

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR VALTAIR ANTONIO  
FERRARESI E APROVADA PELA  
COMISSÃO JULGADORA EM 31/05/96.

*Roseana da Exaltação*  
ORIENTADOR

**ESTUDO DO FENÔMENO “TRINCA DE  
REAQUECIMENTO” COM AUXÍLIO DA EMISSÃO  
ACÚSTICA**

Autor: **Valtair Antonio Ferraresi**  
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

TESE DE DOUTORADO

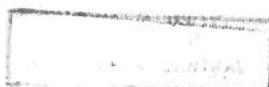
**ESTUDO DO FENÔMENO “TRINCA DE  
REAQUECIMENTO” COM AUXÍLIO DA EMISSÃO  
ACÚSTICA**

Autor: **VALTAIR ANTONIO FERRARESI**  
Orientadora: **ROSEANA DA EXALTAÇÃO TREVISAN**

Curso: Engenharia Mecânica  
Unidade: Faculdade de Engenharia Mecânica  
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Trabalho apresentado à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 31 de maio de 1996  
S.P. - Brasil



UNIDADE	BC
N.º CIRCULAR	
T/UNICAMP	
F412E	
N.º	27880
P.º	667/96
	<input type="checkbox"/> D <input checked="" type="checkbox"/> X
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	03/07/96
N.º CDD	

CM-00089517-0

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA  
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

F412e Ferraresi, Valtair Antonio  
Estudo do fenômeno "trinca de  
reaquecimento" com auxílio da emissão acústica /  
Valtair Antonio Ferraresi.--Campinas, SP: [s.n.],  
1996.

Orientadora: Roseana da Exaltação Trevisan.  
Tese (doutorado) - Universidade Estadual de  
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

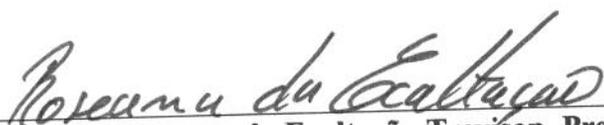
1. Soldagem. 2. Aço - Tratamento térmico. 3.  
Aço - Fratura. 4. Emissão acústica. 5. \*Teste de  
implante modificado. 6. \*Trincas de reaquecimento.  
II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade  
de Engenharia Mecânica. III. Título.

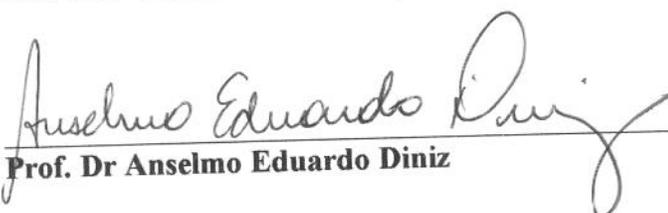
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

TESE DE DOUTORADO

**ESTUDO DO FENÔMENO “TRINCA DE  
REAQUECIMENTO” COM AUXÍLIO DA EMISSÃO  
ACÚSTICA**

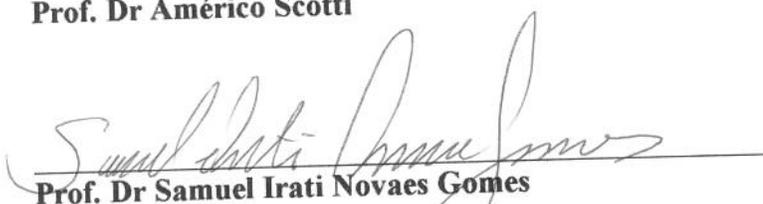
Autor: **VALTAIR ANTONIO FERRARESI**  
Orientadora: **ROSEANA DA EXALTAÇÃO TREVISAN**

  
Prof.<sup>a</sup>. Dr.<sup>a</sup> Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente

  
Prof. Dr Anselmo Eduardo Diniz

  
Prof.<sup>a</sup>. Dr.<sup>a</sup> Maria Helena Robert

  
Prof. Dr Américo Scotti

  
Prof. Dr Samuel Irati Novaes Gomes

Campinas, 31 de maio de 1996

**Aos meus pais,  
à minha esposa  
e aos meus filhos**

## AGRADECIMENTOS

À Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> **Roseana da Exaltação Trevisan**, pela orientação e participação ativa neste trabalho, como também pelos incentivos a sua realização e ensinamentos transferidos.

Aos Professores **Paulo Villani Marques** e **Paulo J. Modenesi** do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG (Belo Horizonte) pelo apoio técnico no desenvolvimento do “software” de aquisição de dados.

Aos amigos **Fabio Martins**, **Niederauer Mastelari** e **Hipólito Carvajal Fals** pelo apoio técnico e colaboração com este trabalho.

Aos professores e funcionários do DEF, pelo auxílio e colaboração, em especial ao Claudomiro Alves, “Mirão”, e também aos demais funcionários, Marília, Rute, Roseli, Ari e Vanderlei.

Aos colegas do DEF, em especial ao Carlos Camello, Dalberto, Maximino, Marcos, Édimo, Almir e Roseli Suzuki.

À Rita e Claudia, do laboratório de Metalografia, pela presteza e boa vontade demonstrada.

À Universidade federal de Uberlândia (UFU) pelo apoio à realização deste trabalho.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, FAPESP, pelo financiamento desse trabalho e USIMINAS pela doação do aço SAR 80T para os ensaios.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos.

À minha esposa, **Domercília do Carmo Nardon Ferraresi**, pela paciência, compreensão e estímulo.

A todos que, direta ou indiretamente, colaboraram para a realização deste trabalho.

## SUMÁRIO

	Páginas
1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	1
1.1 Introdução.....	1
1.2 Objetivos.....	4
1.2.1 Objetivo geral.....	4
1.2.2 Objetivos específicos.....	4
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1 Introdução.....	6
2.2 Origem e métodos de alívio de tensões em juntas soldadas.....	6
2.2.1 Origem das tensões residuais.....	6
2.2.2 Tratamento de alívio de tensões após a soldagem.....	10
2.2.2.1 Tratamento térmico após a soldagem.....	10
2.2.2.2 Tratamento mecânica de alívio tensões.....	12
2.3 Trinca de reaquecimento.....	14
2.3.1 Transformação microestrutural da ZAC.....	15
2.3.2 Fenômeno da trinca de reaquecimento.....	19
2.3.3 Aspecto da superfície fraturada da trinca de reaquecimento.....	24
2.3.4 Influência da composição química.....	31
2.4 Testes de avaliação da susceptibilidade ao trincamento.....	40
2.4.1 Teste de implante modificado.....	42
2.5 Fundamentos da emissão acústica (EA).....	47
2.5.1 Sensor de emissão acústica.....	49
2.5.2 Análise do sinal de emissão acústica.....	50
2.5.3 Monitoramento de trincas por emissão acústica.....	52
3 TÉCNICAS EXPERIMENTAIS.....	54
3.1 Introdução.....	54
3.2 Equipamento do teste de implante modificado.....	54
3.2.1 Proteção da superfície fraturada.....	58
3.3 Sistema de emissão acústica (EA).....	59
3.4 Material.....	65
3.5 Confecção dos corpos de prova e placa de teste.....	66
3.6 Procedimento de teste de trinca de reaquecimento.....	67

3.6.1	Limpeza dos corpos de prova e placa de teste.....	67
3.6.2	Posicionamento do corpo de prova para a soldagem.....	68
3.6.3	Processo de soldagem.....	70
3.6.4	Procedimento do tratamento térmico.....	71
3.7	Análise dos corpos de prova testados.....	71
3.7.1	Análise dos corpos de prova fraturados.....	71
3.7.2	Análise dos corpos de prova não fraturados.....	72
3.7.3	Análise metalográfica.....	74
4	RESULTADOS PRELIMINARES E ESTRATÉGIA DE TESTE.....	75
4.1	Introdução.....	75
4.2	Determinação da vazão de gás.....	75
4.3	Determinação dos parâmetros do SMEA.....	77
4.3.1	Determinação de Lc e alimentação do voltímetro RMS.....	79
4.4	Estratégia de teste.....	85
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	89
5.1	Introdução.....	89
5.2	Resultados dos testes de trinca de reaquecimento.....	90
5.2.1	Verificação da funcionalidade do SMEA.....	95
5.2.2	Influência da tensão e da temperatura na formação da trinca de reaquecimento.....	105
5.3	Influência da taxa de aquecimento na susceptibilidade ao trincamento e na relaxação de tensões.....	120
5.4	Resultados e discussões da análise fractográfica.....	128
6	CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES.....	147
6.1	Conclusões.....	147
6.2	Recomendações para trabalhos futuros.....	150
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS E BIBLIOGRAFIA.....	151
7.1	Referências bibliográficas.....	151
7.2	Bibliografia consultada.....	161
	APÊNDICE A - VOLTÍMETRO RMS.....	165
A.1	Introdução.....	165
A.2	Configuração do voltímetro RMS.....	166
A.3	Circuito do Voltímetro RMS.....	170
A.4	Certificação do instrumento.....	173

## LISTA DE FIGURAS

	Páginas
2.1 - Origem das tensões residuais de soldagem.....	8
2.2 - Representação esquemática do crescimento da trinca intergranular.....	27
2.3 - Modelo de cavitação na granulação grosseira da ZAC.....	30
2.4 - Efeito do Cr e Mo na tensão crítica de ruptura.....	35
2.5 - Esquema de soldagem do corpo de prova na placa de teste.....	44
2.6 - Teste de Implante Modificado.....	44
2.7 - Dimensões do corpo de prova.....	45
2.8 - Diagrama esquemático mostrando as definições das tensões.....	46
2.9 - Sensor de emissão acústica.....	49
2.10 - Sistema para detectar a EA.....	53
3.1 - Esquema do Teste de Implante Modificado.....	55
3.2 - Estrutura do equipamento de teste.....	57
3.3 - Sistema de aquecimento (forno e controlador de temperatura).....	57
3.4 - Equipamento para o teste de implante modificado.....	58
3.5 - Sistema de proteção da superfície fraturada.....	59
3.6 - Posicionamento do sensor EA no equipamento de teste.....	60
3.7 - Diagrama do sistema de medição de emissão acústica (SMEA).....	61
3.8 - Fluxograma do “software” de aquisição de dados.....	64
3.9 - Dimensões do corpo de prova.....	66
3.10 - Placa de teste.....	67
3.11 - Posicionamento do corpo de prova para soldagem.....	68
3.12 - Estrutura e sistema de tração do equipamento de teste.....	69
3.13 - Ajuste fino de tensão de tração.....	69
3.14 - Equipamento de soldagem utilizado nos testes.....	70
3.15 - Dimensões dos corpos de prova para radiografia.....	73
3.16 - Dimensões dos corpos de prova para à análise de radioscopia em tempo real.....	73
3.17 - Diagrama de bloco do sistema de inspeção radioscópica.....	74
4.1 - Resultados do teste 07 da TAB. 4.2.....	81

4.2 - Ruído de ambiente de teste no voltímetro RMS conectado à bateria.....	84
4.3 - Ruído de ambiente de teste no voltímetro RMS conectado a rede.....	84
5.1 - Resultados do teste número 01 da TAB. 5.1.....	96
5.2 - Instante da ruptura do teste número 01 da TAB. 5.1.....	97
5.3 - Instante da ruptura do teste número 12 da TAB. 5.1.....	98
5.4 - Instante da ruptura do teste número 10 da TAB. 5.1.....	98
5.5 - Picos de voltagem do RMS do teste nº 14 da TAB. 5.5.....	101
5.6 - Trinca na região de granulação grosseira da ZAC.....	103
5.7 - Resultados do teste número 14 da TAB. 5.3.....	104
5.8 - Tensão de restrição e início da trinca “versus” temperatura de aquecimento.....	106
5.9 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 500°C.....	107
5.10 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 600°C.....	108
5.11 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 680°C.....	108
5.12 - Tensão de restrição com o tempo de formação da trinca.....	110
5.13 - Tensão de restrição inicial com o tempo de formação da trinca.....	111
5.14 - Região de incerteza do patamar de 500°C.....	112
5.15 - Região de incerteza do patamar de 600°C.....	113
5.16 - Região de incerteza do patamar de 680°C.....	113
5.17 - Resultados dos testes com patamar de 640°C.....	114
5.18 - Tensão admissível e relaxação em função da temperatura.....	117
5.19 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 3000°C/h.....	122
5.20 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 1000°C/h.....	123
5.21 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 600°C/h.....	123
5.22 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 50°C/h.....	124
5.23 - Tensão de restrição admissível e relaxação “versus” taxa de aquecimento.....	126
5.24 - Aspecto da superfície fraturada: (a) - Tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ )= 63,13 kgf/mm <sup>2</sup> ; (b) - Tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ ) = 42,09 kgf/mm <sup>2</sup> .....	130
5.25 - Aspecto da superfície fraturada: (a) - Tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ ) = 25,25 kgf/mm <sup>2</sup> ; (b) - Tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ ) = 16,84 kgf/mm <sup>2</sup> .....	131
5.26 - Aspecto da superfície fraturada: (a) - Fratura por “dimples”; (b) - Região da interface “dimples”- frágil.....	132
5.27 - Região transversal da superfície fraturada.....	133
5.28 - Região da solda: (a) - Formato do cordão de solda transversal à direção de soldagem;	

(b) - Início da trinca na região do entalhe.....	134
5.29 - Trinca de reaquecimento na região de granulação grosseira da ZAC.....	135
5.30 - Fratura intergranular de baixa ductilidade (FIBD): (a) - Com aumento de 20 $\mu$ m; (b) - Com aumento de 10 $\mu$ m.....	137
5.31 - Fratura intergranular de microvazios coalescidos (FIMC): (a) - Com aumento de 20 $\mu$ m (b) - Com aumento de 10 $\mu$ m.....	138
5.32 - Partículas de contorno de grãos: (a) - Partículas dentro do “dimples” no modo FIMC; (b) - Partículas de contorno de grãos no modo FIBD.....	142
5.33 - Representação esquemática da formação dos modos de fratura.....	144
A.1 - Efeito do processo RMS sobre o sinal bruto da EA.....	167
A.2 - Diagrama do voltímetro RMS.....	168
A.3 - Fontes de alimentação do voltímetro RMS (CI-AD637).....	171
A.4 - Fontes de alimentação do amplificador.....	172

## LISTA DE TABELAS

	Páginas
2.1 - Evolução dos carbonetos na região grosseira da ZAC para o aço 1CrMoV.....	19
2.2 - Fórmulas de avaliação da susceptibilidade à trinca.....	32
3.1 - Composição química do aço SAR 80T.....	65
4.1 - Resultados dos testes com variações na vazão do gás de proteção.....	76
4.2 - Resultados dos testes com variações no limite de corte.....	80
4.3 - Resultados das aquisições do SMEA.....	83
5.1 - Resultados dos testes com variação na tensão de restrição inicial.....	91
5.2 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 500°C.....	93
5.3 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 600°C.....	94
5.4 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 680°C.....	95
5.5 - Resultados dos testes com interrupção.....	100
5.6 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 640°C.....	114
5.7 - Tensões admissíveis e relaxação de tensões.....	116
5.8 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 3000°C/h.....	121
5.9 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 1000°C/h.....	121
5.10 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 600°C/h.....	121
5.11 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 50°C/h.....	122
5.12 - Relaxação de tensão com a taxa de aquecimento.....	126
A1 - Valores de constante de tempo do voltímetro.....	170

**NOMENCLATURA**

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
A/D	- Analógica/Digital
ARBL	- Alta Resistência e Baixa Liga
CC	- Ciclo Completo
CCT	- “Continuous Cooling transformation”
CERL	- Parâmetro de susceptibilidade à trinca
CT	- Centro de Tecnologia
DEF	- Departamento de Engenharia de Fabricação
EA	- Emissão Acústica
FEM	- Faculdade de Engenharia Mecânica
FIBD	- Fratura Intergranular de Baixa Ductilidade
FIMC	- Fratura intergranular de Microvazios Coalescidos
MAG	- “Metal Active Gas”
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
MCF	- “Metal Composition Factor”
NF	- Norma Francesa
PID	- Proporcional, Integral e Derivativo
RMS	- “Root Mean Square”
SMEA	- Sistema de Medição de Emissão Acústica
TMAT	- Tratamento Mecânico de Alívio de tensões
TTAT	- Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
ZAC	- Zona Afetada pelo Calor
ZF	- Zona Fundida
Ct	- Constante de tempo
Fc	- Fator de Compressão
G	- Ganho
Lc	- Limite de Corte
N°	- Número do teste
NPi	- Número de Pico

- NPo - Número de Ponto
- P - Pico de tensão
- $P_m$  - Máximo valor do ruído armazenado
- $P_{rs}$  - Parâmetro de susceptibilidade à trinca de reaquecimento
- R - Relaxação de tensão
- $R_m$  - Relaxação de tensão média
- $R_{680}$  - Relaxação de tensão na chegada a 680°C
- 
- $t_a$  - Tempo de aquisição
- $t_i$  - Tempo de interrupção
- $t_f$  - Tempo de fratura
- $t_p$  - Tempo do primeiro pico
- $t_q$  - Taxa de aquecimento
- $T_f$  - Temperatura de fratura
- v - Vazão do gás de proteção
- $v_1$  - Vazão do gás de proteção durante o teste
- $v_2$  - Vazão do gás de proteção após a ruptura do corpo de prova
- 
- $\sigma_i$  - Tensão de restrição inicial
- $\sigma_f$  - Tensão de restrição final
- $\sigma_{iadm}$  - Tensão de restrição admissível inicial
- $\sigma_{fadm}$  - Tensão de restrição admissível final
- $\sigma_{680}$  - Tensão de restrição na chegada a 680°C
- $\Delta G$  - Parâmetro de susceptibilidade à trinca de reaquecimento

## RESUMO

FERRARESI, V.A. Estudo do fenômeno “Trinca de Reaquecimento” com auxílio da emissão acústica. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 1996. 173p. (Tese, Doutorado em Engenharia Mecânica).

O fenômeno “Trinca de Reaquecimento” pode ocorrer em juntas soldadas de certos materiais, tanto na zona afetada pelo calor como na zona fundida, durante o Tratamento Térmico de Alívio de Tensão (TTAT) ou em serviço à elevada temperatura. Neste trabalho, foi implementado um Sistema de Medição de Emissão Acústica (SMEA) para detectar o instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento durante ciclos de TTAT. O SMEA foi acoplado a um equipamento para o Teste de Implante Modificado que realiza simulações típicas do ciclo de TTAT aplicados em juntas soldadas. Com esta configuração foi estudada a influência da tensão de restrição, da temperatura de tratamento térmico e da taxa de aquecimento do ciclo térmico na susceptibilidade à trinca de reaquecimento, no nível de relaxação de tensão e na transição dos modos de fratura proporcionada pela trinca. Este estudo foi realizado em um aço estrutural de alta resistência e baixa liga, temperado e revenido (SAR 80T), de produção comercial. Foram realizados testes com variações do patamar de temperatura, da taxa de aquecimento e da tensão de restrição inicial, mantendo-se constante as condições de soldagem, realizadas pelo processo MAG. Verificou-se com a realização dos testes que o material de estudo apresentou uma alta susceptibilidade à trinca de reaquecimento, mesmo com variações nas condições de TTAT. A susceptibilidade à trinca de reaquecimento e a relaxação de tensão do aço em estudo não se alteraram significativamente com a variação na taxa de aquecimento. As superfícies fraturadas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), onde basicamente dois modos de fratura foram identificados. Para temperaturas de tratamento térmico entre 500° e 600°C foi observado o modo de Fratura Intergranular de Baixa Ductilidade (FIBD), decoesão frágil, independente do nível de tensão de restrição inicial. Em mais alta temperatura (680°C) e baixo nível de tensão de restrição foi observado o modo de Fratura Intergranular de Microvazios Coalescidos (FIMC), caracterizado pela presença de pequenos “dimples” nos contornos de grãos. Desta análise conclui-se que a transição de um modo de fratura para o outro depende principalmente do patamar de temperatura do ciclo de TTAT. O SMEA mostrou-se adequado na determinação do instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento no modo de FIBD. Não foi possível detectar com clareza o instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento no modo de FIMC.

### Palavras chave

Soldagem, Aço - Tratamento térmico, Aço - Fratura, Emissão acústica, Teste de implante modificado, Trincas de reaquecimento

## ABSTRACT

FERRARESI, V.A. Study of reheat cracking phenomenon using acoustic emission. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 1996. 173p. (Doctorate Thesis, Mechanical Engineer).

The Reheat Cracking phenomenon can occur either in the heat affected zone or in the fusion zone during Post Weld Heat Treatment (PWHT) for stress relief as well as in high temperature operation. An Acoustic Emission Measurement System (AEMS) was used in this work to determine the instant of formation and propagation of reheat cracking during the thermal cycle. The AEMS was connected to a Modified Implant Test which is applied for simulation of thermal cycles typically used for stress-relief treatment of welded components. With this configuration, it was studied the influence of stress, heat-treatment temperatures and heating rate of the thermal cycle on the reheat cracking susceptibility, on stress relaxation and on modes of fractures. This study were developed using a high strength low alloy steel commercially produced (SAR 80T) in Brazil. Tests varying initial loads, heating rate and different heat-treatment temperatures, maintaining constant the welding conditions, were carried-out with Metal Active Gas process. The material presented high susceptibility to reheat cracking, at different conditions of PWHT. It were not observed an important effect of heating rates of thermal cycle on cracking susceptibility as much as an stress relaxation. Surface of fractures were examined by scanning electron microscopy (SEM), where basically two different modes of fracture were identified on basis of fracture appearance. For the temperature range of 500°C to 600°C, under condition of high and low stresses, a low-ductility intergranular fracture mode (brittle decohesion) was observed and fracture surfaces were characterized by almost featureless facets. At higher temperatures (680°C) and lower stresses, the fractures were slightly more ductile and occurred by creep cavitation in the grain boundaries. Although intergranular, these fractures were basically “dimples” due to coalescence of individual creep cavities. It was observed that fracture mode depends mainly on the temperature level rather than on stress range. It was also concluded that the AEMS is very adequate for the purpose, where the modes fracture showed a predominance for low-ductility intergranular fracture mode. For the modes of fracture by creep cavitation were not possible determine with clarity the instant of formation and propagation of reheat cracking.

### Key Words

Welding, Steel - Heat treatment, Steel - Fracture, Acoustic emission, Reheat Cracking, Modified implant test.

## CAPÍTULO 1

### INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

#### 1.1 - INTRODUÇÃO

A indústria da construção metálica, por questões técnicas e principalmente econômicas, necessita de materiais que possuam propriedades mecânicas cada vez mais elevadas, a fim de suportar condições de serviço mais rigorosas. Os materiais com características próximas ao desejado são os aços de alta resistência e baixa liga (aços ARBL), temperados e revenidos. Esses aços apresentam altos valores de limite de escoamento (na faixa entre 35 e 130 Kgf/mm<sup>2</sup>) e boa tenacidade, ductilidade, resistência à corrosão e fadiga. São utilizados principalmente nas construções de vasos de pressão e estruturas de plataforma “offshore”, pois devido as ótimas propriedades mecânicas resultam em estruturas mais leves que as construídas de aço carbono.

Devido às características mecânicas e metalúrgicas desses aços, sua união por soldagem, dependendo do projeto da junta e das condições de soldagem, pode provocar o aparecimento de elevadas tensões residuais internas. Em função deste problema, é prática rotineira a aplicação de Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT) após a soldagem, prevenindo-se, assim, o surgimento de falhas catastróficas que possam ocorrer durante o uso. Entretanto, o tratamento térmico pode conduzir à falhas nas regiões da solda durante a sua execução, além de resultar em custos adicionais. Este tipo de falha é conhecido como "trinca de reaquecimento" ou “trinca de alívio de tensões”. Este tipo de trinca é intergranular e ocorre principalmente na região de granulação grosseira da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) da solda.

Projetos ineficientes, métodos de fabricação e práticas operacionais sem as devidas precauções podem levar equipamentos soldados a entrar em operação com trincas preexistentes, não facilmente detectáveis por métodos convencionais. Uma pesquisa conduzida pela American Petroleum Institute - API, realizada por APBLETT et al. (1990), revelou problemas em muitos vasos de pressão de refinarias construídos com aços 1Cr-1/2Mo e 1.1/4Cr-1/2Mo-Si, sendo uma das causas principais desse problema a suscetibilidade desses materiais ao trincamento, quando submetidos à tratamentos térmicos inadequados. As trincas

foram normalmente associadas à ZAC, principalmente na região adjacente ao contorno da Zona Fundida (ZF). A conclusão final desta pesquisa deu grande ênfase à soldagem como fonte de geração de tensões e ao tratamento térmico como fator iniciador das trincas.

Na literatura encontram-se diferentes teorias envolvendo o mecanismo de formação de trinca de reaquecimento. Alguns autores afirmam que no reaquecimento da região soldada, ocorrem precipitações de carbonetos no interior dos grãos da matriz, induzindo o endurecimento secundário. Este endurecimento do interior dos grãos impede o seu escoamento, de forma que toda a deformação do material se concentrará nos contornos de grãos. Os contornos de grãos permanecem geralmente isentos de precipitados de tamanho suficiente para impedir o seu deslizamento. Desta forma, o material rompe-se nos contornos de grãos sob a ação das tensões internas que deveriam ser aliviadas. Outros autores mantêm que a trinca ocorre em consequência da difusão e precipitação de elementos residuais (P, S, Sn, Sb, etc.) nos contornos de grãos, parte durante a soldagem e parte durante o tratamento térmico, resultando na nucleação de vazios e provocando a decoesão dos contornos de grãos.

Na tentativa de justificar e entender as teorias que envolvem o mecanismo de formação da trinca de reaquecimento, vários pesquisadores estudaram os modos (mecanismos) de fratura da superfície da trinca de reaquecimento. Desses estudos foram identificados dois modos de fratura: Fratura Intergranular de Baixa Ductilidade, caracterizada pela presença de faces lisas nos contornos de grãos, e a Fratura Intergranular de Microvazios Coalescidos, caracterizada pela presença de pequenos “dimples” nos contornos de grãos. É consenso entre os pesquisadores que a transição de um modo de fratura para o outro depende da temperatura de tratamento térmico e da tensão de restrição residual. Entretanto, existem algumas controvérsias com relação a qual desses dois fatores é mais influente, com informações contraditórias.

Apesar da pouca importância dada a este fenômeno (trinca de reaquecimento) pela maioria dos fabricantes dos aços, o estudo da susceptibilidade à trinca de reaquecimento nos aços ARBL, bem como o entendimento dos mecanismos que atuam durante a formação e crescimento das trincas é de grande valia para o desenvolvimento tecnológico atual, principalmente para as áreas voltadas à construção de vasos de pressão de refinarias, caldeiras

e de estruturas metálicas, onde os problemas causados por este fenômeno geram custos elevados de reparos e manutenção.

Para se fazer um estudo sobre a susceptibilidade de um material ao trincamento de uma forma confiável, é preciso utilizar ensaios laboratoriais que reproduzam da melhor forma possível o que acontece na prática. No entanto, devido às restrições que ocorrem nas juntas (causa principal de tensões residuais), a maioria dos ensaios exigem corpos de prova de grandes dimensões, o que muitas vezes os inviabilizam economicamente. Uma solução é aplicar ensaios de simulação, que possibilitem o uso de corpos de prova de pequenas dimensões, permitindo o controle da tensão de restrição de soldagem, que é o caso do Teste de Implante Modificado, utilizado neste trabalho.

Para o desenvolvimento deste trabalho, foi utilizado um equipamento do Teste de Implante Modificado versátil e de fácil operação, caracterizado como um equipamento de teste semi-automático. Este equipamento revelou-se eficaz na determinação da susceptibilidade à trinca de reaquecimento do material em estudo, principalmente por fornecer, durante o ciclo de tratamento térmico de alívio de tensões, valores numéricos de tensões, relaxação de tensões e temperaturas. Além disso, o equipamento tem demonstrado capaz de implementar ciclos térmicos variados, possibilitando assim a variação de parâmetros que permitem uma melhor pesquisa da trinca de reaquecimento.

Outro ponto de grande importância deste equipamento (Teste de Implante Modificado), é o fato de que com algumas modificações pode-se obter a superfície fraturada do corpo de prova livre da formação de óxidos, permitindo a análise do aspecto morfológico da superfície da trinca de reaquecimento. Desta forma, procurou-se obter através do equipamento de teste, resultados de melhor resolução, precisão e repetibilidade, que são fatores de grande importância para a adequação de qualquer teste.

Uma técnica que tem sido muito usada nos últimos anos em diversas áreas, é o monitoramento de eventos baseado na geração de ondas de emissão acústica. Esta técnica vem sendo muito utilizada na área de ciências dos materiais (por exemplo, detecção da formação de estrutura cristalina) e no monitoramento das operações de usinagem dos metais. Outra área de grande utilização é no monitoramento de estruturas mecânicas, como uma espécie de ensaio

não destrutivo, para detecção de geração e/ou propagação de trincas. Esta técnica de monitoramento, via emissão acústica, usa as informações contidas nas ondas de tensão elásticas transientes, as quais são geradas pela rápida liberação de energia dentro do material, por exemplo na propagação de uma trinca, fornecendo informações a respeito do evento.

Apesar da versatilidade de utilização do monitoramento de eventos via emissão acústica, não é ainda verificado na literatura o seu emprego no monitoramento da formação e propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. Desta forma, procurou-se neste trabalho utilizar um sistema de emissão acústica acoplado ao Teste de Implante Modificado capaz de estudar a dinâmica de formação e propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT.

## 1.2 - OBJETIVOS

### 1.2.1 - OBJETIVO GERAL

O objetivo principal (geral) deste trabalho é demonstrar a viabilidade da utilização de um Sistema de Medição de Emissão Acústica (SMEA) acoplado ao Teste de Implante Modificado para determinar, durante o ciclo de TTAT, o instante de formação e propagação (crescimento) da trinca de reaquecimento, de forma a contribuir com informações que irão complementar as existentes na literatura sobre o fenômeno trinca de reaquecimento. Para tanto foi utilizado um aço nacional (SAR 80T), comercialmente produzido, de alta resistência e baixa liga (aço ARBL), temperado e revenido.

### 1.2.2 - OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para uma melhor compreensão daquilo que se pretende realizar neste trabalho são apresentados a seguir os objetivos específicos, isto é, os objetivos direcionados ao desenvolvimento do trabalho para o estudo do fenômeno trinca de reaquecimento, os quais são:

- (1) - Implementação de um SMEA no equipamento de teste (Teste de Implante Modificado), comprovar a sua funcionalidade e viabilidade para detectar o instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT.
- (2) - Determinação, com o auxílio do SMEA, do instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento na ZAC da solda durante o ciclo de TTAT, com variações na temperatura de tratamento térmico e na tensão de restrição da solda, verificando também a influência dessas variáveis na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço em estudo.
- (3) - Verificação da influência da taxa de aquecimento do ciclo de TTAT na relaxação de tensão e na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço em estudo.
- (4) - Determinação dos modos de fratura na superfície da trinca de reaquecimento e verificar a influência dos parâmetros temperatura de tratamento térmico e tensão de restrição inicial, na transição dos modos de fratura.

Dentre os objetivos deste trabalho, a principal inovação é a implementação do SMEA acoplado ao Teste de Implante Modificado, para determinar o instante da formação e propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. Além das informações que irão complementar as teorias existentes sobre o fenômeno da trinca, outra inovação do trabalho está relacionado à obtenção da superfície fraturada livre de óxidos à alta temperatura, para o estudo dos modos de fratura, utilizando o Teste de Implante Modificado.

## CAPÍTULO 2

### REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 - INTRODUÇÃO.

Neste capítulo é apresentada uma extensa revisão bibliográfica sobre os assuntos que envolvem o fenômeno trinca de reaquecimento. Apesar das primeiras menções sobre este fenômeno terem ocorrido na metade da década de 50, esta revisão envolve trabalhos realizados a partir da década de 70, pois foi a época em que a maioria dos esforços foram feitos no sentido de se entender as causas e os mecanismos de formação da trinca de reaquecimento.

Este capítulo foi dividido em 4 itens básicos, sendo que no primeiro item (2.2) é discutido a origem das tensões residuais devidos à soldagem e as metodologias mais importantes, citadas na literatura, para o alívio destas tensões. A seguir (item 2.3) é apresentada, uma revisão bibliográfica sobre os mecanismos que envolvem a trinca de reaquecimento na ZAC de juntas soldadas, tais como: a transformação microestrutural da ZAC, as teorias citadas na literatura para explicar a formação da trinca de reaquecimento e uma discussão da influência da composição química do material na susceptibilidade à trinca. No item 2.4 é apresentada, resumidamente, uma discussão sobre os testes utilizados para detectar a formação e propagação da trinca. Finalmente, no item 2.5 são apresentados os fundamentos da emissão acústica.

#### 2.2 - ORIGEM E MÉTODOS DE ALÍVIO DE TENSÕES EM JUNTAS SOLDADAS

##### 2.2.1 - ORIGEM DAS TENSÕES RESIDUAIS.

A soldagem por fusão consiste no processo de união de duas ou mais partes metálicas através da utilização de energia térmica, caracterizada por um aquecimento extremamente localizado. Em função da complexidade do ciclo térmico de soldagem, ocorrem grandes variações térmicas na junta soldada, o que conseqüentemente acarreta em variações volumétricas localizadas, além de transformações microestruturais e mudanças de propriedades

mecânicas. Estas variações causam transientes de tensões térmicas, que podem produzir deformações na junta soldada e/ou tensões residuais.

As tensões residuais de soldagem são as tensões internas que permanecem no material após a realização do processo. Estas tensões desenvolvem-se com maior intensidade na ZF e ZAC da solda durante o seu resfriamento. O nível da tensão residual e sua distribuição depende do grau de contração do metal sólido durante o resfriamento e do limite de elasticidade do material da junta a uma dada temperatura.

No resfriamento da soldagem, a ZF e ZAC da solda, que sofreram expansão térmica devido ao aquecimento, passam a contrair. O metal de base que não sofre um aquecimento significativo impede a contração no resfriamento do material. Em temperaturas acima de aproximadamente 650°C, a zona de fusão e regiões imediatamente adjacentes da solda acomodam as contrações térmicas pela deformação plástica, sem o desenvolvimento de algumas tensões significativas, pois o limite de escoamento do material é baixo acima dessa temperatura. No resfriamento dessas regiões, quando a temperatura fica abaixo de 650°C, ocorre um aumento significativo do limite de escoamento, dificultando a deformação plástica, podendo desenvolver altas tensões residuais (HRIVŇÁK & YUSHCHENKO, 1987).

O estado de tensão residual na soldagem pode ser determinado se em cada ponto da peça soldada forem conhecidas as componentes de tensão em valor e direção. A determinação completa de todas as componentes em vários pontos da junta soldada é de difícil obtenção experimental. Quase sempre, por motivo de ordem prática, a determinação das tensões residuais na soldagem limita-se à determinação das componentes das tensões paralelas e perpendiculares ao cordão de solda, denominadas respectivamente por tensões residuais longitudinais e tensões residuais transversais (SMITH & GARWOOD, 1992).

