.

As figuras 2.3 e 2.4 mostram trincas intergranulares de corrosão sob tensão.

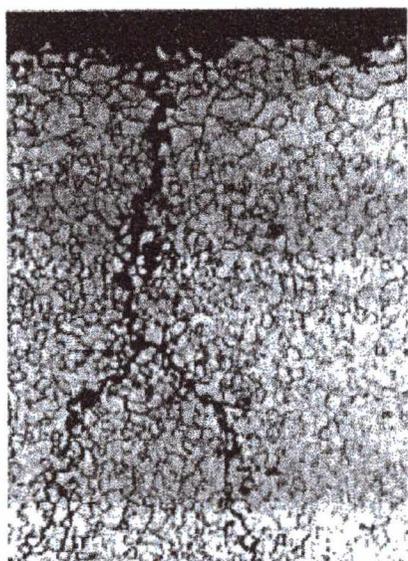


FIGURA 2.3-Trinca intergranular de corrosão sob tensão em um aço carbono ASTM A245 (Denny, 1996).

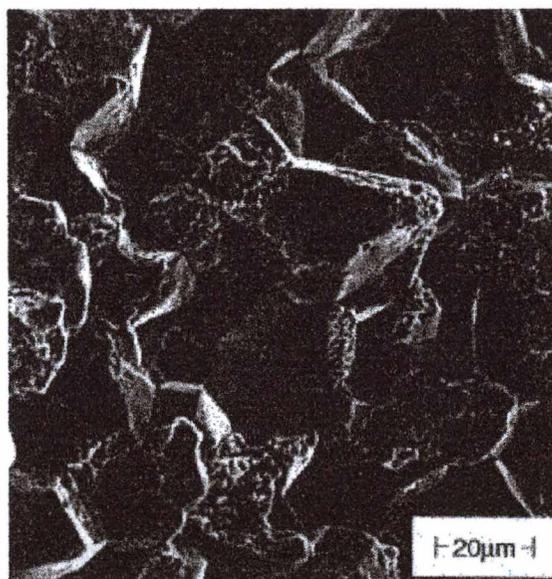


FIGURA 2.4-Superfície de uma trinca intergranular de corrosão sob tensão em um aço carbono (Denny, 1996).

Com relação às trincas transgranulares de corrosão sob tensão, pode-se dizer que na ausência de segregação ou precipitados nos contornos de grãos, os pontos onde o ataque se inicia são submicroscópicos, 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 é catódica. Isso leva a um ataque eletroquímico rápido nas regiões anódicas, resultando na iniciação da trinca. As figuras 2.5 e 2.6 mostram trincas transgranulares de corrosão sob tensão.



FIGURA 2.5-Trinca transgranular de corrosão sob tensão em latão (Denny, 1996).

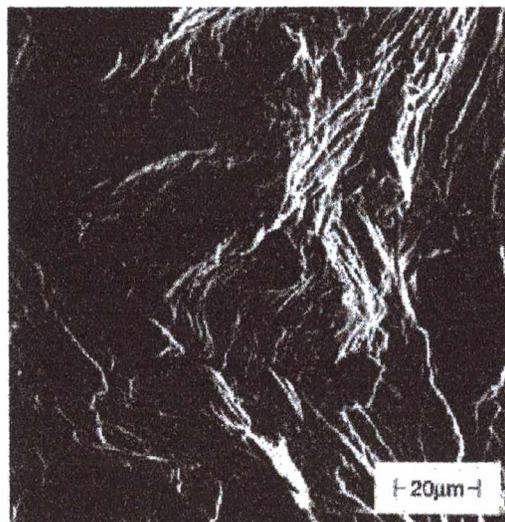


FIGURA 2.6- Superfície de uma trinca transgranular de corrosão sob tensão em um aço inoxidável austenítico (Denny1996).

Independentemente do mecanismo de propagação da trinca, transgranular ou intergranular, quando a mesma se propaga no metal, a concentração de tensão em sua ponta leva a uma fratura mecânica. Quando a fratura progride, ocorre uma deformação plástica na região em frente à ponta da trinca. Quando a trinca se abre, a energia é absorvida e, portanto, nos estágios iniciais, a fratura ativa é rapidamente cessada. A propagação posterior ocorre por processo eletroquímico até que a energia requerida para reiniciar a fratura mecânica seja novamente atingida. A fratura progride de forma descontínua, até o estágio em que há energia suficiente para produzir deformação plástica contínua até a falha completa do material. Nota-se que esta progressão da trinca se dá perpendicularmente à direção da tensão trativa.

Quando o crescimento da trinca é desprezível em função da dissolução eletroquímica, a propagação pode ser facilitada pela fragilização do metal na região da ponta da trinca. Um dos

motivos para que isto ocorra é a adsorção de hidrogênio, normalmente derivado dos processos de corrosão, que pode difundir com velocidade suficiente para a frente da trinca, fragilizando a mesma. Tem-se, dessa forma, uma condição de tensões apropriadas para a nucleação e propagação de uma trinca.

2.3 - TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM

Neste item será feita uma descrição das fontes de tensões residuais em soldagem, e os métodos utilizados para alívio dessas tensões, tendo em vista sua importância para o trabalho proposto.

As tensões residuais em soldagem são tensões internas em equilíbrio que permanecem na estrutura após a execução da operação de soldagem, e que são geradas por escoamentos parciais que ocorrem durante o ciclo térmico de soldagem (Silveira e Barros, 1982).

Normalmente, uma união soldada é obtida por aquecimento localizado mediante uma fonte de calor, sendo que a distribuição das temperaturas não é uniforme, variando à medida que a soldagem se processa. Durante a soldagem, ocorre expansão térmica na região aquecida enquanto ela é restringida pelas regiões frias, gerando um campo de tensão bastante complexo. O limite de escoamento do metal decresce e as tensões de restrição sofrem um aumento relativo a altas temperaturas, resultando num metal deformado plasticamente na zona de soldagem. A deformação plástica permanecerá parcialmente após se completar a soldagem, e entrará em equilíbrio elástico com a zona adjacente, produzindo-se, então, as tensões residuais, que permanecem após se completar a soldagem e podem se manifestar sob a forma de empenamento e distorções da estrutura soldada (Toshie e Taniguchi, 1982).

2.3.1- DESENVOLVIMENTO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDAGEM

As principais fontes de tensões residuais em soldagem são:

- a) Contração no resfriamento;
- b) Resfriamento superficial mais intenso;
- c) Transformações de fase.

No que diz respeito às tensões residuais de contração no resfriamento, as mesmas surgem devido à fonte de calor localizada e representam a principal fonte de tensões residuais na soldagem.

A figura 2.7 mostra esquematicamente a formação das tensões residuais. Quando a barra B é aquecida, ela se expande termicamente e, como as barras A restringem a expansão de B, aparecem tensões de compressão nesta última. Por outro lado, tensões de tração reativas se desenvolvem em A e, como a área seccional dos elementos A é maior que a de B, esta última irá escoar e deformar-se plasticamente. Por seu lado, as barras A provavelmente irão permanecer no regime elástico.

Quando a barra B for resfriada, tenderá a se contrair, com um deslocamento correspondente ao encurtamento plástico sofrido durante o aquecimento. Desta forma, irão aparecer tensões de tração na barra B, ao passo que, na barra A, serão observadas tensões de compressão.

O modelo apresentado é evidentemente simplificado, pois as tensões residuais e deformações de contração, resultantes da soldagem, são muito mais complexas. Entretanto, apesar de sua relativa simplicidade, uma peça soldada se assemelha em muito ao esquema acima proposto, como pode ser verificado através da figura 2.8.

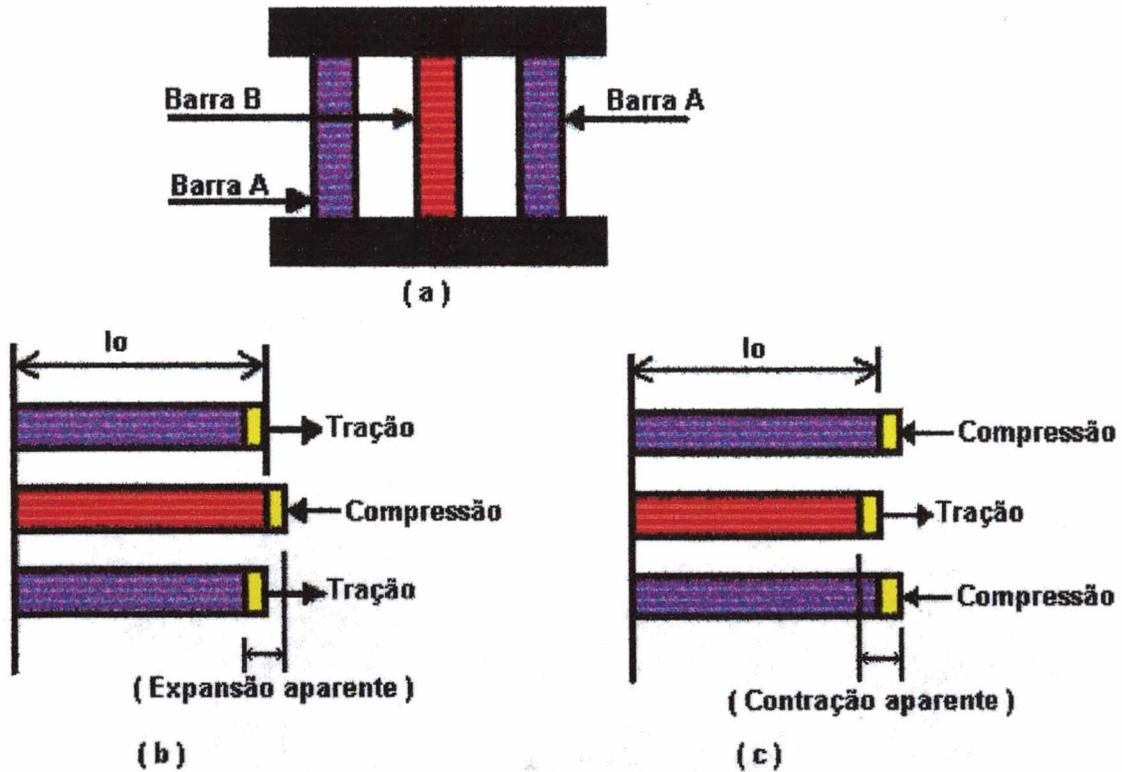


FIGURA 2.7 - Desenvolvimento das tensões residuais em soldagem.

A repartição térmica mostra que a zona aquecida acima de T_1 sofre deformação plástica, analogamente à barra B, determinando o aparecimento de tensões residuais de contração. O nível de tensões residuais depende do grau de restrição da estrutura na direção considerada. Se as tensões de contração atuam em duas ou três direções, dependendo da forma e dimensões da peça, as possibilidades de plastificação diminuem e as tensões residuais de contração podem atingir valores superiores ao limite de escoamento, determinado pelo ensaio convencional uniaxial de tração. Na maioria dos casos, a restrição é total na direção longitudinal do cordão de solda. Verificações experimentais confirmam que nesta direção as tensões são muito próximas do limite de escoamento. (Silveira e Barros, 1982)

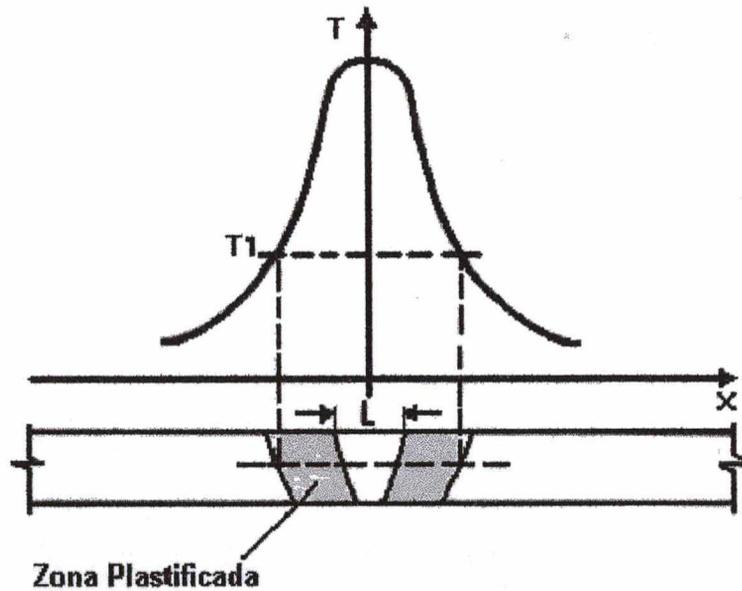


FIGURA 2.8 – Repartição térmica e zona plastificada.

Caso não disponha de rigidez suficiente, as peças se deformam tendendo a aliviar as tensões residuais. As deformações são proporcionais à extensão da zona plastificada, pois a contração de solidificação não tensiona a peça soldada, devido à falta de continuidade do meio sólido que não possibilita a ação de forças. Em vista disso, ao avaliar as tensões residuais deve-se reportar às dimensões da zona plastificada e não da zona fundida da solda.

A figura 2.9 apresenta as tensões residuais durante a soldagem, e a figura 2.10 apresenta a distribuição típica de tensões residuais em uma união de topo entre duas chapas soldadas. Pela figura 2.10 pode-se verificar que a tensão na direção longitudinal atinge o limite máximo no centro da solda e, gradualmente, diminui ao longo dela, atingindo valores nulos nas bordas da chapa (curva B). A distribuição dessas tensões mantém equilíbrio com zonas de tração e compressão, tendendo a diminuir, em valores absolutos, ao se aproximar da borda da peça (curva A). Da mesma forma, as tensões residuais na direção transversal mantêm equilíbrio ao longo da linha da solda, conforme representado pela curva C.

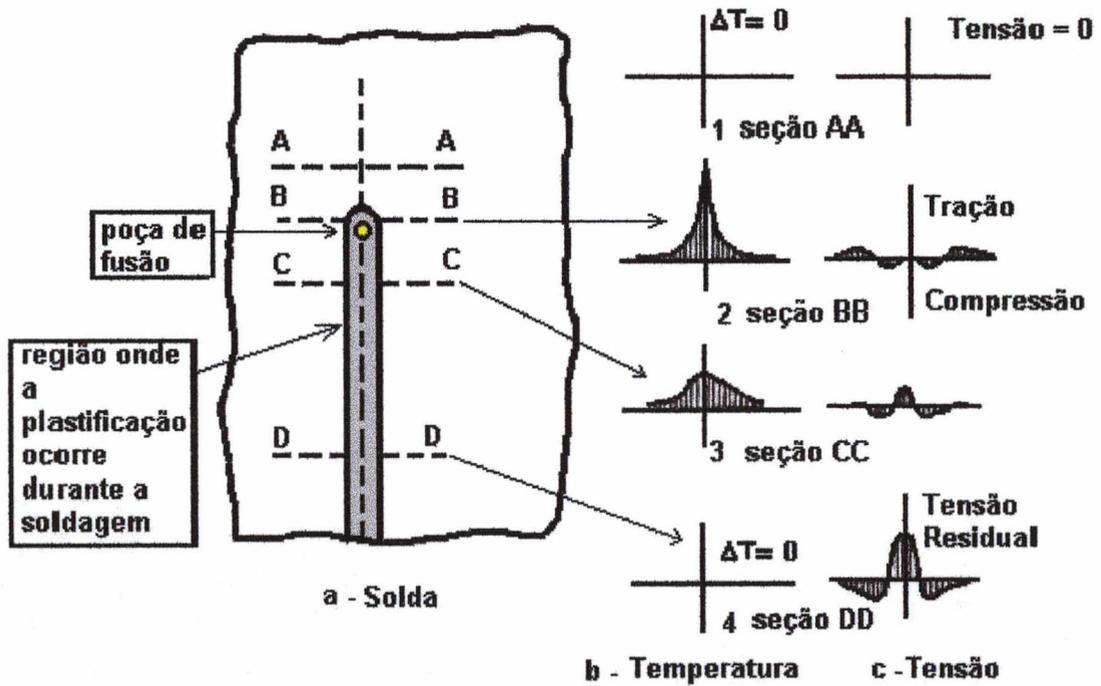


FIGURA 2.9 - Esquema ilustrativo da mudança de temperatura e da tensão residual longitudinal durante a soldagem (Kou, 1987)

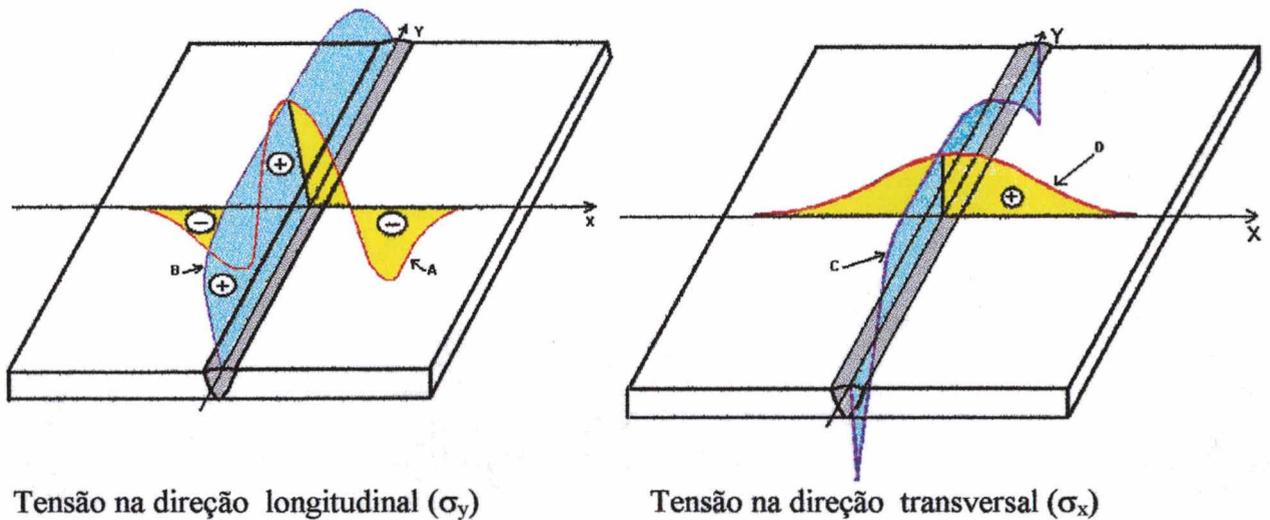


FIGURA 2.10 – Distribuição esquemática de tensões residuais em uma junta de topo (Masubuchi, 1981).

A figura 2.11 mostra a distribuição de tensões em uma chapa, com linha de solda descrevendo um anel fechado (solda anular). Na direção circunferencial (direção θ) e na direção

radial (direção r), as tensões atingem o valor máximo no centro da solda. A tensão na direção r é sempre de tração, ao passo que, na direção θ , é de tração no interior do anel e, gradualmente, passa a ser de compressão a uma pequena distância do centro da solda, externamente ao anel. Além disso, as tensões na direção θ são simétricas em relação ao centro do anel de solda (Toshie e Taniguchi, 1982).

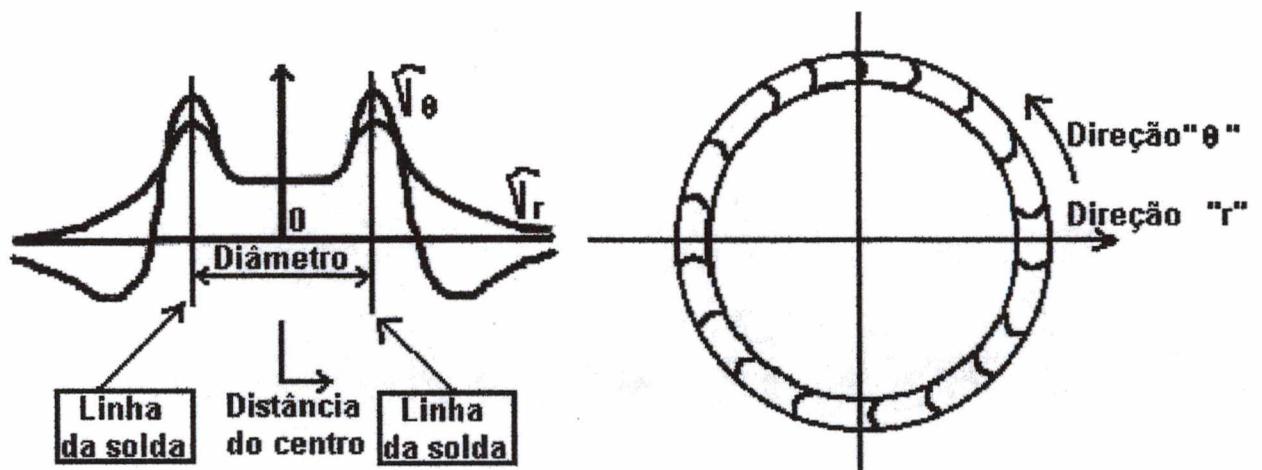


FIGURA 2.11 – Distribuição esquemática de tensões residuais em uma solda circular (Masubuchi, 1981).

A figura 2.12 mostra a relação entre os diâmetros de remendos circulares e o nível de tensões residuais para espessuras de chapas de 9, 15 e 20 mm. Pode-se observar, através desta figura, que o nível de tensões residuais é máximo para remendos circulares de 80 mm de diâmetro.

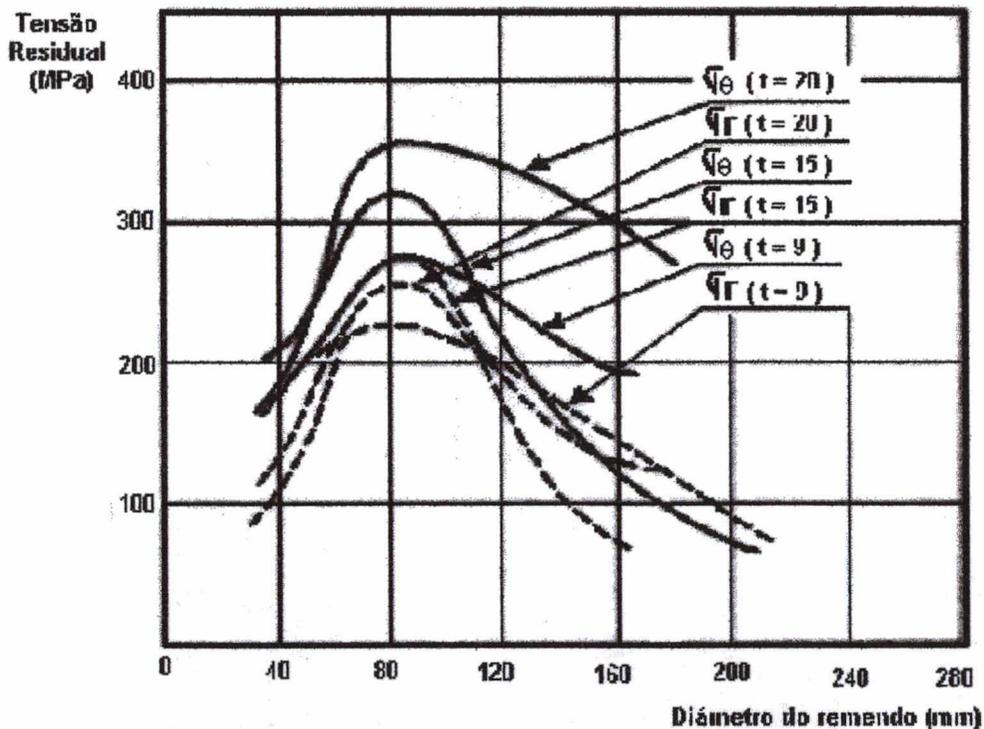


FIGURA 2.12 – Efeito do diâmetro de soldas circulares na intensidade das tensões residuais de materiais soldados (Masubuchi, 1981).

Quanto às tensões residuais, devido ao resfriamento superficial mais intenso, pode-se dizer que o resfriamento de uma junta soldada não é homogêneo ao longo da espessura. Sua superfície será resfriada com mais intensidade do que o seu interior, gerando um gradiente de temperatura ao longo da espessura, o que ocasionará uma deformação plástica localizada e, conseqüentemente, tensões residuais nas proximidades da superfície do cordão. Considerando apenas o efeito devido ao resfriamento superficial, obter-se-á uma distribuição de tensões residuais de compressão na superfície em equilíbrio com tensões residuais de tração na região interna ao cordão.

A figura 2.13 ilustra o efeito do resfriamento superficial mais intenso no estabelecimento de tensões residuais transversais decorrentes de um aquecimento localizado, por meio de chama oxiacetilênica, numa chapa de aço estrutural.

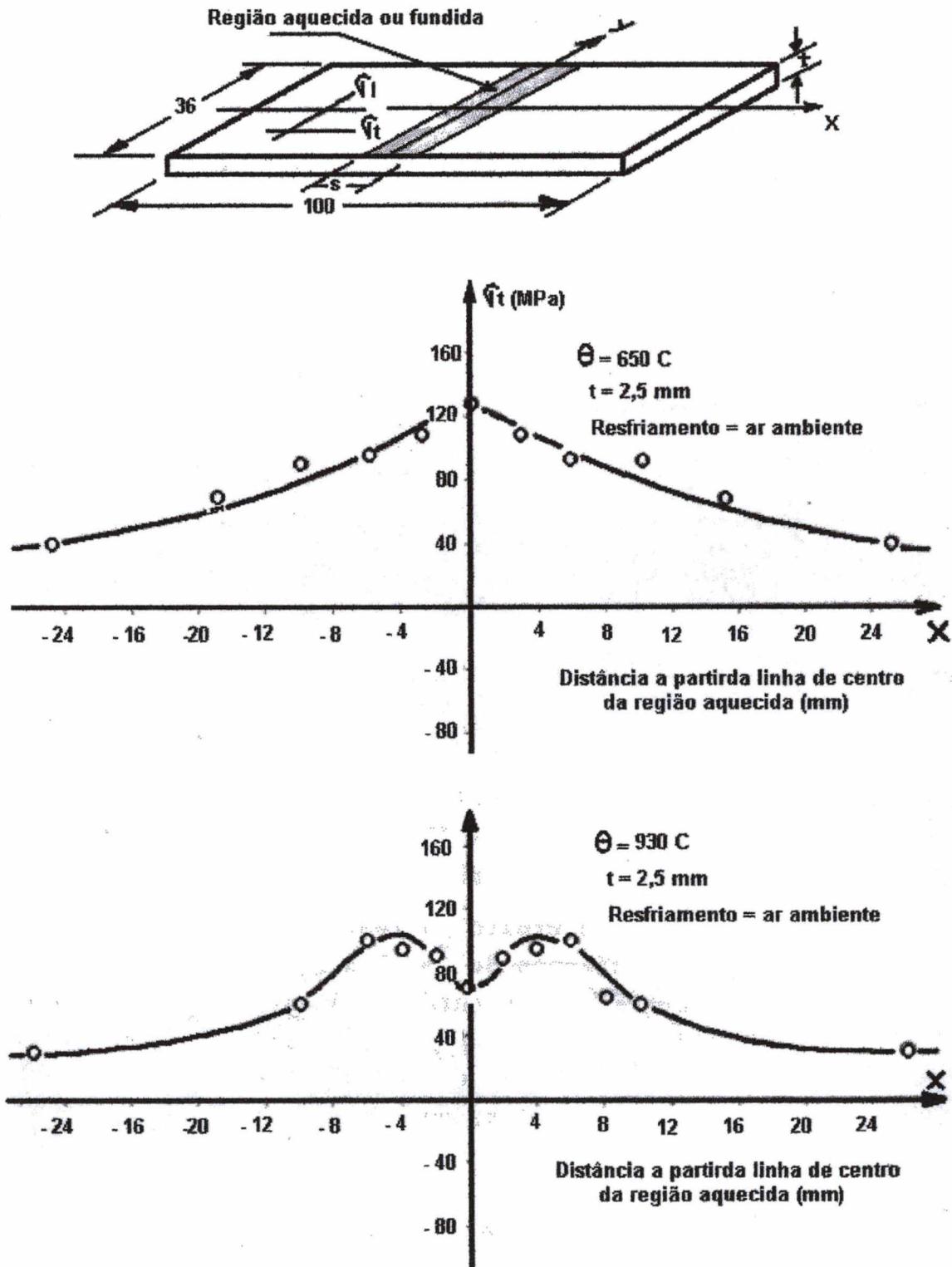


FIGURA 2.13 – Efeito do resfriamento superficial mais intenso, na superfície de uma chapa de aço carbono estrutural localmente aquecida por chama oxiacetilênica (Silveira e Barros, 1982)

A transformação de fase da austenita para ferrita, bainita ou martensita ocorre com um aumento de volume do reticulado cristalino e pode provocar o surgimento de tensões residuais. Desta forma, numa junta soldada, o material da zona fundida e da zona termicamente afetada que sofre transformação de fase tenderá a se expandir, no que será impedido pelo restante do material mais frio e não transformado. Explica-se, então, a geração de tensões residuais de compressão na região transformada e de tração na região não transformada.

As fontes de tensões residuais em soldagem não são independentes, conseqüentemente a distribuição e tensões residuais, decorrentes dos três efeitos aqui mostrados, atuando simultaneamente, será de grande complexidade, conforme pode ser verificado na representação esquemática da figura 2.14.

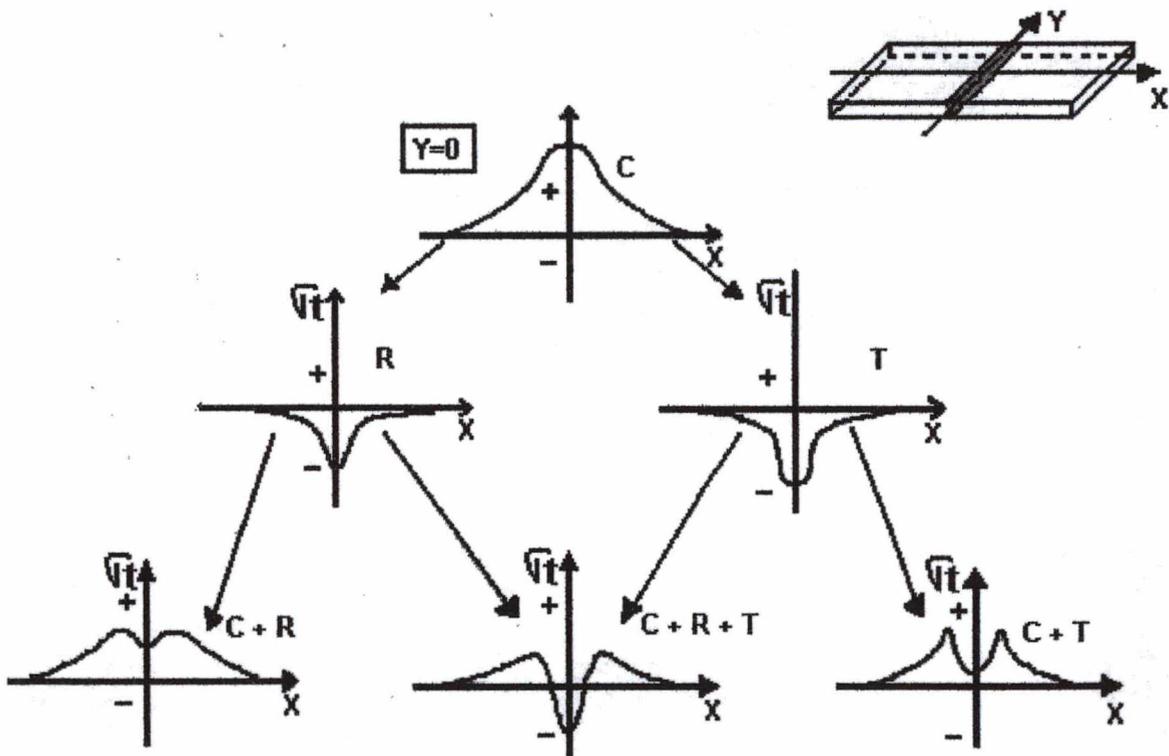


FIGURA 2.14 - Representação esquemática das tensões residuais mostrando a superposição dos efeitos (C) contração, (R) resfriamento superficial mais intenso, (T) transformação de fase (Silveira e Barros, 1982)

2.3.2 - MÉTODOS DE ALÍVIO DE TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais em soldagem se originam de interações de natureza mecânica e/ou térmica, logo pode-se reduzir os níveis destas tensões por métodos mecânicos ou térmicos.

Métodos Mecânicos

Os métodos mecânicos para alívio de tensões residuais de soldagem mais comuns são a sobrecarga, o martelamento e a vibração.

A sobrecarga consiste num aumento gradativo de carga até um valor acima do limite de escoamento e posterior decréscimo, também gradativo desta mesma carga. Ocorre um alívio das tensões residuais pela transformação da deformação elástica em plástica. Essa técnica, no entanto, é aplicável somente a sistemas fechados, de forma simples, e pequenos, tais como tubulações. Não produz efeitos metalúrgicos benéficos e apresenta sensível risco de ruptura frágil. As regiões tensionadas poderão não suportar a deformação plástica envolvida.

O martelamento das soldas não deixa de ser uma forma de sobrecarga localizada e poderá ser utilizado para aliviar tensões residuais, controlar a deformação ou aumentar a resistência à fadiga de estruturas soldadas. Constitui um método para alívio de tensões residuais ou redução das deformações de soldagem, que provoca um alívio das tensões pela transformação da deformação elástica em plástica e pela vibração gerada pelo uso do martetele pneumático. O martelamento introduz tensões compressivas na superfície do material e, como método mecânico, é mais adequado para materiais dúcteis. É um método de fácil aplicação e de baixo custo, pois não envolve mão-de-obra qualificada, consumo extra de combustível e grande consumo de energia, sendo acessível a qualquer local que permita a soldagem.

Os tipos de marteletes pneumáticos mais empregados são os de punção e o de agulhas. Na prática de soldagem de reparo está se difundindo muito o uso do martelete de agulhas, porque

dentre outras vantagens, como a remoção mais eficaz da escória, o pouco peso alia com maior eficiência o efeito de vibração provocado pelas diversas agulhas ao efeito do martelamento.

Segundo Ferreira e Rabello (1985), um dos problemas do martelamento, como método de alívio de tensões de juntas soldadas, é o desconhecimento sobre seus efeitos nas propriedades mecânicas. Isso faz com que as normas existentes sejam conservativas, restringindo e até mesmo impedindo sua utilização. As normas permitem o martelamento de todos os passes à exceção do primeiro e do último, o que inviabiliza o alívio de tensões da superfície da solda. A exceção do primeiro passe, todos os outros deveriam ser martelados, não somente como processo de alívio de tensões como também controle da distorção. O primeiro passe contribui muito pouco para a formação de tensões residuais e, devido ao alto grau de restrição a que está exposto o martelamento, poderia introduzir defeitos que permaneceriam no cordão de solda até o final da soldagem. O processo de martelamento é considerado eficaz em aliviar tensões, porém nada se pode afirmar quanto à extensão do alívio segundo a espessura, pois as tensões residuais são geralmente medidas na superfície.

O método mecânico de vibração produz, numa faixa de baixas frequências e pequenas amplitudes de movimento, vibrações na estrutura soldada. Essa energia de ondas vibratórias possibilita com que os átomos instáveis se movam, contribuindo para a estabilização da estrutura. Esse método não provoca alterações de ordem metalúrgica alterando ductilidade, tração, fadiga e dureza dos metais. Como é um método mecânico de redução de tensões, recomenda-se que não seja usado em materiais frágeis (Diesendruck, 1977).

Métodos Térmicos

As tensões residuais podem ser reduzidas pelo tratamento térmico de alívio de tensões. O aquecimento provoca redução do limite de escoamento do material. Assim, se a tensão residual ultrapassar esse limite, o mesmo se deforma aliviando o estado de tensões. A figura 2.15 apresenta curvas de variação da tensão residual em função do tempo e temperatura de tratamentos térmicos de alívio de tensão.

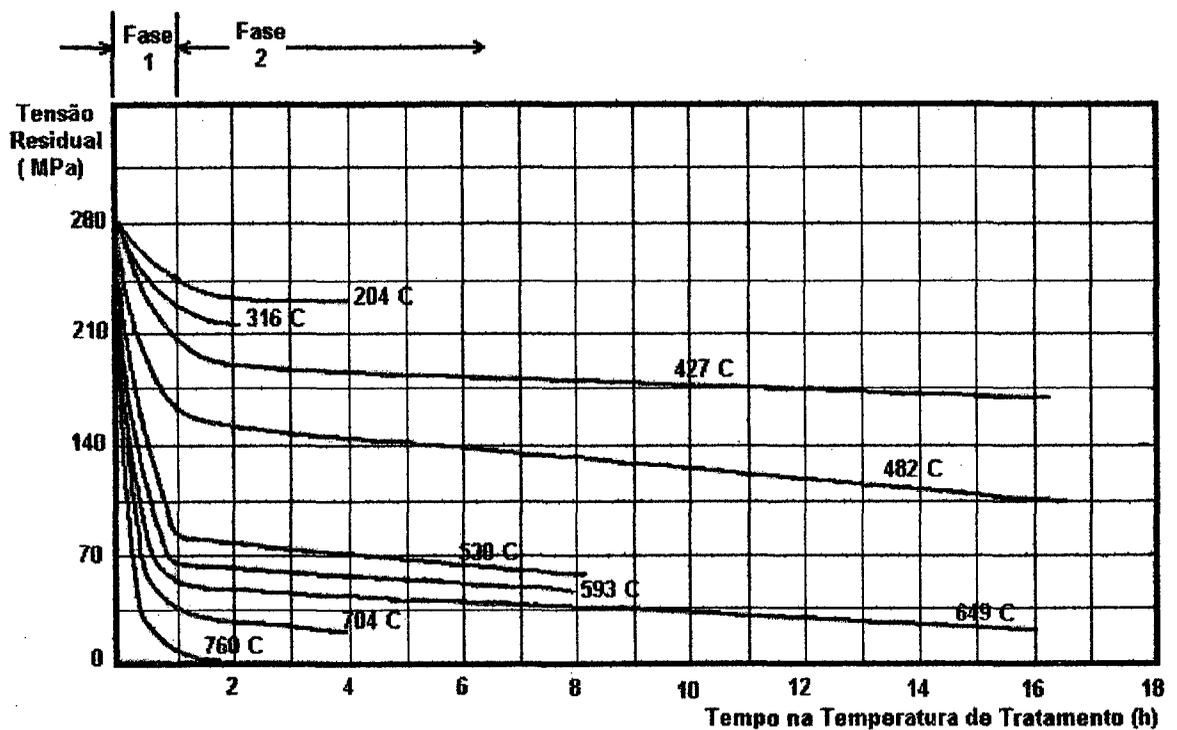


FIGURA 2.15 – Influência da temperatura e do tempo de tratamento no alívio de tensões. Aço com 0,21% C e 1,44% Mn. Limite de Resistência de 482 MPa (Silveira e Barros, 1982).

Por essa figura, verifica-se que o efeito do tratamento térmico é mais intenso na primeira hora, por exemplo, para uma temperatura de 593 °C, a redução da tensão residual é cerca de 70% neste intervalo de tempo. Para altas temperaturas, o alívio de tensões é devido ao fenômeno da plastificação, resultante da redução do limite de escoamento e, para baixas temperaturas, a

redução ocorre pelo fenômeno de recuperação. Nas horas seguintes, a redução das tensões se dará também por deformação plástica, porém resultante da fluência do material.

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 zona afetada. O tratamento térmico de alívio de tensões, após realizado, 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 proveniente do coalescimento da perlita promovendo a esferoidização das lamelas de cementita. Essa redução se acentuará no caso de tratamentos térmicos prolongados 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 termicamente: para os aços que geram estruturas martensíticas na ZTA, o aquecimento produz reajustamento interno da martensita que alivia ou remove as tensões da estrutura, corrige a excessiva dureza e fragilidade possibilitando o aumento da 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. Assim, para os aços C e C-Mn, se a microestrutura da ZF for predominantemente ferrita acicular, a realização do tratamento térmico acarretará um aumento da tenacidade, pois a estrutura praticamente não se alterará após a realização do tratamento, havendo somente uma leve esferoidização dos poucos carbonetos presentes. Se a microestrutura da ZF for constituída de uma microestrutura predominante de ferrita pró-eutetóide e de ferrita de placas laterais e com pouca ferrita acicular, a realização do tratamento térmico acarretará numa diminuição sensível

de tenacidade. Haverá uma recristalização parcial das regiões com ferrita em placas e precipitação de carbonetos nos contornos de grão (Silveira e Barros, 1982).

2.3.3 - TÉCNICAS ALTERNATIVAS DE ALÍVIO DE TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais podem também ser reduzidas, tomando-se alguns cuidados quando da soldagem, tais como a utilização correta de procedimentos de montagem para evitar deformações, redução do volume de solda, número adequado de passes, seqüência de soldagem, redução da zona plastificada, dentre outros.

Os procedimentos de montagem devem ser tal que minimizem as deformações, uma vez que o alto grau de restrição das peças durante a soldagem é um dos principais fatores de geração das tensões residuais. Quanto maior for o grau de restrição durante a soldagem, menor será a deformação e mais elevado será o nível das tensões residuais.

O volume de metal depositado é dependente do tipo de junta e, nesse sentido, deve-se procurar por especificar juntas que reduzam a quantidade de metal depositado, pois assim diminui a contração da junta.

O número adequado de passes deve ser o mínimo possível, pois desta forma a contração será menor, diminuindo a zona plastificada e reduzindo as tensões residuais.

Um dos fatores que afeta as distorções é a seqüência dos passes de soldagem. A figura 2.16 mostra algumas seqüências apropriadas de soldagem; exemplos de distribuição de tensões residuais em função da seqüência de soldagem são apresentados na figura 2.17.

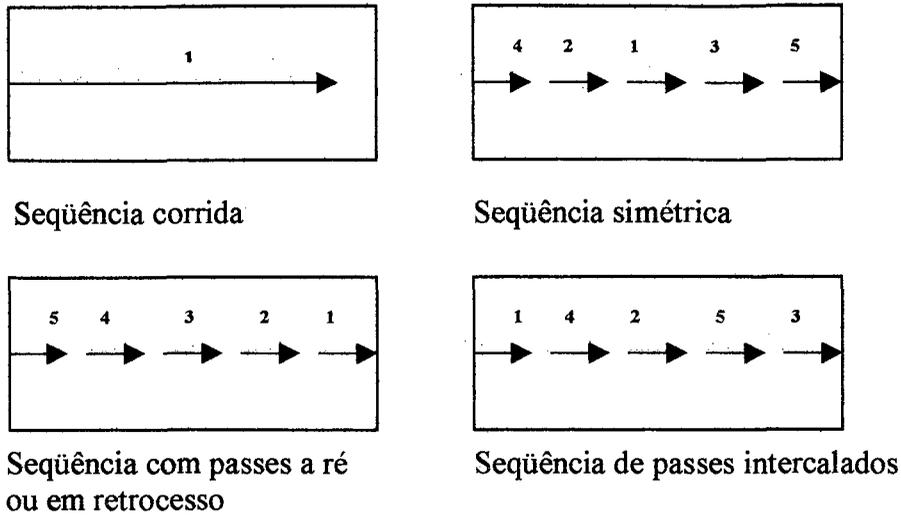
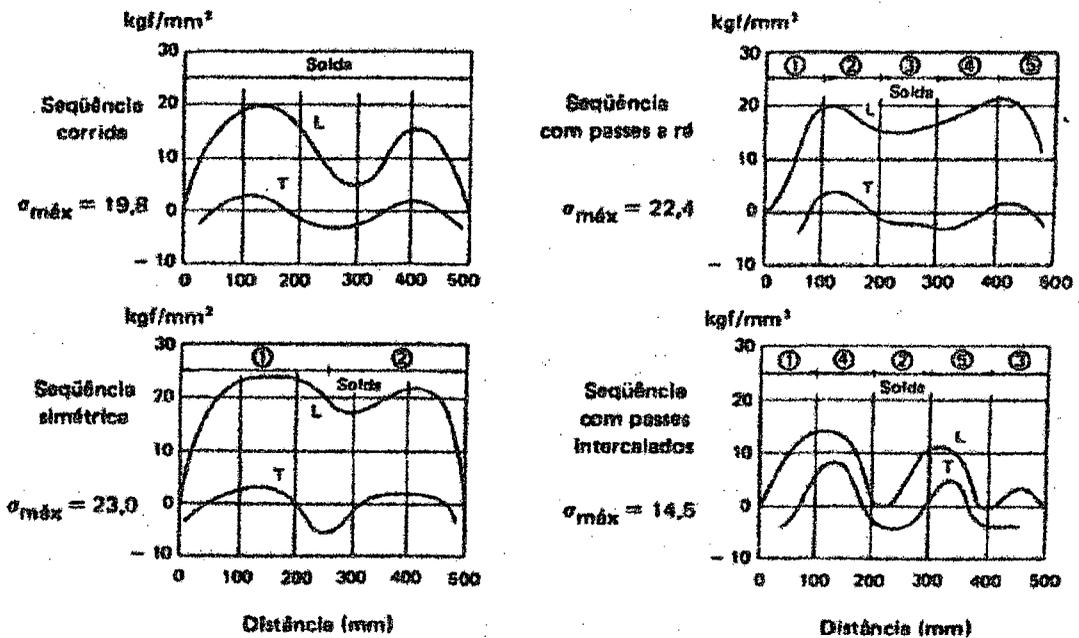


FIGURA 2.16– Seqüência de soldagem (Toshie e Taniguchi, 1982).



Os números 1, 2, 3, 4 e 5 indicam a seqüência em que os cordões parciais são depositados.

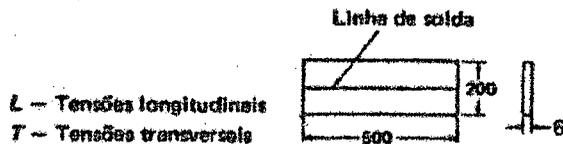


FIGURA 2.17 – Distribuição de tensões residuais em função de diferentes seqüências de soldagem (Toshie e Taniguchi, 1982).

O nível das tensões residuais de soldagem dependerá também da extensão da zona plastificada, que por sua vez dependerá da extensão da curva de repartição térmica.

Dentre os principais fatores que influenciam a repartição térmica, citamos:

Pré-aquecimento:

O pré-aquecimento total da peça, em temperatura extremamente alta, previne o aparecimento das tensões residuais porém, essa condição pode deformar a peça pelo seu peso próprio, bem como dificultar a execução da soldagem. O pré-aquecimento localizado em altas temperaturas aumenta a zona plastificada, o que tende a provocar um maior nível de tensões residuais. Recomenda-se, portanto, a menor temperatura de pré-aquecimento possível.

Energia de soldagem:

Quanto maior for o aporte térmico na soldagem, maior será a zona plastificada e o nível das tensões residuais. Raramente um processo de soldagem é escolhido levando-se em conta as tensões residuais ou deformações. De um modo geral, se visa à regularidade da soldagem e um gradiente de temperatura tal que forneça a menor extensão da zona plastificada. Nesse sentido, os processos automáticos possibilitam obter menores tensões residuais e deformações.

A ação desses fatores listados acima deve ser vista em conjunto. Por exemplo, o pré-aquecimento aumenta a contração pelo alargamento da zona plastificada, entretanto proporciona um resfriamento mais regular que tende a reduzir as deformações. O número de passes pode aumentar a contração, mas, à medida que a solda é depositada, o grau de restrição tende a conter essa tendência.

Além dessas considerações, existem ainda outras técnicas para minimizar os efeitos negativos dos ciclos térmicos de soldagem e evitar a necessidade de um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) que serão abordados no item 2.4.

2.4 - TÉCNICAS DE REPARO SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

As técnicas sem tratamento térmico posterior à soldagem consistem em utilizar procedimentos adequados com o intuito de aproveitar o calor gerado na soldagem, de forma a obter uma microestrutura adequada na zona termicamente afetada (ZTA), mantendo-se, assim, níveis aceitáveis de tenacidade e dureza máxima de maneira a garantir a integridade do componente reparado, em particular, sua resistência à fratura frágil, a trincas de reaquecimento e à corrosão sob tensão (Buschinelli, 1992).

As principais técnicas de reparo sem TTPS são as da meia-camada, dupla-camada e passe de revenido.

2.4.1 - TÉCNICA DA MEIA CAMADA

Esta técnica tem como objetivo refinar e/ou revenir a microestrutura da ZTA-GG do material de base. Inicialmente é feito um amanteigamento com uma camada do metal de solda em toda a cavidade a ser reparada, sendo a mesma removida em cerca de 50% de sua espessura conforme prevê o código ASME. Camadas subseqüentes são então depositadas com eletrodo para promover o refino do grão e/ou o revenido da ZTA-GG da primeira camada. A dificuldade de controle de deposição e o esmerilhamento manual, que constitui uma atividade bastante árdua, são fatores que tornam esta alternativa não muito vantajosa (figura 2.18).

2.4.2 - TÉCNICA DA DUPLA CAMADA

Esta técnica dispensa o esmerilhamento do passe de amanteigamento, utilizando um método controlado de deposição, de modo que a segunda camada promova o refino e/ou redução

da dureza da ZTA gerada pela primeira camada. A eficácia da mesma depende basicamente dos parâmetros de soldagem utilizados nas deposições das camadas (figura 2.18).

Os aspectos essenciais a serem observados na aplicação dessa técnica são:

- dimensões do cordão da primeira camada (i.e., aporte térmico);
- adequada sobreposição dos passes;
- relação de aporte térmico entre camadas;
- temperatura de pré-aquecimento e interpasse relativamente elevadas;
- cavidade de reparo suficientemente aberta para permitir adequado ângulo de ataque do eletrodo.

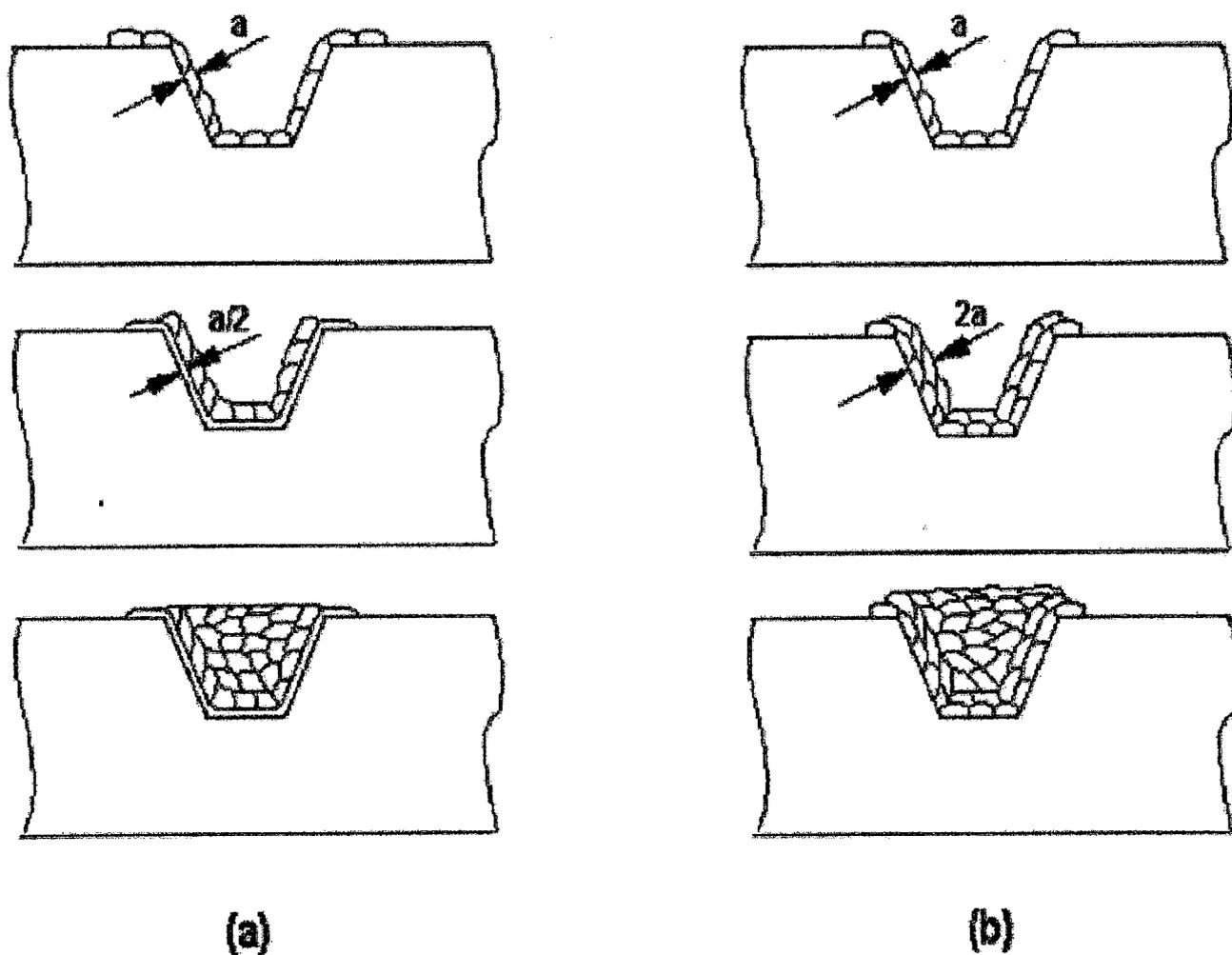


FIGURA 2.18- Técnicas de reparo sem TTPS (a) meia camada e (b) dupla camada (Buschinelli, 1992).