A FIG. 2.1 ilustra o aparecimento de tensões residuais longitudinais como resultado de uma operação de soldagem. Na seção AA não existem gradientes térmicos ao longo da direção y e o material está isento de tensões. Na seção BB, o material aquecido tende a expandir através das regiões mais frias da peça, gerando tensões de compressão próximo à zona fundida e tensões de tração nas regiões mais afastadas. Quando as tensões atingem o limite de escoamento, o material aquecido deforma-se plasticamente por compressão. Na

solidificação e no resfriamento posterior da solda, o material aquecido passa a se contrair, sendo novamente restringido pela região mais fria. Assim, como na seção CC, surgem tensões de tração na região do cordão de solda e tensões de compressão nas regiões adjacentes. Estas tensões aumentam de intensidade até o resfriamento total, seção DD, podendo chegar a níveis da ordem do limite de escoamento do material (EASTERLING, 1983).

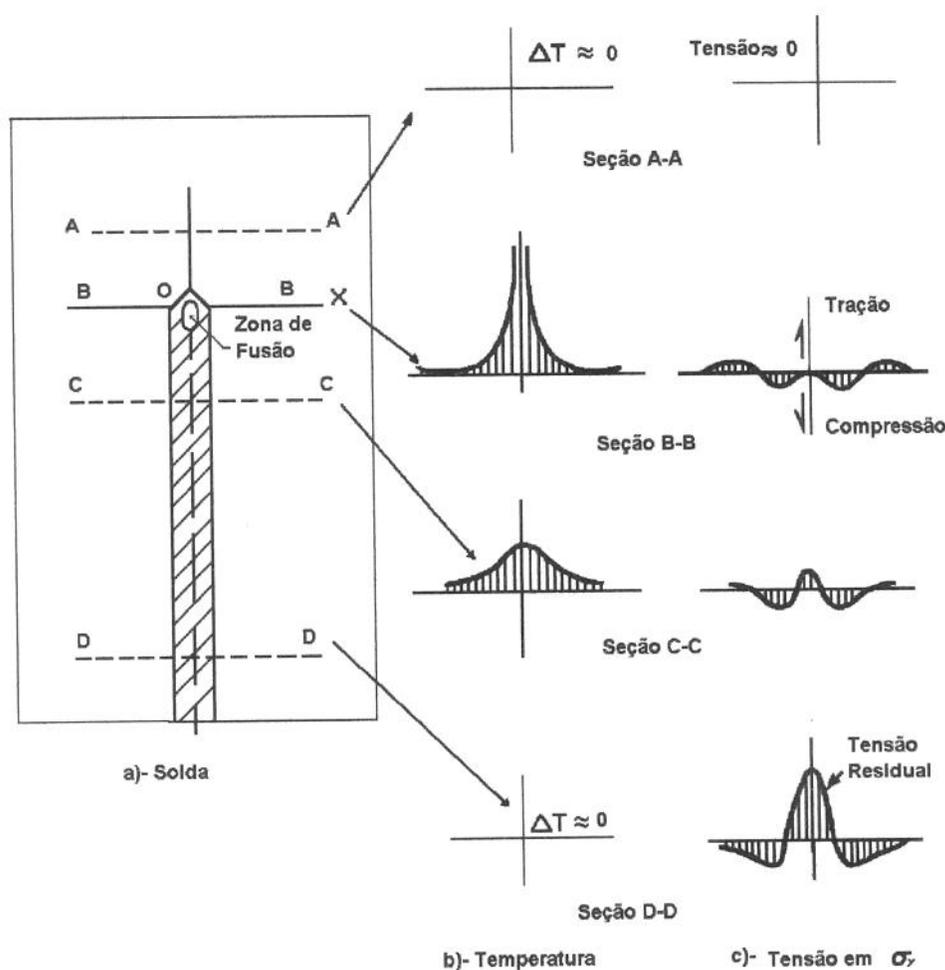


FIGURA 2.1 - Origem das tensões residuais de soldagem.

Fonte: EASTERLING, 1983.

Desta forma, após o resfriamento da junta soldada à temperatura ambiente, existirão tensões residuais de tração na região que foi aquecida e tensões residuais de compressão na região que permaneceu em menores temperaturas.

A formação das tensões residuais transversais é aproximadamente igual ao caso anterior. Do resfriamento da junta soldada à temperatura ambiente, resultarão em tensões residuais de compressão na região da borda do cordão de solda e de tração no meio do cordão (EASTERLING, 1983).

A superposição das componentes das tensões residuais desenvolvidas durante a soldagem leva a um estado de tensão residual final extremamente complexa. A região de granulação grosseira da ZAC fica, desta forma, sujeita a tensões de tração significativas, na direção perpendicular e transversal à solda (SCHRÖDER, et al., 1993). Este estado de tensão residual biaxial, bem como as características metalúrgicas desfavoráveis desta região, favorecem as ocorrências de distorções, fratura frágil, fratura por fadiga, corrosão sob tensão, etc.

MODENESI, MARQUES & SANTOS (1992) comentam que as tensões residuais e distorções não são completamente evitadas em soldagem, embora algumas medidas possam ser tomadas durante a realização da solda para reduzi-las; entre elas estão:

- (1) - não soldar em excesso;
- (2) - usar solda intermitente, quando possível;
- (3) - selecionar chanfro e juntas que requeiram uma menor quantidade de metal depositado;
- (4) - minimizar o número de passes;
- (5) - utilizar processos com alta taxa de deposição;
- (6) - balancear as soldas em torno de linha neutra da peça;
- (7) - usar dispositivo de fixação;
- (8) - pré-deformar as peças antes da soldagem, antecipando-se à distorção;
- (9) - usar uma sequência adequada de montagem;
- (10) - fazer pré-aquecimento.

Vários trabalhos (HRIVŇÁK, 1984; VINOKUROV, 1987 e HRIVŇÁK & YUSHCHENKO, 1987) afirmam que a melhor forma de minimizar as tensões residuais é a aplicação de algum tipo de tratamento de alívio de tensões após a soldagem, principalmente o Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT). A seguir serão apresentados e comentados os principais tipos de tratamento de alívio de tensões utilizados na prática.

## 2.2.2 - TRATAMENTO DE ALÍVIO DE TENSÕES APÓS A SOLDAGEM.

Como já comentado anteriormente, o processo de soldagem induz tensões residuais devido ao intenso ciclo térmico ao qual o material é submetido. Estas tensões residuais não diminuem com o tempo. Porém, se uma junta soldada é exposta a uma condição de carga que introduza uma certa quantidade de deformação plástica na zona de alta tensão residual, ocorre uma redução localizada desta tensão. Em geral, as tensões residuais são diminuídas pelo efeito tanto de cargas dinâmicas como estáveis, desde que sejam suficientes para causar deformações plásticas. Outra forma de aliviar as tensões residuais é diminuir o limite de escoamento do material através do aumento da temperatura, causando deformações plásticas localizadas.

O tratamento para o alívio de tensões, utilizado após a soldagem, tem como objetivo reduzir na junta soldada a tendência à formação de trincas, distorções, trinca de fadiga, corrosão sob tensão, etc. e em alguns casos obter melhorias na microestrutura da junta soldada.

Na prática, existem várias formas de minimizar o problema das tensões residuais elevadas, que podem ser agrupadas da seguinte forma: Tratamento Térmico Após a Soldagem e Tratamento Mecânico de Alívio de Tensões.

### 2.2.2.1 - TRATAMENTO TÉRMICO APÓS A SOLDAGEM.

Diferentes tipos de tratamentos térmicos após a soldagem podem ser aplicados a uma junta soldada com a finalidade principal de reduzir as tensões residuais. Além disso, podem também ser aplicados para melhorar os aspectos metalúrgicos do conjunto soldado. Os seguintes processos serão comentados: Alívio de Tensões a Baixa Temperatura; Recozimento a Alta temperatura e Tratamento Térmico de Alívio de Tensões.

No Alívio de Tensões a Baixa Temperatura, o aquecimento é realizado entre 150° e 200°C em ambos os lados do cordão de solda, em uma largura total de cerca de 60 a 130 mm. Após o tratamento a solda é resfriada em água. Este tratamento é adequado para estrutura de grandes dimensões que não permitem o alívio de tensões em forno. É também utilizado com o objetivo de eliminar o hidrogênio da junta soldada, tendo como desvantagem o fato que o seu

efeito de alívio de tensão é considerado baixo e não-uniforme (HRIVŇÁK & YUSHCHENKO, 1987).

No Recozimento a Alta Temperatura, as juntas soldadas são aquecidas à temperatura entre a linha A1 e A3 ou em certos casos acima de A3 do diagrama de fases do material. Após a uniformização da temperatura e permanência por um determinado período, inicia-se um resfriamento lento para diminuir a dureza na zona que foi endurecida durante a soldagem. Nesse tratamento é possível obter uma junta soldada completamente aliviada, porém deve-se tomar as devidas precauções para não distorcer a estrutura em função da taxa de aquecimento e resfriamento (HRIVŇÁK & YUSHCHENKO, 1987).

O Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT) é o mais utilizado, principalmente quando se trabalha com juntas soldadas de aços ARBL temperados e revenidos. Em alguns casos este tratamento é designado pelo nome de Recozimento de Alívio de Tensões. Baseado no código da ANSI/AWS D10.8-86, este tratamento consiste em:

- (1) - Aquecer uniformemente o componente soldado, de preferência em fornos, com velocidade controlada até o patamar de temperatura de tratamento térmico
- (2) - Conservar nesta temperatura por um determinado período, em função da espessura da junta soldada, de maneira que o limite de escoamento do material fique reduzido a valores inferiores aos dos níveis das tensões residuais. Nestas condições, as tensões residuais provocam deformações plásticas locais (movimentos de discordâncias), minimizando estas tensões.
- (3) - Arrefecimento controlado para evitar a contração brusca do material, que poderia causar a formação de novas tensões residuais.

O Tratamento Térmico de Alívio de Tensões pode ser aplicado com o intuito de, além do alívio das tensões residuais, obter também os seguintes melhoramentos nas juntas soldadas (HRIVŇÁK & YUSHCHENKO, 1987):

- (1) - Minimizar a susceptibilidade à formação de trincas.
- (2) - Melhorar a estabilidade dimensional

- (3) - Diminuir a dureza da ZAC pela decomposição da martensita e outras estruturas supersaturadas.
- (4) - Aumentar a resistência à fratura de corrosão sob tensão.
- (5) - Minimizar a susceptibilidade à trinca a frio ( trinca de hidrogênio).

Vários códigos fornecem, em função do material, recomendações práticas para a realização do tratamento térmico. O código da ANSI/AWS D10.8-86 especifica a temperatura de tratamento térmico e tempo de permanência a esta temperatura para as várias categorias de aços. Este código recomenda para os aços ARBL o tempo de tratamento, em uma determinada temperatura que varia de 635° a 690°C, de 1 hora por polegada (25,4 mm) de espessura até 2 polegadas (50,8 mm), e 15 minutos a mais para cada polegada de acréscimo na espessura, além deste valor.

Na literatura encontram-se trabalhos com tempo de permanência no patamar de temperatura do TTAT desde 2 horas (SMITH & GARWOOD, 1992) até 20 horas (TAMAKI & SUZUKI, 1983a e 1983b). HRIVŇÁK (1984) comenta que o tratamento térmico após a soldagem com tempo entre 1 a 2 horas no patamar de temperatura é suficiente para aliviar as tensões residuais a um nível desejado, porém esse tempo depende, além da espessura da junta a ser tratada, também da composição química do material.

Com relação à taxa de aquecimento, encontram-se trabalhos na literatura desde 40°C/h (SMITH & GARWOOD, 1992) até casos em que os corpos de prova foram colocados em fornos à temperatura de tratamento térmico, onde não houve a preocupação com a taxa de aquecimento (BOWEN & HIPPSLEY, 1988). COTTON & LEGGATT (1989) demonstram a pouca influência da taxa de aquecimento do ciclo de TTAT na relaxação de tensão de uma junta soldada. Este efeito, demonstrado na prática e através de equações matemática, diminui drasticamente para taxas de aquecimento acima de 50°C/h.

#### 2.2.2.2 - TRATAMENTO MECÂNICO DE ALÍVIO DE TENSÕES.

O Tratamento Mecânico de Alívio de Tensões (TMAT) não substitui totalmente o Tratamento Térmico Após a Soldagem, principalmente onde é exigido, além da redução das tensões residuais, o melhoramento metalúrgico da junta soldada. Porém, esta metodologia de

alívio de tensões é frequentemente utilizada, em alguns casos pela simplicidade de aplicação, ou é utilizada junto com outras finalidades além do alívio de tensões. Os TMAT que serão comentados neste item são: Sobrecarregamento; Vibrações; Esmerilhamento, Explosão e Martelamento.

O TMAT pelo Sobrecarregamento é realizado através da aplicação de uma carga na estrutura soldada, de forma que parte da tensão interna da solda exceda a tensão de escoamento do material e as tensões nessa região são relaxadas pela deformação plástica. O resultado final consiste na redução da tensão residual da junta soldada.

O processo de alívio de tensão através do TMAT por Vibração envolve a indução, na estrutura soldada, de um ou mais estados de ressonância de baixa frequência, utilizando alta força de excitação, resultando numa deformação elástica global da estrutura. Embora a deformação nominal aplicada seja elástica, nas regiões onde as tensões são elevadas ocorrem deformações plásticas, devido à tensão resultante exceder a tensão de escoamento do material. O grau de relaxação de tensão não é tão alto devendo estar abaixo de 40% (HRIVŇÁK & YUSHCHENKO, 1987). A efetividade do tratamento de alívio de tensão através da vibração depende do tipo de estrutura a ser tratada (tamanho, rigidez e peso).

O Esmerilhamento pode ser também considerado um TMAT por remover as descontinuidades na solda, que são regiões de alta concentração de tensões. As descontinuidades afetam principalmente a resistência da junta soldada à fadiga, particularmente nos aços de alta resistência (HRIVŇÁK & YUSHCHENKO, 1987). É esperado que se tal descontinuidade da solda for removida, pode resultar em um apreciável aumento na resistência à fadiga da estrutura soldada, porque durante o esmerilhamento são introduzidas na junta soldada tensões compressivas na superfície esmerilhada.

O TMAT por Explosão é um método simples e efetivo de relaxação de tensão residual. É baseado na ação rápida e intensa do ciclo tensão-deformação que é introduzido na superfície tratada por meios de cargas explosivas. A quantidade de carga explosiva, sua forma e "lay-out" devem ser precisamente calculadas. A onda de choque devida à explosão penetra na superfície da junta a ser tratada gerando o ciclo de tensão-deformação. Este ciclo aplicado à estrutura

soldada que contém tensões residuais produz elevado escoamento localizado, aliviando-as rapidamente.

O TMAT por Martelamento consiste em aplicar marteladas sobre o cordão de solda e suas adjacências durante ou após a soldagem (“hammer peening”) ou por um fluxo de partículas de alta velocidade direcionado à superfície a ser tratada (“shot peening”). Este tratamento tem sido utilizado por mais de 40 anos, porém não existem métodos práticos para medir o efeito do martelamento em função da dificuldade de controlar o processo. (MADDOX, 1985).

### 2.3 - TRINCA DE REAQUECIMENTO

O fenômeno trinca de reaquecimento pode ocorrer durante a exposição de uma junta soldada a elevada temperatura produzida tanto pelo TTAT como em operação. Este fenômeno aparece na forma de trincas intergranulares na ZAC e em alguns casos também na ZF.

MEITZNER (1975) e DHOOGHE & VINCKIER (1993) comentam que o problema da trinca de reaquecimento tem recebido considerável atenção nos Estados Unidos e Inglaterra desde a década de 50. Os trabalhos iniciais foram realizados em aços inoxidáveis (AISI 347), em função das trincas observadas em serviço, pois este material era utilizado especialmente em tubos de vapor de alta temperatura de geradores de energia.

Na década de 60, problemas similares relacionados à trinca durante o TTAT e à alta temperatura de serviço foram observados em alguns aços ferríticos resistentes à fluência, particularmente os aços ao Cr-Mo-V e 2Cr-Mo, utilizados na construção de tubos de vapor de usinas geradoras de energia. A partir destas observações, iniciaram-se as pesquisas relacionadas ao problema de trincas nesses materiais, primeiramente na Inglaterra e Estados Unidos, posteriormente na Alemanha e Japão.

A trinca de reaquecimento foi observada também na ZAC dos aços estruturais de baixa liga, incluindo os aços temperados e revenidos utilizados na construção de vasos de pressão. MEITZNER (1975) cita que durante os testes de pressão hidrostática alguns vasos falharam

catastroficamente, enquanto outros vasos foram refugados ou tiveram que ser submetidos a reparos de alto custo.

Outro campo onde o fenômeno da trinca de reaquecimento tem recebido muita atenção desde 1970 é nos vasos de pressão de usinas nucleares, onde o fenômeno manifestou-se como pequenas trincas na ZAC de revestimento austenítico ou, em alguns casos, como micro-trincas na ZAC da estrutura principal soldada.

Nos últimos anos, o grande número de publicações sobre trinca de reaquecimento prova que ainda existe um considerável esforço no sentido de melhor entender as causas deste fenômeno e, através de testes de susceptibilidade, minimizar os efeitos catastróficos que a trinca pode causar.

Para melhor entender o fenômeno da trinca de reaquecimento na ZAC, é necessário compreender as transformações microestruturais que ocorrem na formação da ZAC durante a soldagem e durante o ciclo de TTAT, mais especificamente a formação dos carbonetos. Estes assuntos são resumidamente discutidos no item 2.3.1. No item 2.3.2 são apresentadas e discutidas as teorias descritas por vários pesquisadores da área sobre o mecanismo de formação da trinca de reaquecimento. No item 2.3.3 são apresentados os modos de fratura da trinca de reaquecimento em função da temperatura e tensão. Finalmente no item 2.3.4 são discutidas a influência da composição dos elementos de liga dos aços e também a influência das impurezas sobre o fenômeno da trinca de reaquecimento.

### 2.3.1 - TRANSFORMAÇÃO MICROESTRUTURAL DA ZAC.

Durante a soldagem de uma junta, o insumo de calor é intenso e localizado. O cordão de solda e regiões adjacentes ficam expostos a ciclos térmicos que provocam, além das tensões residuais, transformações metalúrgicas complexas. Estes efeitos afetam profundamente a microestrutura final e portanto pode influenciar em muitos problemas que se desenvolvem durante e após a soldagem, principalmente quanto a susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

APBLETT et al. (1990) comentam que os aços 1Cr-1/2Mo, com uma microestrutura da ZAC constituída de martensita ou bainita inferior são mais susceptíveis à trinca devido ao

TTAT do que uma microestrutura constituída de bainita superior. Também foi verificado que a microestrutura martensítica é mais propensa à perda de ductilidade e tenacidade do que a bainita. Assim, a determinação das características de transformações da ZAC é o primeiro passo na determinação da soldabilidade de um material, podendo proporcionar o caminho para reduzir ou eliminar certos problemas da ZAC na solda.

Para entender as características das transformações que ocorrem na ZAC durante a soldagem, EASTERLING (1983) associou a região microestrutural de uma solda ao diagrama de equilíbrio, dividindo a ZAC em várias regiões em função da temperatura alcançada durante a soldagem. Porém, esta representação é muito simplista, pois ignora a diferença existente entre o ciclo térmico de soldagem e a condição utilizada para obter o diagrama de equilíbrio de fase. A soldagem induz uma alta taxa de aquecimento ( $1600^{\circ}\text{C/s}$ ) e alta taxa de resfriamento ( $300^{\circ}\text{C/s}$ ) resultando em condições longe do equilíbrio. Além disso, a homogeneização completa, requerida para o equilíbrio, nunca existe durante a soldagem, e também a consideração de equilíbrio não inclui constituintes de não-equilíbrio, tais como a martensita e bainita.

Muitas das dificuldades do uso do diagrama de equilíbrio para se prever as transformações na ZAC da solda também se estendem para a utilização do Diagrama de Transformação de Resfriamento Contínuo (diagrama CCT) padrão (HARRISON & FARRAR, 1989). Este diagrama é obtido a partir da homogeneização da austenita, o que não ocorre na soldagem, devido à incapacidade dos elementos de liga difundirem uniformemente através da microestrutura austenítica, em função do rápido ciclo térmico de soldagem e do curto tempo de austenitização.

Para prever corretamente as transformações da microestrutura na ZAC, o diagrama de transformação de resfriamento contínuo (diagrama CCT) pode ser obtido usando as condições de aquecimento e resfriamento padrões da soldagem. Entretanto são poucos os diagramas CCT obtidos sob condições de soldagem em aços de baixa liga, devido à complexidade da microestrutura resultante sob as várias condições de soldagem.

Dependendo do grau de homogeneização e taxa de resfriamento (relacionado ao insumo de calor e pré-aquecimento para um dado processo de soldagem e espessura da junta soldada),

a microestrutura da ZAC pode consistir-se de martensita, martensita e bainita misturadas ou bainita associada com austenita retida.

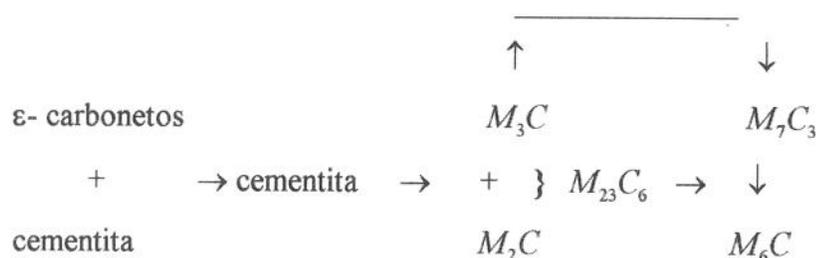
Apesar das dificuldades citadas acima, o diagrama CCT sob condições de soldagem é importante para o entendimento da soldabilidade do material, além de fornecer informações importantes relacionadas ao potencial de susceptibilidade à trinca. No trabalho de APBLETT et al. (1990) são apresentados vários diagramas CCT dos aços ao Cr-Mo sob condições simuladas da região de granulação grosseira da ZAC.

Durante a soldagem, na região da ZAC em que a temperatura excede 1100°C, os carbonetos são total ou parcialmente dissolvidos na matriz dos aços. Em condições de alta velocidade de resfriamento (típicas dos processos de soldagem) ocorre, nessa região, a formação de estruturas martensíticas e/ou de bainita inferior, mantendo os carbonetos dissolvidos na forma supersaturada. Durante o TTAT efetuado após a soldagem à temperaturas entre 450° e 700°C, os carbonetos se precipitam na forma de carbonetos especiais. Os tipos de carbonetos, tamanho, distribuição e morfologia depende da composição química do material, microestrutura presente, temperatura e tempo de TTAT (HIPPSLEY, 1981).

HIPPSLEY (1981) mostra, que durante o tratamento térmico de um aço 2,25Cr-1Mo, os carbonetos precipitados inicialmente são predominantemente do tipo  $M_3C$ , entre a temperatura de 300° e 600°C e aumentam em densidade com o tempo e temperatura (M representa os vários elementos que podem formar os carbonetos). A transformação para carbonetos mais estáveis ocorre somente após longo tempo ou à temperaturas mais altas. A precipitação dos carbonetos na ZAC durante o tratamento térmico influencia a sensibilidade à fratura de um material através de quatro caminhos possíveis:

- (1) - Promove a nucleação de microvazios nos contornos de grãos, facilitando o início de uma trinca.
- (2) - Pode alterar a trajetória da trinca.
- (3) - Pode alterar o equilíbrio dos elementos em solução (influenciando no mecanismo de segregação/fragilidade).
- (4) - Induz o endurecimento secundário durante o tratamento térmico.

Vários pesquisadores (HIPPSLEY, 1981; YU, 1989 e CASSANELLI, MEJÍAS & DE VEDIA, 1989) estudaram a sequência evolutiva da formação dos carbonetos nos aços. De um modo geral, existe concordância entre os pesquisadores com relação à sequência de precipitação de carbonetos. Para o aço 2,25Cr-1Mo (contendo 0,25%C) a sequência de precipitação na microestrutura bainítica da ZAC é a seguinte (HIPPSLEY, 1981):



Esta sequência de precipitação (evolução dos carbonetos) ocorre com o aumento da temperatura e/ou com o tempo a alta temperatura. As dificuldades encontradas nesses estudos estão relacionados ao fato de que alguns carbonetos estáveis, tais como TiC, NbC, etc., ainda que geralmente mais refinados do que os carbonetos de Cr, Mo ou Fe, podem não dissolver totalmente durante a soldagem na ZAC. Assim, a sequência da evolução de precipitação dos carbonetos é afetada durante o tratamento térmico.

Investigações similares foram realizadas no sentido também de determinar a sequência de transformações dos carbonetos em vários aços ao Cr-Mo (NAKAMURA, ENJO & KIKUCHI, 1987; SCIFO, 1989; APBLET et al., 1990 e NAKAMURA & KIKUCHI, 1991), comprovando que a temperatura e tempo de tratamento térmico afetam a sequência de transformação.

A TAB. 2.1 mostra a sequência de evolução dos carbonetos nas região de granulação grosseira da ZAC para o aço 1CrMoV, em função da temperatura de tratamento térmico.

TAMAKI et al. (1984) estudaram os tipos de carbonetos presentes nos aços Cr-Mo utilizando o Teste de Implante Modificado, onde os corpos de prova foram temperados em óleo à 950°C e revenidos entre 500° e 700°C, com o tempo variando de 1 a 100 horas. Neste

estudo foi mostrado que o carboneto do tipo  $M_2C$  (para  $M = Mo, Fe, Cr$ ) precipita-se durante o ciclo de TTAT na faixa de  $500^\circ$  a  $550^\circ C$ , que é a faixa de temperaturas de maior incidência do fenômeno da trinca de reaquecimento, indicando que este tipo de carboneto favorece a formação das trincas. O carboneto do tipo  $M_7C_3$  (para  $M = Cr, Fe, Mo$ ) precipita-se na faixa de temperaturas entre  $450^\circ$  e  $500^\circ C$ , e os tipos  $M_{23}C_6$  (para  $M = Cr, Fe, Mo$ ) e  $M_3C$  (para  $M = Fe_2Mo$ ) precipita-se somente acima de  $600^\circ C$ , que são as faixas de temperaturas de menor incidência da trinca de reaquecimento.

TABELA 2.1

Evolução dos carbonetos na região grosseira da ZAC para o aço 1CrMoV.

MATERIAL GS 17 - CrMoV 511	SIMUL. DA ZAC DE GRANULAÇÃO GROSSEIRA	TEMPERATURA DE ALÍVIO DE TENSÃO ( $^\circ C$ )
METAL DE BASE	ESTRUTURA APÓS A SIMULAÇÃO DA ZAC	ESTRUTURA DA ZAC APÓS TTAT
FERRITA + MC $M_2C$ $M_{23}C_6$ $M_7C_3$	MARTENSITA + BAINITA	- à $725^\circ C$ $MC, M_2C, M_7C_3, M_{23}C_6$ - à $700^\circ C$ $M_3C, MC, M_2C, M_{23}C_6$ - à $650^\circ C$ $M_3C, MC, M_2C$ - à $550^\circ C$ $M_3C, MC$

Fonte: ABPLETT et al., 1990.

### 2.3.2 - FENÔMENO DA TRINCA DE REAQUECIMENTO.

Como já comentado anteriormente, a trinca de reaquecimento segue os contornos dos grãos na região de granulação da ZAC que foi aquecida à temperatura acima de  $1100^\circ C$ , ou na

zona fundida do cordão de solda, que subsequentemente foi submetida à deformação plástica durante o TTAT, ou ainda à alta temperatura de serviço.

Os materiais considerados susceptíveis a esse fenômeno são os aços estruturais ligados e microligados, superligas à base de níquel e aços inoxidáveis austeníticos (THAMBURAJ, WALLACE & GOLDAK, 1983 e ORTNER & HIPPSLEY, 1992).

Vários trabalhos descrevem teorias para explicar o mecanismo de formação da trinca de reaquecimento na ZAC. BONISZEWSKI & EATON (1969); RITTER & McPHERSON (1974); MEITZNER (1975) e CHILQUE et al. (1975) afirmam que:

- (1) - Durante a execução da soldagem, os carbonetos (de V, Mo, Cr, etc.) do material são rapidamente solubilizados na ZAC da solda quando a temperatura ultrapassa 1200°C. Devido ao rápido resfriamento da solda, a precipitação dos carbonetos praticamente não ocorre, formando assim os produtos de transformação martensita e bainita inferior.
- (2) - O TTAT realizado após a soldagem e/ou serviço a alta temperatura fazem precipitar na forma de carbonetos os elementos que tem afinidade com o carbono que se encontram em solução sólida supersaturada, de uma forma idêntica ao que acontece em um revenimento normal. Esses precipitados, dependendo da temperatura, formam no interior dos grãos plaquetas submicroscópicas, provocando um enrijecimento considerável, ocorrendo conseqüentemente um aumento na dureza (endurecimento secundário). Os contornos dos grãos, porém, ficam geralmente isentos de precipitados.
- (3) - Alguma relaxação da tensão residual ou deformação plástica imposta a tal microestrutura pelo TTAT, será limitada pela maior resistência do interior dos grãos e a deformação ficará concentrada ao longo dos contornos de grãos (regiões de menor incidência de carbonetos). Embora a deformação global seja pequena, altas tensões de cisalhamento e de tração são desenvolvidas nos contornos. A deformação resultante leva à formação de vazios, que aliados a outras descontinuidades, darão lugar à chamada trinca de reaquecimento.

Existe um grande número de casos em que a susceptibilidade à trinca de reaquecimento não é completamente explicada do ponto de vista do endurecimento secundário. Por isso, muitas pesquisas foram direcionadas para o efeito da segregação e precipitação nos contornos de grãos de elementos residuais, tais como o P, S, As, Sb, Sn, etc. Esses elementos nos contornos de grãos facilitam a fratura intergranular (BRIANT & BANNERJI, 1978; HIPPSLEY, KNOTT & EDWARDS, 1980 e 1982; LEVANDOWSKI et al. 1987; LEVANDOWSKI, HIPPSLEY & KNOTT, 1987 e HIPPSLEY, 1987).

Os elementos residuais segregam para os antigos contornos de grãos durante a austenitização (soldagem) e no TTAT esses elementos são considerados responsáveis pela diminuição da energia coesiva dos contornos de grãos, promovendo a nucleação de vazios e/ou a decoesão dos contornos, de forma a ocorrer o seu deslizamento, formando a trinca de reaquecimento.

É conhecido que várias interações podem existir entre os elementos de liga e os elementos residuais, podendo afetar a ductilidade, ou por uma direta influência das inclusões não-metálicas ou pela fragilidade causada pela segregação de elementos residuais para os contornos de grãos à alta temperatura. Assim, o interesse na variabilidade das condições de teste e o desenvolvimento de novas técnicas, particularmente a espectroscopia “Auger”, para estudar a composição química dos contornos de grãos, levaram a uma intensa avaliação dos efeitos dos elementos residuais e dos elementos de liga na susceptibilidade à trinca.

APBLETT et al. (1990) classificou os elementos de liga e elementos residuais em 5 categorias:

- (1) - A dos estimuladores da segregação que atuam como co-segregantes com as impurezas; tais como: manganês, níquel, etc.
- (2) - A dos que não estimulam a segregação, tal como o cromo.
- (3) - A dos elementos de adição que impedem a segregação, tais como: titânio, molibdênio, etc.
- (4) - A dos elementos fragilizantes, tais como: hidrogênio, nitrogênio, silício, fósforo, enxofre, estanho, germânio, arsênico antimônio, etc.
- (5) - A dos melhoradores da coesão dos contornos de grãos, tal como o carbono.

DHOOGHE & VINCKIER (1986) e BALAGUER, WANG & NIPPES (1989) comentam que a perda de ductilidade, causada pela segregação dos elementos residuais para os contornos de grãos durante a elevada temperatura, é certamente um fator relevante para a ocorrência da trinca, mas o verdadeiro mecanismo é provavelmente uma combinação de segregação de impurezas para os contornos de grãos com a precipitação de carbonetos (endurecimento secundário). Esta combinação aumenta a complexidade e dificulta o entendimento do mecanismo da trinca de reaquecimento.

Das teorias apresentadas na literatura sobre o fenômeno trinca de reaquecimento, pode-se assumir que a susceptibilidade de um material depende fortemente da composição química e principalmente dos teores de elementos residuais. A susceptibilidade também aumenta com o tamanho de grão da região grosseira da ZAC e com a dureza dessa região antes do tratamento térmico e/ou serviço. Outros fatores que contribuem para a susceptibilidade à trinca são a presença de entalhes, superfícies irregulares e/ou defeitos internos, onde a trinca tem grande probabilidade de iniciar-se. Qualquer um desses fatores atuando na granulação grosseira da ZAC é particularmente prejudicial, pois eles atuam com um intenso concentrador de tensão e, em uma microestrutura de baixa ductilidade, pode levar à ruptura.

MEITZNER, 1975 e DHOOGHE & VINCKIER, 1993 comentam que durante o TTAT de uma junta soldada ocorrem grandes deformações localizadas por fluência, de forma a relaxar as tensões residuais geradas durante a soldagem. Porém, se a relaxação de tensão exceder a ductilidade à fluência do material, forma-se a trinca de reaquecimento. É também comentado que a deformação plástica requerida para relaxar as tensões residuais é diretamente proporcional não somente ao nível de tensão residual, mas também ao tamanho do componente soldado e, se aliado a um concentrador de tensão, causada por entalhes ou inclusões nas regiões de maior esforço, pode causar a fissuração do material.

DHOOGHE & VINCKIER (1986) comentam que é possível ocorrer a combinação de vários processos fragilizantes ("temper embrittlement", "creep embrittlement", etc.) durante o tratamento térmico, que contribuem para a ocorrência da trinca de reaquecimento, pois a microestrutura da ZAC é composta de fases de não-equilíbrio, produzidas pelo rápido ciclo térmico de soldagem.

SCIFO (1989) argumenta que o fenômeno de fragilização nos aços Cr-Mo depende dos fatores de caráter químico-metalúrgico e dos parâmetros do ciclo de tratamento térmico, como o patamar temperatura e o tempo de permanência em determinada faixa de temperaturas (entre 450° e 600°C). Esta faixa de temperaturas é considerada crítica, devido principalmente ser a região do ciclo térmico de maior incidência de formação de carbonetos tipo  $M_2C$ , o que acarreta no endurecimento secundário e, conseqüentemente, na trinca de reaquecimento.

Desta forma, SCIFO (1989) sugere a execução de TTAT com taxa de aquecimento e de resfriamento mais elevadas possíveis, afim de atravessar rapidamente esta faixa de temperatura crítica, em que a fragilidade alcança o seu máximo. Além disso, o TTAT deverá ser executado à temperatura mais elevada, onde a ductilidade do material é melhorada e o alívio de tensão ocorre com mais rapidez. APBLETT et al. (1990) também recomenda a temperatura de TTAT para os aços Cr-Mo acima de 600°C, no sentido de evitar a região do ciclo térmico de maior frequência de ocorrência da trinca de reaquecimento, considerada também entre 450° e 600°C.