2.4.3 - PASSE DE REVENIDO

A seleção de condições de soldagem mais adequada para o reparo pela técnica da dupla camada depende do objetivo almejado com o ciclo térmico: refino de grão ou revenido. Em componentes submetidos à corrosão sob tensão em H_2S , por exemplo, a redução da dureza na ZTA da superfície pela ação do revenido pode ser muito mais benéfica que o refino de grão.

Quando o recomendado é o revenido, o passe final ou “passe de revenido” deve ser depositado a uma distância bem definida do pé do último cordão de enchimento. Esse procedimento é apresentado pela figura 2.19 que mostra que a isoterma AC_1 produzida pelo passe de revenido não deve ultrapassar a linha de fusão do último passe de enchimento. Dessa maneira o material reautenitizado pelo passe de revenido fica restrito ao metal de solda do último passe do cordão. A figura 2.20 complementa o exposto apresentando o posicionamento do passe de revenido.

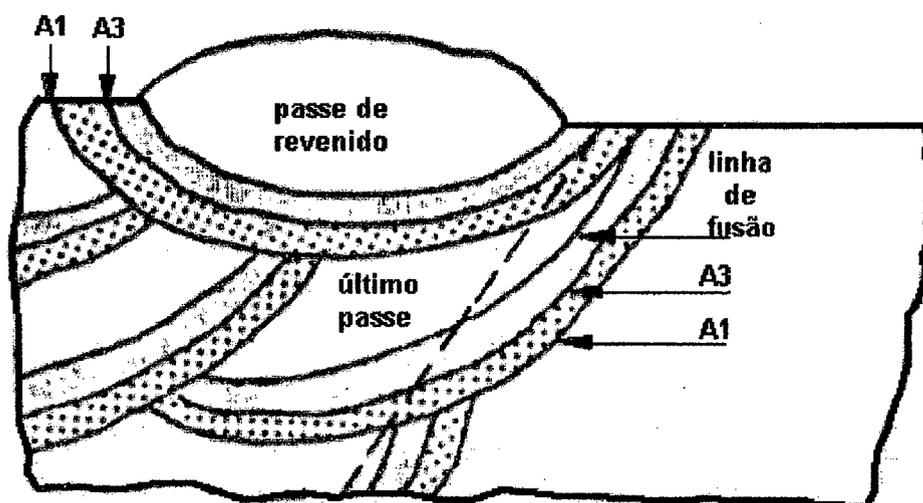


FIGURA 2.19 – Localização do passe de revenido.

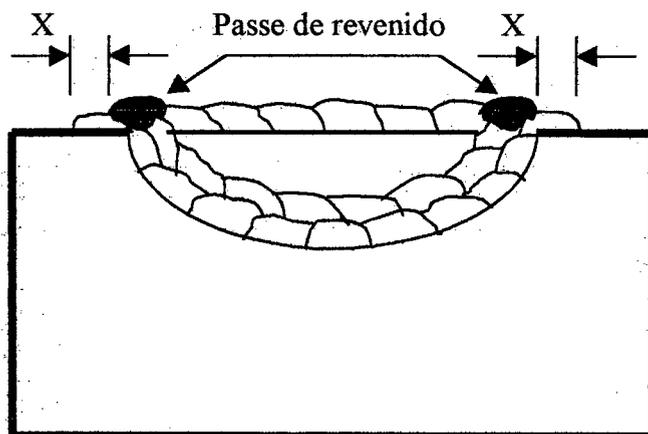
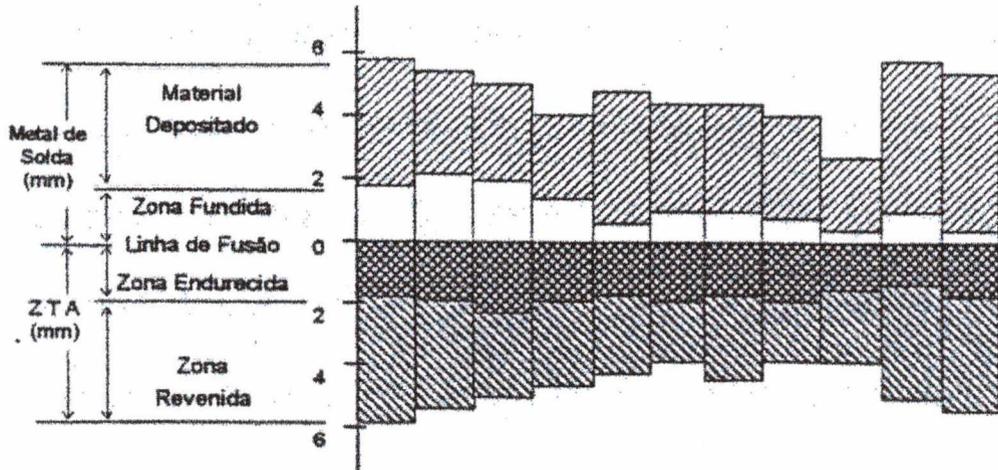


FIGURA 2.20 – Posicionamento do passe de revenido.

2.4.4 - TESTE PRÁTICO DE HIGUCHI

Embora seja especificado pelo código ASME que 50% da primeira camada seja removida, é questionável se tal requisito seja sempre válido. Higuchi, à frente de outros pesquisadores japoneses, obteve um critério claro sobre a espessura da camada a ser removida, executando uma série de testes de simples deposição sobre um metal de base previamente temperado em água. Através do levantamento do perfil de dureza da seção transversal aos cordões, é possível conhecer o alcance das regiões de revenido e das retemperadas ao longo da ZTA. A figura 2.21 reúne os resultados obtidos por Higuchi para as dimensões do cordão e da ZTA, para diferentes posições de soldagem e vários aportes térmicos, quando de seu estudo de reparos de aços baixa liga, para vasos de pressão.



Aporte Térmico (kJ/cm)	22,5	17,2	19,8	15,0	15,2	10,8	11,3	10,1	32,1	33,2
Corrente (A)	180	185	95	95	65	185	95	65	135	90
Diam. do Eletrodo (mm)	4,0	3,2	2,6	4,0	3,2	2,6	4,0	3,2	4,0	3,2
Posição	Plana			Horizontal			Vertical			

FIGURA 2.21 – Dimensões do cordão de solda e da ZTA para diferentes posições de soldagem e aportes térmicos (Higuchi , 1980).

A seleção das condições de reparo podem ser feitas de maneira que a região de grãos grosseiros da ZTA, produzida pela primeira camada, seja revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada de solda. Dessa forma, é necessário fazer com que a zona macia da ZTA da segunda camada depositada, coincida com a zona endurecida da ZTA primária.

Portanto, o ensaio de Higuchi é um teste prático e bastante simples, cujo objetivo é de avaliar a extensão da faixa revenida em função da energia de soldagem.

2.5 - SOLDABILIDADE DO AÇO ASTM A 516 GRAU 60

Segundo o método IIW (International Institute of Welding), o carbono equivalente (Ceq) para que um aço apresente baixa temperabilidade e boa soldabilidade não deve ultrapassar a 0,40 (Coe, 1973). O aço ASTM A 516 grau 60 é classificado segundo suas propriedades de resistência mecânica, e não pela sua composição química; logo, a mesma pode variar segundo o apresentado pela tabela 2.2. Porém, utilizando-se da composição química típica dos fabricantes deste aço e a equação $Ceq = C + Mn/6 + (Cu+Ni)/15 + (Cr+Mo+V)/5$ adotada por aquele Instituto, verifica-se que o carbono equivalente apresenta-se em torno de 0,35. Nessas condições, utilizando o ábaco apresentado pelo método IIW, figura 2.22, para uma espessura combinada de 50 mm, aporte térmico de 10 kJ/cm e a escala C indicada para eletrodos básicos secos a 350 °C, conclui-se que não seria necessário pré-aquecimento para evitar dureza excessiva na ZTA e o risco de trinca a frio.

A soldagem pode ocorrer com qualquer tipo de eletrodo, no entanto deve-se ter sempre relacionado o carbono equivalente com o nível de hidrogênio e o processo de soldagem em questão, especialmente quando se trata de soldagem manual a arco voltaico com eletrodos básicos, sendo imprescindível a secagem destes eletrodos em temperaturas adequadas para manter um nível de hidrogênio adequado (Brandi, 1992).

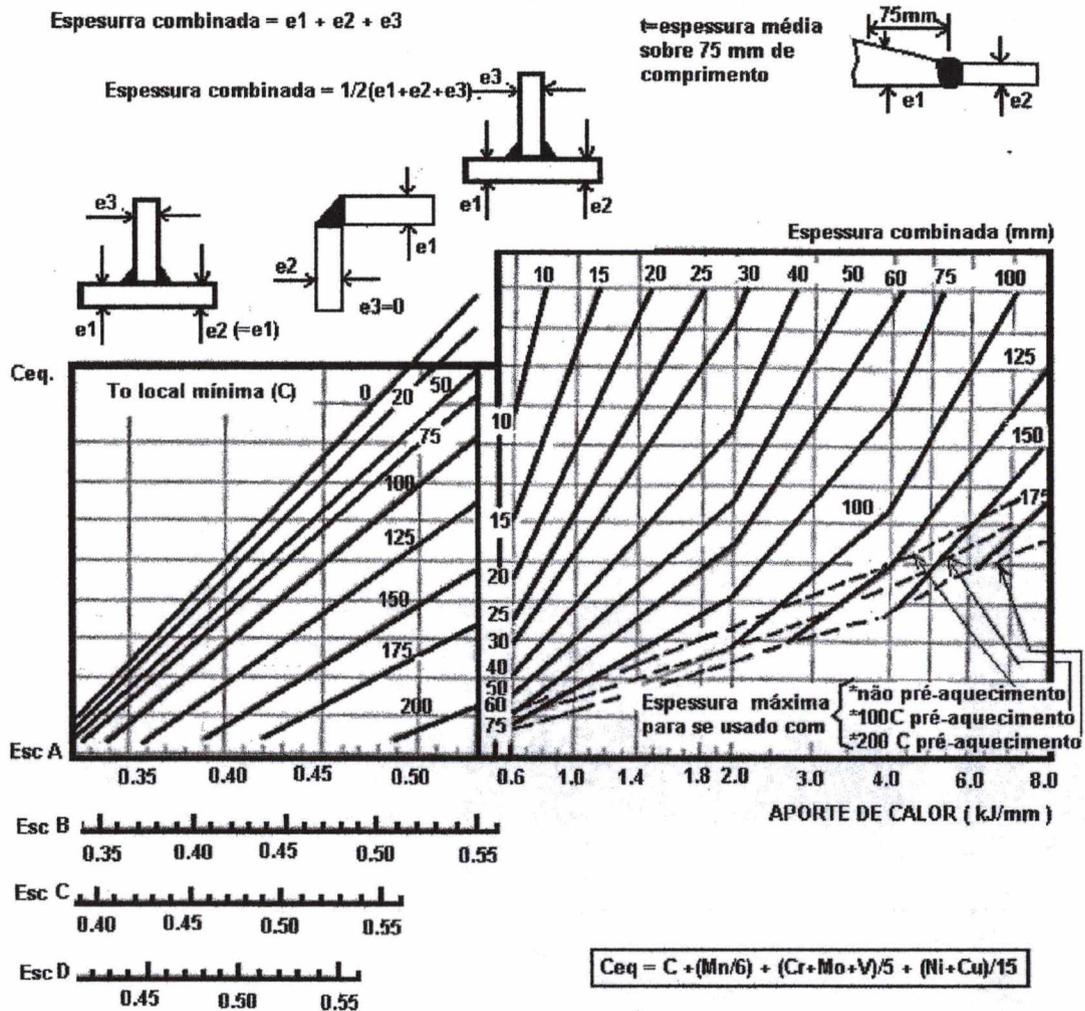


FIGURA 2.22 – Ábaco para determinação da temperatura de pré-aquecimento (Coe, 1973).

Um outro problema que poderá surgir devido à soldagem destes aços são as trincas de corrosão sob tensão em meio corrosivo de H_2S nas regiões da ZTA que apresentarem uma dureza acima de 248 HV (NACE, 1990). Pela análise da figura 2.23, pode-se observar no diagrama CCT dos aços ASTM A 516 que, nas regiões da ZTA onde ocorrem altas velocidades de resfriamento com $\Delta t_{800/500} < 9,0$ segundos, podem-se formar estruturas com dureza superior ao recomendado e, portanto, sujeitas à corrosão sob tensão.

Posteriormente à soldagem, 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).

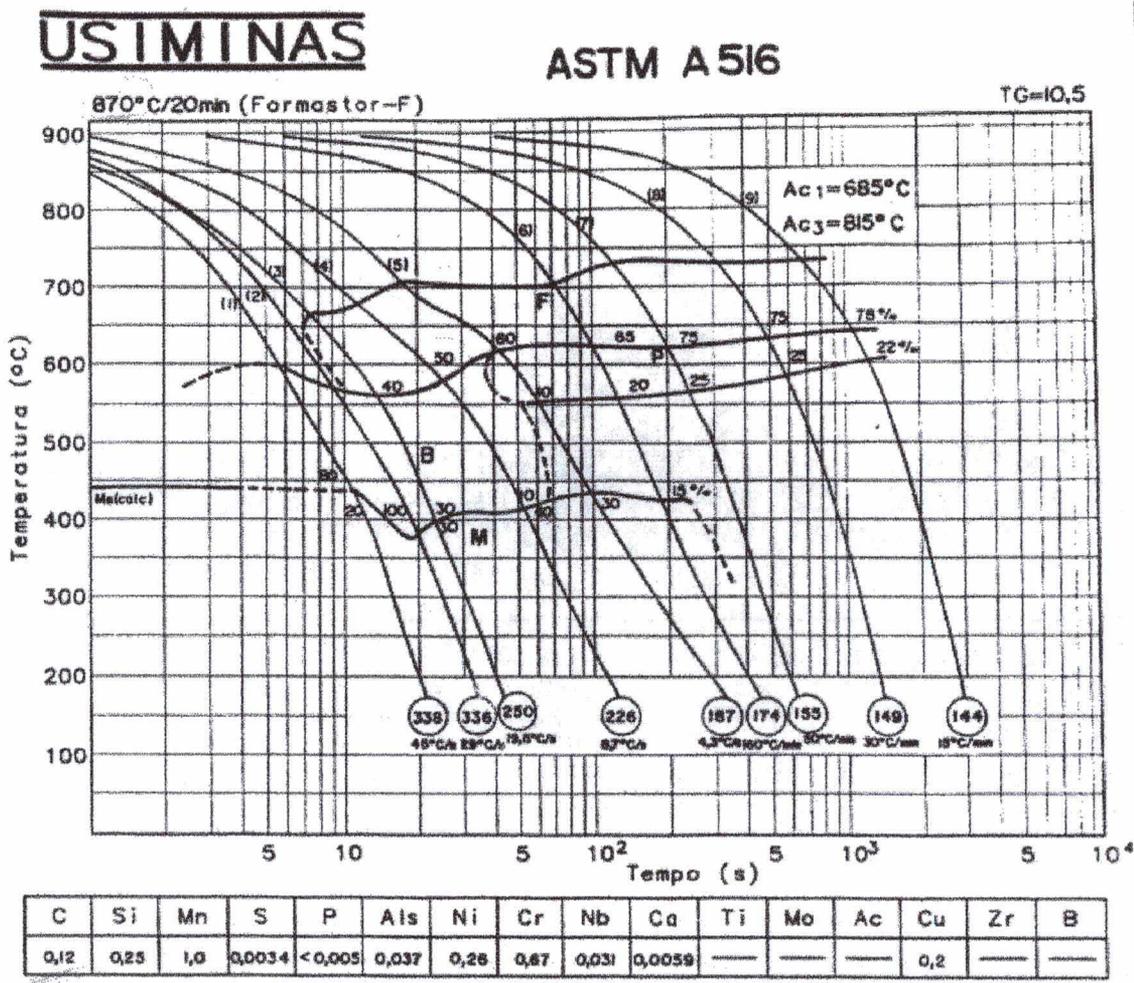


FIGURA 2.23 – Curva CCT para o aço ASTM A 516 grau 60 – Gentileza: USIMINAS

2.6 - TÉCNICAS DE SOLDAGEM DE BAIXA SUSCEPTIBILIDADE À CORROSÃO SOB TENSÃO APLICADAS AO AÇO ASTM A 516 GRAU 70

Na busca por um método para avaliar trincas de corrosão sob tensão (TCST) em vasos de pressão, Singbell e Garner (1988) confeccionaram reparos de solda circulares em chapas de aço ASTM A 516 grau 70. Após medir as tensões residuais, os corpos de prova foram submetidos a um ensaio acelerado de corrosão sob tensão em um meio contendo 40 g/l NaOH, 20 g/l Na₂S e 20 g/l Na₂CO₃, por 150 dias a uma temperatura de 115 °C.

Diferentes técnicas de soldagem foram avaliadas quanto à resistência a trincas de corrosão sob tensão, dentre elas: soldagem com tratamento térmico de alívio de tensões; passe de revenido; último passe de enchimento com o eletrodo AWS E 6010 e jateamento com granalhas de aço. Os corpos de prova foram confeccionados com um diâmetro de reparo de 152 mm, diâmetro externo 254 mm e espessura de 38 mm, com chanfro em duplo “V”, soldados inicialmente de um lado (lado A) e posteriormente do outro (lado B).

As tensões residuais foram medidas através da técnica do furo cego aliada ao uso de extensômetro em ambos os lados de cada corpo de prova, no centro da solda e em alguns casos também na ZTA.

Detalhamento das técnicas empregadas pelos pesquisadores:

a) Soldagem de corpo de prova de controle

Na soldagem deste corpo de prova utilizaram-se eletrodos AWS E 7018, ϕ 3,2 mm, pré-aquecimento a 95 °C e com temperatura de interpasse entre 95 e 150 °C. Após a soldagem, o reforço do cordão foi usinado (faceado) no torno.

b) Sem pré-aquecimento

Confeccionado de modo semelhante ao anterior, porém sem pré-aquecimento e tendo a temperatura ambiente como temperatura de interpasse.

c) Soldagem com eletrodo mais macio (AWS E 6010)

Esse corpo de prova foi soldado segundo o procedimento “a”, porém com eletrodo AWS E 6010 ϕ 3,2 mm, nos passes finais de enchimento. O objetivo era baixar o nível de tensões residuais de soldagem, uma vez que o mesmo é um eletrodo mais “macio” e, portanto, possibilita maiores deformações durante a soldagem, diminuindo as tensões residuais e a susceptibilidade a TCST.

d) Alívio de tensões

Nessa técnica, o corpo de prova foi soldado segundo o procedimento do CP de controle, sendo que após a soldagem foi realizado um tratamento térmico de alívio de tensões a 590 °C durante 90 minutos.

e) Passe de revenido

Nesse caso foi utilizado, inicialmente, eletrodo AWS E 7018 com ϕ 2,4 mm na soldagem do passe de amateigamento do chanfro e, posteriormente eletrodo de ϕ 3,2 mm para o passe de revenido, cujo objetivo era o de reduzir a dureza da ZTA da superfície e conseqüentemente a susceptibilidade a TCST.

f) Jateado

Áreas do corpo de prova foram jateadas com granalhas de aço de 5,8 mm de diâmetro, tendo como objetivo avaliar a eficiência do martelamento em introduzir tensões compressivas na solda, diminuindo a susceptibilidade a TCST.

Singbell e Garner avaliaram ainda técnicas utilizando eletrodos de Inconel 82, AISI 309 SS, bem como a eficácia de tratamento da superfície soldada através de passes com arco plasma e chama oxiacetilênica.

Os resultados das tensões residuais e do ensaio de corrosão estão resumidos na tabela 2.4.

TABELA 2.4 – Tensões residuais e profundidade de TCST para diferentes procedimentos especiais de soldagem (Singbell e Garner, 1988).

Corpo de prova	Tensão residual (MPa) (lado "B")	Profundidade média das trincas (mm)	Profundidade máxima das trincas (mm)
Controle	360	Lado A: 0,5 Lado B: 1,7	Lado A: 1,4 Lado B: 3,4
Crítico:	515	Lado A: 0,3 Lado B: 6,4	Lado A: 0,5 Lado B: 13,0
TTPS	< 20	0,0	0,0
AWS E 6010	340	Lado A: 0,0 Lado B: 0,7	Lado A: 0,0 Lado B: 2,2
Passe de revenido	200	Lado A: 0,0 Lado B: 0,8	Lado B: 0,0 Lado B: 1,3
Jateado	Compressivas	0,0	0,0

A partir destes resultados os autores concluíram que:

- 1) as tensões do primeiro lado (A) foram menores do que no segundo lado (B), em função da restrição gerada durante o processo de confecção dos corpos de prova;
- 2) altas tensões residuais e severas TCST podem resultar de inadequado pré-aquecimento, temperatura de interpasse ou temperatura de pós-soldagem empregadas durante a soldagem de fabricação ou de reparo;
- 3) o tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem reduz a tensão residual e pode diminuir significativamente a susceptibilidade a TCST;
- 4) o passe de revenido, bem como o passe de enchimento com o eletrodo AWS E 6010, são técnicas menos susceptíveis a TCST, comparadas à soldagem convencional com eletrodo AWS E 7018;
- 5) nas áreas jateadas não foram observadas TCST.

2.7 - MEDIÇÃO DE TENSÃO RESIDUAL

Atualmente existem diversas técnicas experimentais para medição de tensões residuais. Tipicamente estas são divididas em destrutivas, semidestrutivas e não-destrutivas. Os métodos destrutivos e semidestrutivos são baseados no relaxamento do estado de tensões residuais, através da remoção de parte do material na região de medição. Já, nos métodos não-destrutivos, não há remoção de material e, conseqüentemente, a medição é realizada sem que haja alterações no estado de tensões existente.

Os principais métodos destrutivos para medição de tensões residuais são: método do seccionamento completo, método de remoção de camadas, cortes de rasgos e o do furo passante. Como método semidestrutivo tem-se o método do furo cego, que pode ser combinado com a extensometria, holografia eletrônica e outros. Os principais métodos não-destrutivos são: ultrassom, difração de raios X, difração de nêutrons e métodos eletromagnéticos (análise do ruído de Barkhausen e correntes parasitas) (Willemann et al, 2000).

Dentre as técnicas mais difundidas está o método do furo cego. Este método consiste em, através da execução de um furo na região onde se pretende quantificar o nível de tensão residual, introduzir artificialmente um significativo alívio de tensões. A presença da nova superfície provoca uma redistribuição do campo de deformações que, por sua vez, dá origem a um campo de deslocamentos.

Para a determinação do estado de tensões residuais presentes na superfície analisada, são medidos alguns parâmetros associados aos campos de deformações ou deslocamentos gerados.

Quando se utiliza a técnica do furo cego aliada à extensometria, a medida de tensão residual pode ter diferentes princípios de funcionamento, por exemplo um extensômetro com comprimento de referência “l”, instalado em uma junta soldada, acusará um “ ϵ ” quando aliviado. Pela deformação sofrida, na direção em que o extensômetro foi instalado, será estimada

a tensão residual. A técnica de medição de tensões residuais com a utilização de extensômetros apresenta uma incerteza de medição da ordem de ± 20 MPa (Rodacoski, 1997), mesmo assim continua sendo a mais difundida para medir tensões residuais em soldagem. A figura 2.24 apresenta uma configuração típica de uma roseta de extensômetros.

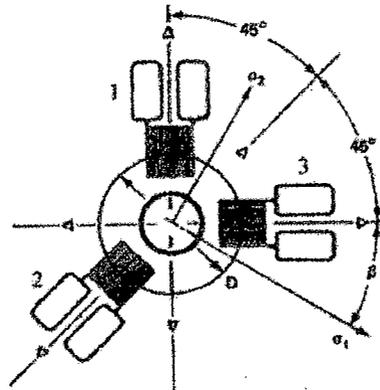


FIGURA 2.24 – Configuração Típica de Roseta (Albertazzi et al, 1996).

Outra técnica bastante utilizada para medir tensões residuais é a difração de raios X. O método envolve medições de espaçamento interplanar da rede cristalina dos materiais, utilizando um feixe de raios X. Este espaçamento é medido através da posição angular da linha de difração. Conhecendo-se o ângulo da linha de difração para uma peça livre de tensões residuais, pode-se calcular a deformação da rede cristalina da peça em análise e utilizá-la para calcular o campo de tensão residual. Assim, a distância entre os átomos da rede cristalina é empregada como uma medida indireta associada ao estado de tensões do material (Rodacoski, 1997).

O método utiliza equipamentos práticos para medição em campo, sendo tipicamente aplicado para medir tensões residuais em torno de até $5 \mu\text{m}$ da superfície. Quando aplicado em conjunto com a técnica de decapagem química, pode ser utilizado em profundidades de até $0,1$ mm ou mais. O método exige operadores especializados, sendo o equipamento muito dispendioso e apresenta alto risco devido à radiação. A incerteza de medição do método é cerca de ± 20 MPa (Rodacoski, 1997).

3 - OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é estabelecer um procedimento de soldagem com a finalidade de prolongar a vida do equipamento / estrutura ou, se possível, evitar trincas por corrosão sob tensão em meios contendo H_2S no aço da classe ASTM A 516 Grau 60 a partir de técnicas especiais de soldagem de baixa susceptibilidade à corrosão sob tensão.

Tomando como referência o procedimento de soldagem de fabricação que prevê uma energia de 10 kJ/cm com eletrodo AWS E 7018 e tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), o trabalho pretende comparar diferentes materiais e técnicas especiais de reparo com os seguintes objetivos específicos:

- 1- Aplicar a técnica do passe de revenido, verificar a microestrutura, perfil de dureza e tensão residual resultante, correlacionando-os com a susceptibilidade à corrosão sob tensão;
- 2- Gerar através da técnica do martelamento, tensões compressivas, especialmente no último passe de soldagem, objetivando anular as tensões trativas que se desenvolvem durante a soldagem;
- 3- Utilizar o procedimento de soldagem de referência, porém depositando um eletrodo mais macio nos últimos passes (AWS E 6013), de modo a diminuir o nível de dureza desta camada sem necessidade de TTPS;
- 4- Verificar o nível máximo de dureza, microestrutura e tensão residual da junta soldada com o procedimento referência sem tratamento térmico pós-soldagem (situação crítica).

4 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 - MATERIAIS

Para a realização dos ensaios, foi utilizada uma chapa de aço ASTM A 516 grau 60 com espessura de 25.4 mm, eletrodos AWS E 7018 e AWS E 6013 cujas, composições químicas e propriedades mecânicas estão apresentadas nas tabelas 4.1 e 4.2. A microestrutura deste aço é apresentada na figura 4.1.

TABELA 4.1 - Composição química das chapas de aço ASTM A 516 grau 60, eletrodo AWS E 7018 e AWS E 6013.

Amostra	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Nb (%)	Ceq
516 grau 60	0,17	1,07	0,017	0,009	0,23	0,0028	0,35
E7018	0,081	1,49	0,019	0,013	0,49	0,0064	----
E6013	0,032	0,43	0,011	0,011	0,29	0,0094	----

TABELA 4.2 – Propriedades mecânicas dos materiais.

Material	Resistência à Tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
ASTM A 516 grau 60(*)	494	332	22 % em 70 mm
AWS E 7018(**)	500	420	22% em 50 mm
AWS E 6013(**)	460	380	17% em 50 mm

(*) Valores fornecidos pelo ensaio de tração.

(**) Valores fornecidos pelo código ASME Seção II (1983).

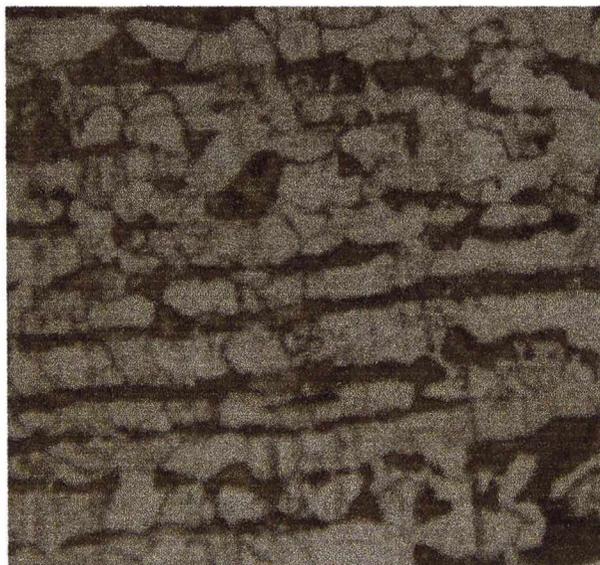


FIGURA 4.1 – Microestrutura do aço ASTM A 516 grau 60. Perlita-Ferrita com dureza média de 160 HV. Ataque: Nital 2%. (Ampliação 300 X).

4.2 – ENSAIO TEKKEN

Segundo o método IIW (International Institute of Welding), não é necessário pré-aquecer este aço para evitar trinca a frio (Coe, 1973). Motivado, no entanto, pelo interesse da Petrobrás, buscou-se, através do ensaio de auto restrição Tekken, verificar a susceptibilidade de trincas a frio neste aço.

Os ensaios para avaliar a suscetibilidade à formação de trincas a frio estão classificados em dois grupos (Godoy e Trevisan, 1990):

- Ensaios de Auto-Restrição, tais como o Tekken, Lehigh e o de Severidade Térmica Controlada;
- Ensaio de Restrição Externa, tais como o de Restrição Rígida, Restrição Tensionada e o de Implante.

O mais utilizado é o Tekken, em virtude do baixo custo, versatilidade e facilidade para se

quantificar a porcentagem de trincas. Este ensaio é definido pela Norma Industrial Japonesa JIS-Z-3158 de 1966, revisada em 1978 (JIS, 1966/78).

As dimensões normalizadas do corpo de prova para o ensaio Tekken são mostradas na Figura 4.2. Na montagem do conjunto, as soldas de restrição devem ser executadas em ambos os lados da chapa, precavendo-se contra deformações angulares e falta de penetração.

Após as soldas de restrição, deve-se executar o “cordão teste” em um único passe. Quarenta e oito horas depois de concluída a soldagem do cordão teste, efetua-se a inspeção para a verificação de trincas superficiais, trincas na raiz e na seção transversal, pelo método estabelecido calculando-se a porcentagem de trincas geradas.

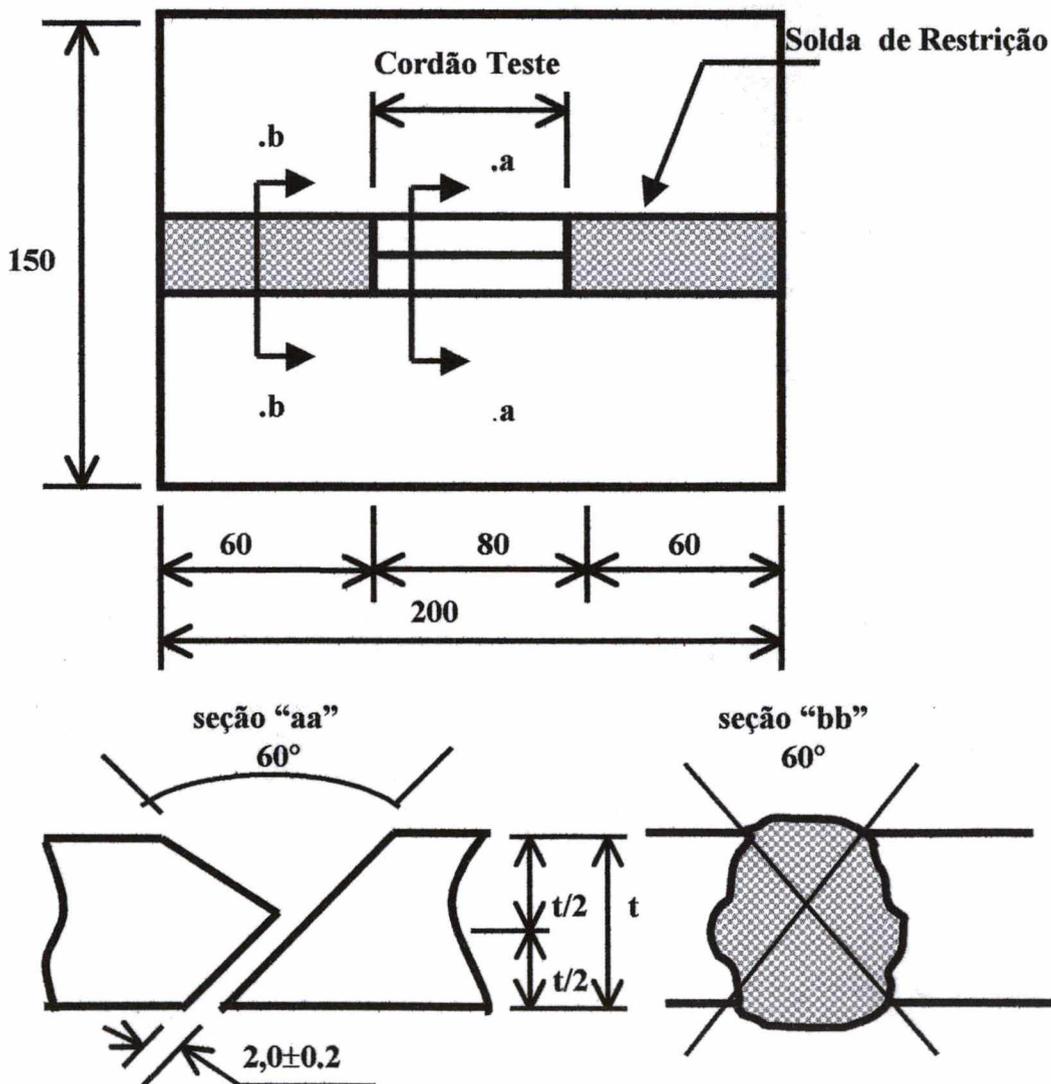


FIGURA 4.2 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio Tekken. (JIS, 1966/78).

As trincas superficiais são inspecionadas visualmente ou por outro método adequado, sendo que o cálculo para obter o percentual de trincas superficiais é dado através da equação 4.1:

$$TS = (\Sigma L / L) \times 100 (\%) \quad (4.1)$$

Sendo: TS = Percentual de trinca na superfície

ΣL = Somatório dos comprimentos das trincas superficiais.

L = Comprimento do cordão teste.

Posteriormente o cordão teste deve ser colorido por um método adequado, e em seguida aplica-se o teste de torção ou dobramento de raiz, calculando-se o percentual das trincas de raiz, através da equação 4.2:

$$TR = (\Sigma R / L) \times 100 (\%) \quad (4.2)$$

Sendo: TR = Percentual de trinca na raiz da solda.

ΣR = Somatório dos comprimentos das trincas de raiz.

L = Comprimento do cordão teste.

Para a análise das trincas transversais devem ser tomadas cinco seções transversais do cordão teste e determinadas as alturas das trincas, a olho nu ou com outro método adequado, segundo o demonstrado na figura 4.3.

O cálculo das trincas transversais deve ser feito através da equação 4.3:

$$TS = (HS / H) \times 100 (\%) \quad (4.3)$$

Sendo: TS = Percentual de trinca na seção transversal

HS = Altura da trinca de seção

H = Espessura mínima do cordão de teste.

Os corpos de prova Tekken foram retirados de uma única chapa, de forma tal que quando soldados os cordões de teste ficaram perpendiculares a direção de laminação. Os mesmos foram usinados e montados através da soldagem de restrição, observando-se cuidadosamente a abertura

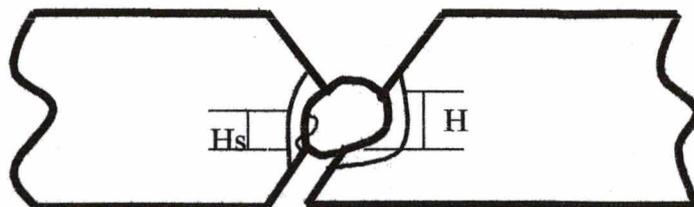


FIGURA 4.3 – Esquema para medir trincas transversais. (JIS, 1966/78).

do chanfro em “Y”, que estabelece uma abertura da raiz de $2,0 \pm 0,2$ mm e ângulo de chanfro de 60° , o que foi assegurado através da utilização de gabaritos na forma de pequenos arames com diâmetros de 2mm, colocados entre as chapas, conforme figura 4.4.

Os passes da solda de restrição foram executados de forma intercalada em cada um dos lados da chapa para evitar o empenamento.

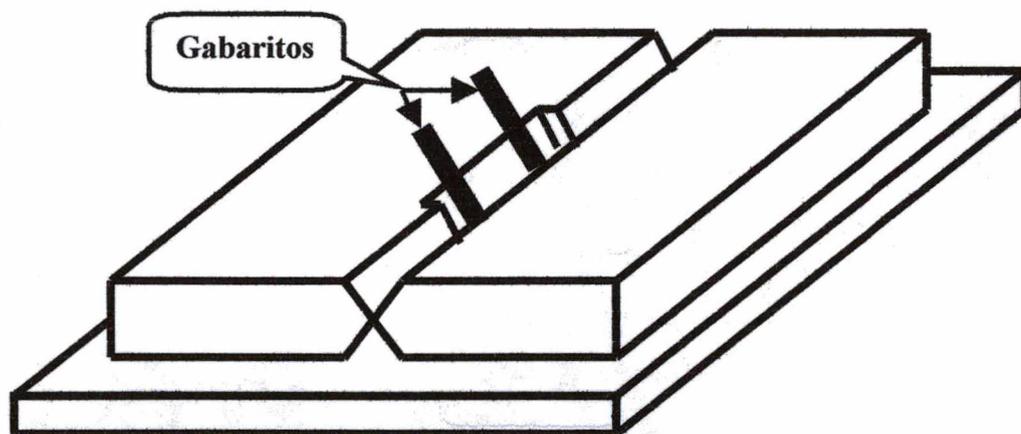


FIGURA 4.4 - Montagem do corpo de prova Tekken com detalhes da colocação de gabaritos (Lima, 1995).

Foram confeccionados corpos de prova com cordão teste nas temperaturas de pré-aquecimento de 20, 50 e 70°C , sendo que os demais parâmetros mantiveram-se fixos.

- Dentre eles:
- Espessura das chapas;
 - Diâmetro do eletrodo (3,25 mm);
 - Energia de 10 kJ/cm ($I = 120 \text{ A}$; $U = 22 \text{ V}$; $V_s = 15,84 \text{ cm/min}$, CC^+).

Os eletrodos E 7018 foram ressecados no forno a uma temperatura de 350 °C durante 90 minutos, sendo retirados imediatamente antes do início da soldagem, garantindo-se, assim, um teor de hidrogênio difusível menor que 5 ml/100g, o que é considerado um teor muito baixo (Godoy e Trevisan, 1990).

Somente 48 horas após a soldagem as escórias foram removidas, sendo os cordões testes analisados quanto à incidência de trincas superficiais e quanto às trincas na seção transversal. Para a análise das trincas na superfície foi utilizada a técnica do líquido penetrante. Já, para as trincas transversais, o cordão teste foi cortado em 5 partes, sendo as mesmas preparadas metalograficamente e atacadas com reativo de Nital a 2%. Para a observação das trincas transversais foi utilizado o projetor de perfil com uma ampliação de 10 vezes.

4.3 – TESTE DE HIGUCHI

Com a finalidade de avaliar a extensão da faixa revenida em função da energia de soldagem, foram confeccionados corpos de prova nas dimensões de 200,0 x 150,0 x 25,4 mm. Inicialmente, os corpos de prova foram normalizados e, posteriormente, temperados em água a partir de uma temperatura de austenitização de 900 °C por duas horas e não revenidos.

Confeccionaram-se dois tipos de corpos de prova, um utilizando o eletrodo AWS E 7018 e o outro o eletrodo AWS E 6013. Sobre os mesmos foram depositados cordões de solda com diferentes níveis de energia, 5, 10 e 15 kJ/cm, respectivamente. Avaliou-se também a extensão

da zona afetada mediante análise metalográfica e medições de microdureza Vickers, utilizando carga de 300 gramas (HV 0,3), sobre seção transversal do cordão de solda do corpo de prova.

4.4 – TESTE DE MARTELAMENTO PNEUMÁTICO

Para avaliar o efeito da introdução de tensões compressivas na superfície do material, bem como o alívio de tensões provocado através do martelamento, foram confeccionados três modelos de corpos de prova retangulares retirados de uma única chapa, com largura de 120 mm, comprimento de 180 mm e espessura de 25,4 mm, sendo usinados e soldados conforme apresentados na figura 4.5. Um dos corpos de prova foi soldado sem martelamento, sendo cada passe executado em duas etapas de solda seqüenciais de 90 mm de comprimento. Os outros corpos de prova soldados com martelamento, sendo os passes executados em duas e três etapas seqüenciais de 90 e 60 mm de comprimento, respectivamente.

Na confecção dos corpos de prova foram utilizados os seguintes parâmetros:

- Temperatura de pré – aquecimento e interpasse = 20 °C;
- Diâmetro do eletrodo = 3,25 mm;
- Energia = 10 kJ/cm (I = 110 A; U = 23 V; Vs. = 15,0 cm/min, CC⁺);
- Força de compressão (martelamento) = 190 N;
- Eletrodo AWS E 6013.

A força de martelamento especificada é resultado da ação de um martelete de agulhas pneumático, com agulhas de 3 mm de diâmetro, que trabalha a uma pressão de 6,3 bar, 3900 golpes por minuto, possuindo uma área útil do êmbolo de 3000 mm².

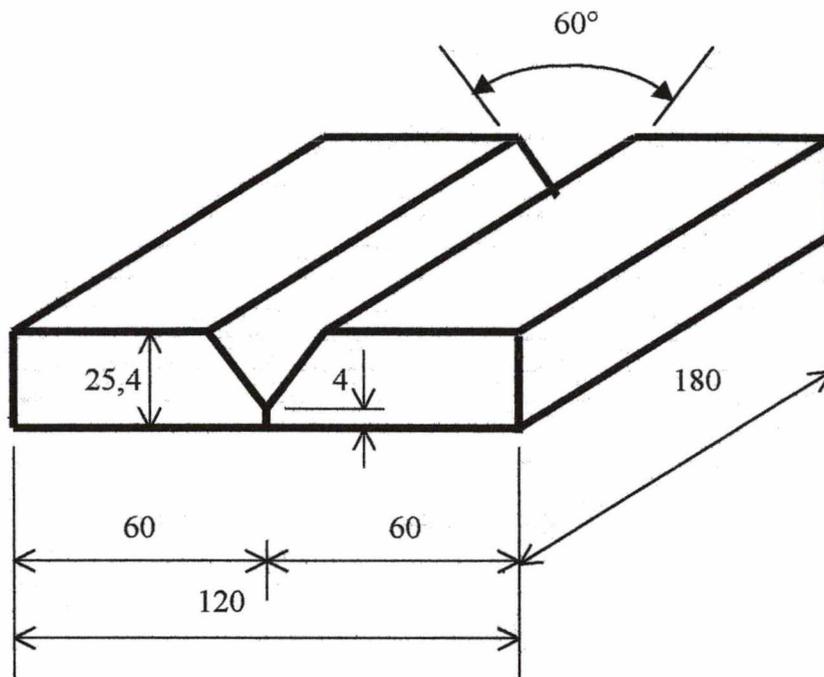


FIGURA 4.5 – Corpo de prova martelado.

Os resultados obtidos pelo martelamento estão apresentados na tabela 4.3 onde observou-se que a deformação angular na superfície, simétrica a junta em “V”, para o corpo de prova não martelado foi bastante intensa. Em relação ao martelado com passes executados em duas seqüências de solda de 90 mm de comprimento, o não martelado apresentou uma deformação cerca de 15,0% maior, e para o martelado com passes executados em três seqüências de solda de 60 mm comprimento, a variação aumentou para 22,0%, o que mostra claramente o efeito das tensões compressivas impostas pelo martelamento no sentido de reduzir tensões e deformações.

Verificou-se que a deformação angular diminuiu cerca de 7,0% na medida em que se executam passes com seqüências de solda de menor comprimento. Esse resultado foi devido ao fato de que se martelou em temperaturas mais altas onde a tensão de escoamento foi menor.

TABELA 4.3 – Controle da deformação angular por martelamento.

Corpo de Prova	Deformação Angular(°)	Deformação (%)
Cordão sem martelamento Executado em duas seqüências de 90 mm.	16° 30'	100,0
Cordão com martelamento Executado em duas seqüências de 90 mm.	14° 00'	85,0
Cordão com martelamento Executado em três seqüências de 60 mm	12° 50'	78,0

A execução de passes com seqüência de solda de menor comprimento, o que possibilitou martelamento em maiores temperaturas, foi o mais indicado para diminuir a deformação da junta, porém tem-se limitações de ordem operacional, como interrupção constante da soldagem, maior número de remoção da escória e limpeza da solda, tempo de soldagem longo. Observou-se ainda que, para seqüência de solda de passes com mesmo comprimento martelado e não martelado, o efeito do martelamento foi também significativo.

O martelamento introduziu tensões compressivas à solda, o que, em contraposição às tensões trativas oriundas do resfriamento durante a soldagem, provocou menor deformação da junta e tendeu a diminuir o nível de tensões residuais trativas.

Neste trabalho, adotou-se para a confecção do corpo de prova de reparo martelado, passes em duas seqüências de solda de 125,6 mm, mesmo sabendo que ocorre um nível de deformação maior do que passes em três seqüências. Essa seqüência foi assim definida, uma vez que foi adotada na confecção dos corpos de prova de reparo utilizado pelas demais técnicas empregadas.

4.5- DETERMINAÇÃO DO DIÂMETRO DO REPARO DE SOLDA PARA AVALIAÇÃO DO NÍVEL DE TENSÃO RESIDUAL

Com o objetivo de confirmar o exposto por Masubuchi (1981), de que o maior nível de tensão residual se apresenta para um diâmetro de reparo em torno de 80 mm (figura 2.12), ou justificar a utilização de um diâmetro de 150 mm proposto por Singebell e Garner (1988), foram confeccionados dois modelos de corpos de prova com diâmetros do reparo de solda de 80 mm e 150 mm, retirados de uma única chapa de 25,4 mm de espessura e usinados nas dimensões apresentadas na figura 4.6.

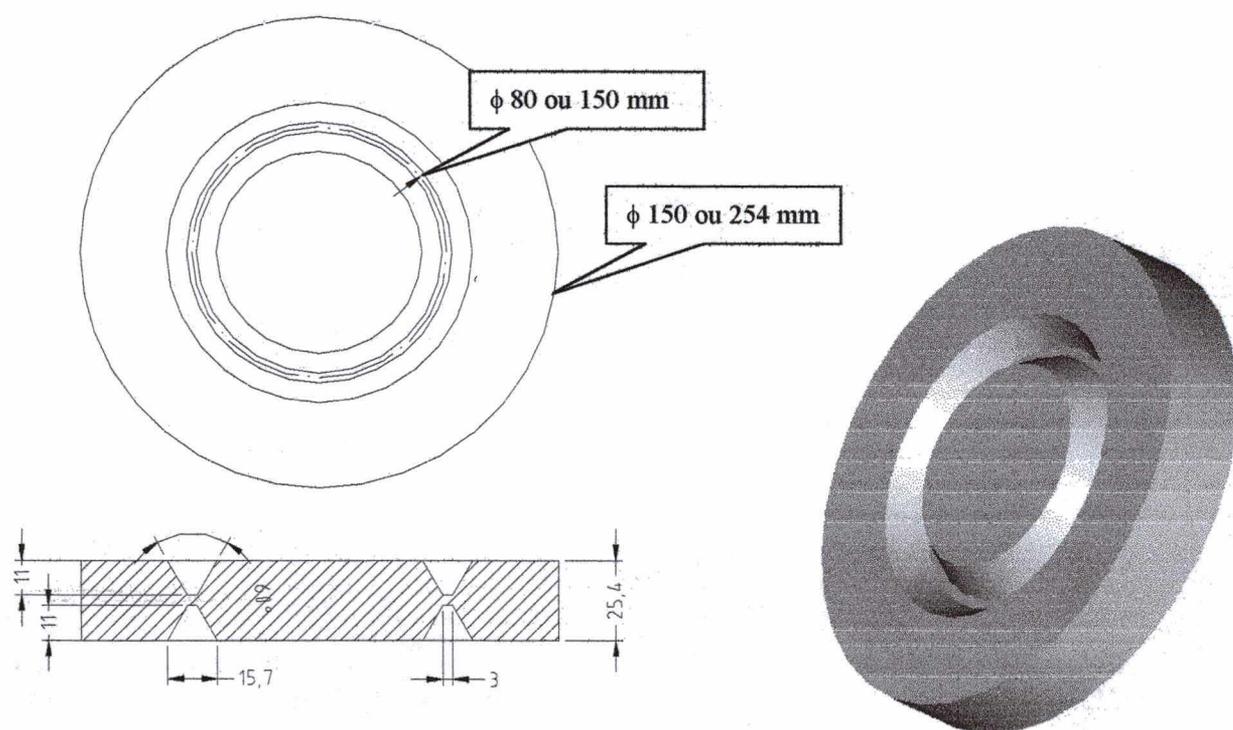


FIGURA 4.6 – Corpo de Prova com reparo de solda no diâmetro de 80 mm.

Na soldagem desses corpos de prova foram utilizados os procedimentos abaixo especificados:

- Primeiro passe:

- Eletrodo AWS E 7018, ϕ 2,5 mm, ressecado a 350 °C por 90 minutos.

- Energia de soldagem = 10 kJ/cm (U=24 V, I=100 A, Vs. 14,40 cm/min, CC⁺)

- Passes de enchimento:

- Eletrodo AWS E 7018 ϕ 3,25 mm, ressecado a 350 °C por 90 minutos.

-Energia de soldagem = 10 kJ/cm (U=22 V, I=120 A, Vs. 15,84 cm/min, CC⁺).

As medidas de tensões residuais foram realizados por difração de raios-X, pela COPPETEC, através de solicitação da Petrobrás/RLAM.

Os locais de medição das tensões residuais nos corpos de prova de reparo foram posições situadas a 0° , 45° , 90° e 135° a partir do início da solda, no centro do cordão e na ZTA interna ao cordão próximo à linha de fusão (figura 4.7).

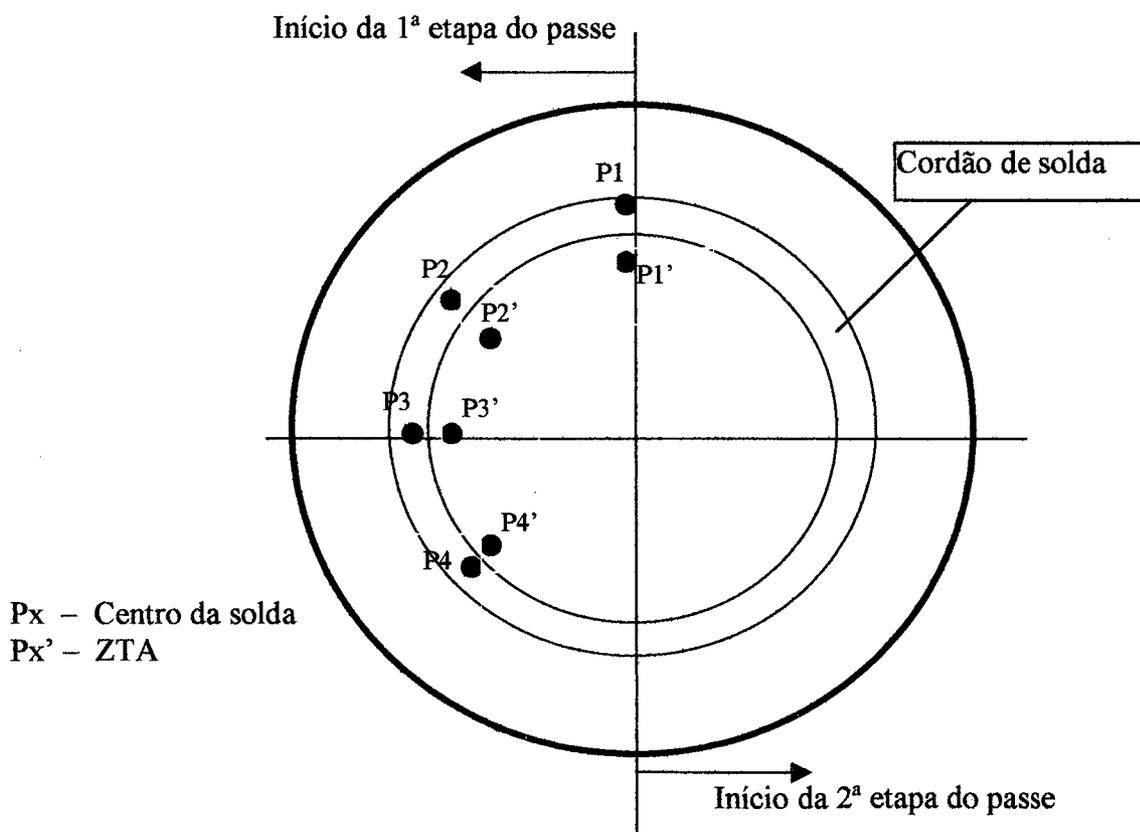


FIGURA 4.7 – Localização das medições de tensões residuais.