Com relação à taxa de aquecimento no ciclo de tratamento térmico, poucos são os trabalhos encontrados na literatura que comentam a sua influência na susceptibilidade à trinca de reaquecimento. BRIANT e BANERJI (1978) afirmam que a taxa de aquecimento é também um fator importante a ser considerado na susceptibilidade à trinca de reaquecimento, e que efeitos nocivos à junta soldada ocorrem tanto para alta como para baixa taxa de aquecimento. HIPPSLEY (1983) citado por APBLETT et al. (1990) cita que a alta taxa de aquecimento produz um efeito benéfico marginal na redução da susceptibilidade à trinca, devido à introdução na junta soldada de tensões adicionais em função do alto gradiente térmico. Entretanto, KANAZAWA et al. (1976) não encontrou efeitos significativos na susceptibilidade à trinca de reaquecimento com taxas de aquecimento entre 80°C/h e 400°C/h.

Com relação ao tempo de execução do ciclo de tratamento térmico e principalmente a permanência no patamar de temperatura, SUZUKI & TAMAKI (1988) mostram que, para o aço 1Cr-1/2Mo à temperatura de 600°C, o tempo influencia nos modos de fratura da trinca de reaquecimento. Para longos períodos de tempo, acima de 72 ks, a trinca passa de intergranular para a forma de fratura transgranular. Esta transição foi atribuída a reversão do estágio frágil dos contornos de grãos pela segregação e difusão do fósforo do contorno para o interior dos grãos, além do processo de amaciamento do interior dos grãos (diminuição da dureza).

Para melhor compreender a susceptibilidade à trinca de reaquecimento de um material, é importante conhecer, em função do tempo e temperatura, o início da formação da trinca durante o ciclo de TTAT. Resultados dos testes efetuados por SUZUKI, TAMAKI & KOJIMA (1986) nos aços Cr-Mo, utilizando o Teste de Implante Modificado, mostram que a trinca pode iniciar durante a fase de aquecimento do ciclo de TTAT, na faixa de 510° a 550°C, dependendo da tensão residual de soldagem e da composição química do material. Entretanto neste trabalho não foi mostrado de que forma realizou-se a verificação do início da trinca. Foi apenas citado que, para a verificação da trinca, os testes foram interrompidos antes da fratura final.

VERÓN, HIPPSLEY & KNOTT (1984) também mostraram a importância de conhecer o instante de formação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. Neste trabalho foi utilizado o teste de relaxação de tensão por flexão, em barras entalhadas no aço SA508 classe 2. Para detectar a formação da trinca de reaquecimento foi utilizada uma técnica de queda de potencial. Para esse aço o início de formação da trinca ocorreu com maior incidência na faixa de 520° a 570°C.

Desta forma, para uma compreensiva avaliação da susceptibilidade à trinca de reaquecimento de um material, é importante conhecer a formação da trinca durante todo o ciclo de TTAT, e não somente no patamar de temperatura.

### 2.3.3 - ASPECTO DA SUPERFÍCIE FRATURADA DA TRINCA DE REAQUECIMENTO.

A fratura de materiais sólidos tem sido observada há muitos anos. A ocorrência de fraturas normalmente é o resultado de deficiência do projeto, processamento inadequado dos materiais (impurezas, defeitos internos, tratamento térmicos inadequados, etc.), deterioração em serviços (erosão, corrosão, ataque químico, etc.) e operação incorreta do equipamento (sobrecarga, reparação ineficiente, colisões, etc.).

A análise das causas de fraturas pode ser feita através de interpretação e caracterização da superfície fraturada. A importância desta análise reside no fato de permitir um elemento de caracterização da causa da fratura, para conhecer porque um determinado equipamento falhou,

para, a partir daí, chegar-se à meta final, ou seja a prevenção de novas ocorrências. Em geral o problema de fratura está ligado às tensões e deformações aplicadas sobre o material, quando as mesmas excedem localmente a capacidade de carga que o elemento suporta.

A fratura, ou separação das partes, pode acontecer basicamente por 3 modos (mecanismo) nos materiais: clivagem, ruptura por “dimples” e fratura intergranular.

A fratura por clivagem é a forma mais frágil de fratura que pode ocorrer em materiais cristalinos. Ela acontece pela separação direta ao longo dos planos cristalográficos devido à ruptura das ligações atômicas.

A ruptura por “dimples” está associada ao processo de coalescência de microvazios. Esta ruptura envolve a nucleação, crescimento e coalescência de vazios nucleados por quebra ou decoesão de partículas de segunda fase ou inclusões, que agem no processo de fratura.

A diferença essencial entre a fratura intergranular e os outros modos de fratura está no caminho percorrido pela trinca. A trinca que causa a fratura intergranular propaga-se ao longo dos contornos de grãos. A fratura intergranular pode resultar de numerosos processos, os quais incluem a nucleação e coalescimento de microvazios provocados por inclusões ou partículas de segunda fase alojadas ao longo dos contornos de grãos e a decoesão dos grãos devido a presença de elementos impuros nos contornos de grãos.

Como já comentado anteriormente, a trinca de reaquecimento ocorre ao longo dos contornos de grãos, o que caracteriza-se como fratura intergranular. HIPPSLEY, KNOTT & EDWARDS (1980 e 1982); SHIN & McMAHON (1984a e 1984b) e VERÓN, HIPPSLEY & KNOTT (1984) nos estudos dos aços para vasos de pressão Mn-Mo-Ni-Cr (ASTM A508 Class 2) e aços 2,25Cr-1Mo, identificaram duas formas distintas de trinca intergranular (trinca de reaquecimento) durante o TTAT realizados em Testes de Relaxação de Tensões com corpos de prova entalhados. Os modos de fraturas intergranular foram:

- (1) - Fratura Intergranular de Baixa Ductilidade (FIBD) - Este modo de fratura ocorre quando o material é submetido à tratamento térmico em condição de média temperatura (entre 450° e 600°C) e sujeito à alta tensão residual (tensões próxima ao limite de escoamento).

Este modo de fratura foi caracterizado pela presença de faces intergranulares lisas de mínima plasticidade na superfície da trinca. As trincas foram associadas com a segregação para os contornos de grãos de traços de impurezas e o aumento localizado de impurezas (principalmente o enxofre) na ponta da trinca durante o TTAT, em virtude do alto nível de tensão nessa região.

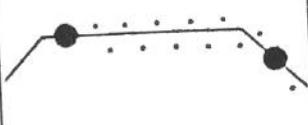
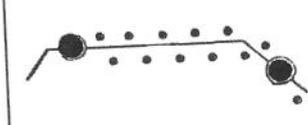
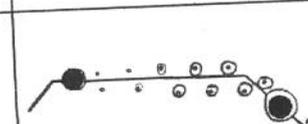
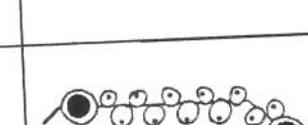
- (2) - Fratura Intergranular de Microvazios Coalescidos (FIMC) - Este modo de fratura ocorre quando o material soldado é submetido à tratamento térmico com médio nível de tensão e em condições de alta temperatura (entre 600° e 700°C). Neste caso os testes indicaram que os microvazios são aparentemente nucleados pelo sulfeto de manganês, MnS, nos contornos de grãos, crescem e coalescem durante o TTAT. Este modo de fratura é similar à clássica cavitação por fluência.

É de consenso entre os pesquisadores que a transição de um modo de fratura para outro depende da temperatura de tratamento térmico e da tensão de restrição. Entretanto, existe alguma controvérsia em relação a qual desses fatores é o mais influente. HIPPSLEY, KNOTT & EDWARDS, (1982) revelaram que a transição depende principalmente da temperatura de tratamento térmico. Enquanto SHIN & McMAHON (1984a e 1984b), que estudaram os efeitos separados da tensão e temperatura, concluíram que a transição depende principalmente do nível de tensão de restrição.

Outras pesquisas sobre os modos de fratura têm sido conduzidas, utilizando principalmente o teste de relaxação de tensão de flexão, com corpo de prova de um único gume entalhado (SEN- "single-edge notched"), para avaliar a microestrutura da ZAC da solda em condições reais e simuladas, em uma variedades de aços (HIPPSLEY, RAUH & BULHOUGH, 1984; HIPPSLEY & KNOTT, 1984; HIPPSLEY, 1985; CHEN, 1986; BOWEN & HIPPSLEY, 1988 e HIPPSLEY & LEWANDOWSKI, 1988). A partir dessas pesquisas, pode-se comprovar que ambos os modos de fratura (FIBD e FIMC) são fortemente afetados pela presença do enxofre nos contornos de grãos. É também possível que efeitos sinérgicos da combinação de solutos fragilizantes (P, Sn, Sb) possam ser importantes, mas nenhum resultado inequívoco tem sido anunciado.

BOWEN & HIPPSLEY (1988) realizaram vários testes no aço 2,25Cr-1Mo variando a temperatura de austenitização para simular a ZAC de uma solda. Os testes foram realizados a 500°C, no vácuo (0,0001mbar), sob cargas estáticas (cargas constantes durante o teste). Foi sugerido que o mecanismo FIBD é principalmente controlado pela difusão do enxofre para a ponta da trinca, e o mecanismo FIMC é fortemente controlado pelo tamanho e distribuição espacial dos sulfetos nos contornos de grãos.

A FIG. 2.2 representa esquematicamente o crescimento da trinca e sua transição da FIBD para FIMC em função do fator de intensidade de tensão,  $K$ , que incorpora termos geométricos (que é função do corpo de prova, comprimento da trinca e a forma aguda da ponta da trinca) e nível de tensão. Este fator define a magnitude do campo de tensão e deformação na ponta da trinca.

Fator de Intensidade de Tensão	Contorno de grãos antes da fratura	Contorno de grãos após a fratura
$K = 0$		Sem fratura
$K < 52 \text{ MPam}^{1/2}$		FIBD
$K = 52 \text{ MPam}^{1/2}$		FIBD/FIMC
$K > 52 \text{ MPam}^{1/2}$		FIMC

• Sulfetos grandes, • Sulfetos pequenos, o vazios.

FIGURA 2.2 - Representação esquemática do crescimento da trinca intergranular.

Fonte: BOWEN & HIPPSLEY, 1988.

Como se verifica na FIG. 2.2, para baixo valor do fator de intensidade de tensão o modo de fratura é do tipo FIBD, e para alto fator de intensidade de tensão o modo de fratura é do tipo FIMC. Apesar de não estar representado na FIG. 2.2, foram também observados microvazios com carbonetos centrados. Foi também sugerido que a transição do modo FIBD para o FIMC é controlado por um balanço entre a velocidade de crescimento da trinca, dado pela dinâmica da segregação do enxofre para a ponta da trinca, e pela velocidade de crescimento dos microvazios nucleados pelos sulfetos à frente da trinca no período de tempo entre os instantes de propagação.

A fonte de enxofre, concentrada nos contornos de grãos, não está completamente resolvida. Apesar disso é geralmente aceito que a migração do enxofre pode ocorrer pela difusão atômica. Duas possíveis fontes de enxofre atômico tem sido postuladas (BOWEN e HIPPSLEY, 1988):

- (1) - retido em solução sólida durante o período de austenitização ocorrido na soldagem;
- (2) - produzido pela dissolução de finos sulfetos da superfície da trinca, quando submetido à altas temperaturas de teste.

O mecanismo de enriquecimento de soluto (enxofre) na ponta da trinca, sob alta concentração de tensão para o modo de FIBD, tem sido estudado teoricamente e experimentalmente por diversos pesquisadores (HIPPSLEY RAUH & BULLOUGH, 1984; SHIN & McMAHON, 1984a e 1984b; CHEN, 1986; HIPPSLEY 1987; HIPPSLEY & LEWANDOWSKI 1988; RAUH, HIPPSLEY & BOULLOUGH, 1989 e McMAHON, 1991). Dessas pesquisas tem sido apresentados alguns modelos no sentido de explicar o fenômeno de enriquecimento do enxofre na ponta da trinca durante a sua propagação. Alguns desses modelos são baseados em dados obtidos na prática outros são baseados em fórmulas matemáticas.

Para esses modelos, não existe ainda concordância entre os pesquisadores e nem dados satisfatórios para escolher um entre os modelos. BOWEN & HIPPSLEY (1988) comentam a necessidade de pesquisas adicionais, como por exemplo, efeitos sinérgicos com solutos pré-segregados (fósforo) e outros elementos como o estanho e boro não são considerados por esses modelos. Verificou-se também, que o perfil de concentração de enxofre na ponta da

trinca depende do tempo e temperatura de tratamento térmico, assim como o nível de tensão, pois MISRA & RAMA RAO (1992) verificaram que a tensão aumenta a cinética de segregação de elementos residuais para os contornos de grãos.

Com relação ao modo de FIMC, vários trabalhos têm sido realizados sobre as partículas nucleantes das cavidades (vazios) nos contornos de grãos. Porém, alguma controvérsia ainda existe com relação ao tipo de partícula que atua como nucleante das cavidades. APBLET et al. (1990) comentam que alguns trabalhos citam que o MnS é o principal nucleante, principalmente nos aços de mais alta susceptibilidade à trinca, embora outros acreditem que os carbonetos representam o mesmo papel.

McCOLLOUGH & BAKER (1991) comentam que dentro das cavidades ("dimples") existem pequenas partículas, que quando analisadas usando espectrômetro de energia dispersiva, mostram a presença de Fe, Al, Mn, Ti e S. Essas partículas são provavelmente MnS ou (Fe, Mn)S com traços de Al e Ti, resultado do resíduo dos elementos desoxidantes. Comenta-se que a exata natureza da zona de deformação dos contornos de grãos, bem como sua origem, característica e formação, tem recebido pouca atenção. Acredita-se que o entendimento da zona de deformação nos contornos de grãos durante o tratamento térmico é de maior importância no entendimento do fenômeno da trinca de reaquecimento.

Desta forma, para caracterizar o processo de deformação plástica dos contornos de grãos no modo FIMC, McCOLLOUGH & BAKER (1991) utilizaram o aço 0,5Cr-Mo-V e o teste de tração à temperatura de tratamento térmico em vácuo, onde os corpos de prova, para simular a microestrutura da ZAC, foram aquecidos em forno à temperatura de 1330°C por 2 minutos, seguido de uma rápida têmpera em óleo. Deste extenso trabalho, foi sugerido um modelo qualitativo do comportamento da cavitação na granulação grosseira bainítica durante a ocorrência da trinca de reaquecimento. A FIG. 2.3 mostra este modelo.

Da FIG. 2.3, verifica-se que após a aplicação da carga em alta temperatura ocorre a migração dos contornos de grãos (FIG. 2.3a), criando uma região frágil mecanicamente, pois os carbonetos do tipo  $V_4C_3$  são dissolvidos nessa região. Durante a relaxação de tensão, a carga sobre os contornos de grãos inclinados relaxa por cisalhamento até os contornos transversais (FIG. 2.3b). Subseqüentemente, essa região deforma lentamente e os sulfetos

dentro dessa região nucleiam as cavidades (FIG. 2.3c). Nos contornos transversais, o crescimento das cavidades ocorrem pela deformação plástica adicional na zona frágil dos contornos (FIG. 2.3d), conduzindo à falha.

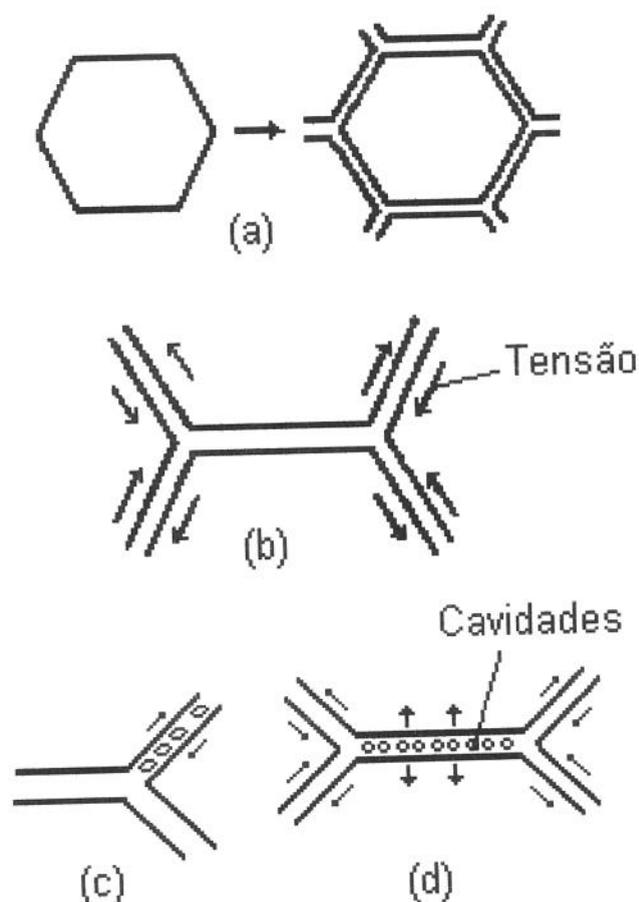


FIGURA 2.3 - Modelo de cavitação na granulação grosseira da ZAC. (a) - Zona de formação via migração dos contornos de grãos. (b) - Cisalhamento dos contornos de grãos. (c) - Cavidades cisalhadas sobre o plano inclinado. (d) - Crescimento das cavidades sobre o plano transversal.

Fonte: McCOLLOUGH & BAKER (1991).

Com isso, McCOLLOUGH & BAKER (1991) concluíram que a migração dos contornos de grãos parece ser a origem do fenômeno trinca de reaquecimento, e que o controle da cavitação pode ser feito através do controle da migração dos contornos de grãos, pela fixação desses contornos por partículas grandes de carbonetos, por exemplo, pela formação de

carbonetos estáveis do tipo  $M_{23}C_6$ . Isto pode ser feito através do aumento elevado do teor de cromo na liga, passando de 0,5% para 9%, por exemplo.

#### 2.3.4 - INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

É de consenso em qualquer das teorias que a composição química exerce uma grande influência na formação das trincas. Existem atualmente equações que permitem obter uma previsão razoável do comportamento de aços perante à trinca de reaquecimento através da composição química. NAKAMURA et al. (1965), citado por APBLETT et al. (1990), determinaram, a partir de suas experiências e estudos, a relação entre a composição química dos aços e a sua susceptibilidade à trinca de reaquecimento. Variações nos níveis de Cr(0,1 a 1,5%), Mo(0,3 a 0,6%), V(0 a 0,08%) e Ni(0 a 3%) resultaram no parâmetro  $\Delta G$ , obtido por:

$$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 8,1V - 2 \quad (2.1),$$

onde os elementos de liga são expressos em % em peso. Quando  $\Delta G$  for maior que zero, o aço é considerado susceptível à trinca de reaquecimento. ITO & NAKANISHI (1972), citado por APBLETT et al. (1990), similarmente determinaram outro parâmetro,  $P_{sr}$ , dado por:

$$P_{sr} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2 \quad (2.2),$$

sendo que quando  $P_{sr}$  for maior que zero, o aço é considerado sensível a esse tipo de trinca. A aplicação do parâmetro  $P_{sr}$  é limitada para aços contendo elementos de liga menores que 2%Mo, 1,5%Cr, 1%Cu e 0,15%V, Ti e Nb.

McMAHON, DOBBS & GENTNER (1979) sugeriram o parâmetro CERL, que envolve os elementos residuais junto com o cromo;

$$CERL + Cr = Cr + 0,2Cu + 0,44S + P + 1,8As + 1,9 Sn + 2,7Sb \quad (2.3),$$

sendo que quanto maior o valor de  $CERL + Cr$  maior será a susceptibilidade do material à trinca.

Similarmente, nos trabalhos de revisão de teste de susceptibilidade à trinca no metal de solda do aço 2,25Cr-1Mo, realizado por BONISZEWSKI (1982), foi recomendado o uso do fator MCF (Metal Composition Factor), dado por:

$$\text{MCF} = \text{Si} + 2\text{Cu} + 2\text{P} + 10\text{As} + 15\text{Sn} + 20 \text{Sb}. \quad (2.4)$$

Este fator (MCF) considera o potencial dos elementos fragilizantes de contornos de grãos presente no material. Um aumento do MCF implica na diminuição da ductilidade medida pela estricção no teste de tração à quente, aumentando com isso a susceptibilidade à trinca.

Outros indicadores da susceptibilidade à trinca são citados nos trabalhos de DHOOGHE & VINCKIER (1986) e SCIFO (1989) e apresentados na TAB. 2.2.

TABELA 2.2  
Fórmulas de avaliação da susceptibilidade à trinca

Fórmulas	Condições Favoráveis	Aplicabilidade
$\Delta G_1 = \text{Cr} + 3,3\text{Mo} + 8,1\text{V} + 10\text{C} - 2$ (% em peso)	$\Delta G_1 < 2$	Para aços com $\text{C} \leq 0,18\%$ e $\text{Cr} < 1,5\%$
$\text{R} = \text{P} + 2,43\text{As} + 3,57\text{Sn} + 8,16\text{Sb}$ (% em peso)	Suscept. diminui com R	Para aços do tipo 0,5CrMoV
$\text{X} = (10\text{P} + 5\text{Sb} + 4\text{Sn} + \text{As}) / 100$ (ppm)	$< 25$	Aços ao Cr-Mo
$\text{X} + \text{Cu} = (10\text{P} + 5\text{Sb} + 4\text{Sn} + \text{As} + \text{Cu}) / 100$ (ppm)	$< 25$	Aços ao Cr-Mo
$\text{J} = (\text{Mn} + \text{Si}) \times (\text{P} + \text{Sn}) \cdot 10^4$ (% em peso)	$< 250$	Aços ao Cr-Mo

Fonte: SCIFO (1989)

O alcance de tais fórmulas pode ser questionado, por não se dispor ainda de dados suficientes para a sua validação. Porém estas equações permitem uma previsão razoável do comportamento de aços perante à trinca de reaquecimento.

MEITZNER (1975) determinou os efeitos de certos elementos de liga na susceptibilidade à trinca de reaquecimento. Os elementos geralmente considerados nocivos são: carbono, vanádio, molibdênio, nióbio, alumínio, cobre e os elementos residuais (fósforo, enxofre, estanho, antimônio e arsênio). O efeito do boro, cromo e titânio não está claramente definido. Em geral, os elementos considerados nocivos são os que promovem a formação de carbonetos e os que promovem o efeito fragilizante dos contornos de grãos, como é o caso do fósforo e do enxofre.

O efeito da composição química é complicada pela cinética de precipitação, interação dos elementos e a superposição dos efeitos dos outros elementos. A seguir são comentados os efeitos, citados na literatura, de alguns elementos químicos, individualmente ou em combinação com outro, que afetam a susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

#### (1) - EFEITO DO CROMO E MOLIBDÊNIO

O cromo entra em vários parâmetros de cálculo da susceptibilidade à trinca de reaquecimento, onde a susceptibilidade aumenta com o aumento da porcentagem de cromo. MEITZNER (1975) comenta que o efeito do cromo na susceptibilidade à trinca de reaquecimento é conflitante, porque depende do teor de Mo presente no aço e da quantidade de carboneto de cromo formado durante o TTAT.

HIPPSLEY, BRIANT & EDWARDS (1986) revelam que aços com 9Cr sem nenhum teor de molibdênio se apresentaram susceptíveis à trinca de reaquecimento e que em aços com 9Cr-1Mo e 9Cr-2Mo reduziram-se praticamente a zero a sensibilidade à trinca, mesmo na presença de enxofre e fósforo. A ação benéfica do molibdênio para este caso foi atribuída à formação da ferrita- $\delta$  durante a simulação da ZAC à alta temperatura, já que a ferrita- $\delta$  dissolve preferencialmente os elementos residuais, tais como o enxofre e o fósforo, minimizando a fragilidade dos contornos de grãos.

TAMAKI & SUZUKI (1983a e 1983b) procuraram determinar o efeito separado do cromo e molibdênio na susceptibilidade à trinca de reaquecimento nos aços ARBL. Suas pesquisas representam um extenso trabalho sobre esses materiais, em que variou-se a porcentagem de Cr (0 a 5%) e Mo (0,25 a 1,5%). Os efeitos desses elementos, independentemente e em conjunto, foram estudados utilizando o Teste de Implante

Modificado, onde a susceptibilidade à trinca é determinada através de uma tensão crítica de ruptura ( $\sigma_{aw-crit}$ ) do corpo de prova à temperatura de 600°C por 20 horas. Quanto mais baixa for a tensão crítica de ruptura, mais susceptível à trinca será o material. Os resultados desse estudo são mostrados na FIG. 2.4 e foram resumidos da seguinte maneira:

- (1) - a sensibilidade à trinca aumentou quando os teores de cromo eram aumentadas até 1% em peso, e a partir desse valor, gradualmente diminuía a sensibilidade à trinca. Esta tendência é mais clara em aços com teores de 0,25 a 1%Mo;
- (2) - material contendo cromo na faixa testada (0 a 5%), mas com baixo molibdênio (0,25%) apresentaram menor susceptibilidade à trinca;
- (3) - aumentando-se a quantidade de molibdênio ao mesmo nível de cromo, aumenta-se também a susceptibilidade, mas o pior caso ocorreu com a liga de 1%Cr;
- (4) - notou-se ainda que para baixa porcentagem de molibdênio, sem a presença de cromo, nenhuma trinca ocorreu.

APBLETT et al. (1990) também comentam que o molibdênio aumenta a susceptibilidade à trinca de reaquecimento nos aços de baixa liga, sendo que seu efeito é considerado maior que do cromo, devido a carbonetos do tipo  $Mo_2C$  precipitarem primeiro, causando o endurecimento do interior dos grãos. Na presença de outros elementos formadores de carbonetos (vanádio, titânio, nióbio), que tem maior afinidade pelo carbono que o molibdênio, tendem a formar carbonetos estáveis. Neste caso, o molibdênio é um potente elemento endurecedor em solução sólida.

## (2) - EFEITO DO VANÁDIO

A adição de vanádio nos aços liga aumenta drasticamente a resistência mecânica a alta temperatura, porém, isto resulta em um elevado aumento na susceptibilidade à trinca de reaquecimento. A importância do vanádio na susceptibilidade à trinca pode ser visto nos parâmetros  $\Delta G$  e  $P_{sr}$  (equações 2.1, 2.2 e da TAB. 2.2), nos quais o coeficiente multiplicador do vanádio é o maior.

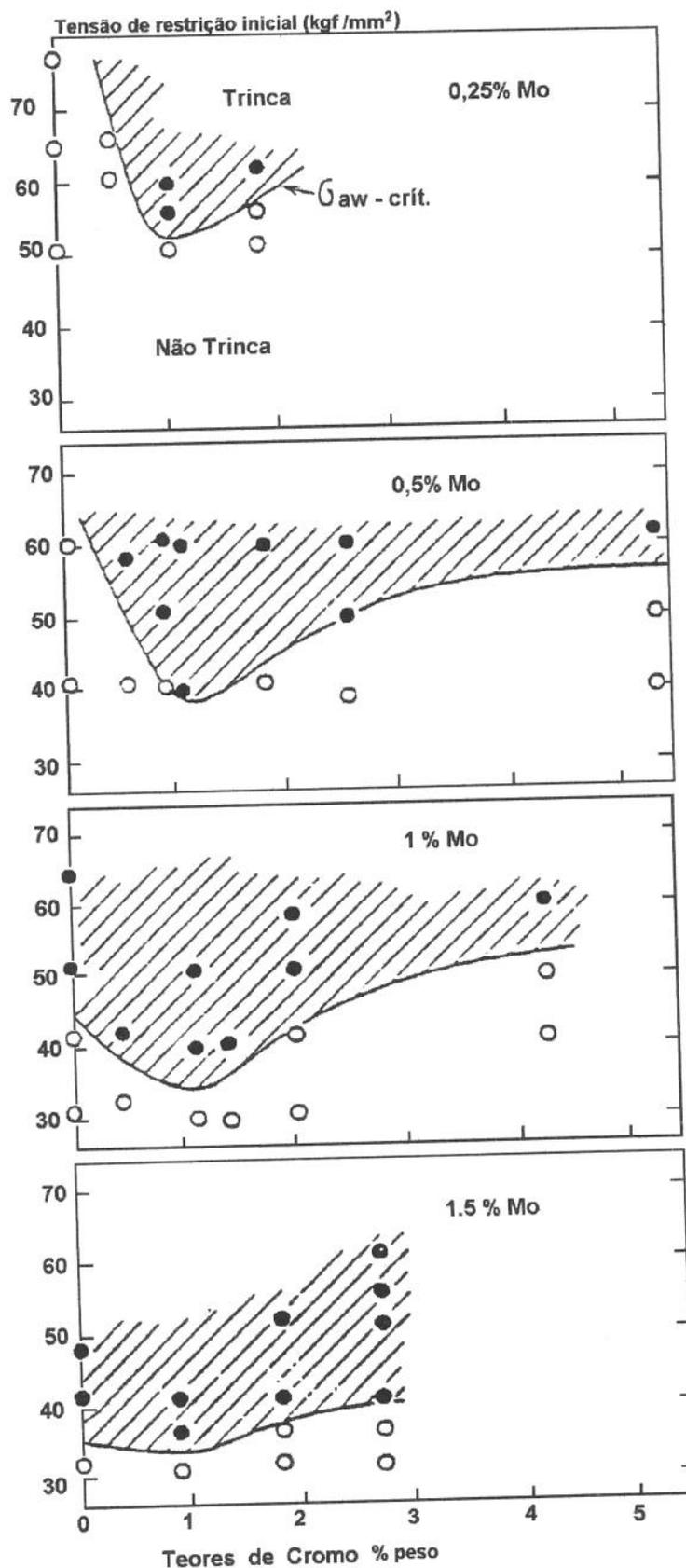


FIGURA 2.4 - Efeito do Cr e Mo na tensão crítica de ruptura.

Fonte: TAMAKI & SUZUKI, 1983b.

A adição de vanádio nos aços resulta em uma precipitação fina e uniforme no interior dos grãos de  $V_4C_3$  durante o TTAT, resultando em um elevado aumento da dureza e contribuindo para o aumento da susceptibilidade à trinca de reaquecimento (MEITZNER, 1975; MYERS, 1978 e TAMAKI, SUZUKI & TAJIRI, 1984). Porém, TAMAKI, SUZUKI & MASUDA (1993) e TAMAKI, SUZUKI, & LI (1993) mostram que o endurecimento secundário causado pelo vanádio depende dos teores de Cr e Mo presentes no aço. Para baixos teores desses elementos, o aço apresenta um aumento no endurecimento secundário, causado pela presença de vanádio, tornando-se mais sensível à trinca de reaquecimento do que os aços com maiores teores.

### (3) - EFEITO DO NÍQUEL

O níquel é um elemento que, em princípio, não apresenta efeito nocivo nos aços-liga com respeito à trinca de reaquecimento. No estabelecimento do parâmetro  $\Delta G$  (equação 2.1), o níquel variou de 0 a 3,5% sem acusar um aumento na susceptibilidade à trinca. Como se verifica, o níquel também não aparece nos outros parâmetros de cálculo que determinam a susceptibilidade à trinca de reaquecimento. TAMAKI & SUZUKI (1983b) mostraram que uma porcentagem de níquel abaixo de 1,5% não apresenta efeito na tensão crítica de ruptura do Teste de Implante Modificado, mas que uma porcentagem acima de 1,5% aumentava a susceptibilidade à trinca. Foi cogitado que provavelmente este efeito esteja relacionado ao fato de que o níquel altera a cinética de precipitação dos carbonetos.

### (4) - EFEITO DO MANGANÊS E SILÍCIO

O efeito do manganês na susceptibilidade à trinca de reaquecimento é discutível. ANON, (1974), citado por APBLET et al. (1990), comentam que uma alta razão Mn/Si leva a uma diminuição na susceptibilidade à trinca no aço 2,25Cr-1Mo. Um aumento nessa razão de 2,5 para 4 revelou um significativo aumento no alongamento e redução de área nos Testes de Tração à temperatura de tratamento térmico. É comentado também que nos aços a base de níquel, o silício comporta-se como um elemento fragilizante, pois ele co-segrega com o níquel para os contornos de grãos. De acordo com BODNAR, OHHASHI & JAFFEE (1989) e YU-QING & McMAHON (1987), o manganês co-segrega com o fósforo para os contornos de grãos e pode ser considerado também um elemento fragilizante, contribuindo para a redução da resistência a fratura intergranular.

#### (5) - EFEITO DO TITÂNIO

O titânio é adicionado ao aço como elemento de liga, e também em alguns casos como elemento desoxidante e refinador de grãos. Estudos sobre o titânio na susceptibilidade à trinca de reaquecimento tem obtido resultados não muito claros. Quando o titânio é adicionado com o propósito de elemento desoxidante, a susceptibilidade à trinca desse material diminui em comparação com o mesmo material desoxidado com outros elementos, particularmente o alumínio (MYERS, 1978). APBLETT et al. (1990) comentam que enquanto pequenas quantidades de titânio podem parecer benéficos, uma grande quantidade adicionada, como elemento de liga pode aumentar a susceptibilidade à trinca, devido ao seu poder como endurecedor da matriz.

#### (6) - EFEITO DO NIÓBIO

O efeito do nióbio não tem sido extensivamente estudado com relação à trinca de reaquecimento, provavelmente porque o nióbio não é um elemento comumente utilizado em muitos dos aços de baixa liga. Porém, MEITZNER (1975) comenta que o nióbio na faixa de 0,06 a 0,10% em peso pode apresentar efeitos fortemente nocivos quanto à trinca de reaquecimento para a liga 1Cr-0,5Mo.

#### (7) - EFEITO DO ALUMÍNIO

A presença de alumínio, utilizado como desoxidante e refinador de grãos nos aços de baixa liga, aumenta a susceptibilidade à trinca de reaquecimento. VISWANATHAN & BECK (1975) comentam que a presença do alumínio em solução sólida nos aços CrMoV reduz a ductilidade devido ao aumento da precipitação de carbonetos de vanádio, pois o alumínio reduz a estabilidade da cementita aumentando a formação de  $\text{Mo}_2\text{C}$  e  $\text{V}_4\text{C}_3$ , aumentando com isso a rigidez da matriz. MYERS (1978) mostra que aumentando a quantidade de alumínio até 0,035% em peso, utilizado como elemento desoxidante na liga 0,5Cr-0,5Mo, diminui progressivamente a resistência a fratura. Neste caso, o problema foi atribuído à presença de precipitados de nitreto de alumínio, que impedem a mobilidade dos contornos de grãos.

#### (8) - EFEITO DO COBRE

A presença do cobre aumenta a susceptibilidade à trinca de reaquecimento. ITO e NAKANISHI (1972), citado por APBLETT et al. (1990), notaram um aumento na sensibilidade à trinca com o aumento da quantidade de cobre até 1%. DHOOGHE &

VINCKIER (1986) comentam que o cobre apresenta efeitos nocivos no metal de solda para o aço 2Cr-1Mo utilizando o processo a arco submerso, onde a fragilidade devido ao cobre foi atribuída à segregação para os contornos de grãos dos átomos de cobre, ou de outras impurezas influenciados pelo cobre, ou ainda por uma interação entre o cobre e o excesso de lacunas em solução.