4.6 – TÉCNICAS ESPECIAIS DE SOLDAGEM DE CORPOS DE PROVA DE REPARO

Com base nos resultados da COPPETEC (2000) e no levantamento de Masubushi(1981), confeccionaram-se cinco modelos de corpos de prova com o diâmetro de reparo de 80 mm, objetivando avaliar as técnicas especiais de soldagem de baixa susceptibilidade à corrosão sob tensão, objetos deste estudo.

a) Corpo de prova de referência

Esse corpo de prova foi soldado segundo os parâmetros abaixo especificados:

- Primeiro passe:

- Eletrodo AWS E 7018, ϕ 2,5 mm, ressecado a 350 °C por 90 minutos.
- Energia de soldagem = 10 kJ/cm (U=24 V, I=100 A, Vs. 14,40 cm/min, CC⁺).
- Temperatura de pré-aquecimento = 50 °C.

- Passes de enchimento:

- Eletrodo AWS E 7018 ϕ 3,25 mm, ressecado a 350 °C por 90 minutos.
- Energia de soldagem = 10 kJ/cm (U=22 V, I=120 A, Vs. 15,84 cm/min, CC⁺).
- Temperatura de interpasse= 50 a 60 °C. Foi usado jato de ar para resfriar a solda

entre os passes.

- Total de passes em cada lado do chanfro = 10 passes.

Cada passe de solda dos corpos de prova foi executado em duas etapas sequenciais de solda de 125,6 mm, conforme figura 4.8, para completar o perímetro de 251,3 mm, correspondente a um diâmetro de 80 mm.

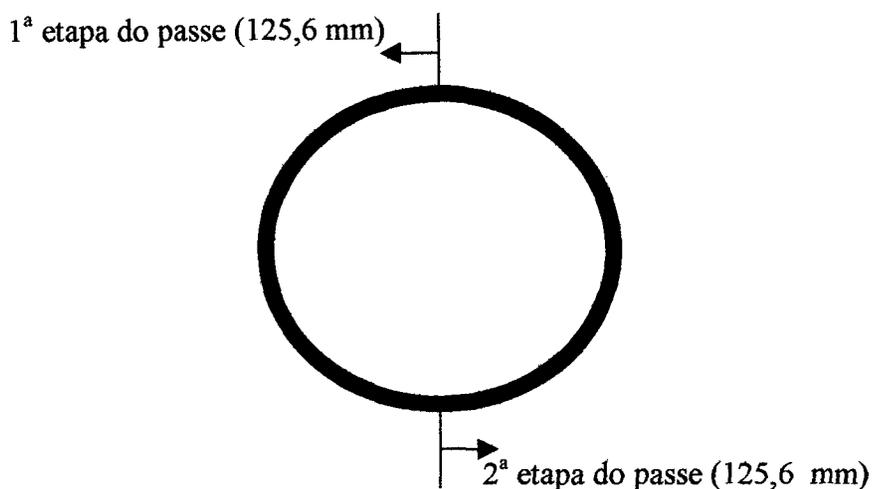


FIGURA 4.8 – Sequência de soldagem em cada passe.

Os corpos de prova foram completamente soldados de um lado e, posteriormente, do outro, aumentando dessa forma o nível de restrição do segundo lado e, com isso, aumentando o nível de tensões residuais do mesmo. Os reforços de ambos os lados do cordão de solda foram retirados por usinagem de torneamento de modo a deixar as faces planas para possibilitar a fixação dos extensômetros sobre o cordão de solda e a ZTA.

b) Corpo de prova submetido a tratamento térmico de alívio de tensões conforme código ASME

Soldado com a utilização do procedimento do corpo de prova de referência, porém, após soldagem, o mesmo foi enclausurado em um recipiente de aço inoxidável e submetido a um tratamento térmico de alívio de tensões a 600 °C, durante uma hora e meia com posterior resfriamento dentro do forno até a temperatura ambiente conforme recomendação do código ASME – Seção VIII –Especificação de Materiais. Parte A - Metais Ferrosos - Edição 1983.

c) Corpo de prova submetido ao martelamento

Utilizaram-se na soldagem os mesmos parâmetros do procedimento do corpo de prova de referência, porém, em cada etapa, o passe de solda foi submetido a um martelamento durante um período de tempo próximo ao tempo necessário para soldá-lo. Deve-se observar na figura 4.6 que não há passe de raiz a ser preenchido e, portanto, não houve martelamento do mesmo.

d) Corpo de prova soldado com passe de revenido

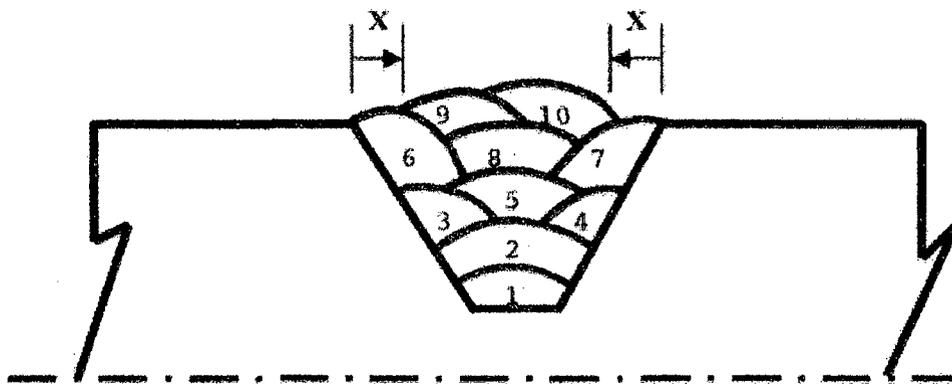
Na soldagem deste corpo de prova, os passes iniciais de enchimento foram realizados através do procedimento do corpo de prova de referência, e os demais passes foram soldados utilizando a técnica do passe de revenido, obedecendo à seguinte seqüência de soldagem: passes 1, 2, 3, 4, 5, 6 e 7, procedimento de referência com energia $E=10\text{kJ/cm}$; passes 8, 9 e 10, com energia $E=15\text{ J/cm}$, conforme esquema representado na figura 4.9. Esses últimos passes com maior energia foram executados com o objetivo de diminuir a dureza da ZTA-GG do metal de base na superfície, de forma que a mesma nessa região seja no máximo 248 HV. Surge então a necessidade de posicionar corretamente o passe de revenido a uma distância "X" maior ou igual a 0,6 mm em função do Ensaio de Higuchi discutido no item 5.2. Por razões operacionais e de segurança procurou-se posicioná-lo a pelo menos 1,0 .mm

e) Corpo de prova soldado com eletrodo mais macio (AWS E6013)

Esse corpo de prova foi soldado de forma semelhante ao anterior (figura 4.9), porém os passes finais de enchimento (passes 6, 7, 8, 9 e 10) foram executados com eletrodo AWS E 6013, obedecendo à seguinte seqüência de soldagem: passes 1, 2, 3, 4 e 5 procedimento referência; passes 6 e 7 $E=10\text{kJ/cm}$; passes 8, 9 e 10 $E=15\text{ J/cm}$. Esses últimos passes com energia maior têm a mesma justificativa apresentada para a confecção do quarto corpo de prova. A distância

“X” nesse caso deve ser igual ou maior do que 0,4 mm e também procurou-se posicioná-lo a pelo menos 1,0 mm.

Cabe aqui observar que Singbell e Garner (1988), em seu trabalho, confeccionaram corpo de prova semelhante, porém utilizando o eletrodo AWS E 6010 na soldagem do aço ASTM A 516 grau 70. Neste trabalho, no entanto, optou-se pelo eletrodo AWS E 6013, uma vez que o AWS E 6010 é um eletrodo celulósico, indicado especialmente para o passe de raiz por apresentar grande penetração. Produz grande quantidade de gases de difícil ionização, o que provoca um arco voltaico menos estável, pouca escória, e de difícil remoção, muito salpico e, ainda, por ser um eletrodo de alto hidrogênio, é desaconselhável sua utilização na construção e reparo de vasos de pressão. Já, o eletrodo AWS E 6013, chamado universal, é um eletrodo de menor custo e apresenta as mesmas propriedades mecânicas que o anterior, porém sua escória é de mais fácil remoção, o arco é mais estável e é indicado para passes de enchimento.



$X \geq 1,0$ mm a partir da aresta do chanfro para o centro do cordão

FIGURA 4.9 – Seqüência de soldagem com eletrodo AWS E 7018 e E 6013.

4.7 – MEDIÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais dos corpos de prova com diâmetro de reparo de 80 mm foram medidas pelo CERTI/ Labmetro da UFSC através do método do furo cego com auxílio da extensometria.

Os locais de medição estão apresentados na figura 4.10, sendo que as medidas foram realizadas no segundo lado do corpo de prova a mais ou menos 135° do início da 1ª etapa do passe de solda. Conforme já comentado, o nível de tensões residuais é maior nesse lado, devido à restrição imposta pela soldagem do primeiro lado.

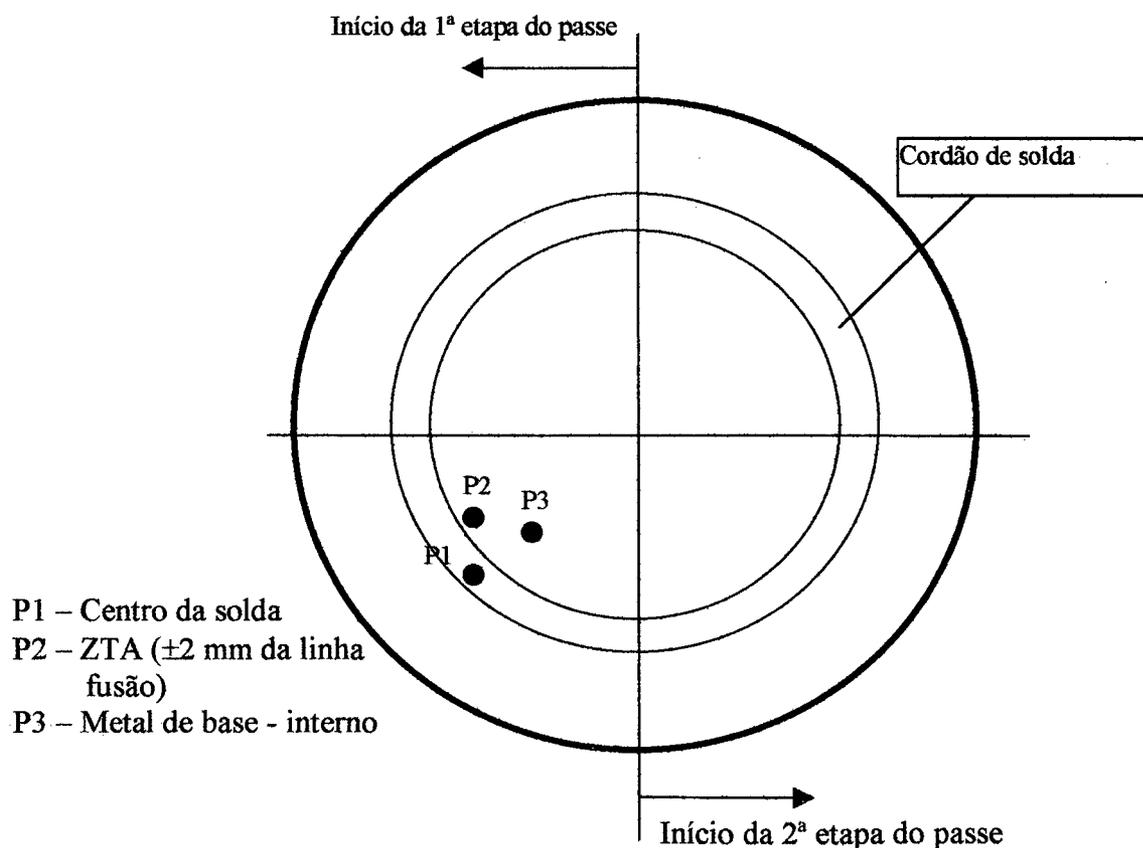


FIGURA 4.10 – Localização das medições de tensões residuais.

A medição do ponto P1 se deu no centro do cordão de solda, o P2 cerca de 2 mm da linha de fusão e o P3 cerca de 10 mm da linha de fusão no metal de base, ambas medidas na região interna do cordão de solda. Todos os pontos foram mantidos a uma distância mínima de 20 mm uns dos outros, de forma a evitar uma interferência no resultado das medições, devido ao alívio de tensões provocado pelo furo.

O procedimento de medição de tensões residuais foi realizado de acordo com a Norma ASTM E 837-95 (Standard test method for determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method).

Os seguintes passos foram seguidos para a medição:

1. Lixamento do corpo de prova para a colagem das rosetas na superfície de medição (Figura 4.11).
2. Colagem das rosetas nos pontos pré-determinados (Figura 4.12).



FIGURA 4.11 – Corpo de Prova
de Soldagem



FIGURA 4.12 – Rosetas coladas ao Corpo
de Prova

3. Cabeamento e conexão das rosetas a uma Ponte de Wheatstone, conforme Figura 4.13. Zeragem e registro das leituras.

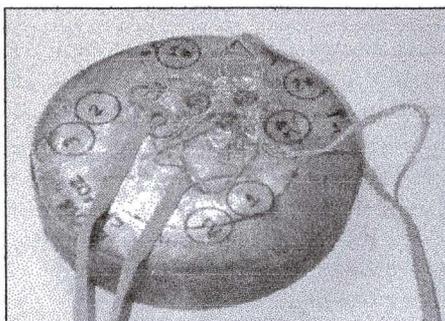


FIGURA 4.13 – Rosetas “cabeadas” e preparadas para medição

4. Posicionamento sobre o centro da roseta e fixação da guia de furação na superfície de teste (Figura 4.14).
5. Alinhamento óptico da guia e posicionamento do eixo de furação sobre o alvo, o centro da roseta (Figura 4.15).

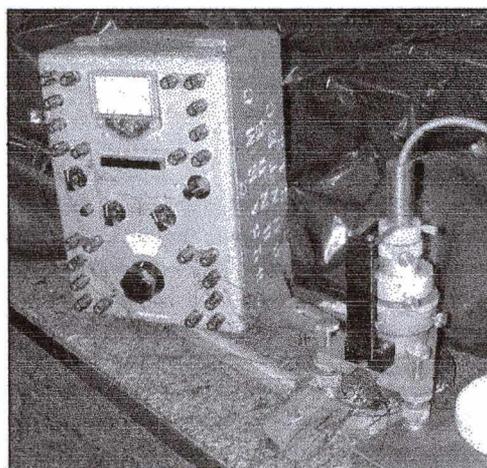


FIGURA 4.14 – Roseta ligada à Ponte de Wheatstone e guia de furação rigidamente fixo sobre o corpo de prova

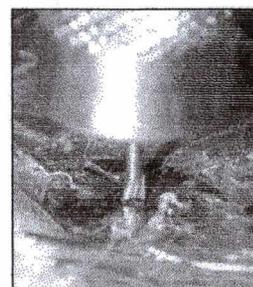


FIGURA 4.15 – Ferramenta de furação posicionada sobre o centro da roseta

6. Usinagem do furo de forma incremental, através do centro da roseta.
7. Registro das leituras de deformação a cada incremento realizado no furo.
8. Determinação do diâmetro do furo usinado (dez leituras foram feitas para cada medição).

9. Análise dos dados através de uma planilha eletrônica (Figura 4.16), desenvolvida de acordo com a Norma ASTM E 837-95 e com a Tech-Note 503-5.

Planilha para Cálculo de Tensões Residuais											
Material :		Aço ASTM A 916 grau 60		Escoamento = 220 MPa		Medições do Do com RS-200					
Corpo de prova n. =	2	E7019	Ruptura = 415 a 550 MPa			n	LI	LS	Do [div]	Do [in]	Do [mm]
Strain Gage n. =	1	Centro da Solda				1	2,4	7,2	48,0	0,07486	1,902
						2	2,4	7,2	48,0	0,075	1,902
						3	2,5	7,2	47,0	0,073	1,862
						4	2,5	7,3	48,0	0,075	1,902
						5	2,5	7,4	49,0	0,076	1,942
						6	2,4	7,2	48,0	0,075	1,902
						7	2,4	7,2	48,0	0,075	1,902
						8	2,4	7,2	48,0	0,075	1,902
						9	2,4	7,1	47,0	0,073	1,862
						10	2,4	7,3	49,0	0,076	1,942
						Média =	2,43	7,23	48,0	0,075	1,902
D =	5,5 [mm]			D =	0,217 [in]						
Do =	1,902 [mm]			Do/D =	0,36						
E =	2,07E+11 [Pa]			$\nu =$	0,293						
$(1+\nu)2^*E =$	3,123E-12			$1/(2^*E) =$	2,41546E-12						
Z max =	2,2 [mm]			Z max =	0,087 [in]						

Depth Z [in]	Z/D	Measured Strain [$\mu\epsilon$]			Relieved Strains			Coefficients with A and B				β	Equiv. Uniform Stress to Depth Z [MPa]	
		ϵ_1	ϵ_2	ϵ_3	$\epsilon_3 + \epsilon_1$ [%]	$\epsilon_3 - \epsilon_1$ [%]	$\epsilon_3 + \epsilon_1 - 2 \cdot \epsilon_2$ [%]	a	b	A	B		σ_{min}	σ_{max}
0,01	0,046	41	-2	-33	0,000008	-0,000074	0,000012	0,03	0,06	-9,370E-14	-1,44926E-13	86°	-150,7	106,0
		68	-46	-113	-4%	9%	3%	4.A	4.B	-3,748E-13	-5,797E-13			
0,02	0,092	68	-46	-113	0,000045	-0,000181	0,000046	0,07	0,14	-2,186E-13	-3,38164E-13	83°	-86,7	189,6
		112	-117	-228	21%	22%	10%	4.A	4.B	-8,745E-13	-1,35286E-12			
0,03	0,139	112	-117	-228	-0,000116	-0,000384	0,000117	0,11	0,22	-3,436E-13	-5,31401E-13	80°	-84,8	253,6
		161	-200	-347	53%	40%	26%	4.A	4.B	-1,374E-12	-2,1256E-12			
0,04	0,186	161	-200	-347	-0,000196	-0,000498	0,000204	0,13	0,28	-4,060E-13	-6,76329E-13	79°	-78,2	319,6
		190	-267	-431	90%	59%	45%	4.A	4.B	-1,624E-12	-2,70531E-12			
0,05	0,231	190	-267	-431	-0,000241	-0,000621	0,000293	0,14	0,32	-4,372E-13	-7,72947E-13	77°	-84,2	369,8
		215	-298	-476	111%	74%	64%	4.A	4.B	-1,749E-12	-3,08179E-12			
0,06	0,277	215	-298	-476	-0,000261	-0,000691	0,000336	a	b					
		245	-324	-506	120%	82%	73%	4.A	4.B					
0,07	0,323	245	-324	-506	-0,00028	-0,000752	0,000387	a	b					
		282	-339	-525	119%	90%	85%	4.A	4.B					
0,08	0,369	282	-339	-525	-0,000243	-0,000907	0,000435	a	b					
		311	-338	-529	111%	96%	95%	4.A	4.B					
0,09	0,416	311	-338	-529	-0,000218	-0,00084	0,000468	0,15	0,30	-4,685E-13	-9,17874E-13	76°	-144,2	376,9
					100%	100%	100%	4.A	4.B	-1,874E-12	-3,6716E-12			

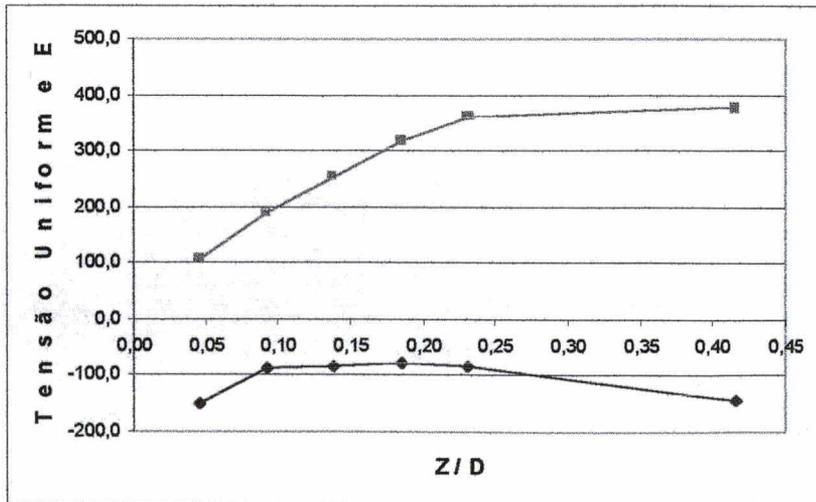


FIGURA 4.16 – Exemplo de Planilha eletrônica e Gráfico desenvolvidos para o tratamento dos dados.

4.8 – EXTRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA PERFIL DE DUREZA E MICROESTRUTURA

Após o levantamento de tensão residual nos corpos de prova de reparo com 80 mm, foram levantados os perfis de dureza e a sua microestrutura. Retiraram-se através de usinagem por eletroerosão, amostras nas dimensões 35,0 x 20,0 x 25,4 mm, localizadas na mesma região onde foram medidas as tensões residuais.

Obtiveram-se dois perfis de dureza, um medido na superfície e o outro na seção transversal do cordão de solda a cerca de 2 mm da superfície. As análises micrográficas foram feitas na seção transversal.

5 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1- DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO

Através do ensaio Tekken, verificou-se que os corpos de prova soldados a 70 e 50 °C ficaram livres de trincas macrográficas, sendo observadas somente trincas superficiais e transversais no cordão teste soldado a 20 °C.

A figura 5.1 mostra a macrografia da trinca superficial do cordão teste a 20 °C, ensaiada com líquido penetrante.



FIGURA 5.1 – Macrografia da trinca superficial a 20 °C do aço ASTM 516 grau 60.

A tabela 5.1 fornece os resultados das trincas transversais a 20 °C, apresentando também os valores da Média (\bar{X}) e Desvio Padrão (S) dessas trincas, calculados pelas equações 5.1 e 5.2 enquanto que a tabela 5.2 apresenta os tipos de trincas e a localização das mesmas.

$$\bar{X} = \sum x_i / n \quad (5.1)$$

$$S = \sqrt{(\sum (x_i - \bar{x})^2 / (n-1))} \quad (5.2)$$

Onde: x_i = valor da i -ésima medida

n = número de medidas.

TABELA 5.1 – Tamanho das trincas transversais para cada amostra (% da altura do cordão).

Amostra	A	B	C	D	E	X	S
Cordão Teste a 20 °C	100%	100%	100%	100%	90%	98%	4,47%

TABELA 5.2 – Tipo e localização das trincas.

Temperatura To	Tipo de trinca		Localização da trinca	
	Superficial	Transversal	Metal de solda	ZAC-GG
20 °C	73,3%	98%	68%	32%

A figura 5.2 apresenta a macrografia de uma trinca transversal do cordão teste no metal de solda (a) e na ZTA-GG (b).

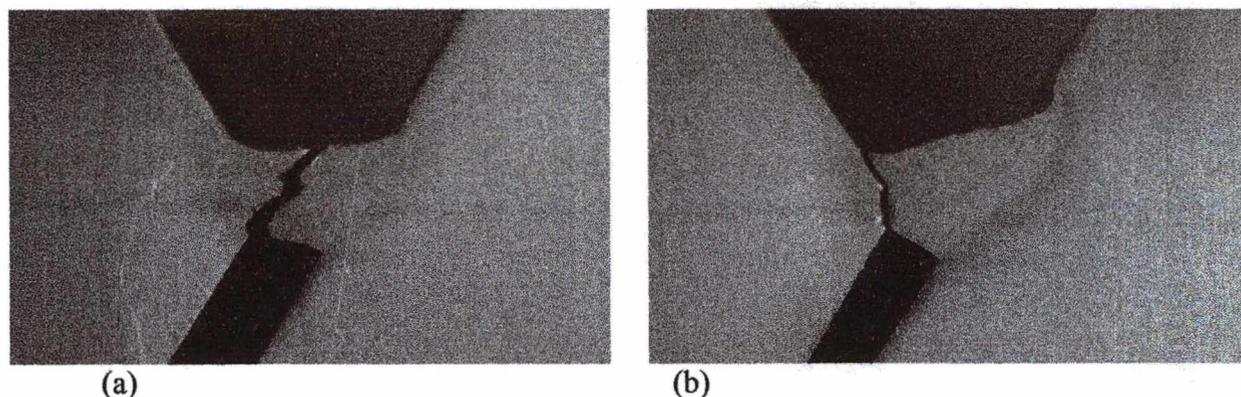


FIGURA 5.2 – Macrografia da trinca transversal do aço ASTM 516 grau 60 no cordão teste, na temperatura de 20 °C, no metal de solda (a) e na ZTA - GG (b) – Aumento 5.5 x.

Através dos resultados obtidos, pôde-se observar a 20 °C o forte efeito da temperatura de pré-aquecimento sobre a formação das trincas a frio, comprovado pela redução completa das mesmas quando utilizado o pré-aquecimento a 50 ou 70 °C. Verificou-se, pela análise das trincas superficiais, que 68% delas estavam localizadas no centro do cordão de teste e 32% na ZTA-GG próxima à linha de fusão. Análise das trincas transversais mostrou que a sua nucleação se deu

provavelmente a partir da ZTA-GG do lado esquerdo inferior do cordão teste (figura 5.2), mesmo para as trincas que posteriormente se propagaram para o interior do metal de solda.

Tal fato pode ser explicado em função do forte concentrador de tensões que ali existe devido à forma do chanfro em “Y”, a formação da estrutura susceptível nesta região, elevado nível de tensões residual de soldagem provocado pela restrição imposta pelo formato do corpo de prova, bem como o não pré-aquecimento do material.