#### (9) - EFEITO DO CARBONO

Desde que a formação de carbonetos está envolvida em todos os fenômenos a elevada temperatura, o carbono obviamente tem uma grande importância na susceptibilidade à trinca de reaquecimento nos aços. Poucos são os trabalhos que têm dado grande ênfase ao carbono. Como se verifica, ele aparece em poucos parâmetros de cálculo que determinam a susceptibilidade à trinca de reaquecimento de um material. Porém, YU-QING & McMAHON (1987) lembram que o carbono em solução sólida é conhecido por aumentar a coesão intergranular. ITO & NAKANISHI (1972), citado por APBLETT et al. (1990), concluíram que a sensibilidade à trinca aumentava notavelmente quando o carbono era incrementado de 0,05 para 0,1%, mas não mudava para um novo acréscimo de carbono para 0,25%.

#### (10) - EFEITO DOS ELEMENTOS RESIDUAIS.

Como já comentado no item 2.3.4, os elementos residuais são, também, os causadores da fratura intergranular e tem sido extensivamente estudados por vários pesquisadores (MEITZNER; 1975; BRIANT & BANNERJI, 1978; TAMAKI & SUZUKI, 1983b e 1985; HIPPSLEY, 1987; LEWANDOWSKI et al. 1987; SUN, 1987 e TAMAKI, SUZUKI & TATÉ, 1988) por afetar a susceptibilidade à trinca de reaquecimento nos aços de baixa liga. Os elementos fragilizantes de contorno mais comuns são os dos grupos IV, V e VI da tabela periódica. Entre os elementos residuais, os mais estudados são o fósforo e o enxofre.

O fósforo é considerado um elemento potente na fragilização dos contornos de grãos e portanto aumenta a susceptibilidade à trinca de reaquecimento do material. TAMAKI & SUZUKI (1983b e 1985) comentam que a solubilidade do fósforo na ferrita e austenita diminui notavelmente sob a adição de cromo e molibdênio. Assim, o cromo e o molibdênio podem ser os causadores do aumento da segregação do fósforo para os contornos de grãos, aumentando a precipitação de fosfetos nesta região. Desta forma, pode-se concluir que o efeito do fósforo

na sensibilidade à trinca de reaquecimento depende fortemente da combinação de teores de cromo e molibdênio.

A análise Auger da superfície fraturada tem mostrado significativas evidências de segregação de fósforo em muitas das pesquisas realizadas (YU & McMAHON, 1980a e 1980b; HIPPSLEY, 1981; HIPPSLEY, KNOTT & EDWARDS, 1982a e 1982b; YU, HIPPSLEY & KNOTT, 1984; WITTING, SINCLAR & VISHWANATHAN, 1985 e YU-QING & McMAHON, 1987). A segregação do fósforo tem sido estudada, por influenciar também na formação de carbonetos, interação entre os elementos químicos, microestrutura e tamanho de grão.

O fósforo, quando segregado para os contornos de grãos, aumenta a nucleação de micro-vazios, resultando na formação da trinca. Por outro lado o fósforo interage com o molibdênio em solução na matriz na forma de grupo Mo-P ou compostos, evitando assim a sua segregação para os contornos. Entretanto, durante o tratamento térmico, ocorre a precipitação do  $\text{Mo}_2\text{C}$  e liberação do fósforo, permitindo que este segregue para os contornos de grãos. Desta forma, tem sido sugerido que a variação na concentração do fósforo na ferrita esteja relacionada à formação de carbonetos de  $\text{Mo}_2\text{C}$ .

O enxofre, como comentado no item 2.3.4, é outro elemento residual que segrega para os contornos de grãos e superfície fraturada, tendo grande poder fragilizante (SUN et al., 1987 e VATTER, LANE & HIPPSLEY, 1993). O enxofre, na forma de sulfetos, tem sido relacionado com a iniciação da cavitação nos contornos de grãos (McCOLLOUGH & BAKER, 1991).

Em resumo, é evidente que a composição química, seguida da microestrutura, são provavelmente os fatores mais significantes na susceptibilidade à trinca de reaquecimento dos aços de baixa liga. De um modo geral, os elementos de liga molibdênio e vanádio apresentam o maior efeito devido à formação preferencial de precipitados finos na matriz dos grãos, que significativamente aumentam a resistência ao escoamento da matriz, comparado com os contornos de grãos. Dos elementos residuais, o fósforo e o enxofre apresentam os maiores efeitos fragilizantes devido à segregação para os contornos de grãos durante o ciclo térmico, além da segregação do enxofre para a ponta da trinca durante o tratamento térmico.

## 2.4 - TESTES DE AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE AO TRINCAMENTO.

Para determinar a suscetibilidade de um aço à trinca de reaquecimento, verifica-se na literatura (DHOOGHE & VINCKIER, 1986 e MEITZNER, 1975) uma grande quantidade de ensaios de laboratório. No entanto, cada usuário procura adequar o ensaio em função das suas condições laboratoriais, pois não existe um ensaio que possa ser considerado como padrão.

Idealmente, os corpos de prova dos ensaios de laboratório, em forma reduzida, devem apresentar o mesmo comportamento das juntas soldadas empregadas nas construções. Da mesma forma, o TTAT deve reproduzir, na medida do possível, o ciclo térmico empregado industrialmente. Dificilmente os ensaios de laboratório reproduzem fielmente estas condições, devido principalmente à dificuldade de quantificar, em escala reduzida, o nível de tensão admissível para que um material não apresente o fenômeno da trinca de reaquecimento.

APBLETT et al. (1990) citam alguns fatores que devem ser incluídos na realização de teste para detectar possíveis trinca de reaquecimento, os quais são:

- (1) - A amostra deve incluir alguns defeitos ou entalhes na região de estudo da ZAC.
- (2) - A ZAC deve ser tensionada de maneira similar às tensões que estão sujeitas uma solda real.
- (3) - O método de teste envolvido deve, preferencialmente, incorporar a relaxação de tensão, visto que teste à carga constante pode introduzir outros problemas durante a execução (por exemplo; um fator de desalinhamento durante a realização do teste).

Um assunto comum nos trabalhos de revisão sobre trinca de reaquecimento é que devido a grande quantidade de tipos de testes a comparação entre os resultados destes fica difícil, e algumas vezes confusa. ANON (1974), citado por APBLETT et al. (1990), utilizou três categorias para classificar 17 diferentes técnicas de testes:

- (1) - Teste em amostra soldada. A amostra é soldada com vários graus de restrições e realizado o TTAT, seguido de exames metalográficos.

- (2) - Teste de tração a alta temperatura em amostra soldada ou simulada. Os vários parâmetros utilizados para classificar a susceptibilidade à trinca de reaquecimento do material são: tempo de ruptura, tensões aplicadas durante o ensaio, redução de área, alongamento, etc.
- (3) - Simulação do ciclo de TTAT em amostra submetida à simulação de soldagem. Os critérios para a avaliação da susceptibilidade à trinca de reaquecimento são os mesmos do caso do item (2).

Já MEITZNER (1975) separou os testes em somente duas categorias:

- (1) - Testes direto no conjunto soldado (estes contém uma solda real ou parte).
- (2) - Testes em soldas simuladas (simulação da ZAC).

Entre os testes realizados em conjuntos soldados, os mais conhecidos são: o Teste Glossop, Teste Vinckier, Teste Lehigh e o Teste Tekken (BILLA, 1983 e MARTINS, 1995). Nestes testes as juntas são soldadas de forma a induzir tensões internas (tensões residuais). O conjunto soldado é submetido ao TTAT seguido de exames metalográficos para a verificação da formação de trincas. As diferenças entre os testes estão relacionadas ao tipo de chanfro da junta e procedimento de teste para impor o grau de restrição de tensão. Apesar do procedimento de teste ser diferente dos citados acima, o Teste de Implante Modificado pode ser enquadrado nesta categoria.

Entre os testes realizados em ZAC simuladas, os mais conhecidos são o Teste de Relaxação de Tensão, Teste de Dobramento em Três Pontos, Teste de Flexão em Barras Entalhadas e o Teste de Ruptura a Carga Constante (BILLA, 1983 e MARTINS, 1995). Nestes testes, a ZAC (obtida através da simulação da soldagem) é submetida a uma tensão de restrição e ao TTAT. A diferença entre os testes estão relacionadas ao tipo e formato dos corpos de prova.

A utilização de testes sobre o conjunto soldado completo tem a óbvia vantagem de estar diretamente relacionada com a soldagem real, condições de tratamento térmico e geometria da junta. Porém, MEITZNER (1975) notou que a repetibilidade é um problema significativo, que deve ser levado em conta na realização desses testes.

Os testes com soldagem simuladas têm a vantagem da repetibilidade, nível de tensão conhecido e controle da microestrutura. Na amostra com soldagem simulada é também possível estabelecer com exatidão um entalhe em uma região bem definida, com grande repetibilidade. A desvantagem é que a deformação associada com a tensão de contração da solda não é duplicada nestes testes e em geral, somente uma região da solda (região do entalhe) é testada e o efeito do metal de solda e metal de base não são testados simultaneamente (MEITZNER, 1975).

De um modo geral, para que um determinado teste possa se aproximar das condições reais de TTAT, a amostra deve preferencialmente incorporar uma junta soldada similar a real, com o mesmo insumo de calor. Além disso, o tratamento térmico deve ser o mais próximo possível ao das condições de serviço.

Ensaio conhecido como o Método Vinckier e o Método de Glossop, em que o corpo de prova soldado é submetido ao TTAT, e em seguida examinado metalograficamente (para determinar o grau de fissuração), fornecem apenas informações qualitativas da susceptibilidade do material à trinca de reaquecimento. Ensaio como Teste de Relaxação de Tensão requerem ZAC de grandes dimensões, conseguida por simulação, representando menor realidade.

O Teste de Implante Modificado, utilizado neste trabalho e comentado a seguir, pode fornecer quantitativamente os níveis de tensões relativos a susceptibilidade à trinca de reaquecimento, usando condições reais de soldagem.

#### 2.4.1 - TESTE DE IMPLANTE MODIFICADO

O Teste de Implante é universalmente aplicado na medição da suscetibilidade à trinca de hidrogênio em materiais soldáveis. A adaptação do teste de implante para o estudo da trinca de reaquecimento foi proposto inicialmente por GRANJON & DEBIEZ, (1973), citado por CHILQUE et al. (1975). Desde então o Teste de Implante Modificado para a avaliação da susceptibilidade à trinca de reaquecimento dos materiais soldáveis tem sido utilizado por diversos pesquisadores da área (CHILQUE et al., 1975; TAMAKI & SUZUKI, 1983a e 1983b; TAMAKI et al., 1984; FERRARESI, GONÇALVES & SCOTTI, 1993a e 1993b e MARTINS, FERRARESI & TREVISAN, 1995).

Este tipo de teste é utilizado principalmente pela facilidade de operação e precisão nos resultados. TAMAKI & SUZUKI (1983a) cita alguns méritos desta técnica de teste:

- (1) - A zona afetada pelo calor é obtida pela condição de soldagem real.
- (2) - Vários valores da tensão residual podem ser simulados pela aplicação de cargas externas.
- (3) - A tensão de relaxação durante o processo de reaquecimento pode ser determinada.
- (4) - O ensaio é representativo usando poucos corpos de prova.

O equipamento de teste é geralmente composto de 3 sistemas iterativos:

- (1) - Sistema de Tração: composto por mecanismos que impõe ao corpo de prova um nível de tensão, medido por uma célula de carga. Este sistema simula um estado de tensão no corpo de prova semelhante ao verificado em juntas soldadas.
- (2) - Sistema de Aquecimento: composto por um forno elétrico e termopares de controle de temperatura, tem a função de efetuar o ciclo de TTAT no corpo de prova soldado.
- (3) - Sistema de Monitoramento: pode ser composto de placa de conversão A/D conectado a um microcomputador com a função de captar e armazenar dados relativos ao alívio de tensões e temperatura de teste.

O procedimento desse teste resume-se basicamente na utilização de corpos de prova cilíndricos entalhados, com uma de suas extremidades implantada em uma Placa de Teste, de mesmo material, através de um furo com ajuste folgado, onde é efetuada a soldagem (FIG. 2.5). A outra extremidade do corpo de prova é fixada à estrutura do equipamento de teste, onde após a soldagem é aplicada uma carga inicial pré-determinada, medida pela célula de carga que fica entre o corpo de prova e a estrutura, conectado através da porca (FIG. 2.6).

A carga é somente aplicada ao corpo de prova (por um sistema hidráulico) quando o termopar, instalado próximo a ZAC (FIG. 2.5), estiver indicando aproximadamente 150°C, de forma a simular um estado de tensão análogo ao verificado em juntas soldadas na região em que ocorre a trinca de reaquecimento. Após o resfriamento total da solda, coloca-se o forno sobre o conjunto soldado e inicia-se o ciclo de TTAT.

A FIG. 2.6 mostra o Teste de Implante Modificado projetado e construído por MARTINS (1995) e utilizada no desenvolvimento deste trabalho. Uma grande vantagem deste equipamento é a facilidade de obter valores numéricos de tensão, relaxação de tensão e temperatura do ciclo de TTAT.

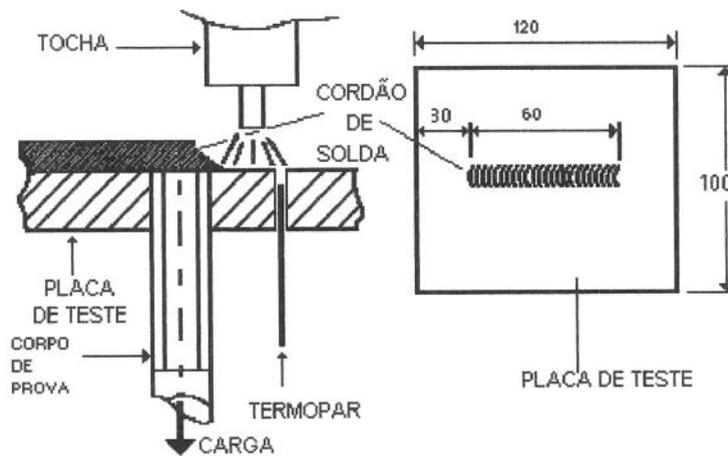


FIGURA 2.5 - Esquema de soldagem do corpo de prova na placa de teste.

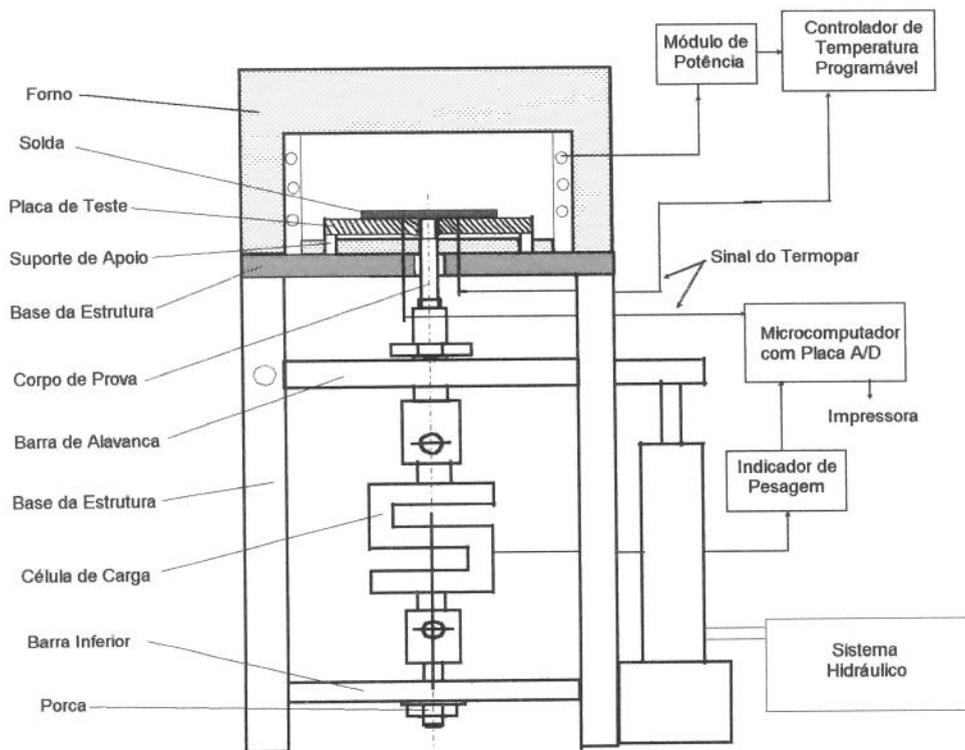
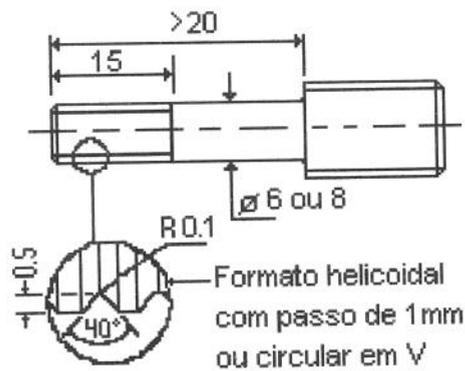


FIGURA 2.6 - Teste de Implante Modificado.

Fonte: MARTINS (1995).

No trabalho de MARTINS (1995) foi mostrado a eficiência, versatilidade, desempenho, precisão e repetibilidade do método de teste na determinação da susceptibilidade à trinca de reaquecimento. Para tanto foi utilizado o aço SAR 80T, susceptível à trinca de reaquecimento, e um outro aço ABNT 1045 que não apresenta a susceptibilidade a este fenômeno. Foram realizados também testes de trinca a frio (trinca de hidrogênio), com cargas elevadas (próximo ao limite de escoamento), no sentido de mostrar que este fenômeno não interfere nos resultados dos testes de trinca de reaquecimento.

Apesar do equipamento de teste (teste de implante modificado) apresentar variações em termos de dimensões estruturais, a placa de teste e corpo de prova não tem sido substancialmente alterados. A placa de teste tem como dimensões 120x100x20 mm para a maioria dos trabalho citados na literatura (FERRARESI, GONÇALVES & SCOTTI, 1993a e 1993b; MARTINS, 1995 e MARTINS, FERRARESI & TREVISAN, 1995). As dimensões dos corpos de prova são baseadas na Norma Francesa para Teste de Trinca de Hidrogênio (NF A 89-100), pois não existe ainda uma norma específica, para essas dimensões, visando a trinca de reaquecimento. A FIG. 2.7 mostra os parâmetros geométricos do corpo de prova



unidade: mm

FIGURA 2.7 - Dimensões do Corpo de prova.

Fonte: NF A 89-100

Como é verificado na FIG. 2.7 o diâmetro do corpo de prova não é fixo podendo ser de 6 ou 8 mm. Da mesma forma, a norma recomenda para o comprimento do corpo de prova dimensões acima de 20 mm, podendo variar em função das dimensões da estrutura do

equipamento de teste. Porém TAMAKI & SUZUKI (1983a) recomendam, para o teste de implante modificado, trabalhar com o menor comprimento possível do corpo de prova, a fim de evitar possíveis influência da dilatação térmica nos resultados dos testes.

Os resultados do Teste de Implante Modificado podem ser expressos na forma de gráficos de temperatura e carga x tempo, como ilustrado na FIG. 2.8, onde os pontos assinalados com "x" indicam o instante em que o corpo de prova se rompe, sendo:

- $\sigma_i$  é o valor da tensão de restrição inicial aplicado logo após a soldagem (temperatura da ZAC 150°C);
- $\sigma_{iadm}$  é o valor da tensão de restrição inicial admissível, para o qual não ocorre trinca de reahecimento durante o ciclo de tratamento térmico;
- $\sigma_f$  é o valor final da tensão de restrição após a relaxação, para o qual ocorre a fratura durante o tratamento térmico;
- $\sigma_{fadm}$  é o maior valor da tensão de restrição final admissível, após a relaxação, para o qual não ocorre a trinca de reahecimento, por um período pré-determinado para o tratamento térmico de alívio de tensões.

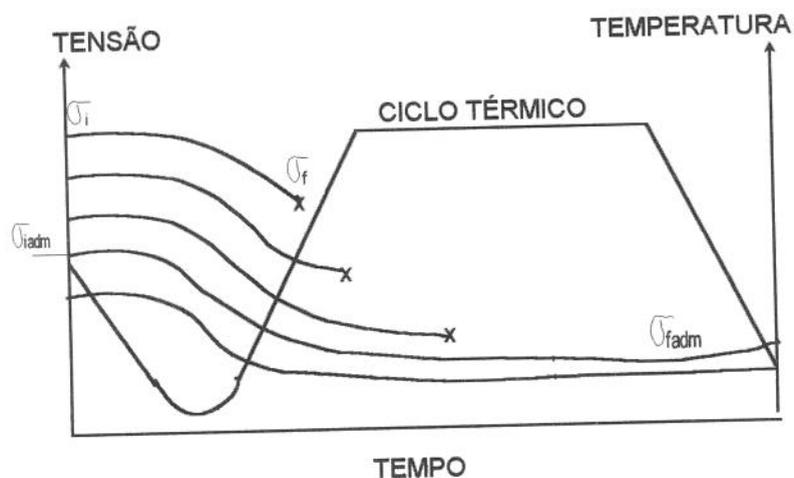


FIGURA 2.8 - Diagrama esquemático mostrando as definições das tensões.

Os resultados podem ser também analisados em função do relaxamento de tensão que ocorre durante o ensaio, definido por TAMAKI & SUZUKI (1983a) como parâmetro R, dado em porcentagem por:

$$R = \frac{\sigma_{iadm} - \sigma_{fadm}}{\sigma_{iadm}} \cdot 100(\%) \quad (2.5)$$

Desta maneira, acredita-se que a melhor forma de se avaliar a susceptibilidade de um material à trinca de reaquecimento é pelo valor da tensão de restrição inicial admissível ( $\sigma_{iadm}$ ), isto é, quanto menor o valor desta tensão, mais susceptível é o material em análise. Este valor, aliado ao parâmetro R, são importantes na comparação com outros materiais quanto a susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

Esta técnica de teste demonstra ser uma ferramenta adequada para avaliar a sensibilidade de um material à trinca de reaquecimento, principalmente por fornecer dados quantitativos de tensão e relaxação. Entretanto, apesar da soldagem ser realizada com as mesmas condições em termos de insumo de calor ao da prática, existem ainda fatores importantes que não são levados em conta, como por exemplo a geometria da junta e o número de passes na soldagem. Com isso, os valores de tensão obtidos devem ser considerados como valores relativos, úteis para a comparação da susceptibilidade à trinca de reaquecimento entre os materiais submetidos ao mesmo teste.

## 2.5 - FUNDAMENTOS DA EMISSÃO ACÚSTICA (EA).

A técnica de EA tem sido frequentemente usada como um meio de detectar e localizar falhas, deformações e processo de transformação de fase em estruturas metálicas e não-metálicas.

Esta técnica vem sendo estudada desde os anos 60, utilizada principalmente como ferramenta de monitoramento de estruturas mecânicas em ensaios não destrutivos (crescimento de trincas). Nesta área, várias pesquisas tem sido realizadas para detectar a formação e crescimento da trinca durante ou após a soldagem, ou mesmo em serviço (HIPPSLEY, BUTTIE & SCRUBY, 1988; BUCHMAYR, CERJAK & GALAN, 1987 e FANG, ASIBU &

BARBER, 1995). Na área da ciência dos materiais, a EA é muito utilizada para detectar a formação da martensita, nucleação e crescimento dos grãos de fases metálicas, transformação de fase e formação de estrutura cristalina (LIU & ASIBU, 1990). Outra área que vem recebendo uma grande utilização desta técnica é o monitoramento das operações de usinagem dos metais (LIU, 1991; BALDO, 1994 e PIGARI, 1995).

LIU (1991) comenta que a técnica de monitoramento de eventos via EA apresenta um grande potencial de aplicação no campo industrial, devido às várias vantagens, tais como o baixo custo, alta sensibilidade, flexibilidade de montagem, robustez, pequeno tamanho do sensor, simples instalação e processamento de sinal.

WADLEY, SCRUBY & SPEAKE (1980) definem EA tanto como o nome dado para a onda elástica gerada dentro de um sólido, devido ao processo de deformação e fratura, como para a técnica empregada em sua medida. BEATTIE (1983) define como ondas acústicas geradas no interior de um material quando este está sujeito a estímulos exteriores. Em trabalhos mais recentes, como o de LIU (1991), refere-se à EA como ondas de tensões elásticas geradas pela rápida liberação de energia de deslocamento proveniente de fontes localizadas dentro do material.

A EA é gerada durante a mudança de transiente, no domínio da deformação e tensão, dentro do material. Tal mudança acompanha deformação, fratura ou processo de transformação de fase. Com isso, espera-se que a análise da forma de onda da EA proporcione informações sobre o aspecto dinâmico do evento. A energia da onda elástica que constitui a forma de onda da emissão é proporcional ao trabalho realizado pela carga externa sobre a peça testada (WADLEY, SCRUBY & SPEAKE, 1980).

Para ocorrer o crescimento de uma trinca é necessário se ter uma energia suficiente para a formação de uma nova superfície. Esta energia pode ser obtida pelas cargas externas, em que parte é absorvida como energia térmica associada com a criação de novas superfícies e parte como energia cinética usada na movimentação de separação do material (trinca). Uma porção desta energia cinética é transmitida à vizinhança do material na forma de ondas elásticas (movimento da superfície em forma de onda), as quais são detectadas como ondas de EA (LIU, 1991 e BALDO, 1994).

A onda de EA propaga-se nos materiais com a mesma velocidade de uma onda acústica (velocidade do som), daí o nome emissão acústica. Tais ondas não são audíveis, pois sua faixa de frequência varia de 50 kHz a 1200 kHz. O efeito da propagação destas ondas, como o deslocamento da superfície do corpo, podem ser avaliados por sensores adequados, chamados de sensores de EA.

### 2.5.1 - SENSOR DE EMISSÃO ACÚSTICA.

O sensor de EA é um dispositivo (“transducer”) que gera um sinal elétrico quando estimulado por movimentos da superfície em forma de onda produzida pela fonte de EA. Este sinal elétrico pode então ser amplificado e processado para proporcionar as informações sobre o evento.

A maioria dos sensores está baseado no princípio do piezoeletricidade, apresentado por alguns tipos de cristais que, ao serem atingidos por estímulos que provoquem um grau de deformação, são capazes de se polarizar gerando uma diferença de potencial capaz de produzir um sinal elétrico. O sensor ideal deve produzir uma curva de tensão “versus” tempo idêntica à curva de amplitude de onda “versus” tempo. A relação exata entre a característica da onda e o tipo de sinal gerado depende de ambos, onda e sinal (BEATTIE, 1983). Um típico sensor de EA é apresentado na FIG. 2.9, onde o sensor de EA é composto basicamente de um disco de um transdutor piezoelétrico (cristal), colocado em uma base de epoxi (placa de contato).

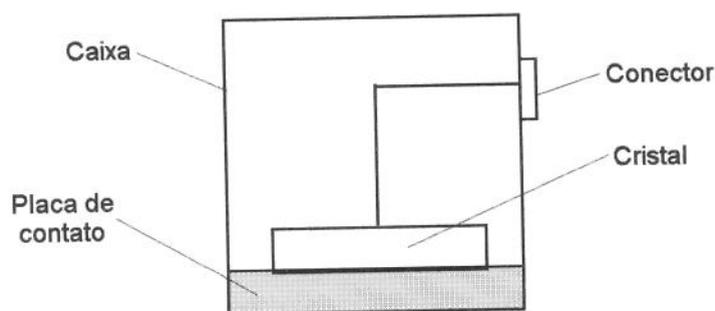


FIGURA 2.9 - Sensor de emissão acústica.

A sensibilidade do sensor é governada pela sensibilidade intrínseca do material piezoelétrico, pelas dimensões do elemento piezoelétrico, além do formato e tipo de material usado em cada caso. Os cristais piezoelétricos mais usados são o quartzo, sal rochelle e o dihidrogenofosfato de amônio (BEATTIE, 1983).

### 2.5.2 - ANÁLISE DO SINAL DE EMISSÃO ACÚSTICA

As características do sinal de EA (sinal elétrico produzido pelo sensor) dependem do mecanismo que a gerou, do material através do qual ela se propagou e do sensor que transformou a onda em sinal.

Dois importantes problemas com relação à EA são mencionados. Primeiro é a dificuldade no desenvolvimento de modelos teóricos adequados, devido às várias fontes geradoras de EA e sua natureza aleatória com relação aos sinais de pico. A segunda complicação está na onda de EA que se movimenta através de um corpo físico, sendo que, sempre que tiver alguma interface da geração até o sensor, pode haver interferência no sinal (HANCHI & KLAMECKI, 1991 e PIGARI, 1995).

Uma das principais vantagens da utilização do sinal de EA na formação da trinca está relacionada a alta faixa de frequência do sinal, de aproximadamente 50 a 1200 kHz, que fica bem acima da frequência de vibração mecânica ou de outros ruídos que envolvem a maioria dos ambientes de teste. Entretanto, este sinal de alta frequência é alternado e a sua análise direta é geralmente pouco informativa, dado à dificuldade de se interpretar um sinal de tal natureza. Além disso, para a aquisição e armazenamento do sinal de EA bruto, necessita-se de um computador com placa de conversão analógico/digital (A/D) que tenha uma frequência de aquisição muito alta, com maior capacidade de memória por parte do computador. Desta forma, torna-se necessário efetuar um tratamento deste sinal através de algum outro método.

Uma forma de contornar o problema de armazenamento do sinal de alta frequência é a utilização da faixa de baixa frequência presente na ampla faixa de frequência do sinal bruto da EA. Por exemplo, pela passagem do sinal EA bruto por um circuito retificador passa-baixa ou por um voltímetro RMS (Root Mean Square). Desta forma, o sinal de saída tem uma frequência menor que o sinal bruto (LIU, 1991 e BALDO, 1994).

Um importante aspecto para qualquer aplicação da EA é o método utilizado na análise do sinal. Dois tipos de análise de sinal são frequentemente utilizados e citados por vários pesquisadores (BEATTIE, 1983; LIU, 1991; BALDO, 1994 e PIGARI, 1995): análise no domínio do tempo e análise no domínio da frequência.

A análise no domínio da frequência limita-se à observação de mudanças no espectro da frequência, que podem estar relacionadas ao processo de deformação ou fratura. Este espectro é composto por uma grande quantidade de parâmetros, pois cada frequência tem a sua própria amplitude, que ajuda na caracterização das fontes dos fenômenos de EA.

A análise no domínio do tempo, pode ser feita através de medidas de alguns parâmetros, tais como: número de picos e taxa de número de picos, desvio padrão, análise da distribuição de amplitude, voltímetro RMS, etc. (BEATTIE, 1983 e LIU, 1991).

A forma mais simples de tratamento do sinal de EA é através da amplificação e filtragem desse sinal, seguido de processamento em voltímetro RMS para o armazenamento em computador com placa de conversão A/D. Esta forma de aquisição do sinal é uma das mais utilizadas no monitoramento de operação de usinagem dos metais (LIU, 1991; BALDO, 1994 e PIGARI, 1995). O voltímetro RMS determina a raiz quadrada da média quadrática do sinal de EA. É um modo de avaliar a energia contida no sinal de EA. No Apêndice A é mostrado o projeto de um Voltímetro RMS.

A utilização de um voltímetro RMS é de fundamental importância, pois as placas de conversão A/D não tem velocidade de aquisição suficiente para adquirir sinais de alta frequência, além disso os computadores não tem memória suficiente para armazenar os dados em intervalos de tempo razoáveis para o acontecimento do evento.

O voltímetro RMS converte o sinal bruto de altíssima frequência do amplificador em uma voltagem contínua, cujo nível de sinal é proporcional a raiz quadrada da média quadrática do sinal de entrada, e a frequência de aquisição depende da constante de tempo utilizada no voltímetro. Este sinal, após passar por uma placa de conversão A/D, pode ser então armazenada num microcomputador para a análise posterior.

### 2.5.3 - MONITORAMENTO DE TRINCAS POR EMISSÃO ACÚSTICA.

O início de formação de uma trinca ou a sua propagação causam emissões de sinais na forma de onda de altíssima frequência, na faixa de ultra-som, que podem ser detectados por sensores de EA devidamente conectados na superfície do material. Na literatura encontra-se vários trabalhos que utilizam esta técnica para detectar a formação e/ou propagação de trincas. RACKO, (1987) utilizou sinais de EA para comprovar modelos teóricos de determinação da trinca à frio. Já BUCHAMAYR, CERJAK & GALAN (1987) utilizaram sinais de EA para determinar a formação da trinca frio e a quente após a soldagem.

Com relação à trinca de reaquecimento, são poucos os trabalhos encontrados na literatura que utilizaram a técnica de monitoramento via EA para detectar a formação e propagação deste fenômeno. Um trabalho, neste assunto, que merece destaque é o de HIPPSLEY, BUTTIE & SCRUBY (1988) que estudaram a dinâmica da fratura intergranular frágil à alta temperatura (500°C), em um aço ARBL, através de dados obtidos por um sistema de medição de sinais de EA.

O aparato utilizado por HIPPSLEY, BUTTIE & SCRUBY (1988) para monitorar a EA durante o crescimento da trinca a alta temperatura é esquematizado na FIG. 2.10. Os pulsos acústicos dos corpos de prova eram transmitidos ao sensor através de um cabo de platina. O sinal de saída do sensor passava por um filtro antes de sua amplificação (ganho de 3100x), em seguida processado pelo voltímetro RMS e finalmente o sinal podia ser diretamente gravado ou passar antes por um contador de pulsos ou por um integrador. O crescimento da trinca foi monitorado através de medidas de queda de potencial induzida pela passagem de uma corrente constante no corpo de prova (fonte e voltímetro).

Com esta configuração (FIG. 2.10), o trabalho mostrou que a propagação da fratura intergranular frágil de alta temperatura pode ser detectado pelo sensor de EA e que a duração da propagação da trinca, armazenada no osciloscópio digital antes de passar pelo voltímetro RMS, é de aproximadamente 10 ms (milésimo de segundos). Além disso, foi também mostrado a dificuldade de detectar a propagação da trinca formada por “dimples” (FIMC) devido ao baixo nível de energia emitida por esse tipo de trinca a alta temperatura. A amplitude do sinal ficou em torno de 10 vezes menor que na propagação da trinca no modo FIBD.

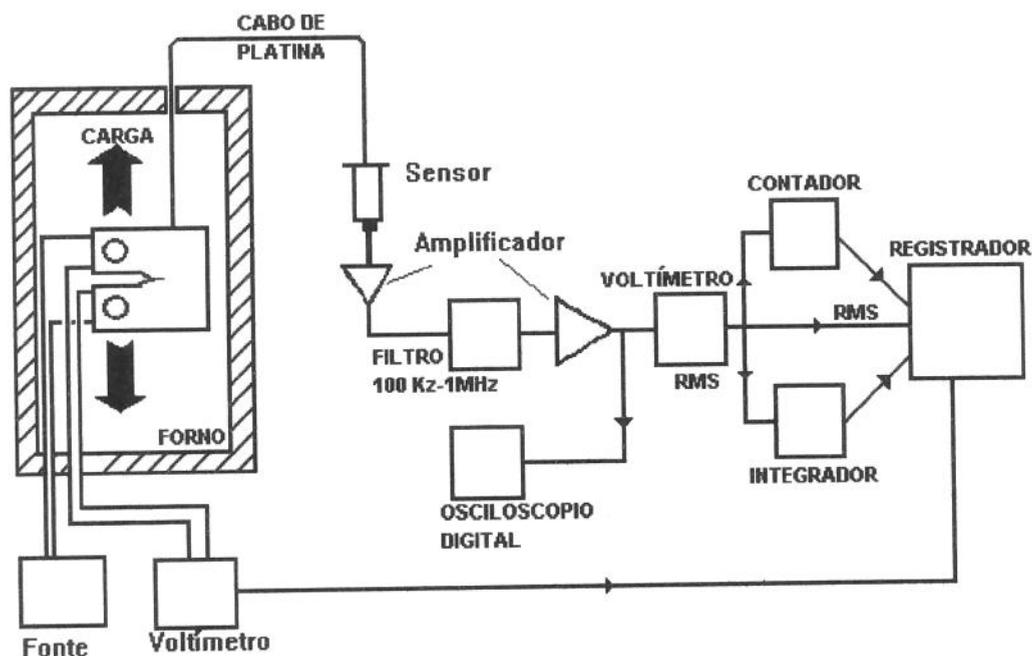


FIGURA 2.10 - Sistema para detectar a EA.