Foi adotada neste trabalho, em função dos resultados apresentados, a temperatura de pré-aquecimento de 50 °C para evitar a formação de trincas a frio. Verifica-se, no entanto, que este resultado é discordante com o proposto pelo método IIW discutido no item 2.5 e explica-se essa discordância no fato do ensaio Tekken ser um ensaio de alta restrição, e portanto, seus resultados são muito mais conservativos.

5.2- TESTE DE HIGUCHI

As figuras 5.3 e 5.4 apresentam perfis de dureza resultantes da aplicação dos cordões de solda sobre o metal de base, que apresenta uma dureza em torno de 180 HV. O teste de Higuchi prevê que as soldas sejam executadas em um material temperado e não revenido, porém o metal de base após ser submetido a um tratamento térmico de têmpera, apresentou um valor de dureza bem abaixo do esperado para materiais com estrutura totalmente martensítica. Segundo o diagrama CCT (figura 2.23), a velocidade de resfriamento (aproximadamente 230 °C / minuto) durante o tratamento térmico de têmpera propiciou a formação de uma estrutura mista de ferrita ($\approx 63\%$) perlita ($\approx 15\%$) e martensita ($\approx 22\%$). Durante a soldagem especialmente na ZTA-GG onde se atingiu elevadas temperaturas que favoreceram o crescimento do grão austenítico e, elevadas velocidades de resfriamento, a dureza atingiu picos acima de 250 HV devido a formação de estruturas ferrita-bainita-martensita, bainita ou bainita-martensita.

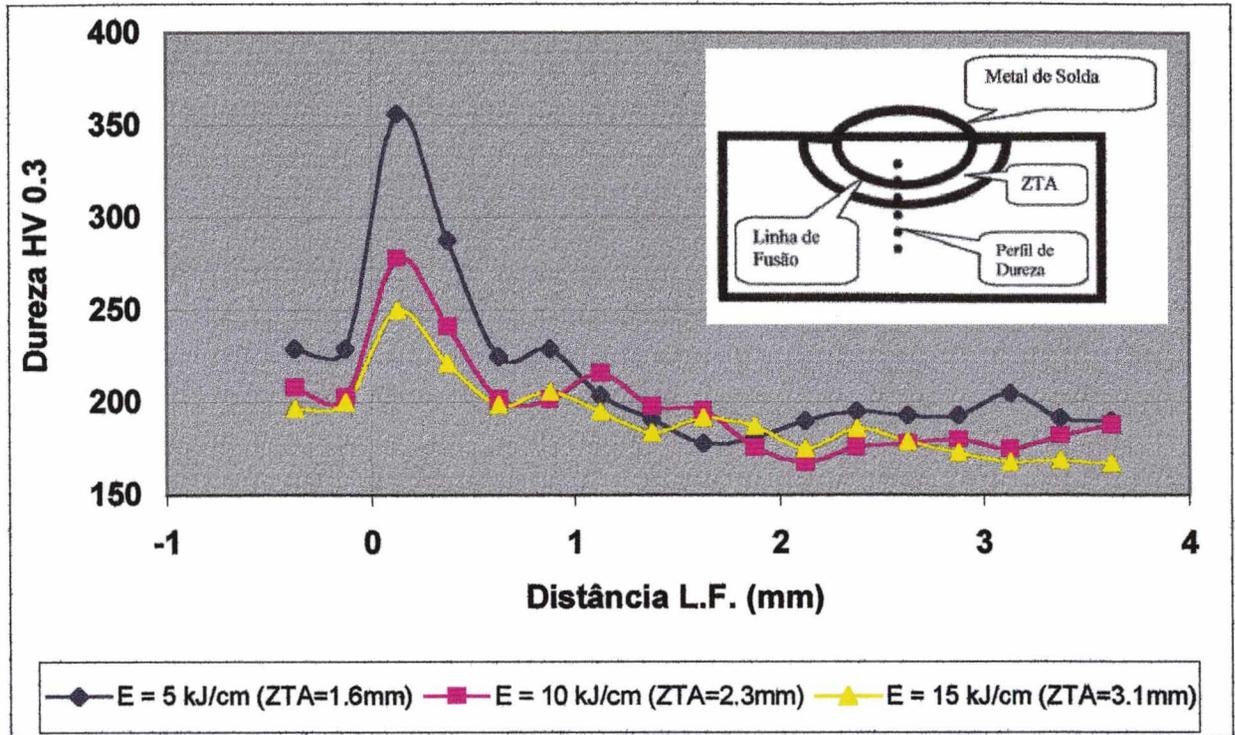


FIGURA 5.3 – Ensaio de Higuchi para o eletrodo AWS E 6013, ϕ 3,25 mm para três diferentes aportes térmicos.

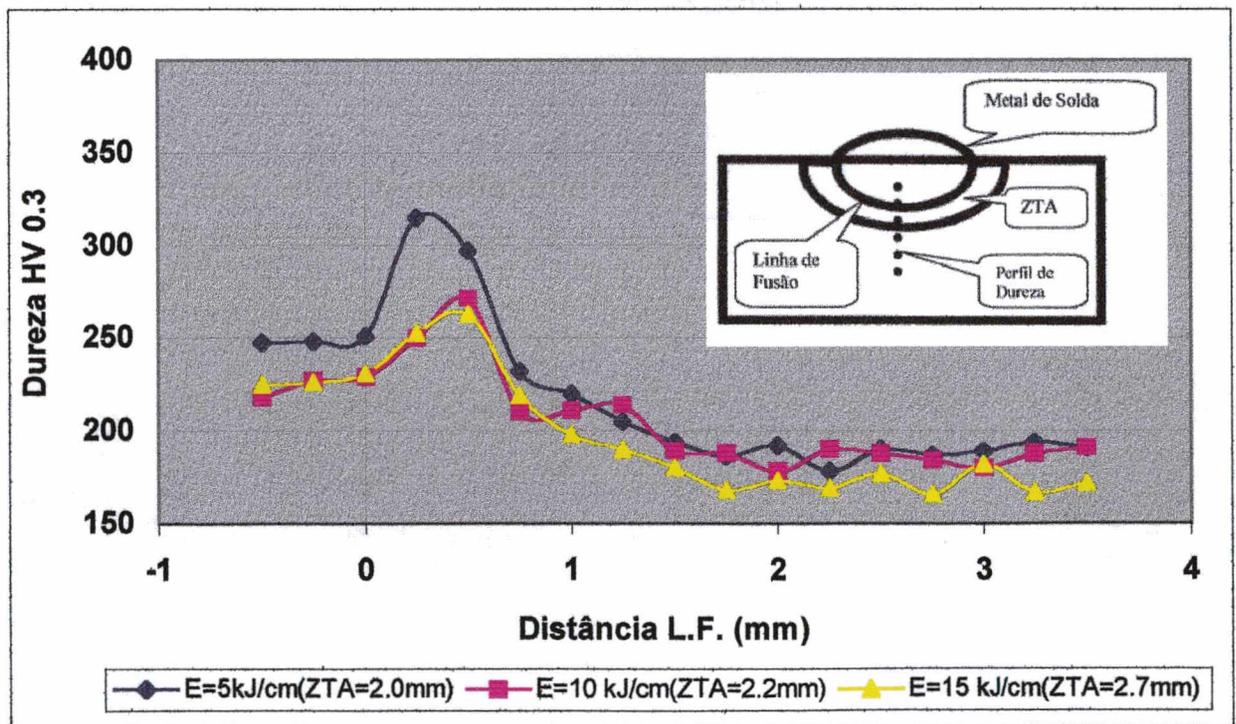


FIGURA 5.4 – Ensaio de Higuchi para o eletrodo AWS E 7018 ϕ 3,25 m para três diferentes aportes térmicos.

Em função da baixa temperabilidade do material de base tornou-se bastante difícil distinguir a extensão da ZTA e, conseqüentemente, a extensão das regiões endurecida e macia. Para solucionar esse problema, adotou-se como critério conservador, a dureza de 230 HV como limite entre a zona endurecida e a zona macia, por ser esse um valor abaixo dos 248 HV recomendado pela NACE. Para definir a extensão da zona macia era necessário definir a extensão da região revenida que, inicia ao final da ZTA visível porém, devido a baixa temperabilidade do material não foi possível definir o seu término, sendo assim, optou-se por considerar como zona macia a região delimitada pela dureza menor ou igual a 230HV e o final da ZTA visível. A dimensão da ZTA visível foi obtida através da sua medição em um projetor de perfil.

As tabelas 5.3 e 5.4 apresentam as dimensões das regiões de reforço, zona fundida, zona endurecida e zona macia para os eletrodos AWS E 6013 e AWS E 7018, respectivamente.

TABELA 5.3 – Dimensão característica do cordão de solda e da ZTA para diferentes aportes térmicos. Eletrodo AWS E 6013 ϕ 3,25 mm.

Energia (kJ/cm)	Reforço (mm)	Zona Fundida (mm)	Zona Endurecida (mm)	Zona Macia (mm)
5	1,6	1,7	0,7	0,9
10	2,1	1,9	0,6	1,7
15	2,2	1,8	0,4	2,7

TABELA 5.4 – Dimensão característica do cordão de solda e da ZTA para diferentes aportes térmicos. Eletrodo AWS E 7018 ϕ 3.25 mm.

Energia (kJ/cm)	Reforço (mm)	Zona Fundida (mm)	Zona Endurecida (mm)	Zona Macia (mm)
5	1,5	0,8	0,9	1,1
10	2,4	1,5	0,7	1,5
15	3,0	1,6	0,6	2,1

Adicionando-se os resultados obtidos na medição de perfil da microdureza aos valores medidos das distintas sub-regiões da solda e da ZTA, é possível a construção de gráficos

ilustrativos, que relacionam o nível de energia utilizado com essas dimensões características apresentadas nas figuras 5.5 e 5.6.

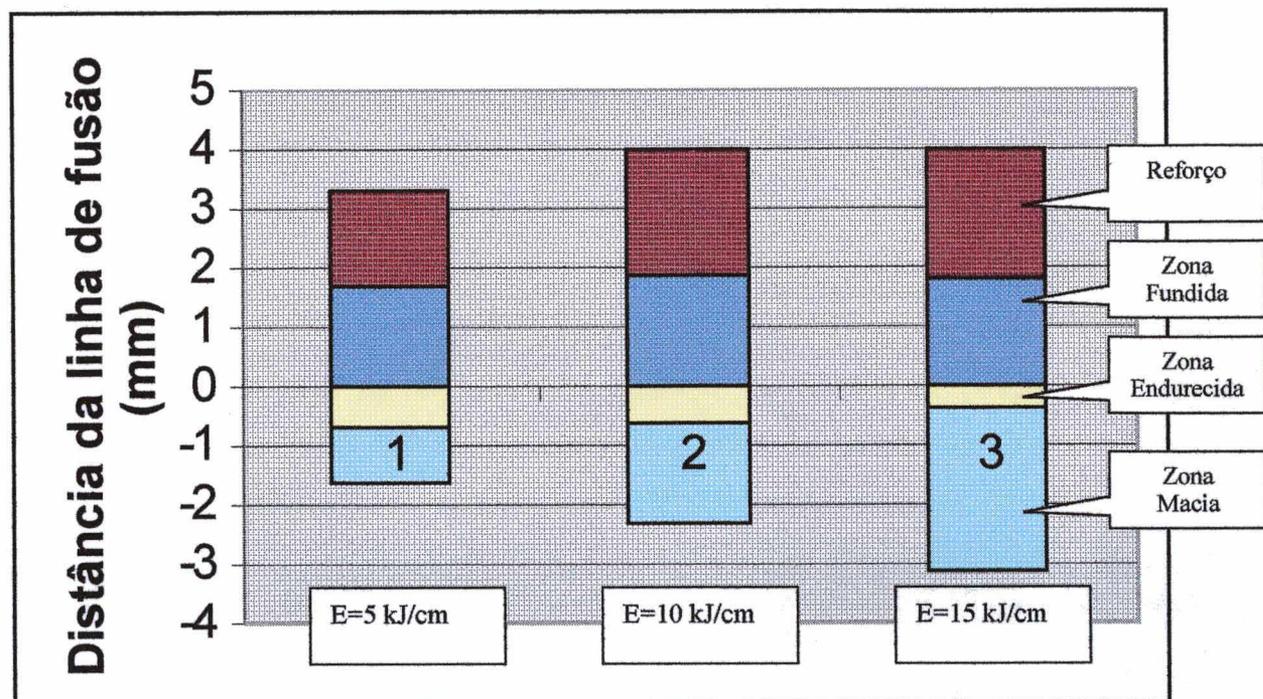


FIGURA 5.5- Dimensão da zona revenida. Eletrodo AWS E 6013, ϕ 3,25 mm.

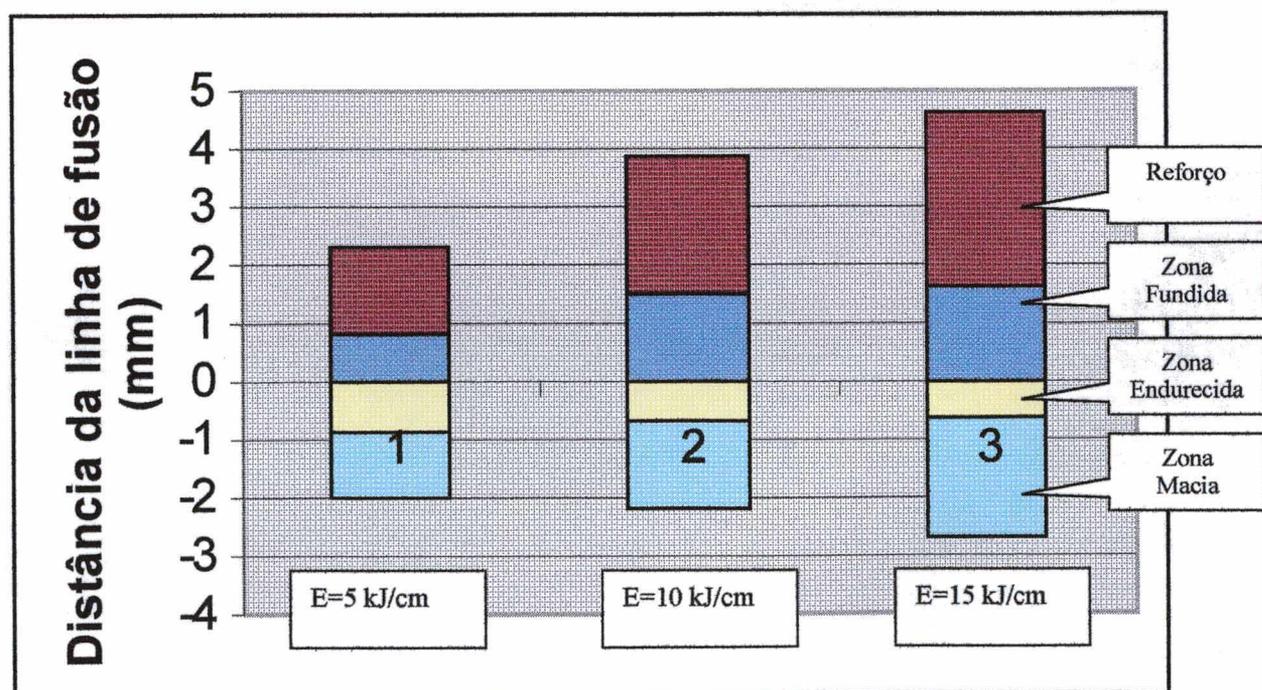


FIGURA 5.6 - Dimensão da zona revenida. Eletrodo AWS E 7018, ϕ 3,25 mm.

Da análise desses gráficos pode-se dizer que, na medida em que houve um acréscimo de energia, a extensão da zona endurecida foi reduzida e a zona revenida ampliada, fato esse justificado pela menor velocidade de resfriamento que os ciclos térmicos de maior energia proporcionam. Esse efeito é mais acentuado no eletrodo AWS E 6013, cuja causa está, basicamente, na formação de uma escória espessa e compacta pelo eletrodo rutilico, que possibilita uma menor velocidade de resfriamento em relação ao eletrodo básico, uma vez que esse último produz pouca escória.

Um outro ponto interessante a ser ressaltado é que para um mesmo aporte térmico (figuras 5.3 e 5.4), o pico de dureza na ZTA deveria ser aproximadamente o mesmo, porém para a energia de 5 kJ/cm utilizando o eletrodo AWS E 6013, a dureza foi mais elevada. Esta diferença provavelmente ocorreu pela possibilidade do penetrador do microdurômetro durante a medição ter incidido sobre alguma fase mais dura, elevando dessa forma o valor médio das medidas efetuadas nesta região. Observa-se que para as demais energias os picos de dureza são aproximadamente iguais.

A partir dos resultados obtidos nesta etapa, pode-se determinar as condições para aplicar a técnica da dupla camada e passe de revenido com os eletrodos AWS E 7018 e 6013. Utilizou-se, no passe de amateigamento das paredes do chanfro, uma energia de 10 kJ/cm e no passe de revenido, adequado para provocar uma redução de dureza na ZTA de superfície do metal de base, uma energia de 15 kJ/cm para ambos os eletrodos. O passe de revenido deveria estar posicionado a uma distância mínima de 0,6 e 0,4 mm para o eletrodo AWS E 7018 e AWS E 6013 respectivamente, mas por questões operacionais e como margem de segurança optou-se por posicioná-lo uma distância mínima de 1,0 mm da ZTA da superfície do último passe ($X \geq 1,0$ mm).

5.3- DUREZA E MICROESTRUTURA

As figuras 5.7 a 5.11 apresentam os perfis de dureza medidos na superfície e a 2 mm da mesma na seção transversal do corpo de prova. Os perfis de dureza têm como referência a linha de fusão e mostram a variação da dureza em direção ao metal de base.

As figuras 5.12 a 5.16 mostram a macrografia do cordão, a micrografia do metal de solda, ZTA e metal de base com suas respectivas durezas superficiais.

Em todos os corpos de provas ensaiados, os perfis de dureza a 2 mm da superfície ficaram abaixo do limite recomendado pela NACE (248 HV ou 22 HRc). Para os corpos de prova de referência e martelado justifica-se a queda de dureza especialmente da ZTA-GG, pela possibilidade dessa região ter sofrido um refino de grão ou mesmo um revenido quando foram soldados os passes de enchimento final. Para o corpo de prova que sofreu TTPS, ou os que foram submetidos à técnica da dupla camada/passe de revenido, a diminuição da dureza para valores abaixo do limite recomendado se deu pela eficiência dessas técnicas em revenir e/ou refinar a camada endurecida.

Analisando os perfis de dureza da superfície do corpo de prova de referência (figura 5.7), verificou-se que a dureza superficial ultrapassou o limite recomendado, tanto no metal de solda quanto na ZTA-GG o que se justifica pela não utilização de técnicas de tratamento térmico durante ou após a soldagem. Observa-se na ZTA-GG grãos bem maiores do que na ZTA-N e com pequena quantidade de martensita, responsável pela maior dureza desta região (figura 5.12).

Para o corpo de prova com tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem, o perfil de dureza na superfície ficou abaixo de 248 HV (figura 5.8). A figura 5.13 apresenta o efeito do tratamento térmico sobre a microestrutura, onde na ZTA-N se percebe uma tendência de delineamento do grão de ferrita, sendo essa tendência mais fortemente evidenciada na ZTA-GG onde surgem grãos de ferrita de maior tamanho. Pela análise da microestrutura e

dureza comprovou-se a eficiência do tratamento térmico de alívio de tensões em reduzir a dureza.

Com a técnica do passe de revenido, utilizando o eletrodo AWS E 7018 (figura 5.9), a dureza superficial foi inferior a 248 HV, mesmo com a ZTA-GG apresentando uma microestrutura de grão grosseiros e com a presença de martensita (figura 5.14). Certamente esta redução da dureza foi resultado do efeito do revenimento desta região causada pelo passe de revenido.

Para a mesma técnica, empregando o eletrodo AWS E 6013, também se verificou queda na dureza (figura 5.10), porém a ZTA-GG e ZTA-N apresentaram uma microestrutura refinada (figura 5.15). Apesar do refino de grão contribuir para o endurecimento, a queda de dureza se deu devido ao reaquecimento provocado pelo passe de revenido que, possibilitou a re-austenitização da ZTA em baixas temperaturas e não permitiu novamente a formação de martensita devido a baixa velocidade de resfriamento. Desta forma a queda de dureza se deu nesse caso, pela ação do passe de revenido em promover mudança de fase sem a formação de martensita.

Verificou-se ainda que para a técnica do passe de revenido o perfil da dureza superficial do metal de solda utilizando o eletrodo AWS E 6013, foi menor do que para o eletrodo AWS E 7018. Conclui-se que essa menor dureza se deu pelo fato de que o eletrodo AWS E 6013 apresenta propriedades mecânicas inferiores, dentre elas a dureza.

A figura 5.11 mostra o perfil de dureza na superfície do corpo de prova martelado. Ocorreu nesse corpo de prova um aumento significativo da dureza, bem acima do limite de 248 HV recomendado pela NACE, justificada pelo encruamento da superfície devido ao martelamento dos passes que pode ser constatada pelas micrografias apresentadas na figuras 5.16 “a”, “b” e “c”.

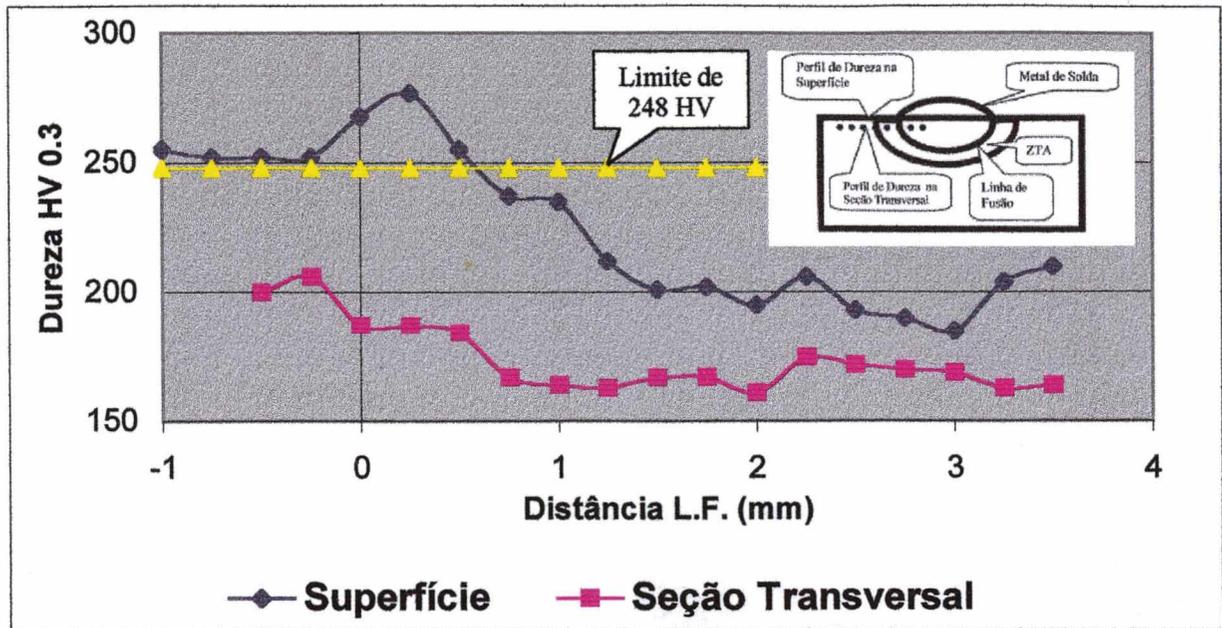


FIGURA 5.7- Perfis de dureza para o corpo de prova de referência.

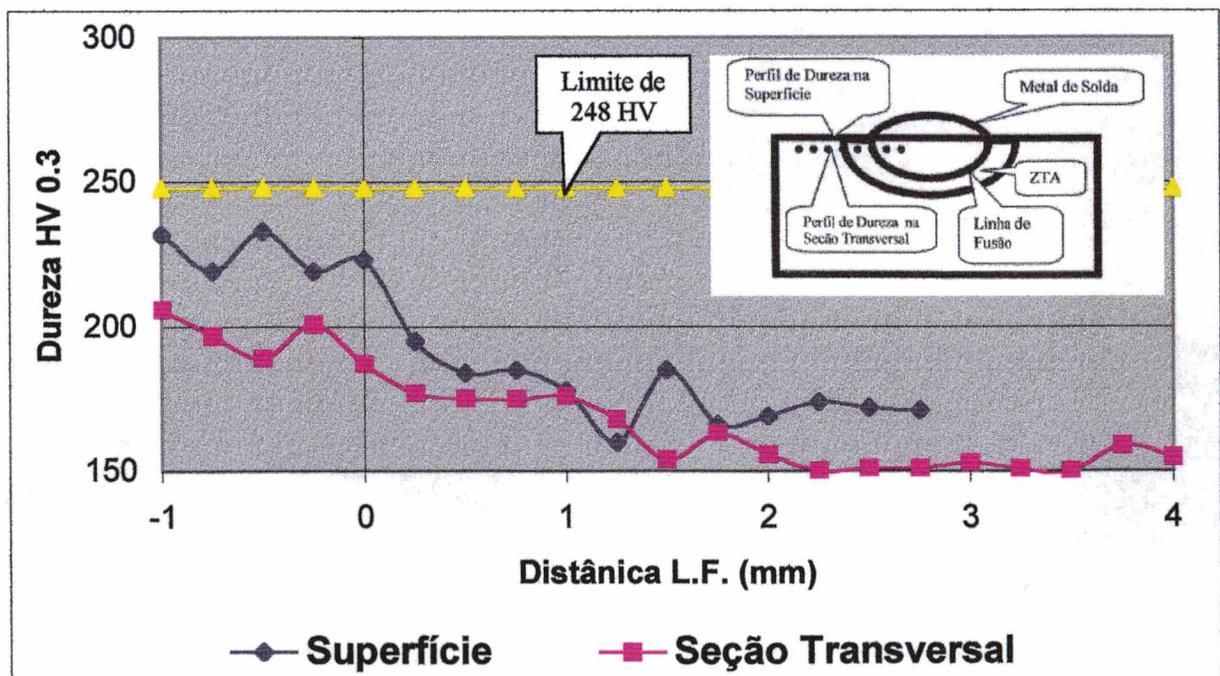


FIGURA 5.8 - Perfis de dureza após tratamento térmico de alívio de tensões.