Fonte: HIPPSLEY, BUTTIE & SCRUBY (1988).

De um modo semelhante, FANG, ASIBU & BABER (1995) também utilizaram um sistema de EA para detectar a formação e propagação da trinca a frio (conhecida também como trinca de hidrogênio) em um aço ARBL, onde o sinal de saída do sensor EA era amplificado e em seguida passava por filtros. Após a filtragem, o sinal era gravado para uma posterior análise no domínio do tempo e da frequência. Neste trabalho verifica-se que o espectro de frequência ficou concentrado em torno de 200 kHz e, no domínio do tempo, o sinal EA, devido à propagação da trinca, apresentou uma duração de aproximadamente 3 ms. Da mesma forma que no caso anterior, ficou demonstrado a viabilidade da utilização do sensor de EA também para detectar a propagação da trinca a frio.

Apesar de não se encontrar trabalhos citados na literatura que utilizem um sistema de medição de EA acoplado ao Teste de Implante Modificado, os fundamentos da EA apresentados acima, mostram a possibilidade de se utilizar este parâmetro de medida (sinal de EA) para detectar a formação e/ou propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. No CAP. 03 serão apresentados o sistema de medição de EA utilizado neste trabalho, bem como o posicionamento do sensor no equipamento de teste (Teste de Implante Modificado).

## CAPÍTULO 3

### TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

#### 3.1 - INTRODUÇÃO

Como comentado no item 2.4.1 do CAP. 02, o teste utilizado neste trabalho para o estudo do fenômeno trinca de reaquecimento foi o Teste de Implante Modificado. A técnica de ensaio desse teste necessita, além de um equipamento especializado, de outras técnicas de ensaio para garantir ao fenômeno estudado a confiabilidade dos resultados dos testes. Neste capítulo são apresentados, além do equipamento de teste (Teste de Implante Modificado) e do sistema de medição de emissão acústica, os procedimentos que foram seguidos para garantir uma infra-estrutura ao ensaio, ou seja, o material utilizado, a fabricação dos corpos de prova e das placas de teste e o procedimento de teste. São também apresentadas as técnicas experimentais utilizadas na análise dos corpos de prova testados, que incluem a análise fractográfica, microanálise química, análise metalográfica, radiografia, radioscopia em tempo real e microscopia ótica.

#### 3.2 - EQUIPAMENTO DO TESTE DE IMPLANTE MODIFICADO

O equipamento para o Teste de Implante Modificado usado neste trabalho foi projetado, construído, aferido, mostrado a sua repetibilidade e confiabilidade por MARTINS (1995).

A FIG. 3.1 apresenta esquematicamente o dispositivo de teste utilizado. Este equipamento é composto de vários componentes interligados, os quais são: um forno com o sistema de controle (módulo de potência, controlador de temperatura programável e termopar); uma estrutura ligada a um sistema hidráulico utilizado no posicionamento do corpo de prova e na aplicação da carga de teste; uma célula de carga posicionada entre o corpo de prova e a estrutura, utilizada na medição da carga durante o teste; um sistema de monitoramento da trinca via EA, composto por um sensor de EA (posicionado no eixo de tração) ligado a um sistema de tratamento de sinal de EA com microcomputador para a aquisição dos dados. Este sistema será melhor detalhado posteriormente.

O sistema de aquecimento do equipamento de teste é capaz de implementar ciclos térmicos variados, possibilitando variações de parâmetros que permitam uma melhor pesquisa da trinca de reaquecimento. Neste equipamento a taxa de aquecimento do ciclo de TTAT pode variar desde 1°C/h até aproximadamente 3000°C/h, podendo também trabalhar com patamares de temperaturas de tratamento térmicos variados.

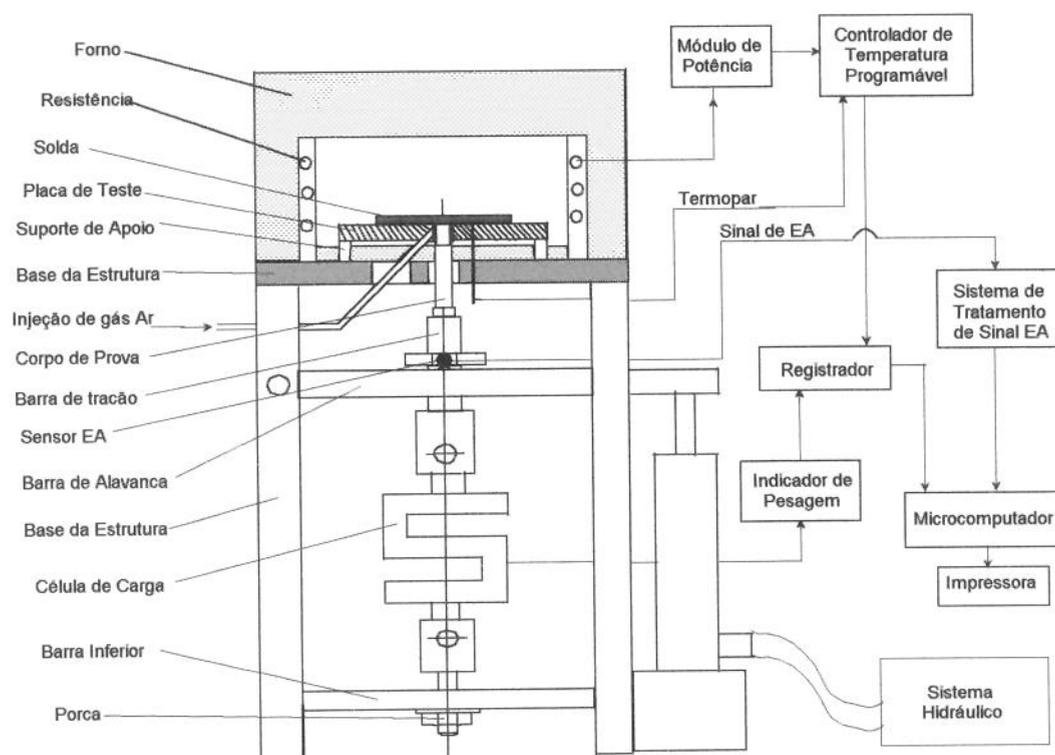


FIGURA 3.1 - Esquema do Teste de Implante Modificado.

A temperatura do forno é medida por um termopar, do tipo K (diâmetro 2,5 mm), colocado próximo à ZAC, controlada por um controlador de temperatura programável microprocessado do tipo rampa e patamar, acoplado a um módulo de potência. O controlador trabalha com ajuste PID (Proporcional, Integral e Derivativo), de forma que a corrente elétrica seja liberada para a resistência do forno na medida exata para que o mesmo atinja a temperatura desejada. O controlador é da Eurotherm Corporation, modelo 808 e o módulo de potência é da Ciklos, modelo Kesa.

A célula de carga utilizada é da Alfa Instrumentos Eletrônicos modelo Z-5T, de capacidade de 5 toneladas, dotada de “strain gage”, e faixa de trabalho de 0 a 50°C. Este modelo tem aplicação tanto para tração como para compressão. O indicador de pesagem é do mesmo fabricante da célula de carga, modelo 2101 com indicador digital e com possibilidade de transmitir sinais analógicos para uma placa de conversão analógico/digital (A/D).

O Suporte de Apoio da placa de teste, também chamado de Compensador Térmico e indicado na FIG. 3.1, é construído do mesmo material do corpo de prova e placa de teste, com diâmetro de 10 mm e comprimento de 20 mm. Além de servir de apoio para a placa de teste, tem também o objetivo de atuar como compensador térmico. Estes suportes, quando submetidos ao aquecimento do tratamento térmico, sofrem uma dilatação térmica de modo a compensar a dilatação térmica sofrida pelo corpo de prova em sentido contrário. Estes dois deslocamentos em sentidos opostos se anulam ou se minimizam, de forma a evitar que a dilatação térmica do corpo de prova possa ser confundida com o alívio de tensão.

Como é verificado na FIG. 3.1, foi acoplado ao equipamento de teste um sensor de EA, no sentido de determinar o instante de formação da trinca de reaquecimento. Os dados desse sistema foram captados e armazenados com a ajuda de uma placa de conversão A/D acoplada a um microcomputador. Devido a alta frequência de aquisição necessária para o sistema de medição da EA, o microcomputador ficou exclusivamente dedicado a esse sistema durante a realização dos testes. Desta forma, a aquisição dos dados relacionados à temperatura e tensão aplicados ao corpo de prova foram realizados manualmente, indicado no fluxograma da FIG. 3.1 por “registrador”, através de leituras feitas diretamente no controlador de forno e no indicador de pesagem da célula de carga. Após a realização de cada teste, esses dados foram armazenados no microcomputador para uma posterior análise.

As FIG. 3.2 e 3.3 apresentam respectivamente a estrutura do equipamento de teste e o sistema de aquecimento (controlador de temperatura e forno) e a FIG. 3.4 apresenta o conjunto completo do Teste de Implante Modificado, onde é visto o sistema de aquisição de dados (microcomputador), estrutura do equipamento de teste, sistema de aquecimento e o sistema de medidas de força (célula de carga com o indicador de pesagem).

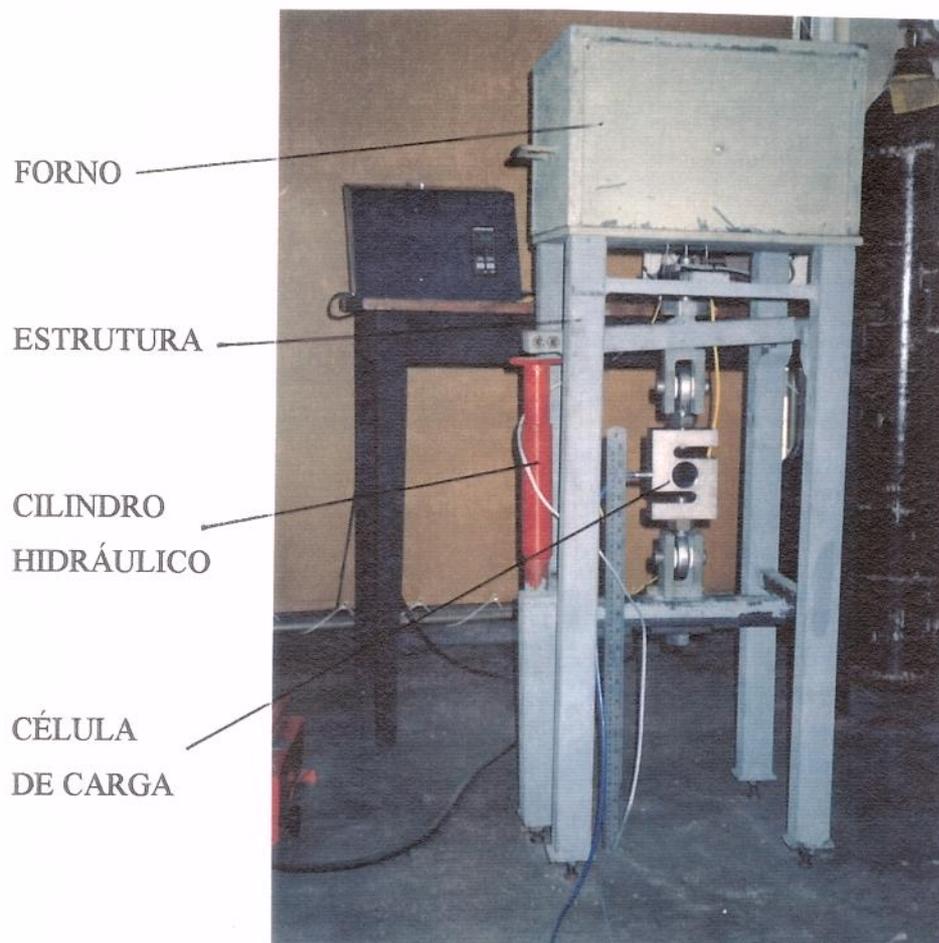


FIGURA 3.2 -Estrutura do equipamento de teste.

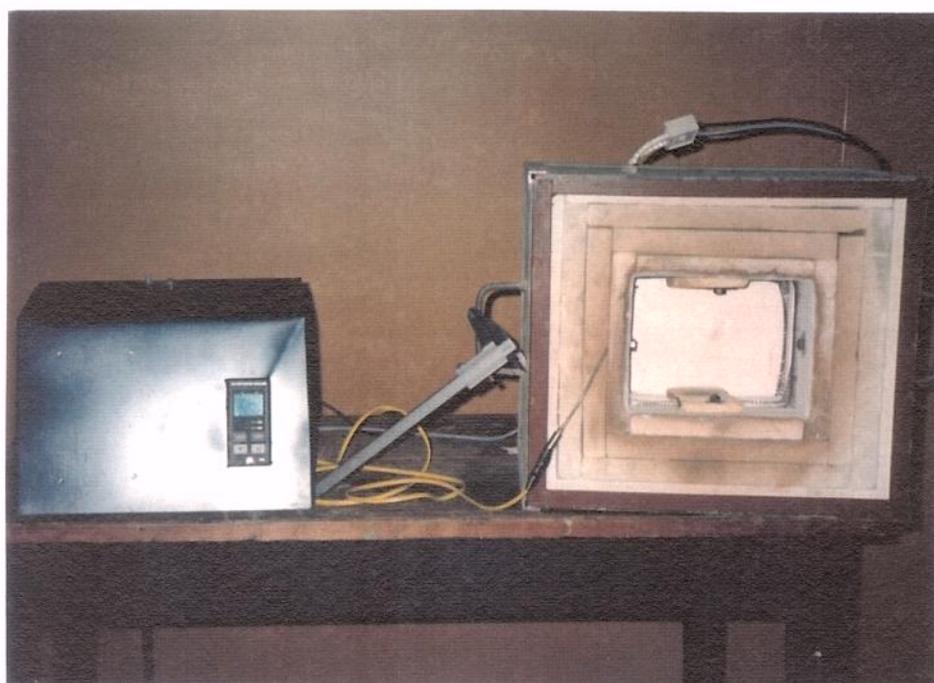


FIGURA 3.3 - Sistema de aquecimento (forno e controlador de temperatura).

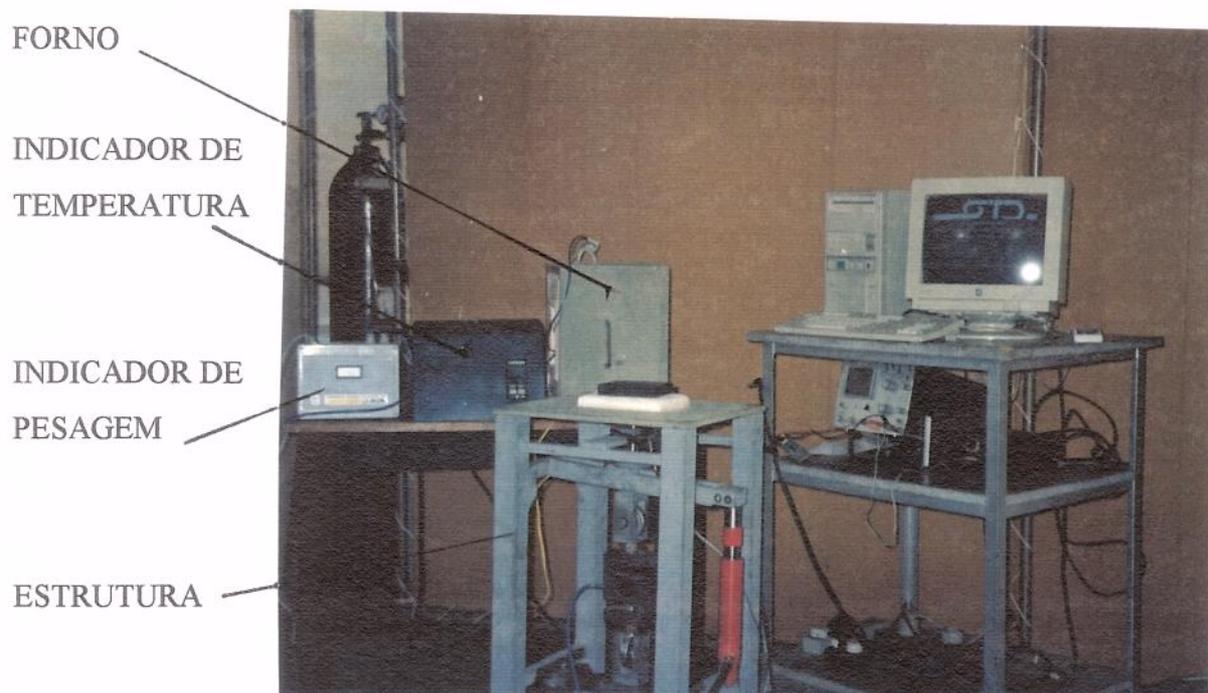


FIGURA 3.4 - Equipamento para o teste de implante modificado.

### 3.2.1 - PROTEÇÃO DA SUPERFÍCIE FRATURADA

É citado na literatura que a proteção da superfície de fratura da trinca contra a formação de óxidos a alta temperatura, para uma posterior análise fractográfica, é feita através da realização de testes em vácuo. Para o Teste de Implante Modificado, a utilização de vácuo é praticamente inviável e oneroso, devido às dimensões do equipamento. Desta forma, a proteção da superfície fraturada foi realizada através da injeção de um fluxo de argônio puro próximo a região onde ocorre a fratura do corpo de prova.

O argônio foi injetado durante toda a realização do teste até o resfriamento total do corpo de prova. A FIG. 3.5 mostra o sistema de proteção no equipamento de teste. A vazão do gás foi determinada pelo regulador de pressão conectado ao cilindro de argônio. O valor da vazão de gás foi determinado através de testes preliminares que são apresentados no item 4.2 do CAP. 04.

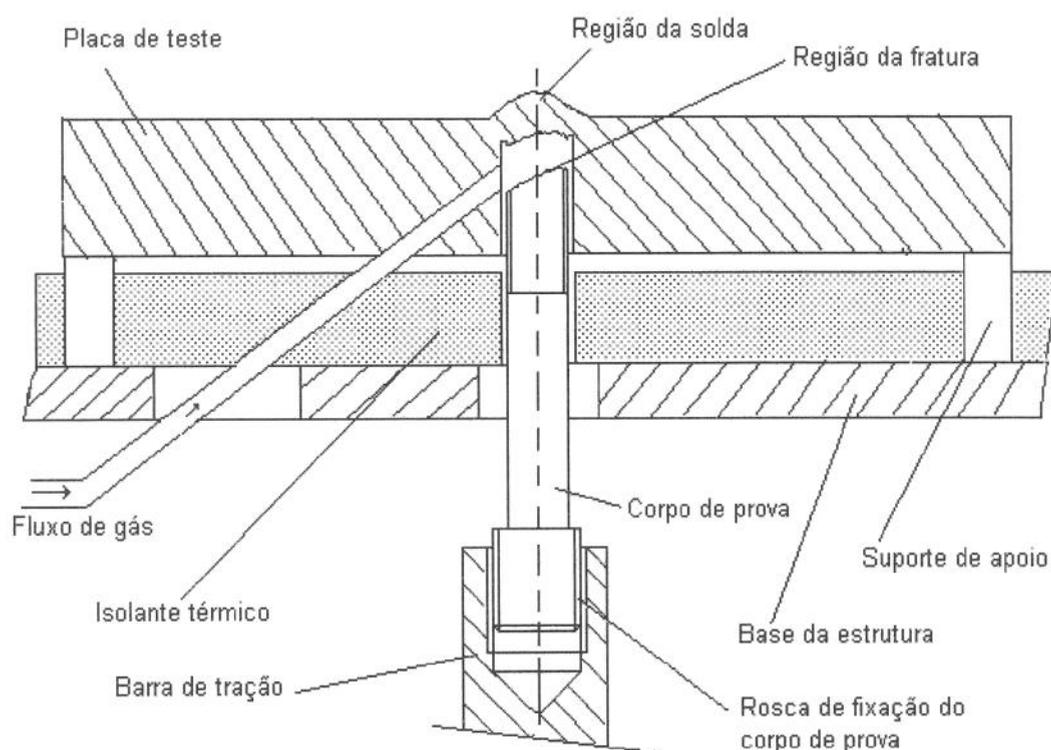


FIGURA 3.5 - Sistema de proteção da superfície fraturada.

### 3.3 - SISTEMA DE EMISSÃO ACÚSTICA (EA)

O sensor de EA foi fixado ao equipamento de teste, através de fitas adesivas, na peça de transmissão de tração (barra de tração), conectada por um lado à célula de carga e por outro lado ao corpo de prova. A FIG. 3.6 mostra a posição do sensor no equipamento de teste.

O ideal para a realização dos testes seria a fixação do sensor no corpo de prova. Porém, devido à alta temperatura de parte do corpo de prova (região da solda) durante o ciclo térmico, esta possibilidade ficou inviável, pois o sensor não suporta temperaturas acima de 177°C.

Para obter um perfeito acoplamento entre o sensor e a peça foi colocada uma camada de graxa, para que o sensor possa captar melhor o sinal proveniente da formação da trinca. A utilização de acoplantes é especialmente indicada quando se deseja detectar sinais de emissão acústica de baixo nível de intensidade. Isto porque, em escala microscópica, a superfície do

material e do sensor são rugosas e não estão intimamente em contato, havendo portanto um espaço vazio entre elas, de forma que a tensão transmitida por unidade de área é pequena. Se o espaço vazio for preenchido por algum material (por exemplo graxa), a onda de tensão poderá ultrapassar essa barreira e ser transmitida de modo uniforme (BEATTIE, 1983).

Outro ponto onde a colocação de graxa se fez necessária, para melhorar a propagação das ondas elástica de EA gerada pela formação da trinca e ser detectada pelo sensor, foi na rosca de fixação do corpo de prova à barra de tração (FIG. 3.5), pois este ponto poderia servir de barreira na passagem das ondas elásticas

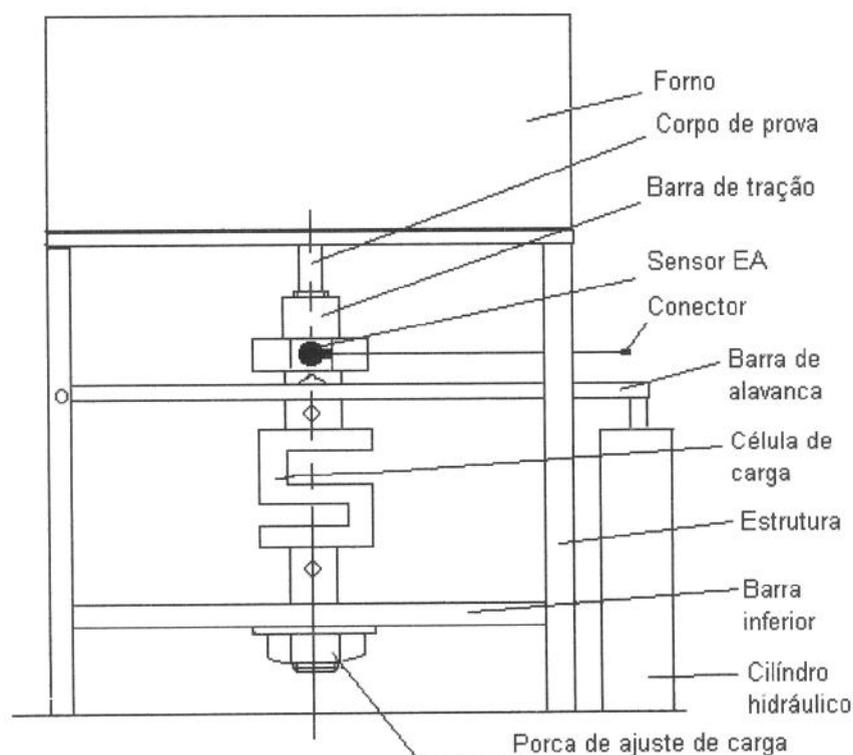


FIGURA 3.6 - Posicionamento do sensor EA no equipamento de teste.

A instrumentação utilizada na aquisição, tratamento e condicionamento do sinal de emissão acústica depende, obviamente, daquilo que se pretende analisar. Neste trabalho o objetivo da utilização da emissão acústica é no sentido de determinar o instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. Desta forma, procurou-se utilizar uma instrumentação (Sistema de Medição de Emissão Acústica - SMEA) básica,

considerada na literatura como de baixo custo, alta sensibilidade, flexibilidade de montagem, robustez e de simples instalação. Este sistema é apresentada na FIG. 3.7.

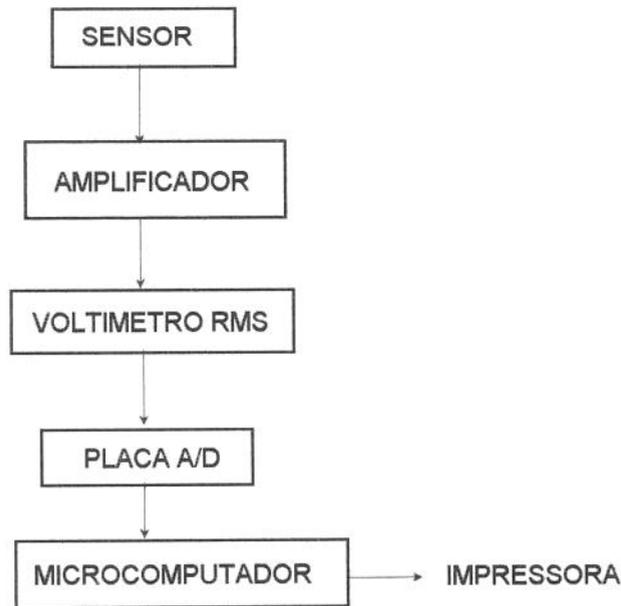


FIGURA 3.7 - Diagrama do sistema de medição de emissão acústica (SMEA)

O diagrama da FIG. 3.7, utilizado neste trabalho, para detectar a trinca de reaquecimento condiciona o sinal EA, emitido pela formação e propagação da trinca, através dos seguintes instrumentos:

- **SENSOR DE EMISSÃO ACÚSTICA:** é um sensor de ampla faixa de frequência (“Sensor broad band”) da Physical Acoustic Corporation, que fornece o sensor já calibrado e com cabo integral de 1 metro de comprimento ligado a um conector dual BNC. A escolha desse sensor ocorreu em função da ampla faixa de frequência do sinal de emissão acústica. Este sensor é idêntico ao utilizado por HIPPSLEY, BUTTLE & SCRUBY (1988) para detectar a propagação de trinca a alta temperatura. O sensor apresenta as seguintes características:

- Modelo: WD

- Faixa de operação: 100-1000 kHz

- Faixa de temperatura de trabalho:  $-65^{\circ}$  a  $177^{\circ}\text{C}$
  - Dimensões: diâm. = 17,47 mm e altura = 16,51 mm
  - Material da face: cerâmica
  - Material da caixa: aço inox 304.
- **AMPLIFICADOR:** Modelo “1220A Preamp 40/60dB, Single BNC for Power (+28V) e output sig.” da Physical Acoustics Corporation, com temperatura de trabalho na faixa de  $-25^{\circ}$  a  $65^{\circ}\text{C}$ , para faixa de frequência de 20 a 1200 kHz. Este amplificador se faz necessário para elevar o nível do sinal, pois o sinal proveniente do sensor de EA é alternado e de altíssima frequência. A análise direta deste sinal é geralmente pouco informativa, dado à dificuldade de se interpretar um sinal de tal natureza.
- **VOLTÍMETRO RMS (Root Mean Square):** Este aparelho transforma o sinal de entrada, de altíssima frequência, em um sinal que é proporcional a raiz quadrada da média quadrática do sinal de entrada, cuja frequência depende da constante de tempo determinada na construção do voltímetro. O voltímetro RMS é utilizado quando se deseja a análise no tempo do sinal de EA e em função da dificuldade de se armazenar dados de altíssima frequência (50 a 1200 kHz) em microcomputador convencional. O sinal de saída do voltímetro RMS é proporcional a energia do sinal de EA. O RMS é implementado pelo circuito AD637 da Analog Devices. Ligados a este integrado existem diversos capacitores externos que determinam as constantes de tempo (“time constant”) do voltímetro RMS, através de uma chave seletora. Para o desenvolvimento deste trabalho foi projetado e construído 1 modelo, no Laboratório do Processo de Usinagem do DEF/FEM/UNICAMP, com possibilidade de alimentação tanto pela rede elétrica como por um conjunto de baterias. Este equipamento é melhor detalhado no Apêndice A. As duas versões de alimentação do voltímetro foram necessárias devido ao nível de ruído apresentado durante a realização do teste de trinca de reaquecimento.
- **PLACA A/D:** A placa de conversão analógico/digital (A/D) permite o interfaceamento entre o sinal de saída do voltímetro RMS e o microcomputador. A placa utilizada foi um Cartão Conversor Analógico/Digital (A/D) Rápido, STD-5012, que tem a função de converter uma tensão analógica em uma palavra digital correspondente de 12 bits. Possui

16 canais de entrada, sendo configurável para operar em faixas bipolares (10V, 5V e 2,5V) e unipolar (5V e 10V).

- **MICROCOMPUTADOR:** Foi utilizado um PC-386 que realiza a leitura através de um software de aquisição de dados, permitindo a gravação dos sinais que ultrapassem um valor de voltagem pré-determinado, chamado de limite inferior, eliminando assim, a aquisição dos ruídos do sistema, permitindo testes de longa duração, utilizando pouca memória do computador. Este software é comentado mais à frente.

Foi comentado no item 2.5.4 do CAP. 02 que a emissão do sinal acústico provocado pela propagação de uma trinca fica em torno de 10 milissegundos (HIPPSLEY, BUTTLE & SCRUBY, 1988), indicando que a frequência de aquisição deve ser elevada. Para testes de longa duração, como é o caso do teste de implante modificado, a quantidade de dados armazenados é elevada, de forma a não se ter memória suficiente em microcomputador convencional. Para contornar esse problema, foi necessário ter um “software” de aquisição que só armazena os dados relacionados à formação e/ou propagação da trinca, desprezando os ruídos e os valores próximos a zero.

A placa de conversão A/D foi fornecida com um “software” de aquisição de dados. Com este “software” é possível trabalhar com diferentes frequências de aquisição, porém não é permitido gravar somente os sinais de interesse da EA, isto é, armazenar os dados somente quando este ultrapassar um valor pré-determinado, para que pudesse ser feita aquisição em um tempo longo e de alta frequência.

Para solucionar este problema, foi desenvolvido junto ao Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais (Belo Horizonte) um “software” que permite captar e armazenar os dados com um limite de corte preestabelecido, de modo que o microcomputador só armazenasse os dados de saída do voltímetro, com alta frequência de aquisição, se este valor for acima do limite de corte. Este “software” faz a aquisição e o armazenamento do tempo (em segundos) e do sinal de saída do voltímetro RMS. A FIG. 3.8 mostra o fluxograma do “software” de aquisição, que apresenta as seguintes variáveis de entrada:

- Limite de corte ( $L_c$ ): esta variável determina o valor mínimo a ser armazenado pelo computador.
- Ganho ( $G$ ): esta variável está relacionada à placa A/D, que pode variar de 1, 2, 10 ou 100. Este valor depende do nível de tensão do sinal de entrada na placa A/D.
- Tempo de aquisição ( $t_a$ ): é o tempo de realização do teste;

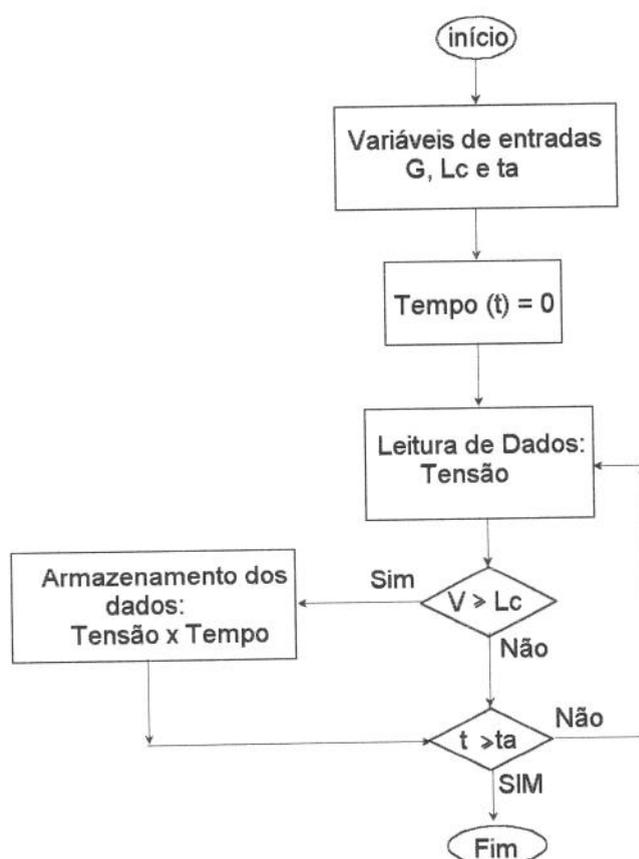


FIGURA 3.8 - Fluxograma do “software” de aquisição de dados.

Desta forma, o sistema de aquisição de dados foi concebido através de uma placa de conversão acoplada a um microcomputador 386 com “software” de aquisição e armazenamento de dados. No CAP. 04 serão determinados os parâmetros desse sistema através de testes preliminares.

### 3.4 - MATERIAL

O material escolhido para o estudo da trinca de reaquescimento foi o aço SAR 80T da Usiminas, por ser um aço, conforme demonstrado na literatura (FERRARESI, GONÇALVES & SCOTTI, 1993a e 1993b e MARTINS, FERRARESI & TREVISAN, 1995), susceptível ao fenômeno da trinca de reaquescimento. A composição química (% em peso) fornecida pelo fabricante e de uma amostra analisada no Centro de Tecnologia (CT) da UNICAMP, utilizando o analisador de carbono e enxofre LECO e espectrômetro de Raio-x Philips, é apresentado na TAB. 3.1. As variações entre as composições químicas foram pequenas.

TABELA 3.1  
Composição química do aço SAR 80T.