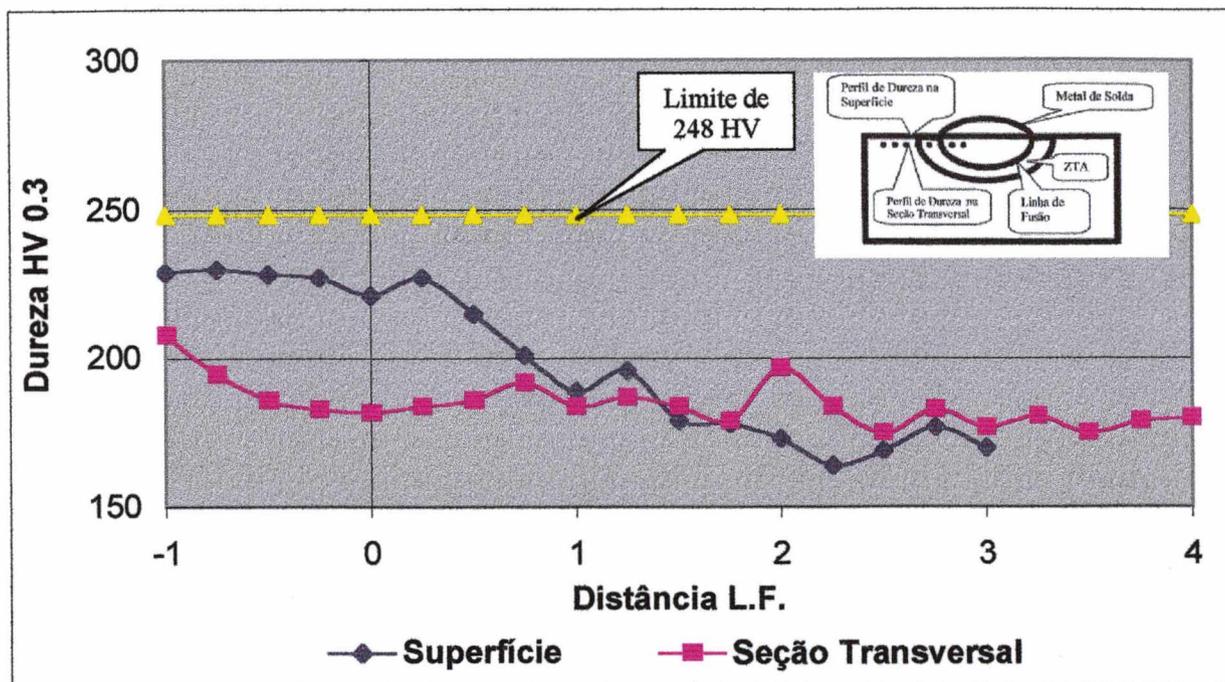


FIGURA 5.9 - Perfis de dureza para soldagem com eletrodo AWS E 7018 pela técnica da dupla camada.

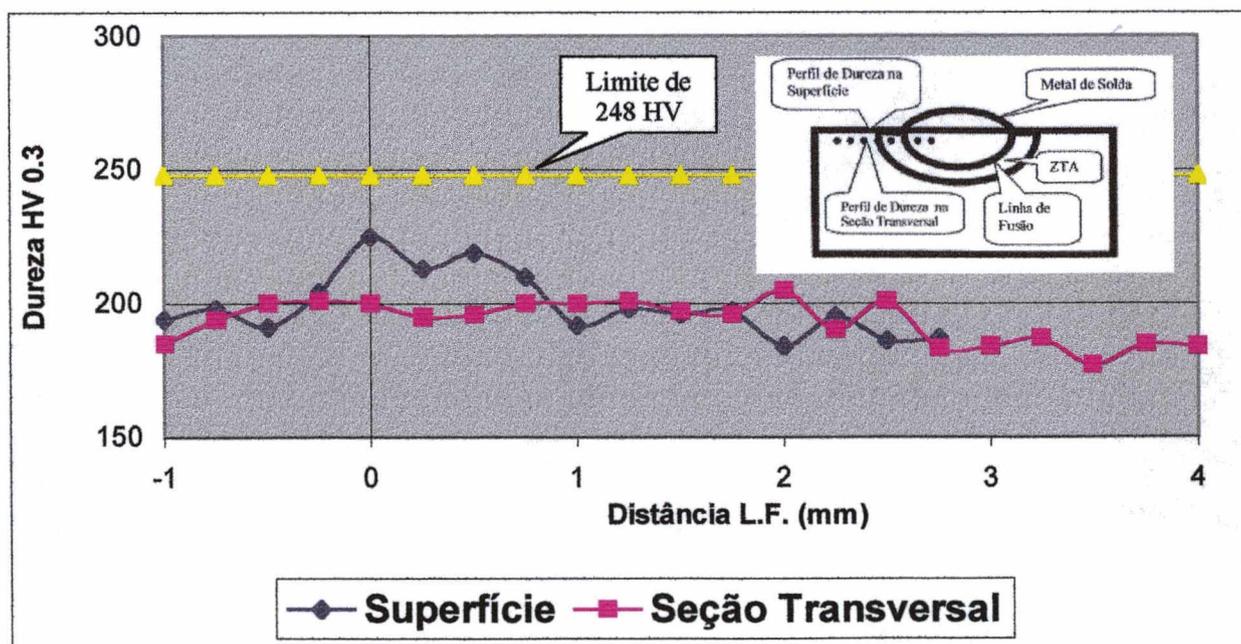


FIGURA 5.10- Perfis de dureza para soldagem com eletrodo AWS E 6013 pela técnica da dupla camada.

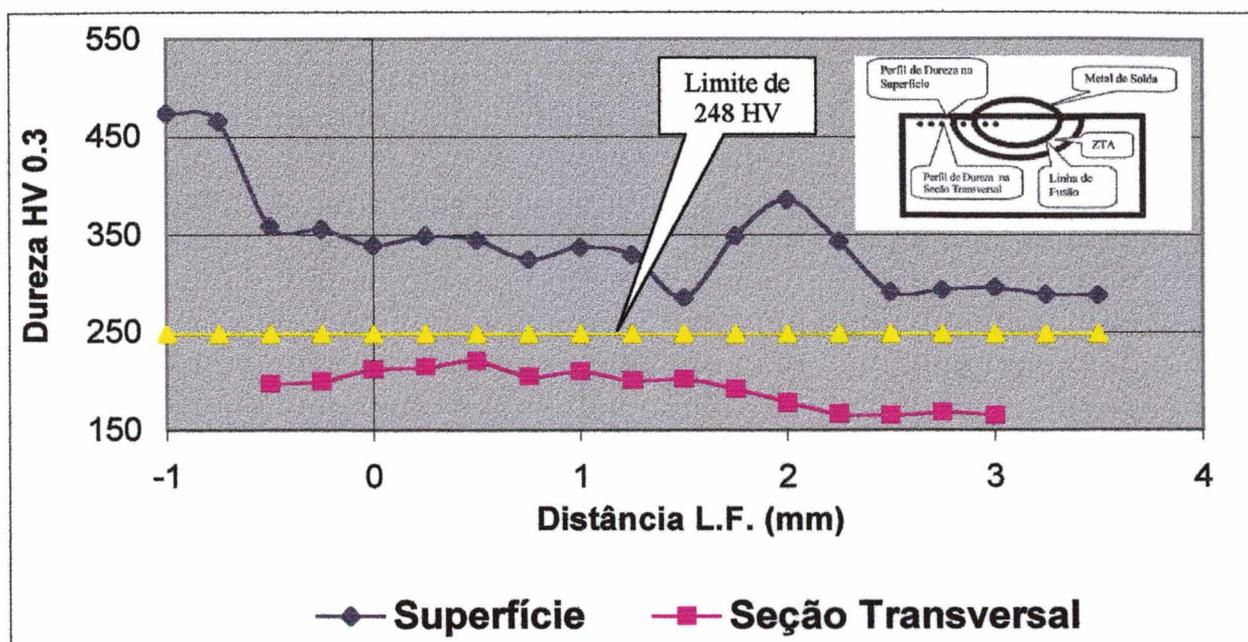


FIGURA 5.11- Perfis de dureza para o corpo de prova martelado.

Pelos resultados até aqui apresentados, a técnica da dupla camada e o tratamento térmico de alívio de tensão após a soldagem se classificam como aceitáveis, de acordo com os critérios adotados pela NACE, porém deve-se lembrar que, para que ocorra corrosão sob tensão, é necessário uma dureza acima de 248 HV (22 HRC) e tensões trativas. Não se pode, portanto, descartar ou afirmar como aceitável uma técnica de reparo sem uma análise do estado de tensões da junta soldada, especialmente o martelamento que foi empregado no sentido de gerar tensões compressivas na superfície martelada, apesar de apresentar um elevado nível de dureza superficial.

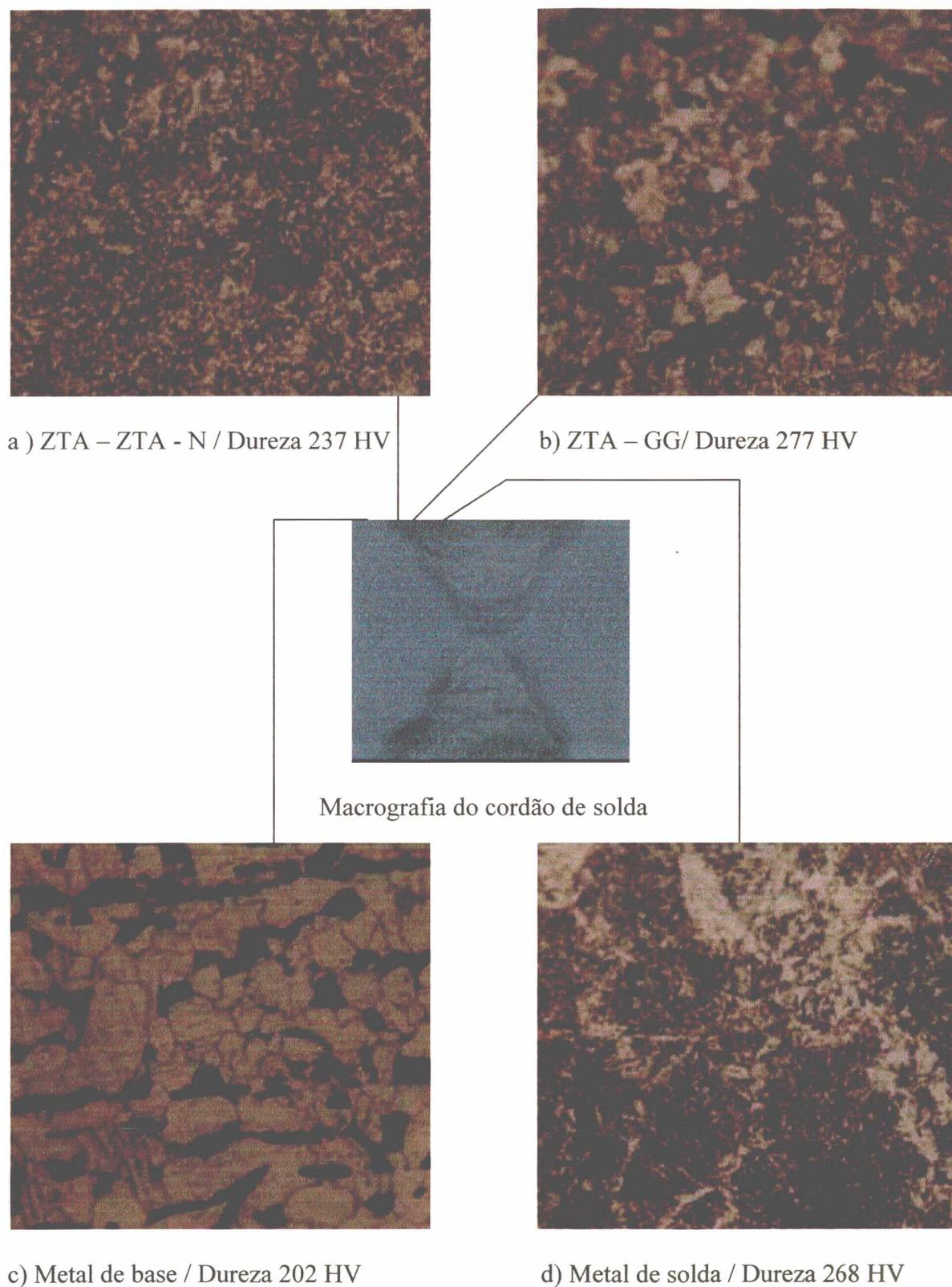


FIGURA 5.12 – Corpo de prova de referência - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda ZTA e metal de base (Ampliação 300X).

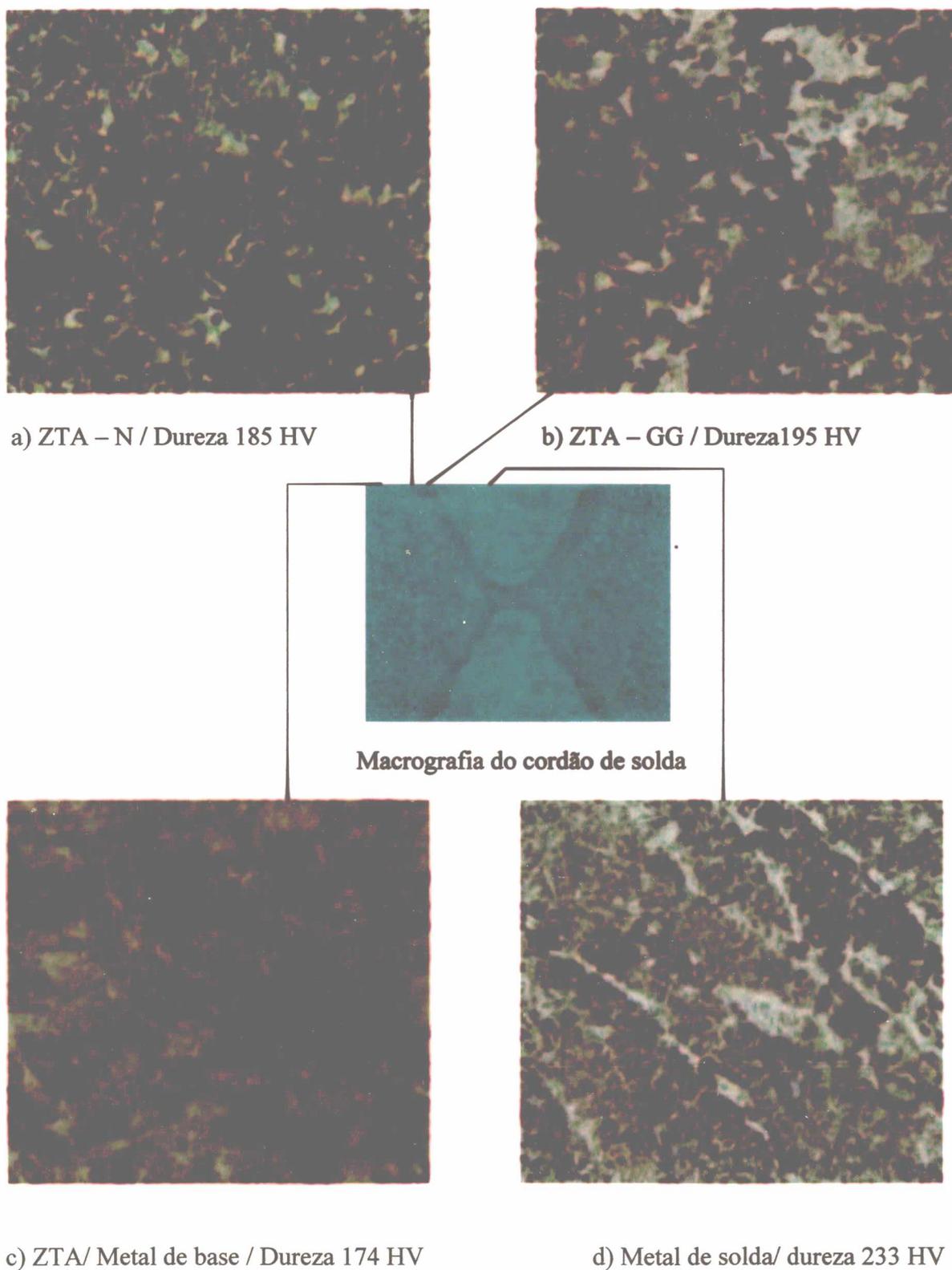


FIGURA 5.13 – Corpo de prova com Alívio de Tensões - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda, ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).

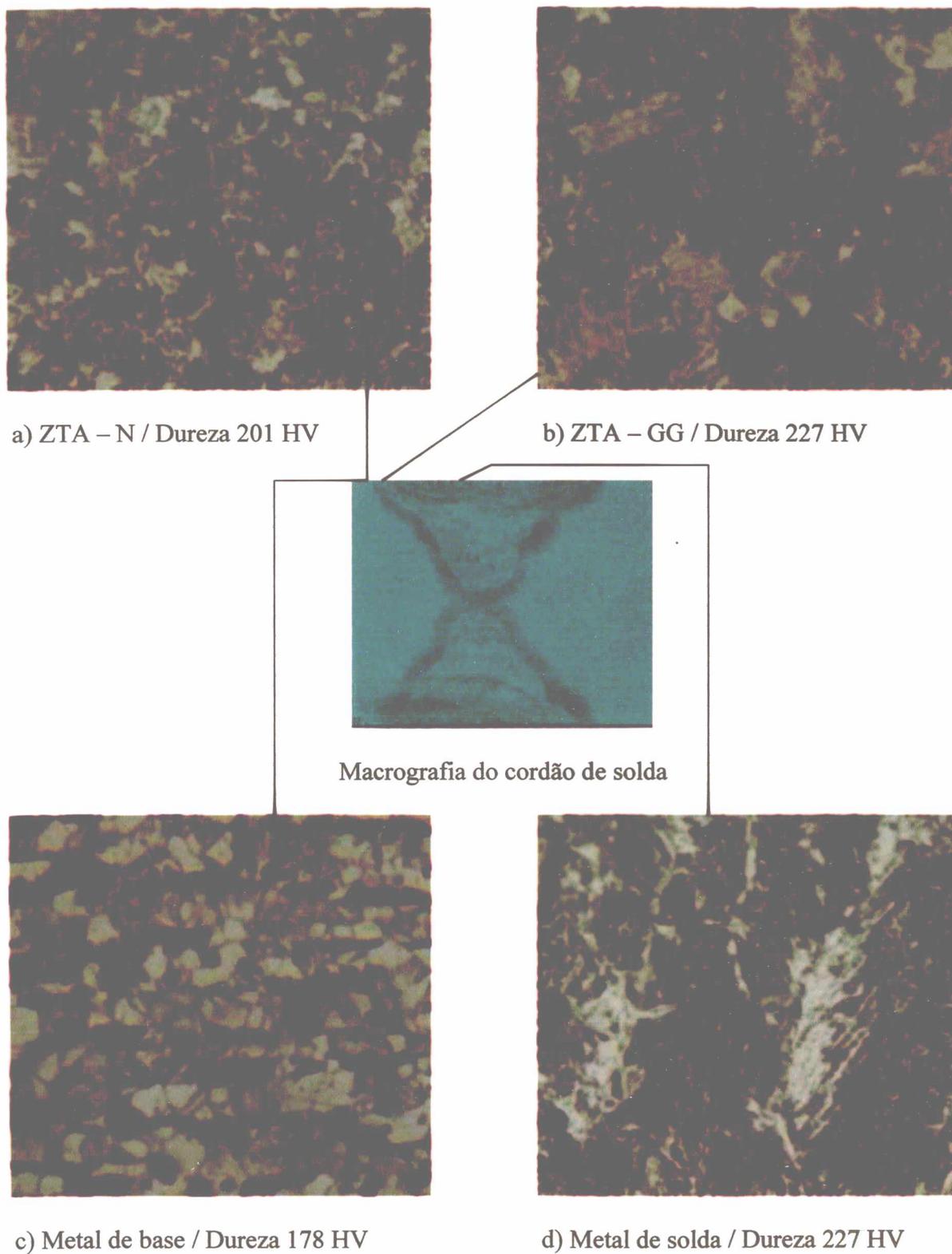


FIGURA 5.14 – Corpo de prova soldado com a técnica da dupla camada utilizando o eletrodo AWS E 7018 - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).

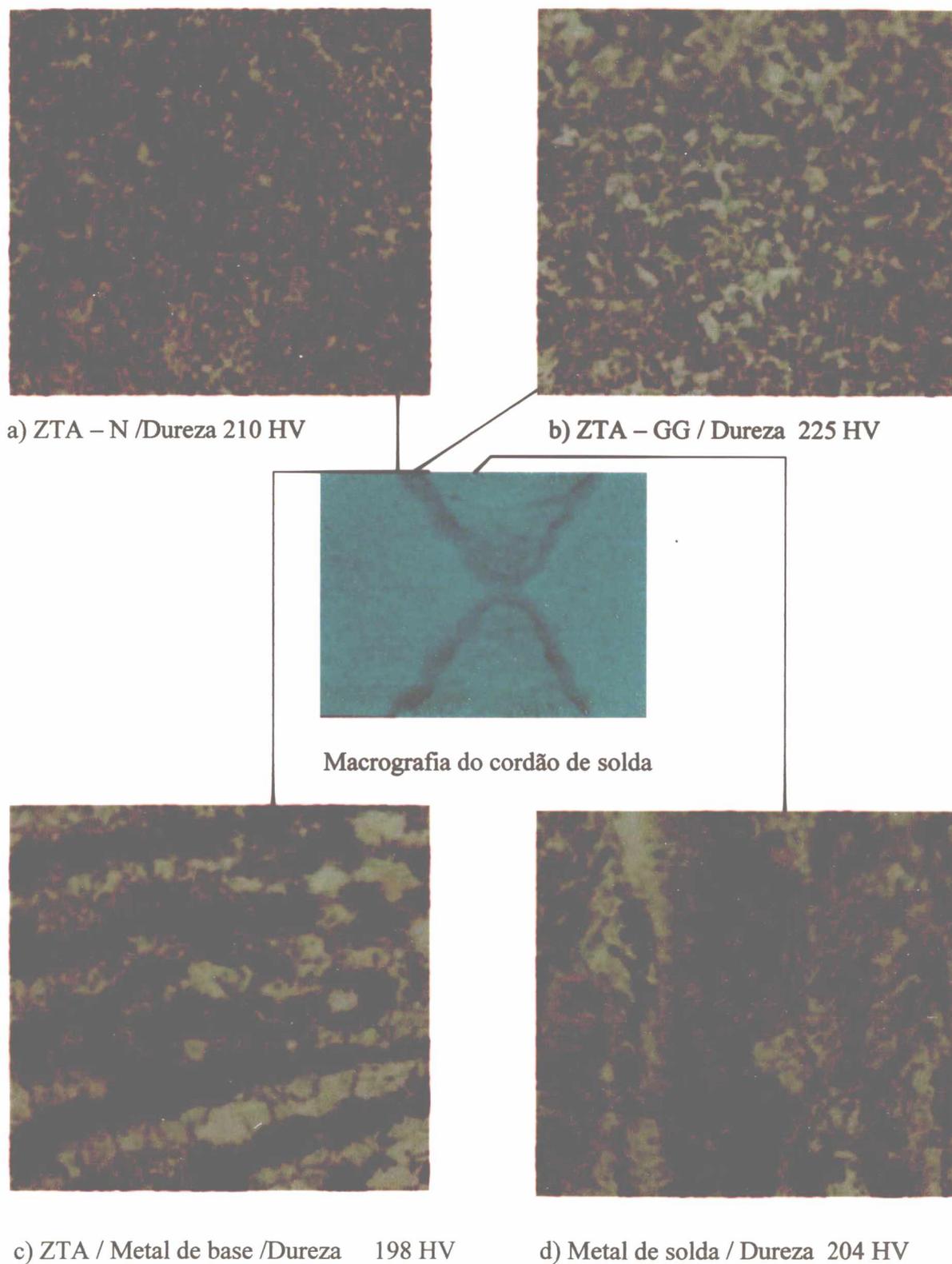


FIGURA 5.15 – Corpo de prova soldado com a técnica da dupla camada utilizando o eletrodo AWS E 6013 - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5X) e micrografias da solda ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).

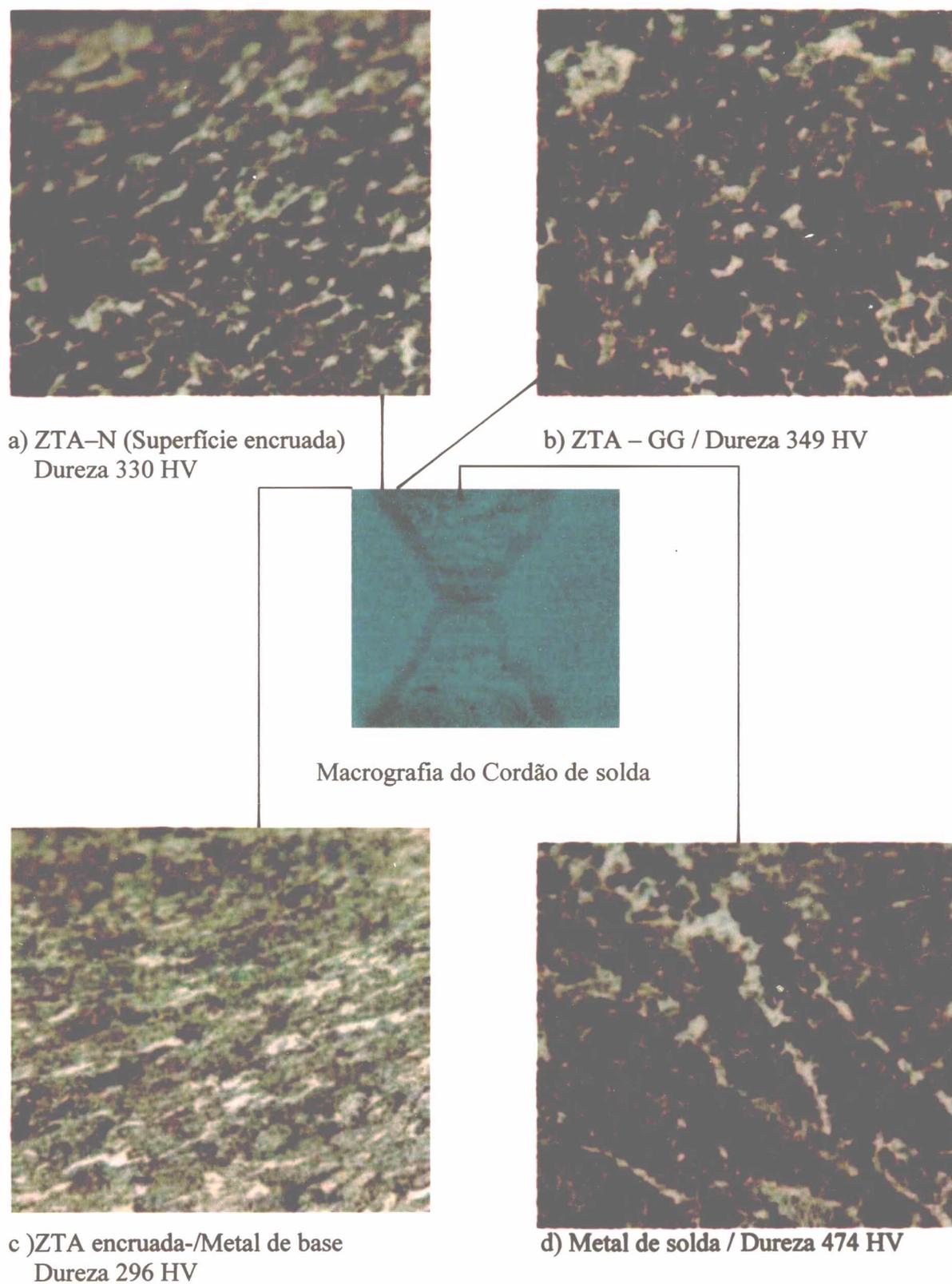


FIGURA 5.16 – Corpo de prova martelado - Macrografia do cordão de solda (Ampliação 1.5 X) e micrografias da solda, ZTA e metal de base (Ampliação 300 X).

5.4- TENSÃO RESIDUAL

As medidas preliminares para avaliar o diâmetro do remendo foram realizadas pela COPPETEC (2000) por difração de raios X, sendo os resultados apresentados na tabela 5.5.

A incerteza de medição desse método é afetada por uma série de parâmetros metalúrgicos como: tamanho de grão, impurezas e vazios, e seus resultados são menos afetados quando as seguintes condições são satisfeitas: a) o material possui um comportamento linear elástico, b) o material policristalino é homogêneo e isotrópico, c) as tensões são constantes na área irradiada. Tomados estes cuidados, a incerteza de medição do método é cerca de ± 20 MPa (Rodacoski, 1997).

TABELA 5.5 – Tensão residual dos corpos de prova de reparo 80mm e 150 mm

Ponto	Tensão (MPa)			
	Amostra ϕ 150 mm		Amostra ϕ 80 mm	
	Cordão	ZTA	Cordão	ZTA
P1 = P1' = 0°	-410	-350	+80	+250
P2 = P2' = 45°	-130	-330	+160	+330
P3 = P3' = 90°	-190	-390	+250	+320
P4 = P4' = 135	-50	-230	+430	+340

Pela análise dos resultados, verificou-se que os mesmos apresentaram-se incoerentes com a bibliografia existente, uma vez que se esperava para ambas as amostras tensão trativa no centro do cordão e na ZTA, conforme figura 2.11, bem como um decréscimo de tensão do cordão para a ZTA (Garmo et al, 1946; Kou, 1987; Masubuchi, 1981; Rodacoski,1997; Toshie e Taniguchi, 1982). O corpo de prova de 150 mm apresentou tensões compressivas em todas as regiões, enquanto no corpo de prova de 80 mm as tensões residuais da ZTA são trativas e maiores do que no cordão nos três primeiros pontos.

A causa provável, no caso dos corpos de prova de reparo de 150 mm de diâmetro que levou a estes resultados, está relacionada com o processo de usinagem por torneamento do reforço do cordão de solda, uma vez que este processo introduz tensões compressivas numa camada superficial bem superior a 5 μm (Weingärtner, 2001). Como a técnica de difração de raios X mede as tensões residuais em geral até 5 μm da superfície do material, recomenda-se quando da sua utilização a preparação da superfície com um método mais adequado que não venha a alterar o estado de tensões naquela região.

Esse efeito foi confirmado quando se analisaram os resultados encontrados nas medições de tensões residuais realizados pelo CERTI/Labmetro/UFSC para corpos de prova de 80 mm pela técnica do furo cego aliado à extensometria. Para a obtenção dos resultados finais de tensões residuais, são feitas inicialmente aquisições de dados a cada incremento da penetração da broca de furação sobre o corpo de prova, obtendo-se dados que resultam em gráficos, como o da figura 5.17, que representa a tensão residual do corpo de prova de referência, medida na ZTA. Este gráfico apresenta a relação entre tensão residual máxima (■) e mínima (◆) e Z/D , onde “D” é o diâmetro médio dos extensômetros (figura 2.22) e nestes ensaios corresponde a $D = 5,5 \text{ mm}$ e “Z” é a profundidade de furação ($Z \text{ máx} = 2,2 \text{ mm}$).

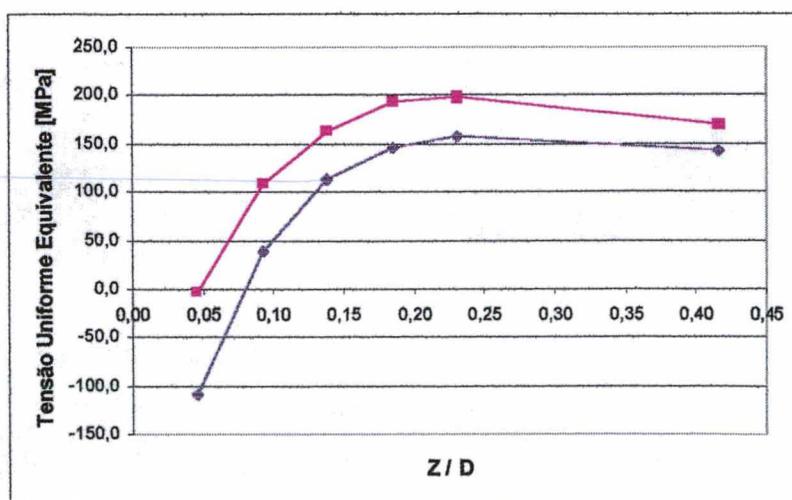


FIGURA 5.17 –Tensão residual na ZTA para o corpo de prova de referência.

Esperava-se que o corpo de prova apresentasse um nível de tensões residuais uniforme ao longo da relação D/Z até a profundidade máxima do ensaio, no entanto verificaram-se tensões compressivas na superfície que deve ter tido sua origem na retirada do reforço no torneamento.

Apesar dos resultados das amostras não reafirmarem a literatura existente, um dado bastante interessante pode ser observado. Para as duas amostras, as regiões que apresentaram os maiores níveis de tensões residuais estão próximos aos pontos P4 e P4', ou seja, em torno de 135° do início do passe de solda, provavelmente o nível de tensões foi maior neste local devido ao aumento da restrição que foi ocorrendo na medida em que estava sendo concluído o passe.

Em função do exposto acima, os resultados obtidos pela técnica de difração por raios X foram desconsiderados, e se adotou o diâmetro de reparo de 80 mm baseado no levantamento de Masubuchi (1981).

Os resultados das tensões residuais para corpos de prova de reparo de 80 mm de diâmetro medidos pela técnica do furo cego aliada à extensometria, junto ao CERTI/Labmetro/UFSC, estão apresentados na tabela 5.6.

TABELA 5.6 – Tensão residual (MPa).

Corpo de Prova Local da medida	Referência	Alívio de Tensões	TPR* AWS E 7018	TPR* AWS E 6013	Martelado
	($\sigma_{\text{máx}}$) ($\sigma_{\text{mín}}$)				
Centro da solda	431,2	32,5	376,9	654,2	316,1
	241,2	-54,9	-144,2	93,3	-56,5
ZTA	170,4	91,3	244,8	254,5	-370,9
	142,4	59,6	150,8	209,8	-428,2
Metal de base interno	482,3	172,9	186,6	145,8	-113,6
	433,9	160,8	145,3	118,4	-267,6

*TPR – Técnica do passe de revenido; (+) tensões residuais trativas; (-) tensões residuais compressivas.

Como componentes principais de incerteza de medição dos resultados apresentados nesta tabela, destacam-se as propriedades mecânicas do material e os parâmetros associados ao furo,

como tensões residuais introduzidas durante a sua usinagem, geometria irregular e descentragem em relação ao centro da roseta. Tipicamente, para um aço comum de uso estrutural, podem ser obtidos valores de incerteza entre ± 20 MPa e ± 30 MPa (Rodacoski, 1997).

Em primeiro lugar o valor de 654,2 MPa para a solda feita com o eletrodo E6013, portanto acima do limite de resistência (LR) desse consumível que é de 460,0 MPa, sugere inconsistência do resultado. Visando avaliar se esse e os demais resultados possuem outros tipos de inconsistência, tal como tensão residual maior do que o limite de escoamento biaxial (LE), calculou-se a $\tau_{\text{máx}}$ pelo critério da máxima tensão cisalhante (Tresca), através da equação 5.1, resultando na tabela 5.7.

$$\tau_{\text{máx}} = [|\sigma_1| + |\sigma_3|]/2 < \sigma_e/2 \quad (\text{equação 5.1})$$

TABELA 5.7 – Tensão residual x teoria da máxima tensão cisalhante (Tresca).

Centro da solda	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	σ_3 (MPa)	$\tau_{\text{máx}}$ (MPa)	$\sigma_e/2$ (MPa)	$\tau_{\text{máx}}/(\sigma_e/2)$
Referência	431,2	241,2	0	215,6	210,0	1,00
E7018	376,9	0	-144,2	260,5	210,0	1,24
E6013	654,2	93,3	0	327,1	190,0	1,72
Alívio	32,5	0	-54,9	43,7	210,0	0,21
Martelado	316,1	0	-56,5	186,3	210,0	0,89
ZTA	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	σ_3 (MPa)	$\tau_{\text{máx}}$ (MPa)	$\sigma_e/2$ (MPa)	$\tau_{\text{máx}}/(\sigma_e/2)$
Referência	170,4	142,4	0	85,2	207,0	0,41
E7018	244,8	150,8	0	122,4	190,0	0,64
E6013	254,5	209,8	0	127,2	182,0	0,70
Alívio	91,3	59,6	0	45,7	149,0	0,31
Martelado	0	-370,9	-428,2	214,1	290,0	0,74
Metal de base interno	σ_1 (MPa)	σ_2 MPa)	σ_3 (MPa)	$\tau_{\text{máx}}$ (MPa)	$\sigma_e/2$ (MPa)	$\tau_{\text{máx}}/(\sigma_e/2)$
Referência	482,3	443,9	0	241,2	166,0	1,45
E7018	186,6	145,3	0	93,3	166,0	0,56
E6013	145,8	118,4	0	72,9	166,0	0,44
Alívio	172,9	160,8	0	86,5	166,0	0,52
Martelado	0	-113,6	-267,6	133,8	166,0	0,81

Sobre os valores na coluna $\sigma_e/2$, deve-se tecer os seguintes comentários:

- A tensão de escoamento no centro da solda referente ao metal depositado foi fornecido pelo código ASME Seção II (1983) conforme item 4.1;
- A tensão de escoamento na ZTA foi determinada a partir da extrapolação de valores da dureza na região considerada;
- A tensão de escoamento para o metal base interno foi fornecido pelo ensaio de tração.

Os resultados da tabela 5.7 indicam que há inconsistência apenas nos casos onde a relação $\tau_{\text{máx}}/(\sigma_e/2) > 1$. Note-se que em um universo de 15 medidas houve três inconsistências todas devido a uma medida de tensão residual que resulta em tensões maior do que o limite de escoamento (o que é impossível para tensão residual). Uma das medidas inclusive resultou em tensão residual acima do limite de resistência.

Fatores contribuintes para tais erros dentre outros são:

- Falta de conhecimento preciso do LE no local de medida;
- Possível encruamento devido tensões transientes resultantes do resfriamento;
- Colagem inadequada dos extensômetros;
- Descentragem do furo em relação ao centro da roseta;
- Desgaste da broca em contato com uma região que apresentou uma fase mais dura resultando num furo com geometria inadequada.

Alguns desses problemas podem gerar deformações superficiais indevidas e, conseqüentemente, resultar em tensões residuais incorretas.

Apesar de alguns resultados serem questionáveis em termos de valor absoluto, os resultados apresentados na tabela 5.6 tem méritos qualitativos e permitem uma análise, no que diz respeito ao efeitos dos procedimentos de soldagem, bem como da técnica posterior empregada na confecção do corpo de prova (usinagem), sobre a tensão residual.

Assim em se tratando de corrosão sob tensão foram analisados os resultados das tensões residuais máximas apresentada pela tabela 5.6 para cada corpo de prova, que estão graficamente apresentados na figura 5.18.

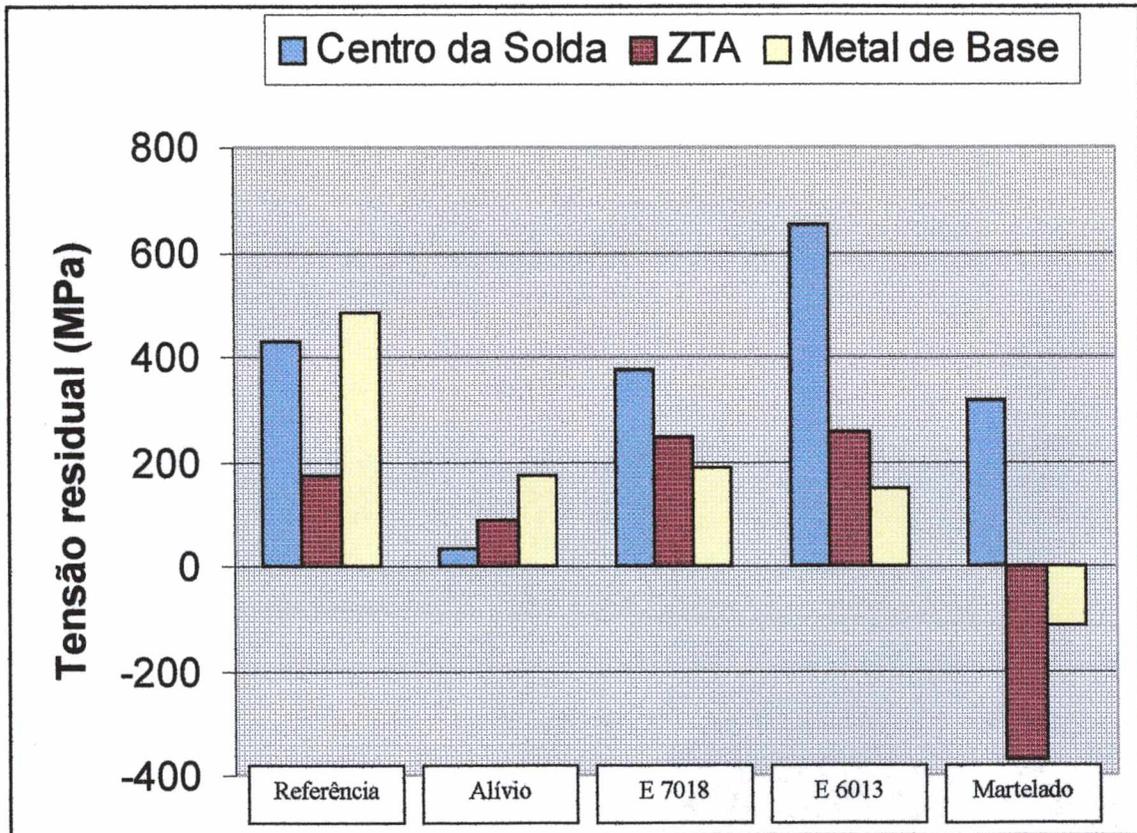


FIGURA 5.18 – Resultado de medidas de tensão residual máxima de diferentes processos de soldagem.

Como discutido anteriormente, esperava-se que os valores de tensão residuais decrescessem do centro do cordão para o metal de base. Tal fato não ocorreu no corpo de prova de referência na região do metal de base interno, como pode ser observado na figura 5.18. Esse resultado mostra-se incoerente com a literatura e pela tabela 5.7 apresenta uma relação $\tau_{\text{máx}}/(\sigma_e/2) = 1.45$, o que extrapola o limite imposto pela teoria de Tresca, devendo por esse motivo ser desconsiderado.

O tratamento de alívio de tensões mostrou-se eficaz, pois reduziu consideravelmente os valores de tensão residual, comparativamente com o corpo de prova de referência soldado nas mesmas condições. Porém, os resultados mostraram acréscimo das tensões residuais do centro do cordão em direção ao metal de base. Esse tratamento térmico visou ao revenimento da estrutura martensítica, objetivando aliviar tensões e promover uma redução da dureza, no entanto não gerou mudança de fase microestrutural o que pode ter elevado um pouco o nível da tensão residual nestas regiões.

Quanto à técnica da dupla camada, utilizando o eletrodo AWS E 7018, a mesma permitiu pequena redução das tensões residuais devido ao passe de revenido em relação ao corpo de prova de referência. Contudo, esta redução pode ser significativa no sentido de reduzir a corrosão sob tensão, especialmente porque essa técnica propiciou também uma redução considerável da dureza.

A técnica da dupla camada com o eletrodo AWS E 6013 não apresentou nenhuma redução significativa das tensões residuais na ZTA e no metal de base internos comparativamente com essa mesma técnica, utilizando o eletrodo AWS E 7018. Quanto ao resultado de tensão residual no centro do cordão (654 MPa), além de extrapolar o limite imposto por Tresca ($\tau_{\text{máx}}/(\sigma_e/2) = 1,72$), apresenta ainda um valor acima do limite de resistência do eletrodo, que é de 460 MPa. Assim, como nada justifica uma tensão residual superior ao limite de resistência, essa medida incoerente será desconsiderada.

No corpo de prova martelado, o martelamento tem por finalidade gerar tensões compressivas na superfície do passe, porém permanecem as tensões trativas geradas pelo processo de soldagem no interior do mesmo. A tabela 5.6 e a figura 5.18 apresentam para o centro do cordão de solda tensões trativas. Isto se justifica a partir da análise metalográfica do cordão de solda da figura 5.16. Nessa soldagem, os passes posteriores refundiram as superfícies

encruadas dos passes de soldas anteriores, assim o único passe encruado e com tensão compressiva seria o passe de reforço, porém o mesmo foi eliminado pelo torneamento para se efetuar as medidas de tensões residuais no centro do cordão. Observa-se ainda que as tensões compressivas, medidas na ZTA e no metal de base interno, foram oriundas do martelamento destas áreas sem posterior usinagem.

Os resultados acima indicam, portanto, o sucesso dessa técnica, porém entende-se que, para comprovar a mesma, deve-se buscar um método eficaz para medir tensões residuais que não exija a retirada do passe de reforço. Análise conjunta de dureza e tensão residual deve ser feita para avaliar as técnicas empregadas, no sentido de diminuir a susceptibilidade a TCST no reparo de equipamento e/ou estruturas contendo H_2S . Nesse sentido, a técnica do martelamento possibilitou a introdução de tensões compressivas, mas não deve ser aplicada quando for necessária a retirada do passe de reforço, pois, nesse caso, além de elevados níveis de tensão residual no centro da solda, essa região apresentou dureza elevada, bem acima do estabelecido pela NACE. Independentemente da remoção do reforço de solda são aconselháveis ensaios complementares de corrosão sob tensão para avaliar a eficácia dessa técnica devido ao forte efeito de encruamento. Sugere-se também ensaios de martelamento utilizando um martelete pneumático de punção com o qual se poderá ter um controle mais rigoroso da região a martelar evitando desta forma o encruamento da ZTA ou metal de base.

6 - CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais apresentados e na literatura especializada, é possível afirmar que:

1 - A temperatura de pré-aquecimento e interpasse mínima é de 50 °C, para evitar a trinca a frio.

2 - Os valores experimentais obtidos com a técnica do passe de revenido com o eletrodo AWS E 7018 aqui apresentados demonstraram bons resultados, reduzindo o nível das tensões residuais, apresentando uma microestrutura adequada e um perfil de dureza abaixo do recomendado pela NACE, de forma a se dispensar um tratamento térmico posterior à soldagem (TTPS).

3 - A utilização da técnica do passe de revenido com um eletrodo mais macio (AWS E 6013) não apresentou uma redução significativa das tensões residuais em relação ao emprego dessa mesma técnica para o eletrodo AWS E7018 e, uma vez que ambas as técnicas apresentaram dureza abaixo do estabelecido pela NACE, não seria recomendável a utilização desse eletrodo, pois o mesmo apresenta propriedades mecânicas inferiores.

4 - A Técnica do Martelamento provocou um aumento de dureza com valores acima do estabelecido pela NACE, no entanto as tensões residuais foram compressivas na ZTA e no metal de base. É necessário um estudo mais detalhado dessa técnica, analisando suas variáveis, tais como o efeito da temperatura de martelamento, força de impacto, passes a martelar, efeito do encruamento, entre outras. Recomenda-se também ensaios complementares de corrosão sob tensão. É recomendável não aplicar essa técnica no caso de remoção do reforço de solda.

7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a técnica do martelamento em diferentes temperaturas e força de impacto. Utilizar esta mesma técnica para avaliar o efeito do martelamento com punção no cordão de solda, sem encruar a ZTA metal de base.
- Explorar a técnica do passe de revenido utilizando passe TIG na última camada.
- Utilizar a técnica do passe de revenido com eletrodo AWS E 7018 aliada ao martelamento do cordão de solda.

8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALBERTAZZI, A., BOETTER, J., KANDA, C. Medição de Tensões Residuais pelo Método do Furo: Uma Comparação entre Extensometria e Holografia. **Anais do IV Simpósio de Análise Experimental de Tensões**, Rio de Janeiro, 1996, pp125-128.
- ANSI / ASTM A 516 – 79 b - American National Standard, 1979.
- ASME para Caldeiras e Vasos de Pressão ANSI/ASME BPU-V-Seção II Especificação de Materiais. Parte C – Varetas de Solda, eletrodos e Metais de Adição – Edição 1983.
- ASME para Caldeiras e Vasos de Pressão ANSI/ASME BPU-V-Seção VIII Especificação de Materiais. Parte A – Materiais Ferrosos – Edição 1983.
- BARBOSA, R.P. Efeito do Tipo de Metal de Adição e do Aporte Térmico na Corrosão Sob Tensão de Juntas Soldadas de Aço Inoxidável Austenítico AISI 304. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. Florianópolis, 1995.
- BRANDI, S., WAINER, E., MELLO, F. **Soldagem – Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgar Blucher, 1992.
- BUENO, Eleandro R. Desenvolvimento do Procedimento de Soldagem do AISI 4140 sem Tratamento Térmico Posterior. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. UFSC. Florianópolis, 1999.
- BUSCHINELLI, A. J. A. Técnicas de reparo por soldagem sem tratamento térmico de alívio de tensão e sua aplicação a aços Cr-Mo. **Monografia para concurso público**. Florianópolis, 1992.
- CALLISTER JR., W. D. **Materials Science and Engineering: an Introduction**. 3ª. ed. N.Y, John Wiley & Sons, Inc, 1994.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferro Fundido**. 5. ed. São Paulo: ABM, 1984.
- COE, R. F. **Welding Steels Without Hydrogen Cracking**. Cambridge, England: The Welding Institute, 1973.

- COPPETEC. Relatório Técnico de Análise de Tensões Residuais em Soldas de Equipamentos. Rio de Janeiro, maio de 2000.
- DENNY, A. J. **Principles and Prevention of Corrosion**. 2 ed. Nevada: EUA, 1996.
- DIESSENDRUCK, J. Alívio de Tensões de Metais por Vibração. **Soldas e Eletrodos**. São Paulo, p. 18-23, dez. 1977.
- FERREIRA, M. L. R., REBELLO, J. M. A. Martelamento como Método de Alívio de Tensões em Juntas Soldadas. **XI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**. Rio de Janeiro, outubro de 1985, 153-168.
- GARMO, E. P., JONASSEN, F., MERIAN, J. L. "The Effect of Peening Upon Residual Welding Stress". **Welding Research Supplement**. Atlantic City, p. 616-623, nov 1946.
- GENTIL, V. **Corrosão**. 3. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos S. A, 1996.
- GODOY, A. F. TREVISAN, R. E. Estudos de Trincas a Frio em Aços de Alta Resistência e Baixa Liga SAR-80 – BT. **Revista Soldagem e Materiais**. São Paulo, p 37-41, jan/mar 1990.
- HIGUCHI, M. et al. A Study on weld repair through half bead method. **IHI Engineering Review**. V.13, n2, Apr.1980, p15-19.
- JIS - Z - 3158 – 1966/78 - Japanese Standards Association.
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. : John Wiley & Sons, USA 1987.
- LIMA, C. R. C. Efeito do Revestimento Anti-corrosivo nas Propriedades de Soldas de Aços Alta Resistência. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. Unicamp, 1995.
- MAHAN, B. M., MYERS, R. J. **Química: um curso universitário**. São Paulo, Ed. Edgard Blücher LTDA., 1993, 582p.
- MASUBUCHI, K. **Analysis of Welded Structures**. Pergamon Press, EUA 1981.
- MONTEIRO, G. K. Ponte Hercílio Luz à espera de uma reforma. **Diário Catarinense**, 30 de abril de 2000.

- NACE Basic Corrosion Course, Anton de S. Brasunas. Houston, Texas 11. ed., jun 1990. Cap 10.
- NIÑO, C.E., BUSCHINELLI, A. J. A. Análise de Alternativas de Reparo por Soldagem de Aços Cr-Mo. **XXI Encontro Nacioanl de Tecnologia da Soldagem**, Caxias do Sul, junho 1995, p 241-257.
- RAMANATHAN, L. V. **Corrosão e seu Controle**. Hemus, 1992.
- RODACOSKI, M.R. Medição de Tensões Residuais com Holografia Eletrônica. **Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica**. Florianópolis, 1997.
- SILVEIRA, J.P., BARROS, S.M. **Tensões Residuais e Deformação em Soldagem**. Petrobrás, 1990.
- SINGBELL, D., GARNER, A. "Test method to avaluate stress corrosion cracking in pressure vassels". **Material Performace**. San Francisco, p.38-46, february 1987.
- TELLES, P. C. S. **Materiais para Equipamentos de Processo**, 4ed. Rio de Janeiro: Interciência, 1989.
- TOSHIE, O. TANIGUCHI. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. Rio de janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos S. A, 1982
- WEINGÄERTNER, W, Prof. Dr Ing. Walter Weingäertner: **entrevista**. Florianópolis: UFSC, março 2001.
- WELDING Handbook. Vol. 4, 8. Ed U.S A.: AWS, 1998
- WILLEMANN, D.P., CAVACO, M.A.M., RIBEIRO, H.O. Medição de Tensões Residuais em Corpos de Prova de Soldagem. **SAET 2000 – Simpósio de Análise de Tensões**. Florianópolis, dezembro de 2000.
- YURIOCA, N. **Weldability of Offshore Struture Steel**. Sagamihara, Japan. Evalmat, 1989.