Elementos	% em peso Fabricante	% em peso CT
C	0,13	0,12
Mn	0,98	0,97
Si	0,22	0,21
S	0,0063	0,008
P	0,029	0,027
Ni	0,027	<0,025
Cu	0,27	0,25
Cr	0,55	0,54
Mo	0,33	0,34
Al	0,058	0,07
Nb	<0,005	<0,015
V	0,028	0,027
Ti	0,016	0,018

Este aço é considerado de alta resistência e baixa liga (aços ARBL), temperado e revenido. É um aço estrutural de uso geral e utilizado principalmente na fabricação de chassis

de caminhões, implementos agrícolas, máquinas de terraplanagem e plataformas marítimas. As propriedades mecânicas desse material são as seguintes:

- limite de escoamento de  $74,9 \text{ kgf/mm}^2$ ;
- limite de resistência de  $80,0 \text{ kgf/mm}^2$ ;
- alongação de 22%.

### 3.5 - CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA E PLACA DE TESTE

O aço SAR 80T, de uma mesma chapa e corrida, foi fornecido pelo fabricante (USIMINAS) na forma de blocos de dimensões  $240 \times 130 \times 50,8 \text{ mm}$  e com a indicação do sentido de laminação do material. Para a confecção dos corpos de prova, tomou-se o cuidado de cortar o material de forma que o comprimento longitudinal do corpo de prova fosse no sentido de laminação do material, para evitar possíveis trincas lamelares que poderiam interferir na realização dos testes de trinca de reauecimento.

Os corpos de prova foram usinados de acordo com o desenho da FIG. 3.9, baseados na Norma Francesa NF A 89-100. A verificação das medidas dimensionais foram feitas através de microscópio ferramenteiro.

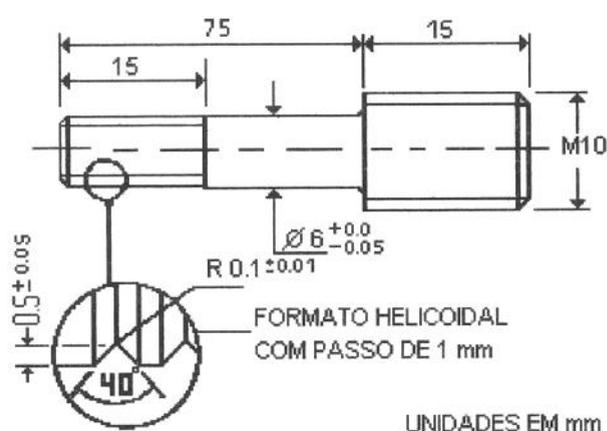
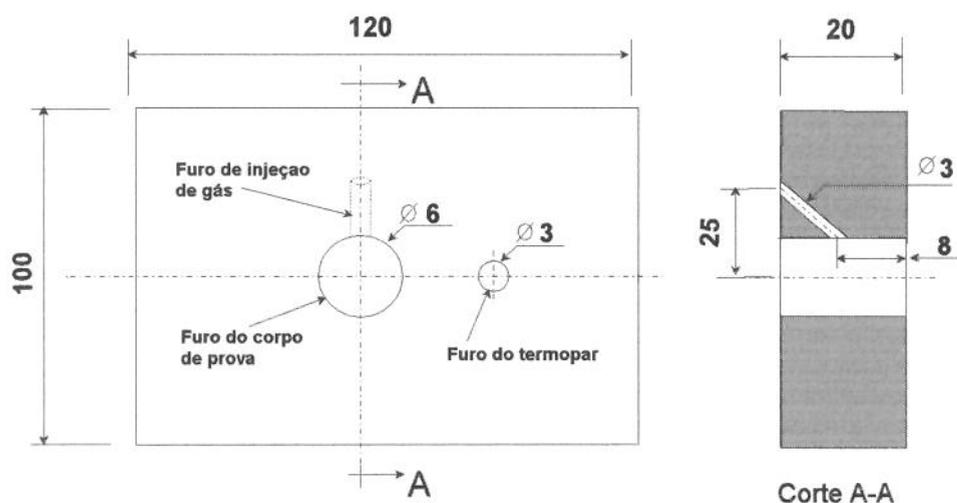


FIGURA 3.9 - Dimensões do corpo de prova

A utilização de corpos de prova com entalhe helicoidal serve para garantir ao ensaio uma maior confiabilidade dos testes, para se ter na região da ZAC sempre um entalhe agindo como concentrador de tensão, criando com isso um campo de tensão hidrostática, onde possivelmente irá ocorrer a nucleação da trinca de reaquecimento.

As confecções das Placas de Teste, utilizadas para a soldagem do corpo de prova foram realizadas conforme o desenho da FIG. 3.10. O furo central é para a colocação do corpo de prova, o furo de menor diâmetro é para a fixação do termopar do tipo K (diâmetro 2,5 mm) para o controle do forno e o furo inclinado é utilizado na passagem do fluxo de argônio, que tem como objetivo proteger a superfície fraturada do corpo de prova.



unidade mm - desenho fora de escala

FIGURA 3.10 - Placa de teste.

### 3.6 - PROCEDIMENTO DE TESTE DE TRINCA DE REAQUECIMENTO.

#### 3.6.1 - LIMPEZA DOS CORPOS DE PROVA E PLACA DE TESTE.

Os corpos de prova, antes da soldagem, foram primeiramente limpos com água e detergente a fim de retirar a camada de óleo de proteção contra a oxidação durante o seu armazenamento. Em seguida foram limpos por ultra-som em banho de acetona por 3 minutos.

Antes da realização de cada teste a Placa de Teste foi lavada com água e detergente, em seguida foi jateada com areia para a remoção dos óxidos da superfície e dos furos. A limpeza foi cuidadosamente realizada, principalmente na região do furo onde era alojado o corpo de prova para a soldagem, para evitar possíveis contaminações na região soldada.

### 3.6.2 - POSICIONAMENTO DO CORPO DE PROVA PARA A SOLDAGEM.

Após a realização do procedimento de limpeza do corpo de prova e placa de teste, o corpo de prova era rosqueado à barra de tração do equipamento e, em seguida, a placa de teste era colocada sobre o corpo de prova pelo furo passante no centro da placa (FIG. 3.11). O cilindro hidráulico era acionado de forma a induzir uma força de tração entre a barra inferior e a barra de alavanca (FIG. 3.12), posicionando corretamente o corpo de prova no furo central da placa, para que a extremidade do corpo de prova ficasse tangente a superfície superior da placa de teste. Para o ajuste fino da força de tração foi utilizada uma porca situada na barra inferior do equipamento (FIG. 3.13). Após o posicionamento correto do corpo de prova era realizada a soldagem para fixar o corpo de prova à placa de teste.

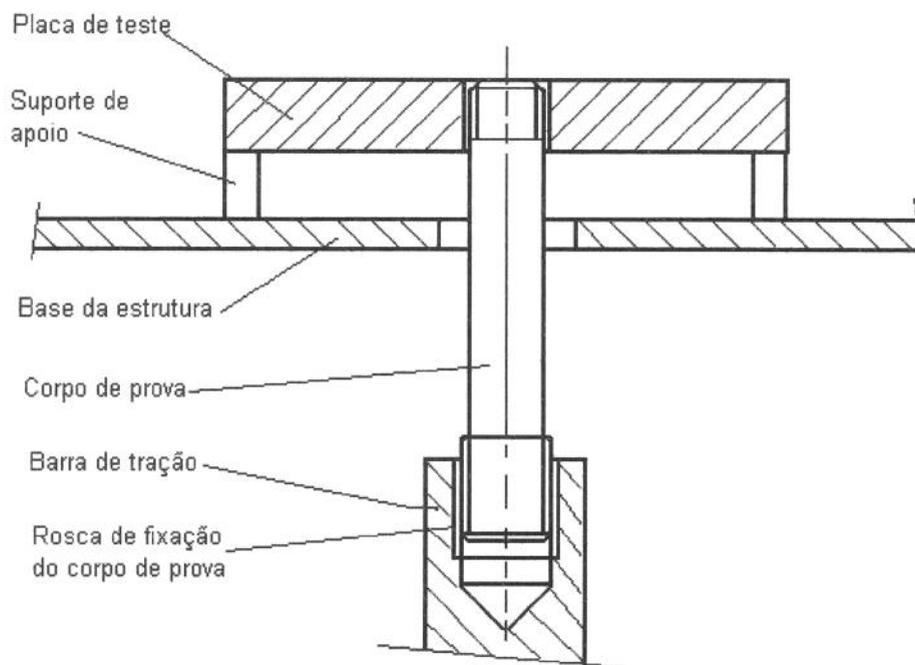


FIGURA 3.11 - Posicionamento do corpo de prova para soldagem

ESTRUTURA

BARRA DE  
ALAVANCA

BARRA DE  
TRAÇÃO

CILINDRO  
HIDRÁULICO

BARRA  
INFERIOR

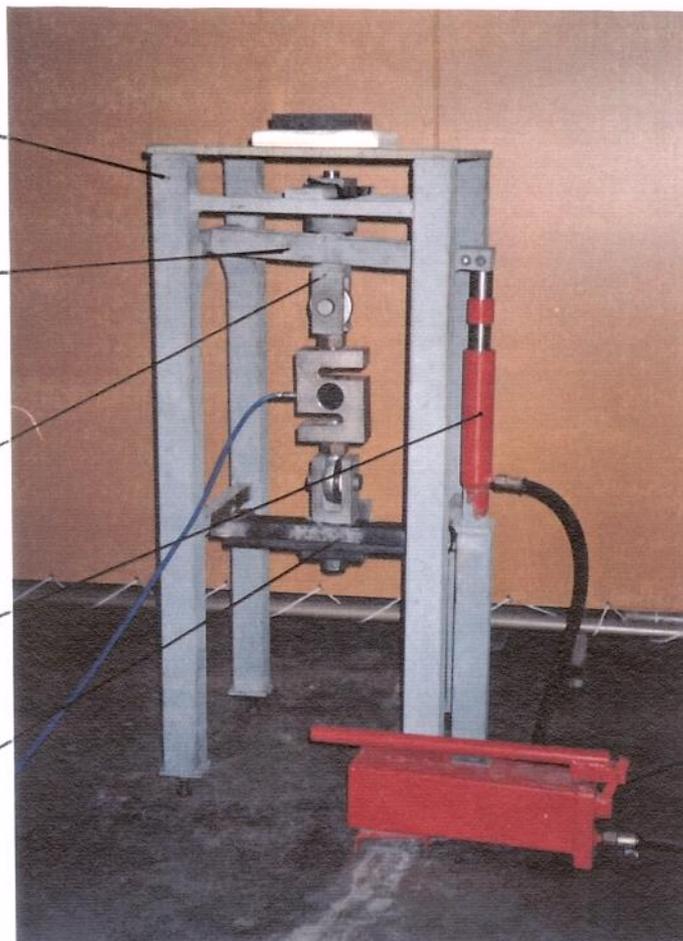


FIGURA 3.12 - Estrutura e sistema de tração do equipamento de teste.

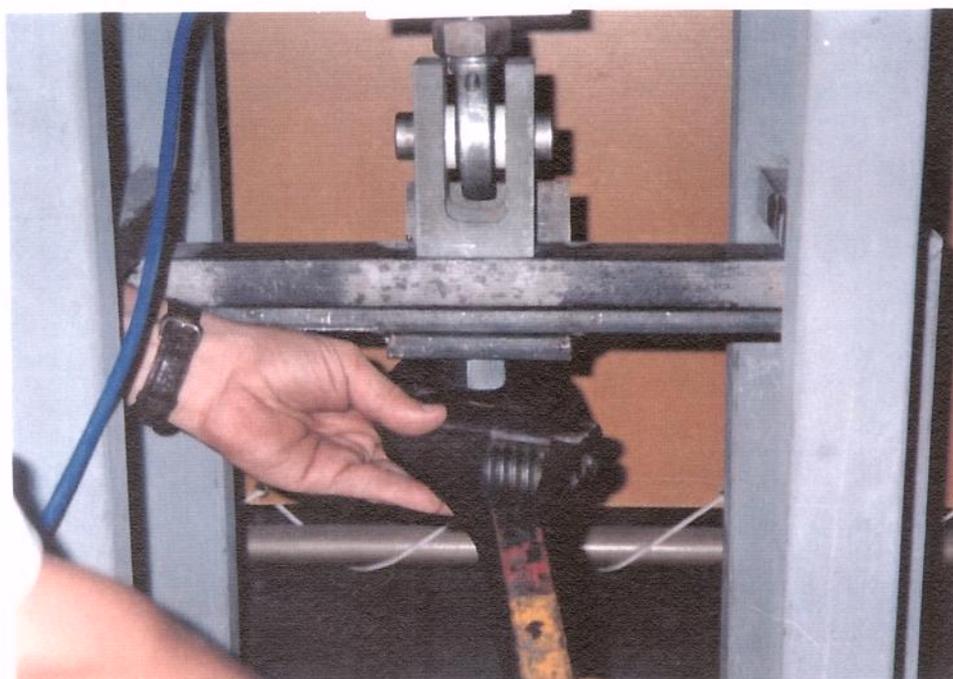


FIGURA 3.13 - Ajuste fino de tensão de tração.

### 3.6.3 - PROCESSO DE SOLDAGEM.

O processo de soldagem utilizado na fixação dos corpos de prova à placa de teste foi o MAG mecanizado, isto é, a tocha era acoplada à um dispositivo eletro-mecânico de deslocamento com velocidade controlada. Os parâmetros de soldagem, constantes para todos os testes, foram otimizados de modo a depositar um cordão com boa penetração. A FIG. 3.14 mostra o equipamento utilizado na soldagem do corpo de prova à placa de teste. Utilizou-se o arame AWS ER 70S-6, com diâmetro de 1,2 mm, como metal de adição. Os parâmetros obtidos foram:

- corrente : 180 A;
- tensão : 22,5 V;
- velocidade de soldagem : 150 mm/min;
- vazão de CO<sub>2</sub> : 15 l/min.

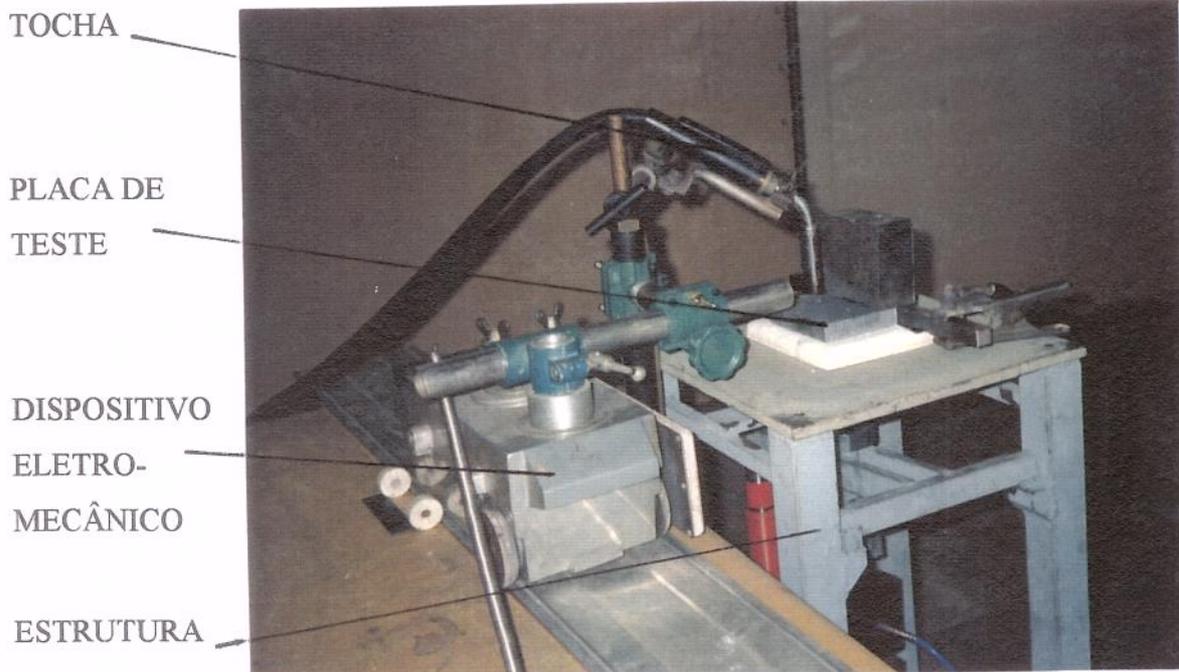


FIGURA 3.14 - Equipamento de soldagem utilizado nos testes.

### 3.6.4 - PROCEDIMENTO DO TRATAMENTO TÉRMICO.

Imediatamente após a soldagem o termopar de controle de temperatura do forno era ajustado no furo da placa de teste (FIG. 3.1 e 3.10). Quando a temperatura deste termopar indicava 150°C, o cilindro hidráulico era vagarosamente aliviado para que a força de tração existente entre o braço de alavanca e a barra inferior fosse gradualmente transmitida ao corpo de prova. Devido às acomodações da estrutura e corpo de prova, era comum que ocorresse uma queda no valor da força transmitida ao corpo de prova, mostrado pelo indicador de pesagem. Esta queda era normalmente corrigida, retomando-se ao nível de força desejado pelo ajuste da porca da barra inferior da estrutura de teste (FIG. 3.13).

Quando a temperatura do termopar do conjunto soldado alcançava aproximadamente 40°C durante o resfriamento após a soldagem, o forno era colocado sobre o equipamento de teste, mais especificamente sobre a placa de teste (FIG. 3.1). Em seguida era acionado o controlador do forno de modo a dar início ao ciclo de TTAT. Para se ter um ponto de referência e comparar os dados dos vários testes, o sistema de aquisição de dados foi inicializado, em todos os casos, quando a temperatura no ciclo de aquecimento alcançava 60°C. A aquisição dos dados relativos à tensão de restrição e temperatura foram realizadas com intervalos de 3 minutos.

## 3.7 - ANÁLISE DOS CORPOS DE PROVA TESTADOS.

### 3.7.1- ANÁLISE DOS CORPOS DE PROVA FRATURADOS

Na sequência dos testes, os corpos de prova que sofreram a ruptura total tiveram a sua superfície fraturada isenta de formação de óxidos pela utilização do fluxo de argônio, como comentado anteriormente. Após o término do teste, sobre essa superfície, foi aplicada uma camada de esmalte, no sentido de evitar a oxidação durante o seu armazenamento. A análise fractográfica e microanálise química foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Cambridge, modelo Stereoscan S4-10, com sistema de microanálise por EDS, marca Link, modelo 290. Para a realização destas análises, as superfícies dos corpos de prova protegidas com esmalte foram submetidas a limpeza por ultra-som em banho de acetona por 3 minutos. Esta limpeza foi repetida 3 vezes trocando-se o banho.

Após a limpeza, as superfícies fraturadas dos corpos de prova foram analisadas no MEV no sentido de identificar os modos de fratura na superfície da trinca de reaquecimento. Esta análise teve como objetivo verificar possíveis mudanças nos modos de fratura com as variações no procedimento de teste, mais especificamente no valor da temperatura do ciclo de TTAT e na tensão de restrição.

Foram também realizadas, no MEV, uma microanálise por energia dispersiva de raio-x nas partículas que se apresentavam dentro dos “dimples” das superfícies fraturadas dos corpos de prova. Esta análise foi realizada no sentido de obter informações de quais elementos químicos estão presentes na formação dos microvazios coalescidos de contorno de grão, como comentado por McCOLLOUGH & BAKER (1991) e citado no item 2.3.5.

### 3.7.2 - ANÁLISE DOS CORPOS DE PROVA NÃO FRATURADOS

Os corpos de prova que não sofreram a ruptura total foram analisados através da radiografia (Raio-x), radioscopia em tempo real, e finalmente por microscopia ótica. O objetivo desta análise foi verificar a existência de trinca na região da ZAC e comparar com os resultados do sinal do sensor de EA, adquiridos durante o ciclo de TTAT. Esta comparação se fez necessária, para comprovar a viabilidade e funcionalidade do sistema de emissão acústica na detecção da trinca de reaquecimento. A seguir serão descritos os procedimentos dessas análises:

- (1) - **RADIOGRAFIA:** A retirada de amostras para a radiografia foi feita à partir de corte do corpos de prova junto com a placa de teste (utilizando-se serra de fita e uma serra de disco do tipo “cut-off”). As dimensões dos corpos de prova para esta análise são apresentadas na FIG. 3.15. Com as amostras preparadas foram feitas as radiografias na SGS do Brasil S.A., em Campinas. As radiografias foram realizadas em duas faces das amostras em um aparelho de Raio-X de marca ANDREX, modelo CMA257.

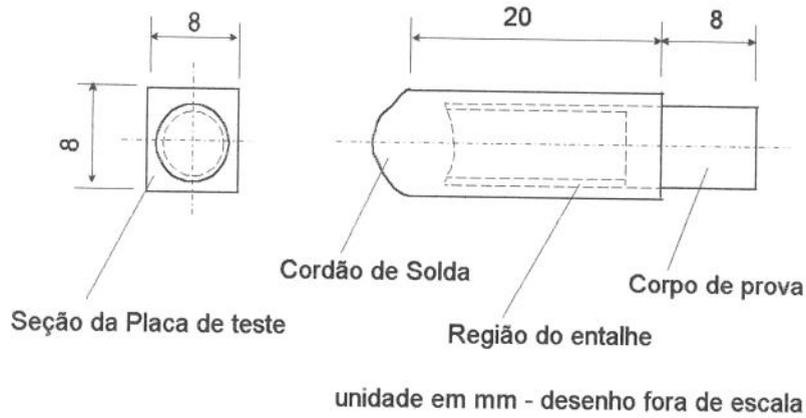


FIGURA 3.15 - Dimensões dos corpos de prova para radiografia.

- (2) - **RADIOSCOPIA EM TEMPO REAL:** As amostras para a análise foram usinados conforme a FIG. 3.16. Esta análise foi realizada na Eaton Corporation do Brasil (São José dos Campos) em um Sistema de Inspeção de Raio-X MU 72F da Philips. O sistema compreende basicamente de um tubo de metal cerâmico com distância focal de 70-300  $\mu\text{m}$  de máxima voltagem de 120 KV, além de um intensificador de imagem com câmara conectado a um monitor de vídeo. Este equipamento conta com um manipulador de 6 graus de liberdade de alta sensibilidade. O diagrama de bloco desse sistema é mostrado na FIG. 3.17. O aumento máximo do corpo de prova analisado no monitor de TV é de aproximadamente 20 vezes.

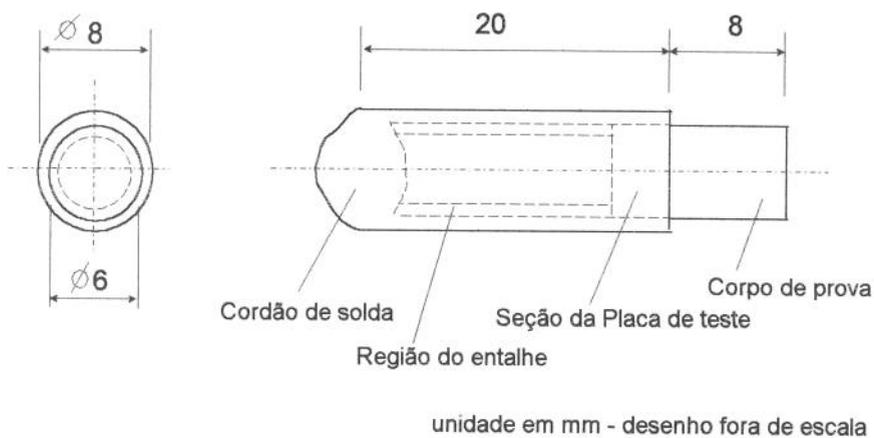


FIGURA 3.16 - Dimensões dos corpos de prova para a análise de radioscopia em tempo real.

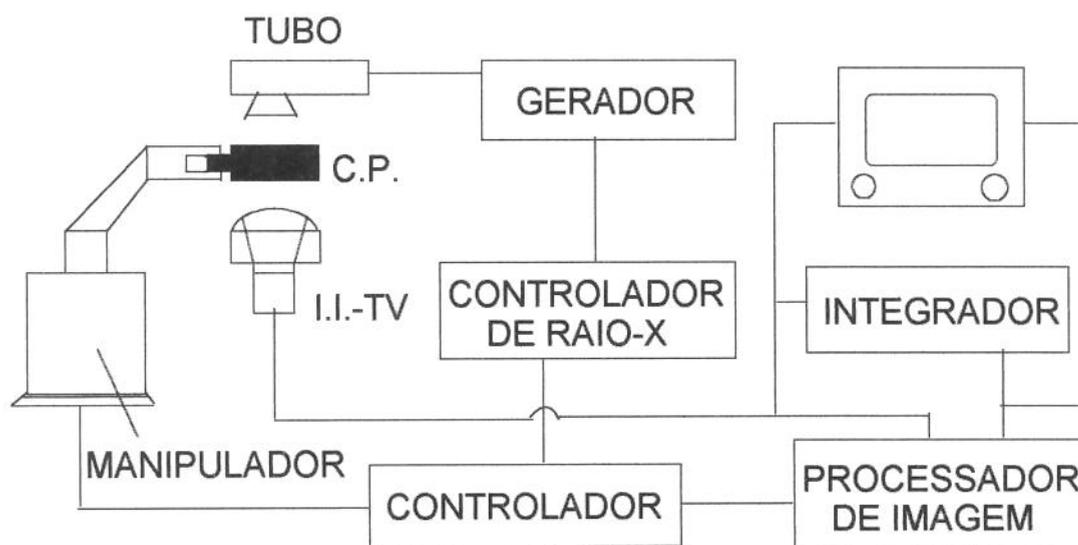


FIGURA 3.17 - Diagrama de bloco do sistema de inspeção radioscópica.

I.I.- Intensificador de Imagem e C.P.- Corpo de Prova.

- (3) - MICROSCOPIA ÓTICA: As amostras após a análise de radiografia e radioscopia em tempo real, foram lixadas em uma politriz padrão, utilizando-se lixas de granulometria gradativamente menor (120 - 320 - 600 e 1000 mesh) e em seguida analisados em microscópio ótico de marca Zeiss, modelo Neophot 32, com aumento de 100x, para verificação da existência de possíveis trinca na região da ZAC. Este procedimento foi executado várias vezes até se encontrar a trinca. Em caso contrário, o lixamento foi realizado até o final do corpo de prova.

### 3.7.3 - ANÁLISE METALOGRÁFICA.

Foram realizadas análises metalográficas nos corpos de prova testados com o objetivo de determinar a região da ZAC onde ocorreu a trinca de reaquecimento. Foram feitas análises micrográfica e macrográfica, utilizando-se um microscópio ótico de marca Zeiss, modelo Neophot 32, onde realizou-se fotografias. Para tanto, os corpos de prova foram preparados através de lixamento numa politriz padrão, utilizando-se lixas de granulometria gradativamente menores (220 - 320 - 400 - 600 - 1000 - 1200 mesh) e em seguida polidas com pasta de diamante com granulação de 6  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$  e atacado com reagente Nital 2% por 15 segundos.

## CAPÍTULO 4

### RESULTADOS PRELIMINARES E ESTRATÉGIA DE TESTE

#### 4.1 - INTRODUÇÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados dos testes preliminares, que tiveram como objetivo determinar a vazão do fluxo de argônio para a proteção da superfície fraturada dos corpos de prova e determinar os parâmetros do SMEA, principalmente na determinação do limite de corte (Lc) do “software” de aquisição de dados e do tipo de alimentação do voltímetro RMS.

Com o procedimento de teste apresentado no CAP. 03 e as condições determinadas pelos testes preliminares, são também apresentadas e justificadas as estratégias de testes, visando alcançar os objetivos deste trabalho.

#### 4.2 - DETERMINAÇÃO DA VAZÃO DE GÁS.

Para obter resultados confiáveis dos modos de fratura da superfície da trinca de reaquecimento, através da análise fractográfica realizada pelo MEV, a superfície fraturada deve estar completamente isenta de óxidos. É citado na literatura que uma forma de evitar a oxidação da superfície fraturada à alta temperatura é pela realização dos testes em vácuo. Entretanto, a utilização de vácuo no teste de implante modificado se torna oneroso e de difícil utilização.

Desta forma, para contornar esse problema, foram necessárias realizar algumas modificações no equipamento de teste para injetar um fluxo de argônio puro dentro do forno, próximo à região da ZAC, onde ocorreram as fraturas. A FIG. 3.5 do CAP. 03 mostra em detalhes a injeção de argônio na região da fratura do corpo de prova.

Foram realizados 07 testes de trinca de reaquecimento, através do teste de implante modificado, com o objetivo de determinar a vazão de gás que proporcionasse a melhor

proteção da superfície fraturada durante a realização dos testes. Os testes tiveram como variável principal a vazão do gás de proteção ( $v$ ) em litros por minuto.

O fluxo de argônio foi injetado, para a maioria dos testes, desde o início. Isto foi feito para evitar a oxidação da superfície de possíveis trincas formadas antes da ruptura dos corpos de prova. Para obter uma economia de gás a vazão antes da ruptura dos corpos de prova foi a menor possível. No instante da ruptura esta vazão foi aumentada no sentido de melhor proteger a superfície fraturada durante a fase de resfriamento do corpo de prova.

Os testes foram realizados de acordo com o procedimento de teste apresentado no item 3.6 do CAP. 03, com taxa de aquecimento de  $200^{\circ}\text{C}/\text{h}$  e com variação na tensão de restrição inicial. A verificação do grau de oxidação das superfícies fraturadas dos corpos de prova foi realizada no MEV. A TAB. 4.1 apresenta os resultados dos testes. Estes testes foram realizados também com o SMEA acoplado ao equipamento de teste, cujos resultados são apresentados e discutidos no próximo item.

TABELA. 4.1

Resultados dos testes com variações na vazão do gás de proteção

Nº.	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$T_f$ (°C)	$v_1$ (l/min)	$v_2$ (l/min)	Condição da superfície
01	50,51	46,21	533	2	4	ótima
02	50,51	44,19	527	1	4	boa
03	42,09	39,27	543	2	4	ótima
04	33,67	31,86	565	2	2	boa
05	25,25	23,57	590	0	3	ruim
06	25,25	23,15	583	0	4	ruim
07	25,25	21,34	584	3	3	boa

Onde:

$\sigma_i$  - é a tensão de restrição inicial aplicada no início do teste;

$\sigma_f$  - é a tensão final no instante da ruptura do corpo de prova;

$T_f$  - é a temperatura no instante da ruptura do corpo de prova;

$v_1$  - é a vazão do gás de proteção durante a realização do teste;

$v_2$  - é a vazão do gás de proteção a partir do instante da ruptura do corpo de prova.

A célula de carga, utilizada neste trabalho, fornece valores do nível de carga aplicado no corpo de prova em quilograma-força (kgf). Desta forma, os valores de tensões (força/área), apresentados na TAB. 4.1, foram determinados considerando a menor área transversal do corpo de prova ( $A = 23,76 \text{ mm}^2$ ). Em todos os testes realizados neste trabalho foi considerado essa tensão como sendo a tensão de restrição aplicada ao corpo de prova. É esta tensão que se pretende aliviar através do tratamento térmico.

Os testes que apresentaram os piores resultados na análise da superfície fraturada foram os testes 05 e 06, onde a vazão de gás durante a realização dos testes foi zero. Estes testes serviram de referência para a análise dos outros corpos de prova, pois as superfícies apresentaram uma densa camada de óxido de difícil limpeza, que não foi possível retirar pelo procedimento de limpeza apresentado no item 3.7.1 do CAP. 03. Os outros testes apresentaram bons resultados, isto é, com pouca ou quase nenhuma região oxidada.

Desta forma, foi adotado como padrão para todos os testes que visavam a análise da superfície fraturada, uma vazão ( $v_1$ ) de 2 litros/minuto durante o teste e uma vazão ( $v_2$ ) de 4 litros/minuto a partir do instante da ruptura do corpo de prova até o resfriamento à temperatura ambiente.

#### 4.3 - DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DO SMEA.

A configuração do SMEA, apresentado no item 3.3 do CAP. 03, utiliza um sensor de EA, um amplificador, um voltímetro RMS e uma placa de conversão A/D acoplada a um microcomputador com “software” de aquisição de dados. Com esta configuração são definidos, neste item, os parâmetros de calibração do SMEA utilizados no desenvolvimento deste trabalho.

Com relação ao amplificador, este aparelho fornece ganhos de amplificação que pode ser de 40 dB ou 60 dB, o que significa, respectivamente, uma amplificação de 100 ou 1000 vezes o sinal de entrada (sinal emitido pelo sensor), como mostra a relação em decibéis entre duas magnitudes de tensões, dado pela equação 4.1 (VASSALO, 1973).

$$dB = 20 \log \frac{V_s}{V_e} \quad (4.1);$$

onde  $V_s$  é a tensão (em volts) do sinal de saída do amplificador e o  $V_e$  é a tensão (em volts) do sinal de entrada.

Para o desenvolvimento deste trabalho utilizou-se o ganho de amplificação de 60 dB, de modo a elevar ao máximo o sinal emitido pelo sensor, isto é, o sinal do sensor de EA foi amplificado 1000x.

A amplificação do sinal, para a análise no voltímetro RMS, se fez necessária em função da barreira (rosca de fixação do corpo de prova) existente entre a região do evento (trinca) e a posição do sensor no equipamento de teste (vide item 3.3 e FIG. 3.5 do CAP. 03). Esta barreira dificulta a passagem das ondas de EA proveniente do evento, diminuindo a intensidade do sinal.

Com o sistema de aquisição de dados apresentado no item 3.3 do CAP. 03, concebido através de uma placa de conversão A/D acoplado a um microcomputador 386 com “software” de aquisição e armazenamento de dados, a máxima frequência de aquisição obtida por esta configuração foi de 2000 Hz, isto é, o tempo mínimo de aquisição e armazenamento entre uma medida e outra foi de 0,5 ms.

O voltímetro RMS fornece para a placa de conversão A/D um ponto (sinal do evento) a cada intervalo de tempo determinado pela constante de tempo ( $C_t$ ), selecionada previamente no aparelho. Este equipamento, construído para o desenvolvimento do trabalho é detalhado no Apêndice A, e fornece constante de tempo de: 0,1; 0,25; 0,5; 1,0 e 2,0 ms. Para se ter dados representativos do evento, a frequência de aquisição deve ser no mínimo o dobro da frequência do sinal fornecido pelo voltímetro RMS. Como a frequência máxima de aquisição do sistema é de 2000 Hz, que corresponde um ponto a cada 0,5 ms, a constante de tempo selecionada no voltímetro RMS foi de 1 ms, isto é, o voltímetro fornece a placa A/D um ponto a cada 1 ms.

O voltímetro RMS fornece sinais analógicos à placa de conversão A/D que pode variar de 0 a 10 Volts, dependendo do nível do sinal de entrada. Com isso, a placa de conversão A/D foi configurada para operar na faixa de bipolar de 0 a 10 Volts. Desta forma, o ganho da placa (G), que está relacionada ao nível de tensão de entrada na placa A/D, foi igual a 1 (um).

Com a configuração do SMEA apresentado no item 3.3 do CAP. 03 e com as variáveis de cada componente comentado acima, as variáveis de calibração desse sistema utilizadas na realização dos testes de trinca de reaquecimento foram:

- amplificador: 60 dB;
- voltímetro RMS - Constante de tempo( $C_t$ ) = 1 ms;
- microcomputador: - frequência de aquisição = 2000 Hz;
  - ganho da placa (G) = 1;

Quanto a escolha do limite de corte ( $L_c$ ) e do tipo de alimentação (baterias ou rede elétrica) do voltímetro RMS foram definidas a partir de vários testes preliminares. Estes testes serão apresentados e comentados a seguir.

#### 4.3.1 - DETERMINAÇÃO DE $L_c$ E ALIMENTAÇÃO DO VOLTÍMETRO RMS.

Foram realizados vários testes para definir o valor do limite de corte ( $L_c$ ) do “software” de aquisição e armazenamento de dados do SMEA. Este valor foi definido em função dos níveis de ruídos apresentados pelos tipos de alimentação do voltímetro RMS.

Inicialmente foi utilizado um voltímetro com alimentação na rede elétrica, idêntico ao utilizado nos trabalhos de BALDO (1994) e PIGARI (1995), com os parâmetros de calibração definidos acima e com variação no limite de corte. A TAB. 4.2 mostra os resultados dos testes do SMEA. Estes testes são os mesmos apresentados na TAB. 4.1 para a proteção da superfície fraturada.

TABELA 4.2

Resultados dos testes com variações no limite de corte

Nº	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	Lc (V)	NPo
01	50,51	0,015	5643
02	50,51	0,05	2856
03	42,09	0,10	2132
04	33,67	0,25	897
05	25,25	0,025	3752
06	25,25	0,50	235
07	25,25	0,15	733

Onde:

- $\sigma_i$  é o valor da tensão de restrição inicial;
- Lc - limite de corte;
- NPo - é o número de pontos armazenados acima do limite de corte.

Os resultados desses testes mostraram uma grande quantidade de pontos acima do limite de corte, representado na TAB. 4.2 pelo parâmetro NPo. Esses pontos foram armazenados desde o início da aquisição, com uma distribuição relativamente homogênea e com valores menores que 0,6 V. A concentração de pontos só foi marcante no instante da ruptura dos corpos de prova, que chegaram próximo a 10 V.

Para ilustrar esta análise, o resultado do teste 07 da TAB. 4.2 é mostrado na FIG. 4.1, onde são apresentadas a curva de tensão de restrição, em kgf/mm<sup>2</sup>, e o valor do RMS, em volts, em função do tempo de TTAT. No instante igual a zero (início da aquisição) a temperatura do ciclo térmico era de 60°C e no instante da ruptura do corpo de prova a temperatura era de 577°C.

É verificada na FIG. 4.1 uma distribuição relativamente homogênea dos pontos aquisitados pelo SMEA (RMS (V)) e que no instante da ruptura do corpo de prova o valor do RMS do sinal chegou a 10 V. A curva de tensão apresentou uma leve queda. Somente no instante próximo a ruptura que esta queda foi mais acentuada. Este resultado mostra a dificuldade em determinar em que instante ocorreu a formação da trinca de reaquecimento.

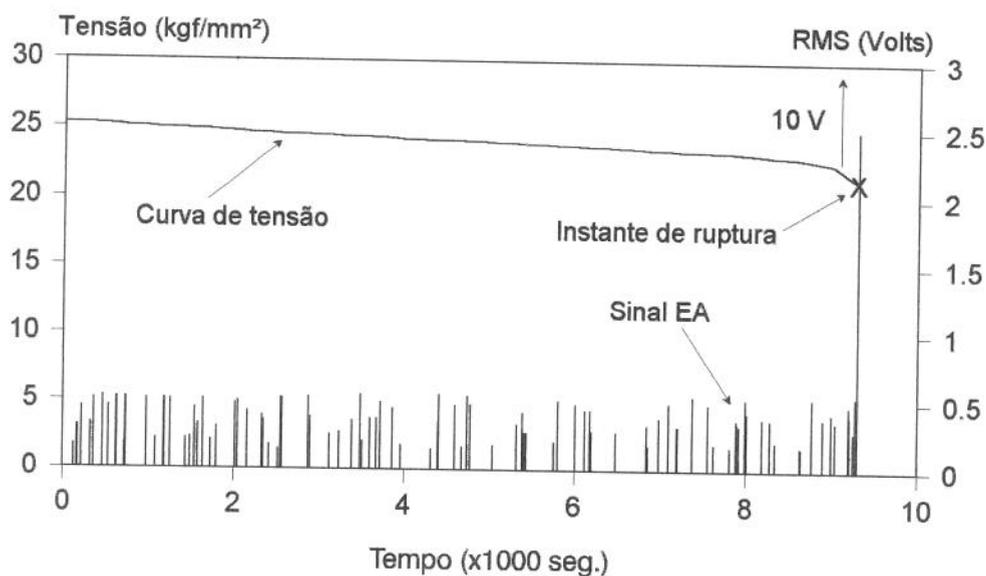


FIGURA 4.1 - Resultados do teste 07 da TAB. 4.2.

Foram realizados também vários testes de aquisição de dados com o SMEA conectado ao equipamento de teste, porém sem a realização de teste de trinca de reaquecimento (sistema de aquecimento do forno, fluxo de gás e sistema de tração desligados). Estes testes tiveram como objetivo verificar possíveis influências do equipamento de teste na aquisição dos ruídos. Entretanto, da mesma forma que no caso anterior, os níveis de ruído chegaram também próximo a 0,6 V. Isto demonstrou que o equipamento de teste não estava influenciando nos resultados da aquisição do SMEA.

Na realização destes testes foram percebidos que os ruídos eram mais elevados nos instantes em que era ligado ou desligado, dentro do laboratório, algum aparelho com motor elétrico. Apesar do voltímetro RMS estar conectado a uma rede elétrica considerada estabilizada, quanto mais próximo estivesse o aparelho maior era a intensidade do sinal armazenado pelo SMEA, indicando que ruídos intrínsecos da rede elétrica e/ou ruídos de ambiente estavam atuando no sinal de EA.

Como não se tinha ainda informação do nível de sinal (amplitude) da trinca de reauecimento, trabalhar com limite de corte de 0,6 V poderia influenciar nos resultados dos

testes de trinca de reaquecimento, de modo a não se obter resultados confiáveis. Desta forma, dois caminhos possíveis foram cogitados para tentar resolver este problema.

Um seria trabalhar com uma nova configuração do SMEA, por exemplo, adquirir o sinal bruto e fazer a análise no domínio da frequência. Porém, para modificar a configuração do SMEA seria necessário dispor de outros equipamentos de alto custo financeiro, como por exemplo, gravador e osciloscópio para o armazenamento e análise do sinal bruto.

O outro caminho, realizado neste trabalho, foi a modificação do sistema de alimentação do voltímetro RMS, que passou a ser alimentado por um conjunto de baterias, no sentido de minimizar o nível de ruído. Desta forma, o voltímetro RMS teve duas versões de alimentação, uma conectada à rede elétrica e a outra conectada a um conjunto de baterias (no Apêndice A são apresentadas as duas versões de alimentação do voltímetro RMS).

Com o objetivo de comparar os resultados da aquisição de dados de cada versão de alimentação do voltímetro RMS, para escolher o tipo de alimentação e o limite de corte ( $L_c$ ), foram realizados, com cada versão de alimentação do voltímetro RMS, 1 (um) teste de trinca de reaquecimento. As condições de testes foram as mesmas comentadas no item 3.6 do CAP. 03, com taxa de aquecimento de  $200^{\circ}\text{C/h}$  e tensão de restrição inicial de  $16,84 \text{ kgf/mm}^2$ .

Em cada teste foram realizadas 07 aquisições do sinal EA com duração de 5 minutos cada. As aquisições foram realizadas durante a fase de aquecimento do ciclo de TTAT, com os parâmetros do SMEA definidos acima, e com limite de corte igual a  $0,015 \text{ V}$ . Durante a realização de cada aquisição foram ligados e desligados vários aparelhos próximo ao equipamento de teste, de forma a induzir ruídos de ambiente.

Os resultados das aquisições são apresentados na TAB. 4.3, onde os testes de nº 1 a 7 foram realizados com o voltímetro RMS conectado a rede elétrica e os testes de nº 8 a 14 foram realizados com o voltímetro RMS conectado ao conjunto de baterias.

Os resultados da TAB. 4.3 mostram que o voltímetro conectado a rede elétrica apresentou, como já verificado anteriormente, um nível de ruído que chegou próximo a  $0,6 \text{ V}$ ,

com uma grande quantidade de pontos armazenados. Já o voltímetro RMS conectado às baterias, apresentou um nível de ruído que chegou próximo a 0,25 volts.

Esses resultados (TAB. 4.3) mostram também o aspecto aleatório desse tipo de ruído, pois com mesmo procedimentos de teste ocorreram variações significativas em termos de Npo e Pm. As FIG. 4.2 e 4.3 mostram respectivamente os resultados dos teste 09 e 03 da TAB. 4.3. Estes testes apresentaram os valores máximos de picos para cada tipo de alimentação do voltímetro RMS.

TABELA 4.3  
Resultados das aquisições do SMEA

REDE ELÉTRICA			BATERIAS		
Nº	NPo	Pm (V)	Nº	NPo	Pm (V)
01	108	0,42	08	67	0,21
02	89	0,36	09	89	0,23
03	144	0,52	10	21	0,18
04	51	0,26	11	71	0,19
05	136	0,45	12	67	0,15
06	33	0,21	13	43	0,22
07	118	0,41	14	18	0,11

Onde:

- NPo - é o número de pontos armazenados com valores acima de  $L_c$ ;
- Pm(V) - é o máximo valor, em volts, do ruído armazenado.

Em função desses resultados o voltímetro RMS escolhido para a realização deste trabalho foi o que estava conectado às baterias e com limite de corte ( $L_c$ ) igual a 0,25 V, ou seja, acima do valor obtido nos testes de nº 8 a 14 da TAB. 4.3. Este valor corresponde a 2,5% do fundo de escala do sinal de saída do voltímetro RMS que é 10 V. Desta forma, os parâmetros calibrados do SMEA para a realização dos testes de trinca de reaquecimento foram:

- pré-amplificador : 60 dB;

- voltímetro RMS: - conectado as baterias;
  - constante de tempo = 1 ms;
- microcomputador : - frequência de aquisição = 2000 Hz
  - ganho da placa = 1
  - limite de corte ( $L_c$ ) = 0,25V

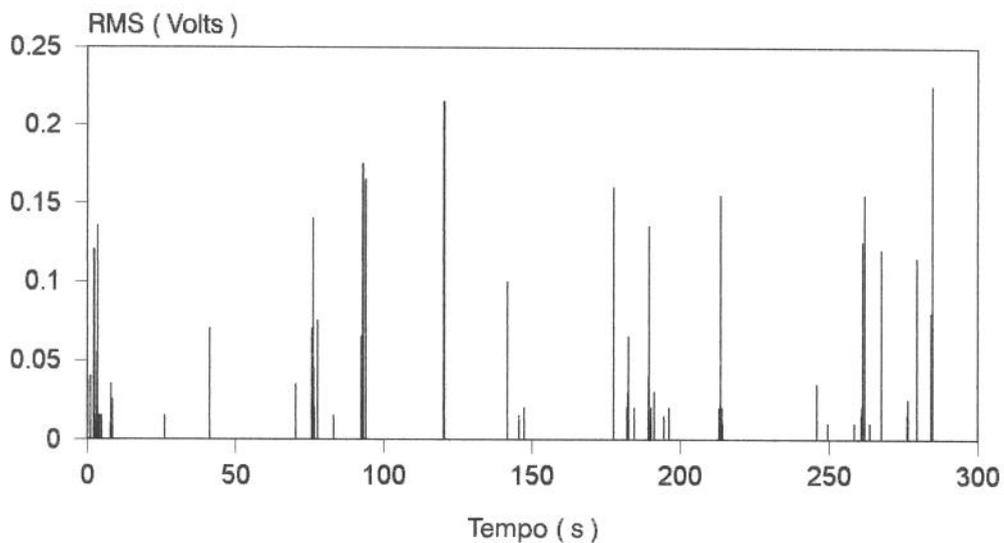


FIGURA 4.2 - Ruídos de ambiente de teste no voltímetro RMS conectado à bateria.

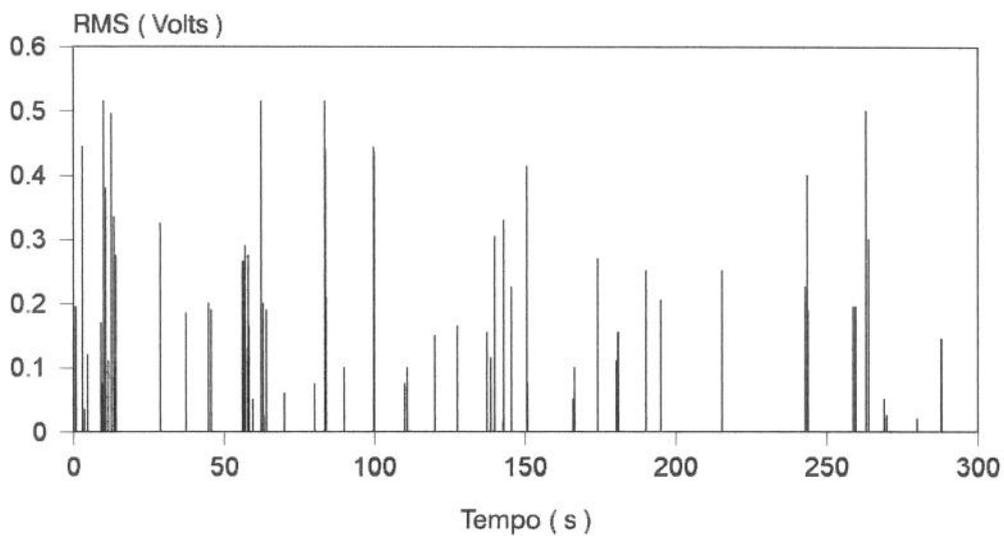


FIGURA 4.3 - Ruído de ambiente de teste no voltímetro RMS conectado a rede.

#### 4.4 - ESTRATÉGIA DE TESTE.

A partir dos resultados preliminares em que foram definidos: os parâmetros do SMEA; o tipo de alimentação do voltímetro RMS; a vazão do fluxo de argônio para a proteção da superfície fraturada e o procedimento de teste definido no CAP. 03, são apresentadas e justificadas a estratégia de testes, que tem como meta alcançar os objetivos citados na introdução deste trabalho. Seguiu-se a seguinte estratégia de testes:

- (1) - Realização de testes de trinca de reaquecimento com variação na tensão de restrição inicial e com taxa de aquecimento constante ( $200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ) até a ruptura do corpo de prova.

Estes testes foram utilizados para a verificação da funcionalidade do SMEA e determinar o instante de formação da trinca de reaquecimento durante a fase de aquecimento do ciclo de TTAT, com isso, obter as faixas de tensões de restrições e de temperaturas de maior incidência do fenômeno trinca de reaquecimento para esta fase. A variável dos testes foi a tensão de restrição inicial, onde partiu-se de uma carga elevada (próximo ao limite de escoamento do material) e em função desse resultado, os testes seguintes tiveram esta tensão diminuída.. Nesta etapa foram realizados 15 testes.

- (2) - Realização de testes de trinca de reaquecimento com o objetivo de determinar a curva de início de formação da trinca durante o ciclo de TTAT, com 4 patamares de temperaturas de TTAT.

As variáveis dos testes foram o patamar de temperatura de tratamento térmico ( $500^{\circ}$ ,  $600^{\circ}$ ,  $640^{\circ}$  e  $680^{\circ}\text{C}$ ) e a tensão de restrição inicial. Em todos os testes foram mantidos constantes a taxa de aquecimento e resfriamento ( $200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ) do ciclo de TTAT. Estes testes tiveram como meta, além da determinação da curva de formação da trinca de reaquecimento com a variação nos patamares de temperaturas e tensão de restrição, verificar também a influência dessas variáveis na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço em estudo. Nesta etapa foram realizados 43 testes.

- (3) - Realização de testes de trinca de reaquecimento com interrupção, do ciclo de TTAT.

O tempo de interrupção de cada teste foi definido em função dos resultados dos testes realizados nos itens (1) e (2) acima. Cinco (5) testes foram realizados com as condições do item (1) e onze (11) testes com as condições do item (2). Estes testes tiveram como objetivo comprovar a viabilidade e funcionalidade do SMEA na detecção da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. Para isso, após a realização dos testes, os corpos de prova foram usinados, conforme indicado no item 3.7.3 do CAP. 03 e em seguida analisados através da radiografia, radioscopia em tempo real e microscopia ótica, para a verificação da presença ou não da trinca na região da ZAC. Os resultados dessa análise foram comparados com os dados armazenados pelo SMEA, indicando ou não a presença da trinca. Nesta etapa foram realizados 16 testes.

(4) - Análise nos corpos de prova testados que não apresentaram a ruptura

Os corpos de prova dos testes dos itens (1) e (2) que não romperam, isto é, os que tiveram o ciclo de tratamento térmico completo sem o rompimento, foram analisados através da radiografia, radioscopia em tempo real e finalmente por microscopia ótica. Esta análise teve como objetivo a verificação de possíveis trincas e comparar com os resultados da aquisição do sensor de emissão acústica, para também comprovar a viabilidade e funcionalidade (sensibilidade) do SMEA para detectar a trinca de reaquecimento.

(5) - Realização de testes de trinca de reaquecimento com variação na taxa de aquecimento do ciclo de tratamento térmico.

Estes testes tiveram como meta a verificação da influência da taxa de aquecimento do ciclo de TTAT na relaxação de tensão e na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço em estudo. Foram mantidos constantes o tempo de 4 horas no patamar de temperatura (600°C) e as condições de testes e soldagem. As taxas de aquecimento variaram de 50°, 200°, 600°, 1000° e 3000°C/h. Nesta etapa foram realizados 17 testes.

(6) - Análise nos corpos de prova testados que sofreram a fratura.

Após os testes de trinca de reaquecimento dos itens (1) e (2), as superfícies fraturadas dos corpos de prova que romperam foram analisados através da microscopia eletrônica de varredura. Esta análise teve como meta a determinação dos modos de fratura e a verificação da influência dos parâmetros, temperatura de tratamento térmico e tensão de restrição inicial na transição dos modos de fratura. Foram também realizados, em alguns corpos de prova, a microanálise química.

Com relação à taxa de aquecimento do TTAT, encontram-se na literatura trabalhos com taxas de 40°C/h até casos em que os corpos de prova foram colocados diretamente em fornos à temperatura de tratamento térmico. Porém, a maioria dos trabalhos com aços ARBL utiliza a taxa de aquecimento e de resfriamento de 200°C/h (TAMAKI, SUZUKI & TATÉ, 1988; TAMAKI & SUZUKI, 1983a, 1983b, 1985, 1988 1993 e TAMAKI, SUZUKI & MASUDA, 1993). Desta forma, os testes realizados nos itens (1), (2) e (3) acima foram com taxa de aquecimento e de resfriamento de 200°C/h.

O patamar de temperatura de TTAT recomendado pelo fabricante do aço em estudo (SAR 80T) é de 600°C. O código ANSI/AWS D10.8-86 recomenda para os aços ½ a 1½Cr+Mo (o aço em estudo se enquadra nessa categoria) patamares de temperatura de TTAT que variam de 635° à 690°C. É citado na literatura que a trinca de reaquecimento pode ocorrer na faixa de temperatura de 450° à 700°C (DHOOGE & VINCKIER, 1986). Com isso, para alcançar o objetivo (2) da tese, procurou-se realizar os testes com patamares de temperatura próximos aos extremos da faixa citada pela literatura para a ocorrência da trinca de reaquecimento, e com dois valores intermediários. Desta forma, os patamares de temperatura de TTAT utilizados foram 500°, 600°, 640° e 680°C.

Com relação ao tempo de permanência no patamar de temperatura do ciclo de TTAT, o código ANSI/AWS D10.8-86 especifica o tempo em 1 hora por polegada (25,4 mm) para espessuras até 2 polegadas (50,8 mm) e 15 minutos a mais para cada polegada de acréscimo na espessura. Na literatura encontram-se trabalhos com o tempo desde 2 horas (SMITH & GARWOOD, 1992) até 20 horas (TAMAKI & SUZUKI, 1983a e 1983b). Como os objetivos desse trabalho foram no sentido de estudar o fenômeno da trinca de reaquecimento durante o TTAT, procurou-se utilizar um tempo de permanência no patamar de temperatura

intermediário, próximo ao especificado pelo código. Desta forma, o tempo escolhido foi de 4 horas.

Baseados nas informações colocadas por SCIFO (1989) e comentadas no item 2.3.4 do CAP. 02, onde é sugerido trabalhar com patamar de temperatura, taxa de aquecimento e de resfriamento os mais altos possíveis, procurou-se através do objetivo (3) da tese verificar essas informações através de variações da taxa de aquecimento com o patamar de temperatura de TTAT de 680°C. As variações na taxa de aquecimento para esse caso foram de 50°, 200°, 600°, 1000° e 3000°C/h.

A tensão de restrição inicial aplicada ao corpo de prova, antes do início do ciclo de TTAT, é uma variável que depende de cada condição de teste (ciclo de TTAT). Para cada condição o primeiro teste foi realizado com tensão elevada, definida a partir dos resultados da estratégia de teste número (1). Em função do resultado do primeiro teste, os outros testes foram realizados com tensões menores. A FIG. 2.8 do CAP. 02 mostra essa sequência de testes para uma condição do ciclo de TTAT. Nesta figura pode-se verificar que a medida em que a tensão de restrição inicial aplicado no corpo de prova diminui, aumenta-se o tempo para a ocorrência da ruptura do corpo de prova, até que para um determinado valor de tensão não ocorre mais a ruptura do corpo de prova durante todo o ciclo de TTAT. A esta tensão dá-se o nome de tensão de restrição inicial admissível, isto é, a máxima tensão que o material suporta para um determinado ciclo de TTAT, sem a ocorrência da ruptura.

A quantidade de testes de cada estratégia só pode ser definida em função da evolução dos resultados dos testes anteriores. Com isso, não foi possível determinar com antecedência a quantidade de testes necessários para alcançar os objetivos deste trabalho. Da mesma forma, a repetibilidade de cada condição de teste também foi definida em função da evolução dos resultados dos testes anteriores, de forma que se repetiu entre 2 a 4 vezes a mesma condição.

## CAPÍTULO 5

### RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 5.1 - INTRODUÇÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados dos testes realizados com o SMEA acoplado ao Teste de Implante Modificado, visando alcançar os objetivos deste trabalho, exposto no CAP. 1. Os testes foram realizados de acordo com a estratégia de teste apresentada no item 4.4 do CAP. 4, utilizando um aço estrutural nacional comercialmente produzido (SAR 80T).

No item 5.2, são apresentados os resultados dos testes de trinca de reaquecimento na seguinte sequência:

- (1) - Testes com variação na tensão de restrição inicial e com a taxa de aquecimento constante (200°C/h) até a ruptura do corpo de prova.
- (2) - Testes com 4 patamares de temperaturas do ciclo de TTAT (500°, 600°, 640° e 680°C), com variação na tensão de restrição inicial e com taxa de aquecimento e resfriamento constante (200°C/h).

A seguir, no item 5.2.1, são discutidos os resultados dos testes no sentido de demonstrar a viabilidade e funcionalidade do SMEA, implementado no teste de implante modificado, para detectar o instante de formação e propagação (crescimento) da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. No item 5.2.2 são discutidos os resultados dos testes no sentido de verificar a influência da tensão de restrição e da temperatura de tratamento térmico na formação e na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço em estudo.

Em seguida, no item 5.3, são apresentados e discutidos os resultados dos testes com 4 níveis de taxa de aquecimento e resfriamento do ciclo de TTAT (50°, 600°, 1000° e 3000°C/h), com variação na tensão de restrição inicial e com o patamar de temperatura de 680°C. Neste

item é verificado a influência da taxa de aquecimento na relaxação de tensão e na susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

Finalmente, no item 5.4, são apresentados e discutidos os resultados das análises fractográficas e microanálise química realizadas nos corpos de prova testados. Neste item são verificados a influência da temperatura de tratamento térmico e tensão de restrição na formação dos modos de fratura causada pela trinca de reaquecimento.

Também são apresentados durante o decorrer do capítulo, como forma de complementação dos dados obtidos, os resultados dos ensaios metalográficos, da radiografia, da radioscopia em tempo real e da microscopia ótica.

## 5.2 - RESULTADOS DOS TESTES DE TRINCA DE REAQUECIMENTO

Inicialmente são apresentados os resultados dos testes realizados com diferentes valores de tensão de restrição inicial, mantendo a taxa de aquecimento ( $200^{\circ}\text{C/h}$ ) constante até a ruptura dos corpos de prova. Em todos os testes foram mantidos constantes as condições de soldagem, o procedimento de teste e os parâmetros de calibração do SMEA, apresentados nos CAP. 3 e 4

Na realização dos testes, partiu-se de uma carga elevada, tensão de restrição inicial de  $63,13 \text{ kgf/mm}^2$ , que corresponde à 84% do limite de escoamento do material. Em função deste resultado, os testes seguintes tiveram esta tensão diminuída, de modo a observar o comportamento do material, sob determinados valores de tensões, durante a fase de aquecimento do ciclo de TTAT.

A TAB. 5.1 mostra os resultados dos testes com diferentes valores de tensão de restrição inicial, onde  $\sigma_i$ ,  $\sigma_f$  e  $T_f$  são as variáveis relacionadas ao teste de implante modificado e  $t_p$ ,  $P(V)$ ,  $t_f$ ,  $N_{Po}$  e  $N_{Pi}$  são as variáveis obtidas em função dos dados adquiridos pelo SMEA. Essas variáveis foram definidas da seguinte forma:

$\sigma_i$  - é o valor da tensão de restrição inicial aplicada no corpo de prova no início de cada teste, expresso em  $\text{kgf/mm}^2$ ;

$\sigma_f$  - é o valor da tensão de restrição final no instante da ruptura do corpo de prova, expresso em kgf/mm<sup>2</sup>;

$T_f$  - é o valor da temperatura final, isto é, no instante de ruptura do corpo de prova, expresso em °C;

$t_p$  - é o valor do tempo no instante em que foi armazenado o primeiro pico (sinal de saída do voltímetro RMS) acima do limite de corte, expresso em segundos;

$P$  - é o valor do pico no instante  $t_p$ , expresso em volts, isto é, é o valor da tensão do sinal de saída do voltímetro RMS;

$t_f$  - é o valor do tempo no instante de ruptura do corpo de prova, expresso em segundos;

$NP_o$  - é o número de pontos armazenados, acima do limite de corte, na formação do primeiro pico;

$NP_i$  - é o número de picos armazenados durante o teste.

TABELA 5.1

Resultados dos testes com variação na tensão de restrição inicial.

Nº	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$T_f$ (°C)	$t_p$ (s)	$P$ (V)	$t_f$ (s)	$NP_o$	$NP_i$
01	63,13	53,88	488	7705,01	1,64	7705,08	12	2
02	63,13	53,03	526	8401,82	0,97	8401,82	9	1
03	50,51	35,36	526	8375,35	1,07	8375,60	9	3
04	50,51	46,21	533	8513,47	1,05	8513,47	10	1
05	42,09	36,62	523	8321,60	1,06	8321,6	13	1
06	42,09	39,27	543	8694,11	0,79	8694,12	7	2
07	33,67	29,25	549	8807,93	0,74	8808,70	7	3
08	33,67	29,46	563	8960,32	0,85	8960,38	6	2
09	33,67	31,86	565	9098,00	0,54	9098,02	7	2
10	25,25	21,89	576	9302,32	0,92	9302,32	8	1
11	25,25	21,34	584	9366,78	0,59	9432,00	7	2
12	16,84	13,26	633	10304,4	0,64	10311,4	8	3
13	16,84	12,63	650	10602,5	0,42	10620,1	6	2
14	16,84	11,36	671	0	0	11002,1	0	0
15	12,63	8,0	700	0	0	11520	0	0

Para se ter um ponto de referência e poder comparar os resultados dos testes, em todos os casos a aquisição do tempo, temperatura, tensão e dos dados do SMEA foi iniciada a 60°C, isto é, no início do ciclo de TTAT. Os dados captados e armazenados pelo SMEA foram o sinal emitido pelo sensor de EA e o tempo, em segundos. Os dados relativos à temperatura e tensão foram registrados manualmente e em seguida armazenados no microcomputador, conforme descrito no item 3.2 do CAP. 3.

Para uma melhor compreensão das variáveis apresentadas na TAB. 5.1, é comentado, na forma de exemplo o resultado do teste nº 1 desta tabela. A tensão de restrição inicial aplicada após a soldagem foi de  $\sigma_i = 63,13 \text{ kgf/mm}^2$ . No instante da ruptura do corpo de prova ( $t_f = 7705,08 \text{ seg.}$ ) a tensão de restrição final era de  $\sigma_f = 53,88 \text{ kgf/mm}^2$  e a temperatura estava em  $T_f = 488^\circ\text{C}$ . Na análise dos dados armazenados pelo SMEA, verificou-se que o primeiro pico de voltagem ocorreu à  $t_p = 7705,01$  segundos. Na formação desse pico foram armazenados 12 pontos acima do limite de corte ( $\text{NPo} = 12$ ), sendo o ponto máximo de  $P = 1,64 \text{ V}$ . Até o instante de ruptura do corpo de prova foi armazenado somente mais um pico, de forma que  $\text{NPi} = 2$ .

A seguir são apresentados os resultados dos testes com patamares de temperaturas de tratamento térmico de 500°, 600° e 680°C. Estes testes foram realizados de acordo com o item (2) da estratégia de teste apresentada no CAP. 4 (item 4.4).

O primeiro valor da tensão de restrição inicial, para cada patamar de temperatura, foi escolhido a partir dos resultados apresentados na TAB. 5.1, mais especificamente em função do valor da temperatura final ( $T_f$ ). Por exemplo, o teste de nº 11 da TAB. 5.1 com tensão de restrição inicial de  $25,25 \text{ kgf/mm}^2$ , o corpo de prova rompeu à temperatura ( $T_f$ ) de  $584^\circ\text{C}$ . Desta forma, para os testes com o patamar de temperatura de  $600^\circ\text{C}$  foi escolhida inicialmente uma tensão de  $21,05 \text{ kgf/mm}^2$ , pois para tensões maiores que esta a ruptura do corpo de prova ocorreria na fase de aquecimento do ciclo de TTAT. De forma semelhante para os patamares de  $500^\circ$  e  $680^\circ\text{C}$  foram escolhidas, respectivamente as tensões de  $50,51 \text{ kgf/mm}^2$  e  $15,78 \text{ kgf/mm}^2$ .

A partir dos resultados dos testes com as tensões de restrições iniciais escolhidas para cada patamar, os outros testes foram realizados diminuindo gradativamente esta tensão, até

que para um determinado valor de tensão de restrição inicial, o corpo de prova sofre o ciclo de TTAT completo sem a ruptura. Esta tensão é chamada de tensão de restrição inicial admissível ( $\sigma_{iadm}$ ). A tensão final ( $\sigma_f$ ), após o ciclo de TTAT completo, ou seja, a tensão que não foi aliviada, é chamada de tensão de restrição final admissível ( $\sigma_{fadm}$ ). Esta sequência de teste, para cada patamar, é melhor visualizada na FIG. 2.8 do CAP. 2.

As TAB. 5.2, 5.3 e 5.4 mostram, respectivamente, os resultados dos testes com os patamares de 500°, 600° e 680°C, onde as variáveis colocadas nas tabelas são as mesmas da TAB. 5.1. A sigla CC, mostrada nas tabelas na coluna  $t_f$ , indicam que o corpo de prova sofreu o ciclo de TTAT completo e não ocorreu a ruptura.

TABELA 5.2

Resultados dos testes com patamar de temperatura de 500°C.

Nº	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$t_p$ (s)	P(V)	$t_f$ (s)	NPo	NPi
01	50,51	46,93	10474,01	5,18	10474,01	21	1
02	50,51	46,72	10180,14	2,29	10180,15	8	2
03	42,09	36,20	10307,38	1,66	10307,39	7	1
04	42,09	36,41	11166,04	3,44	11166,84	17	2
05	42,09	39,14	11500,46	3,30	11500,46	15	1
06	42,09	39,14	10359,40	4,35	10359,55	13	3
07	33,67	27,78	12810,63	4,22	12810,65	20	2
08	33,67	29,04	14056,01	1,11	14056,01	8	1
09	33,67	30,09	13518,10	0,77	13792,08	7	2
10	33,67	30,11	16767,35	0,33	18933,13	6	4
11	28,41	23,99	16564,02	7,77	16564,02	19	1
12	28,41	23,53	18309,08	2,02	18313,27	8	2
13	27,36	23,95	24546,35	0,89	CC	9	5
14	26,31	22,56	22220,57	0,53	22320,57	11	1
15	26,31	25,00	0	0	CC	0	0
16	25,25	22,94	0	0	CC	0	0
17	25,25	23,36	0	0	CC	0	0

TABELA 5.3

Resultados dos testes com patamar de temperatura de 600°C.

N°	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$t_p$ (s)	P(V)	$t_f$ (s)	NPo	NPi
01	21,05	18,10	9663,26	1,17	9732,03	14	2
02	16,84	12,96	12829,14	0,67	12938,97	8	3
03	16,48	11,78	21062,19	0,58	23745,17	8	6
04	16,48	14,52	11642,12	0,57	11644,12	6	1
05	16,48	13,26	11511,10	8,65	11511,10	17	1
06	15,78	13,05	11649,44	0,82	11691,03	15	3
07	15,78	12,63	12248,20	0,94	12248,28	12	2
08	14,73	10,61	13259,44	0,33	13359,45	6	2
09	14,73	11,24	12202,90	0,58	12207,49	8	2
10	13,68	10,44	13539,82	0,98	13539,91	10	8
11	13,68	10,52	14645,13	2,47	14671,09	13	2
12	12,63	9,89	17606,0	0,47	17767,18	7	3
13	12,63	9,76	15529,48	3,59	15529,48	23	1
14	12,63	10,31	26056,02	3,78	CC	25	3
15	11,57	9,55	0	0	CC	0	0
16	11,57	9,97	0	0	CC	0	0
17	11,57	9,89	0	0	CC	0	0

TABELA 5.4

Resultados dos testes com patamar de temperatura de 680°C

N°	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$t_p$ (s)	P(V)	$t_f$ (s)	NPo	NPi
01	15,78	12,04	10339,73	0,76	10348,96	10	3
02	14,73	11,78	10821,63	0,48	10821,63	12	1
03	13,68	6,58	13339,09	0,56	13339,61	10	2
04	13,68	8,26	0	0	12811,19	0	0
05	12,63	6,83	0	0	13675,67	0	0
06	12,63	3,87	0	0	CC	0	0
07	11,57	4,63	0	0	CC	0	0
08	11,57	4,29	0	0	CC	0	0
09	11,57	4,54	0	0	CC	0	0

A seguir são discutidos os resultados apresentados nas tabelas acima. Primeiramente são demonstrados a funcionalidade e viabilidade do SMEA, acoplado ao teste de implante modificado, para detectar o instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. Em seguida são mostrados a influência da temperatura e tensão na formação e na susceptibilidade à trinca do aço SAR 80T.

### 5.2.1 - VERIFICAÇÃO DA FUNCIONALIDADE DO SMEA

Os resultados da aquisição do SMEA apresentados nas TAB. 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4, mostram os números de picos (Npi) armazenados acima do limite de corte, o instante em que ocorreu o primeiro pico ( $t_p$ ), a quantidade de pontos (números de pontos Npo) armazenados no primeiro pico, o valor do ponto máximo do primeiro pico em volts (P) e o instante em que ocorreu a ruptura do corpo de prova ( $t_f$ ). É verificado nessas tabelas que o SMEA armazenou uma grande quantidade de dados que estão relacionados à formação e propagação da trinca de reaquecimento.

Para ilustrar e facilitar a compreensão dos dados apresentados nas tabelas, são mostrados, na forma de gráfico, alguns resultados dos testes e comentados com a finalidade de

demonstrar a funcionalidade do SMEA. A FIG. 5.1 mostra o resultado do teste nº 01 da TAB. 5.1, para o tempo igual a zero a temperatura foi de 60°C ( $\sigma_i = 63,13 \text{ kgf/mm}^2$ ) e no instante da ruptura do corpo de prova foi de 488°C ( $\sigma_f = 53,88 \text{ kgf/mm}^2$ ). Verifica-se pela curva de tensão que ocorreu uma leve relaxação de tensão, principalmente nos instantes que antecede a ruptura do corpo de prova.

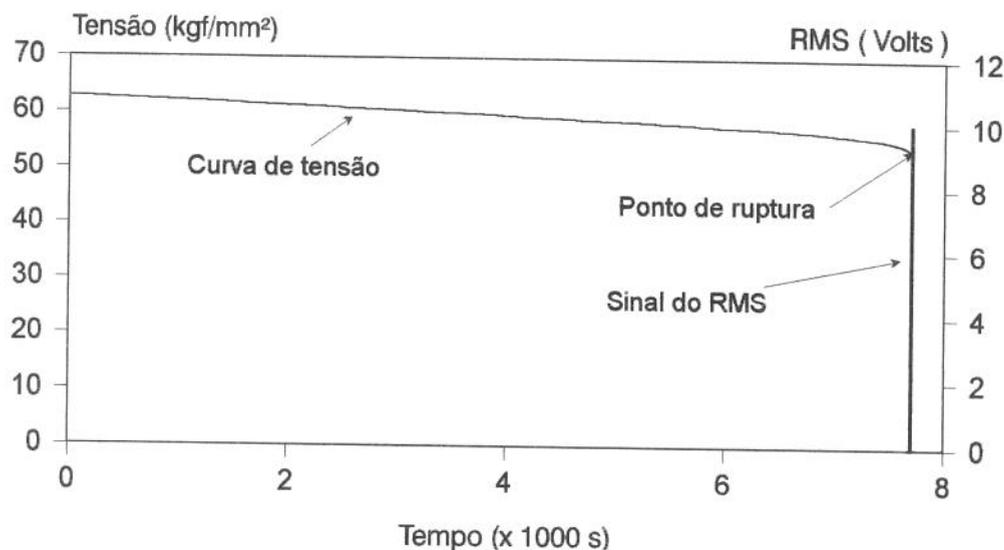


FIGURA 5.1 - Resultado do teste numero 01 da TAB. 5.1.

A FIG. 5.1 mostra, além da curva de tensão com o tempo, o ponto de ruptura e o sinal da EA (valor do RMS em volts) no instante da ruptura. Pela análise dessa figura, a princípio, o sinal armazenado pelo SMEA somente indicou 10 V no instante da ruptura. Porém, analisando a região no instante da ruptura do corpo de prova, mostrado na FIG. 5.2, foi possível detectar, neste caso, 2 picos ( $NP_i = 2$ ), um ocorrendo com maior intensidade de 12 pontos ( $NP_o = 12$ ) e o outro com menor intensidade de 8 pontos, todos acima do limite de corte imposto ao SMEA.

Este resultado (FIG. 5.1 e 5.2) sugere que a trinca de reaquecimento teve início no instante indicado pelo primeiro pico, com o ponto máximo de 1,64 V ( $P = 1,64 \text{ V}$ ). Já o segundo pico indicou o instante de propagação (crescimento) da trinca de reaquecimento, ocorrendo também a ruptura do corpo de prova. Finalmente, o pico com a intensidade máxima de 10 V foi o instante em que a barra de fixação do corpo de prova (barra de tração) entra em

contato com a barra de alavanca, após a ruptura do corpo de prova. A barra de tração e barra de alavanca são mostradas na FIG. 3.12 do CAP. 3. Após a ruptura do corpo de prova, a barra de tração desce e entra em contato com a barra de alavanca, resultando em uma grande quantidade de pontos registrado pelo SMEA. Isto foi verificado em todos os testes que ocorreu a ruptura do corpo de prova.

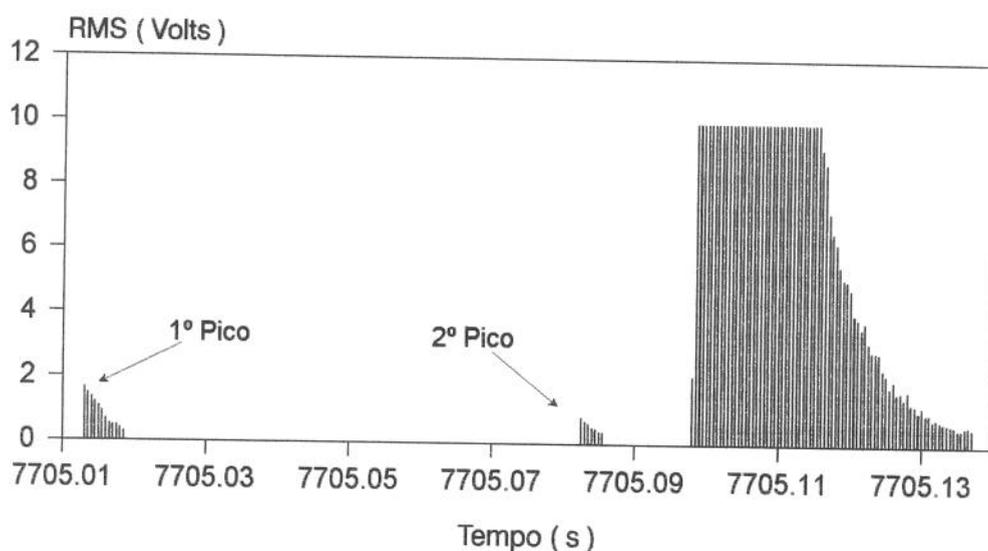


FIGURA 5.2 - Instante da ruptura do teste número 01 da TAB. 5.1.

Para ilustrar melhor esta análise, a FIG. 5.3 mostra o resultado no instante final do teste nº 12 da TAB. 5.1, onde foi verificada a presença de 3 picos, além do pico final de 10 V. O primeiro pico correu com 8 pontos acima do limite de corte, sendo o ponto de máxima intensidade de 0,64 V, indicando o início de formação da trinca de reauecimento. O segundo pico ocorreu com 6 pontos e com intensidade máxima de 0,67 V, indicando a propagação da trinca ou a formação de uma nova trinca em outra região da ZAC no corpo de prova. O terceiro pico ocorreu com 5 pontos com a intensidade máxima de 0,445 V, como no caso anterior foi a propagação final da trinca, ocorrendo o rompimento do corpo de prova. E por último, o pico de 10 V foi ocasionado em função do contato da barra de tração com o barra de alavanca após a ruptura do corpo de prova.

Como pode-se verificar nas TAB. 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4, vários testes apresentaram somente um pico ( $N_{pi} = 1$ ) antes do pico de 10 V. A FIG. 5.4 ilustra o resultado do teste nº 10 da

TAB. 5.1, em que foi armazenado somente um pico com intensidade máxima de 0,915 V e com 8 pontos acima do limite de corte. A hipótese mais provável para estes casos é que a fragilização da ZAC, ocorrida durante o TTAT, aliada à concentração de tensão, devido ao entalhe em uma região de pequenas dimensões, fizeram com que em alguns testes a trinca ocorresse de uma forma rápida e intensa, o que acarretou também no rompimento do corpo de prova.

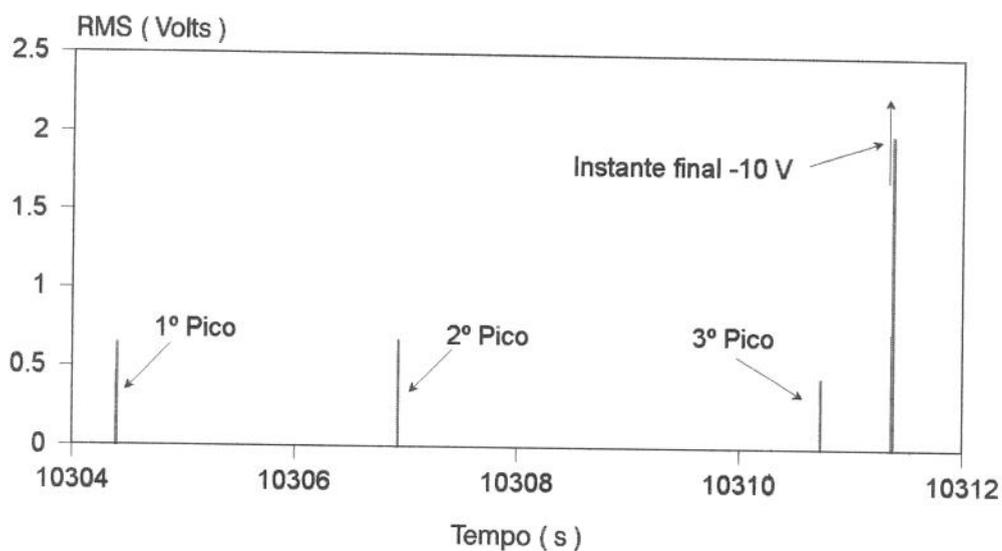


FIGURA 5.3 - Instante da ruptura do teste número 12 da TAB. 5.1.

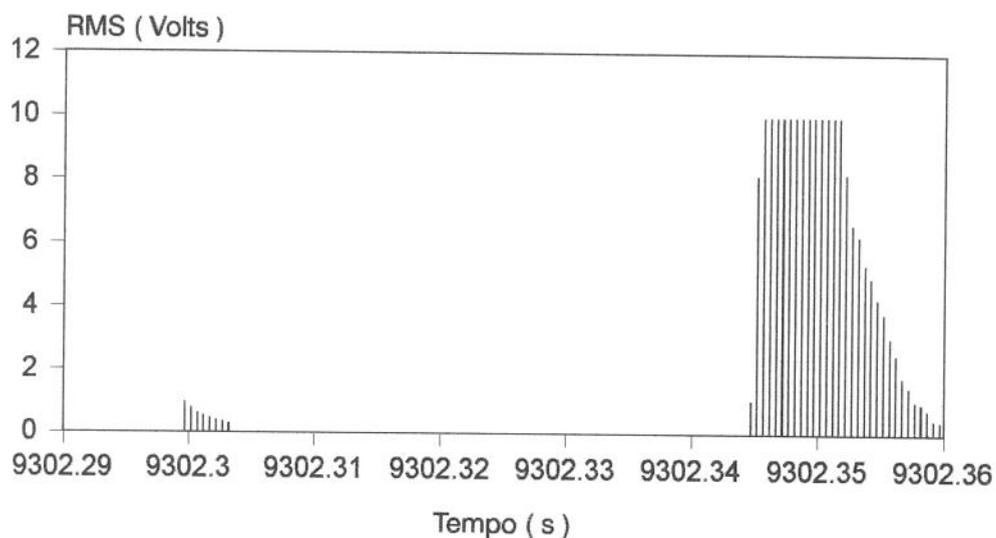


FIGURA 5.4 - Instante da ruptura do teste número 10 da TAB. 5.1.

Analisando os resultados dos testes em que ocorreu a ruptura dos corpos de prova das TAB. 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4, (exceto os testes de nº 14 e 15 da TAB. 5.1 e os de nº 04 e 05 da TAB. 5.4), observa-se entre 1 e 8 picos (NPi), armazenados pelo SMEA, até a ruptura do corpo de prova. É interessante também observar que o tempo de armazenamento do primeiro pico ( $t_p$ ) e o tempo de ruptura do corpo de prova ( $t_r$ ) são muito próximos, ou são ao mesmo tempo para os casos em que foi armazenado somente um pico (NPi = 1). Considerando o primeiro pico como sendo o instante de formação da trinca de reaquecimento, conclui-se que a trinca inicia-se e propaga-se rapidamente, rompendo o corpo de prova, confundindo em alguns casos, o instante de formação com o instante de ruptura dos corpos de prova.

Para comprovar que os picos armazenados pelo SMEA são realmente a indicação da formação e propagação da trinca de reaquecimento, foram realizados 16 testes com o SMEA acoplado ao teste de implante modificado, com interrupções dos testes em tempos previamente definidos. As condições de testes foram as mesmas que nos casos anteriores. A TAB. 5.5 mostra os resultados desses testes e os parâmetros da tabela são os mesmos da TAB. 5.1, sendo  $t_i$  (seg.) o tempo de interrupção.

O tempo de interrupção ( $t_i$ ) foi escolhido em função dos testes anteriores (TAB. 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4). Por exemplo, nos testes de nº 7 a 10 da TAB. 5.2, com tensão de restrição inicial de 33,67 kgf/mm<sup>2</sup>, o tempo de ruptura ( $t_r$ ) variou de 12810 a 18933 segundos. Com isso, para os testes com estas condições (nº 07 a 10 da TAB. 5.5), foram escolhidos tempos de interrupções que chegaram próximos a esta faixa sem a ocorrência da ruptura dos corpos de prova.

Desta forma, as condições dos testes da TAB. 5.5 foram selecionadas a partir dos resultados anteriores, onde os testes de nº 01 a 05 foram realizados com as mesmas condições de testes da TAB. 5.1, os testes de nº 06 a 11 a partir da TAB. 5.2, os testes de nº 12 a 14 a partir da TAB. 5.3 e os testes de nº 15 e 16 a partir da TAB. 5.4.

É verificado na TAB. 5.5 que os testes de nº 01 a 09 e 13 não apresentaram picos de voltagem (tensão) acima do limite de corte imposto ao SMEA, indicado na tabela por  $P(V) = 0$ . Já os testes de nº 10 a 12 e os de 14 a 16 apresentaram picos de voltagem. O primeiro pico de voltagem (P) dos testes variaram-se de 0,32 V a 1,875 V, com números de picos (NPi)

variando de 1 a 9. Acredita-se que nos testes em que o SMEA armazenou picos de voltagem ocorreu a formação da trinca de reaquecimento.

TABELA 5.5  
Resultados dos testes com interrupção.

Nº	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	T <sub>f</sub> (°C)	t <sub>p</sub> (s)	P (V)	t <sub>i</sub> (s)	NPo	NPi
01	63,13	57,58	460	0	0	7200	0	0
02	63,13	57,62	460	0	0	7200	0	0
03	50,51	43,90	520	0	0	7920	0	0
04	42,09	38,05	540	0	0	8640	0	0
05	16,84	13,81	620	0	0	10080	0	0
06	50,51	48,19	500	0	0	9000	0	0
07	33,67	31,10	500	0	0	9000	0	0
08	33,67	29,75	500	0	0	11880	0	0
09	33,67	29,97	500	0	0	14400	0	0
10	33,67	29,88	500	16927,88	2,42	18000	15	3
11	28,41	23,99	500	18331,68	0,48	18360	6	1
12	16,48	13,34	600	11388,33	1,87	14400	15	2
13	16,48	12,42	600	0	0	18000	0	0
14	13,68	1,39	600	14530,82	0,91	14550	10	9
15	12,63	5,47	680	12183,28	0,49	21240	12	5
16	12,63	7,03	680	12128,93	0,32	12980	6	2

Para comprovar que os picos de voltagem armazenados pelo SMEA foram indicações da formação e propagação da trinca de reaquecimento, todos os corpos de prova testados, apresentados na TAB. 5.5, foram submetidos à análise radiográfica (raio-x), radioscopia em tempo real e microscopia ótica, conforme indicado no item 3.7.2 do CAP. 3.

Primeiramente os corpos de prova testados foram usinados conforme a FIG. 3.15 do CAP. 3, e em seguida radiografados em duas faces. As análises feitas nas radiografias não detectaram a presença de trincas, apesar do SMEA ter acusado a sua formação em alguns

casos. Este fato ocorreu em função da baixa resolução desta técnica, o que dificultava em separar, nas radiografias, o que poderia ser realmente uma trinca ou a imagem do fundo do entalhe helicoidal. Com isto, foi necessário realizar outra forma de análise nos corpos de prova testados.

Após esta primeira análise, os corpos de prova da TAB. 5.5 foram novamente usinados conforme a FIG. 3.16 do CAP. 3, e em seguida realizada à análise através da radioscopia em tempo real (vide FIG. 3.17 do CAP. 3). Nesta análise só foi detectada a presença da trinca no corpo de prova do teste de nº 14 da TAB. 5.5. Nos outros corpos de prova da TAB. 5.5, de forma semelhante a técnica anterior, não foi possível separar a imagem do fundo do entalhe helicoidal de uma trinca. Desta forma, foi necessário procurar, mais uma vez, outra forma de análise nos corpos de prova testados.

No teste em que a radiografia em tempo real detectou a presença da trinca (teste nº 14 da TAB. 5.5), apesar do corpo de prova não ter rompido houve uma queda brusca da tensão de  $10,1 \text{ kgf/mm}^2$  para  $1,39 \text{ kgf/mm}^2$  alguns segundos antes da parada do teste. Para ilustrar esta análise é mostrado, na FIG. 5.5, este caso no instante de formação da trinca, onde ocorreram vários picos de voltagem, indicando que a trinca iniciou-se no primeiro pico e propagou-se rapidamente, acarretando na queda de tração (indicada pela célula de carga).

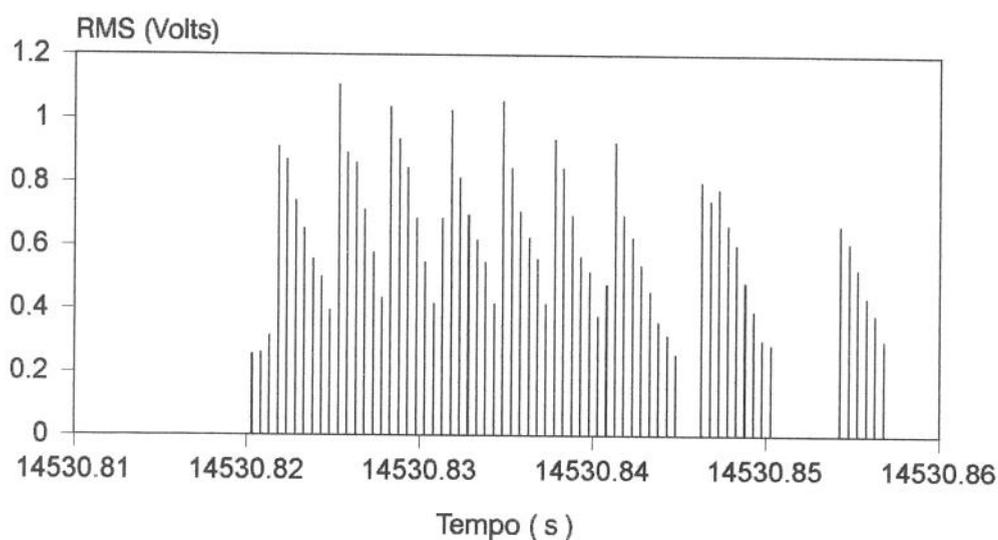


FIGURA 5.5 - Picos de voltagem do RMS do teste nº 14 da TAB. 5.5.

Após a realização destas análises (radiografia e radioscopia em tempo real), os corpos de prova da TAB. 5.5 foram submetidos à microscopia ótica, conforme o procedimento apresentado no item 3.7.2 do CAP. 3. Nos corpos de prova dos testes de nº 10 a 12 e dos testes de nº 14 a 16 detectou-se a presença da trinca na região de granulação grosseira da ZAC, concordando com os sinais armazenados pelo SMEA para esses testes. Para os corpos de prova dos testes de nº 01 a 09 e o de nº 13 não detectou-se a presença da trinca, concordando também com os dados do SMEA, pois nesses casos não foram armazenados sinais acima do limite de corte.

Com esta análise, pode-se afirmar que o SMEA realmente detecta a formação e propagação da trinca de reaquecimento, mostrando que a análise realizada nos corpos de prova testados, através da radiografia e radioscopia em tempo real, não foram suficientes para detectar a presença de pequenas trincas na região de granulação grosseira da ZAC.

A partir desses resultados, os corpos de prova dos testes das TAB. 5.2, 5.3 e 5.4 que sofreram o ciclo de TTAT completo, indicados nas tabelas por CC, foram também submetidos à microscopia ótica, no sentido de verificar a presença ou não da trinca na região de granulação grosseira da ZAC. Nos corpos de prova dos testes de nº 15 a 17 da TAB. 5.2, nº 15 a 17 da TAB. 5.3 e nº 06 a 09 da TAB. 5.4 não detectou-se a presença da trinca e também nenhum pico de voltagem foi armazenado pelo SMEA. No teste de nº 13 da TAB. 5.2 e no teste de nº 14 da TAB. 5.3 detectou-se a presença de trincas. Da mesma forma que nos casos anteriores, o SMEA armazenou picos de voltagem acima do limite de corte imposto ao sistema. Estes resultados demonstram, mais uma vez, a funcionalidade do SMEA implementada nesse trabalho.

A FIG. 5.6 mostra uma trinca detectada através da microscopia ótica na região de granulação grosseira da ZAC. Em todos os casos analisados pela microscopia ótica foi verificado, que a trinca sempre ocorreu na ZAC próxima a linha de fusão.

Como já comentado no item 2.5 do CAP. 2, HIPPSLEY, BUTTLE & SCRUBY (1988) utilizaram sensores de EA para detectar a propagação de trincas a alta temperatura, onde foi mostrado que, em média, a duração do sinal de EA provocado pela propagação de uma trinca é de aproximadamente 10 ms. Analisando os dados das TAB. 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, e 5.5, relativos

ao número de pontos (N<sub>Po</sub>) armazenados pelo SMEA, verifica-se a existência de uma variação entre 6 e 25 pontos para o início da trinca. Como a aquisição de cada ponto foi de 0,5 ms, isto implica que em termos de tempo de duração do sinal captados na formação da trinca de reaquecimento varia de 3 a 12,5 ms acima do limite de corte. Este resultado demonstra ser compatível com a literatura.

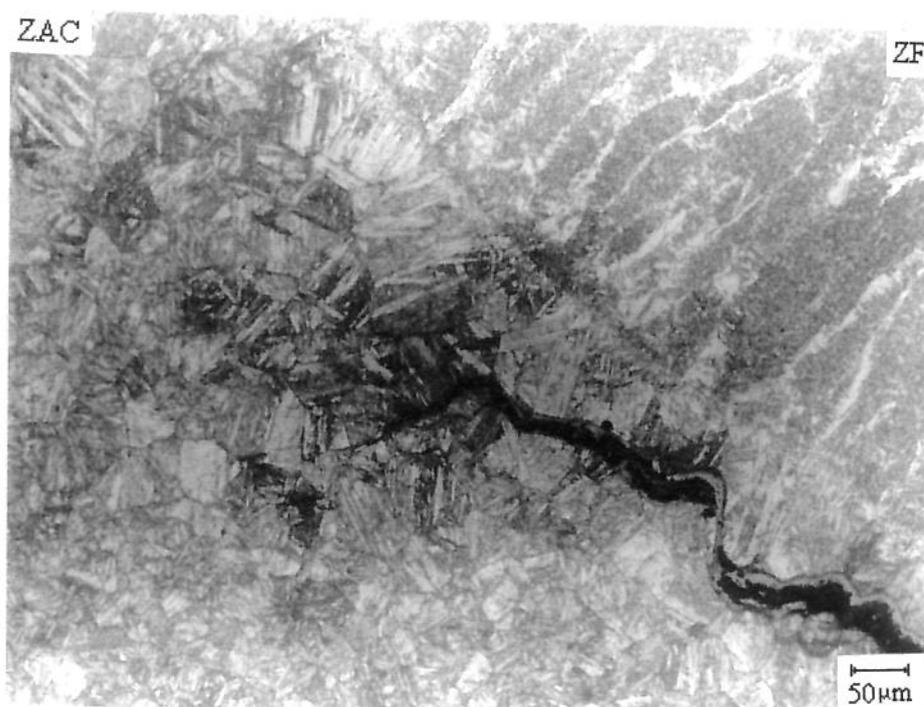


FIGURA 5.6 - Trinca na região de granulação grosseira da ZAC.

Com os resultados e as análises apresentadas até aqui, pode-se afirmar que o objetivo (1) deste trabalho foi alcançado, demonstrando a viabilidade e funcionalidade do SMEA acoplado ao teste de implante modificado para detectar a formação e propagação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT.

Outros resultados que merecem ser comentados são os testes de n° 13 da TAB. 5.2, e 14 da TAB. 5.3. Apesar dos corpos de prova desses testes não terem rompidos durante o ciclo de tratamento térmico, foram armazenados pelo SMEA alguns picos de voltagem acima do limite de corte. No lixamento (microscopia ótica) desses corpos de prova, como já comentado, foi

detectada a presença de pequenas trincas na região do entalhe. Nesses testes o SMEA indicou a formação da trinca de reaquecimento na fase de resfriamento do ciclo de TTAT

O teste 14 da TAB. 5.3 apresentou 3 picos de tensão a 26056 segundos do início do tratamento térmico, o que corresponde à temperatura de 492°C na fase de resfriamento do ciclo de tratamento térmico. A FIG. 5.7 mostra o resultado desse teste, onde foi verificado também que, no instante de formação da trinca, ocorreu uma pequena diminuição da carga, detectada pela célula de carga.

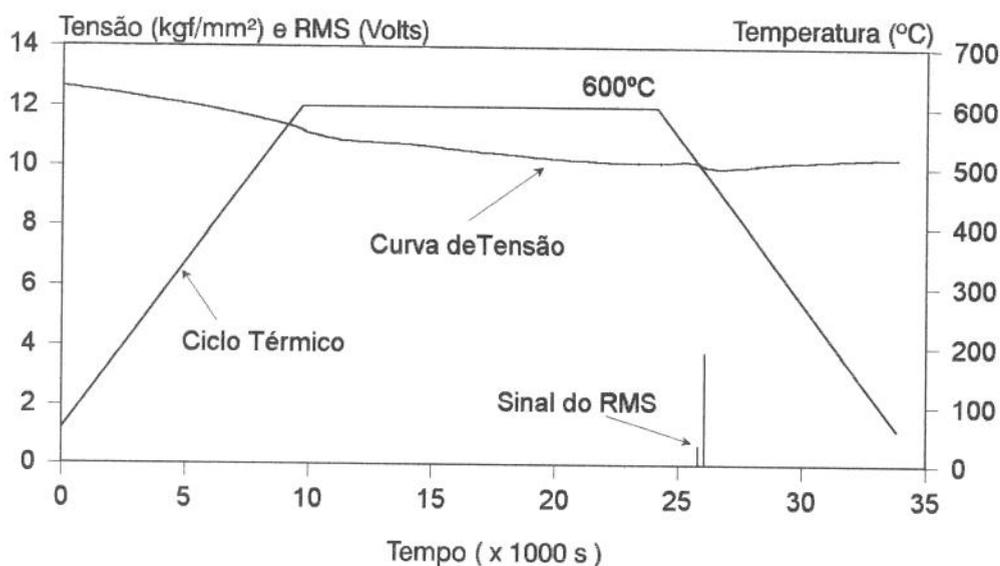


FIGURA 5.7 - Resultado do teste número 14 da TAB. 5.3.

Estes resultados (teste nº 14 da TAB. 5.3 e teste nº 13 da TAB. 5.2), assim como citado no trabalho de APBLETT et al. (1990), indicam que se deve tomar cuidado também com a fase de resfriamento do ciclo de TTAT. Durante esta fase ocorrem contrações térmicas, que acarretam em um aumento localizado do nível de tensão. Este aumento de tração detectado pela célula de carga (em torno de 6 kgf), foi observado em todos os testes submetidos ao ciclo térmico completo. Apesar do nível de tensão ser pequeno, o aumento ocorreu ainda a alta temperatura em uma região considerada frágil com concentração de tensão devido à presença do entalhe.

Nos testes de nº 14 e 15 da TAB. 5.1 e nos testes de nº 04 e 05 da TAB. 5.4 ocorreram a ruptura dos corpos de prova durante o tratamento térmico, porém o SMEA não acusou a

presença de picos acima do limite de corte. Foi registrado somente o instante de contato entre a barra de tração e a barra de alavanca. Provavelmente, nesses casos, o início da trinca e o rompimento do corpo de prova emitiram uma intensidade de sinal de EA abaixo do limite de corte, não sendo possível a sua detecção pelo SMEA. É interessante observar que a tensão de restrição destes testes foram pequenas e as temperaturas em que ocorreram os rompimentos foram acima de 600°C, indicando uma possível influência da temperatura na intensidade do sinal EA emitido pela trinca. Estes casos serão discutidos no final deste capítulo.

### 5.2.2 - INFLUÊNCIA DA TENSÃO E DA TEMPERATURA NA FORMAÇÃO DA TRINCA DE REAQUECIMENTO.

Neste item são analisadas a influência do nível de tensão de restrição e da temperatura de tratamento térmico na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T e também o instante de formação da trinca de reaquecimento, utilizando o SMEA acoplado ao teste de implante modificado.

Inicialmente são analisados os resultados dos testes apresentados na TAB. 5.1 para verificar o instante de formação da trinca de reaquecimento durante a fase de aquecimento do ciclo de TTAT. Para uma melhor visualização desses resultados, foi construída uma figura (FIG. 5.8) com várias curvas de tensão “versus” temperatura de aquecimento. É também mostrada, na mesma figura, a curva de início de trinca, isto é, a curva mostrando o instante de formação da trinca de reaquecimento com a temperatura de aquecimento. Esta curva foi montada considerando o instante do primeiro pico armazenado pelo SMEA de cada condições de testes (tensão de restrição inicial).

É verificado na TAB. 5.1 que o início da trinca, indicado na FIG. 5.8 para cada condição por um “x”, se confunde com o instante de ruptura do corpo de prova, pois os instantes de formação da trinca de reaquecimento ocorreram em tempos muito próximo ao de ruptura. Desta forma, adotou-se a tensão de restrição final, apresentada nas tabelas por  $\sigma_{\epsilon}$ , como sendo também a tensão de restrição no instante de formação da trinca de reaquecimento.

Na FIG. 5.8 são mostrados os testes de nº 01, 03, 05, 07, 10, 12, e 15 da TAB. 5.1, pois foram os testes que apresentaram o menor tempo ( $t_p$ ) na ocorrência do início da trinca a cada

tensão de restrição inicial escolhida, isto é, o pior caso para cada nível de tensão de restrição inicial. Com isso, a curva de início da trinca (apresentada na FIG. 5.8 por linhas pontilhadas) representa, aproximadamente o limite inferior de uma faixa onde poderá ocorrer a formação da trinca de reaquecimento, durante a fase de aquecimento do ciclo de TTAT. Esta curva indica que durante o TTAT se as tensões e temperaturas instantâneas estiverem à esquerda dessa curva não ocorre a trinca, caso contrário, isto é, se durante o ensaio as tensões e temperaturas estiverem à direita da curva, vai ocorrer a trinca de reaquecimento no material.

O gráfico da FIG. 5.8 e a TAB. 5.1 mostram que o início de formação da trinca de reaquecimento, para a fase de aquecimento do ciclo de TTAT, apresenta-se com maior incidência na faixa de temperatura entre 488° e 600°C. As trincas ocorridas acima de 600°C só foram verificadas para tensões de restrição iniciais de 16,84 kgf/mm<sup>2</sup> e 12,63 kgf/mm<sup>2</sup> (testes de n° 12 a 15 da TAB. 5.1).

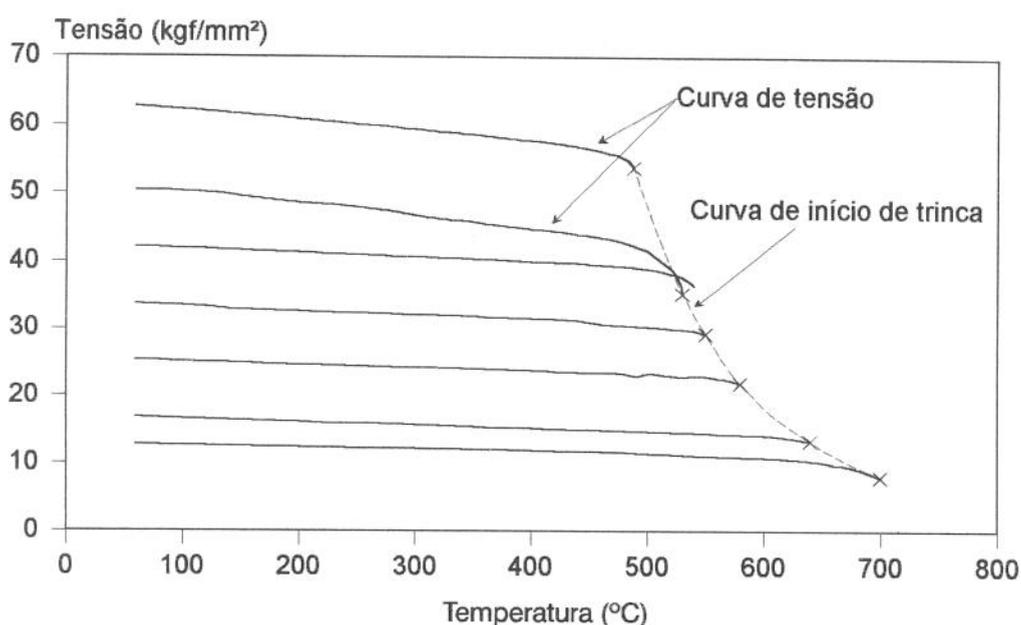


FIGURA 5.8 -Tensão de restrição e início da trinca “versus” temperatura de aquecimento.

Esses resultados mostram a coerência com os trabalhos citados na literatura (itens 2.3.3 e 2.3.4 do CAP. 2), que consideram a faixa de temperatura entre 450° e 600°C como crítica, devido principalmente à precipitação de carbonetos coerentes com a matriz, aumentando a susceptibilidade à trinca de reaquecimento (SCIFO, 1989; APBLET et al. 1990). Os

resultados apresentados na FIG. 5.8 indicam que provavelmente este fenômeno esteja influenciando a sensibilidade à fratura do aço SAR 80T.

Com relação à temperatura na qual inicia-se a trinca de reaquecimento durante a fase de aquecimento do ciclo de TTAT, SUZUKI, TAMAKI & KOJIMA (1986) mostraram, para vários aços ARBL, que a trinca inicia-se para temperaturas acima de 510°C. Já VERÓN, HIPPSLEY & KNOTT (1984) mostraram, para o aço SA508 classe 2, que esse fenômeno ocorre para temperaturas acima de 520°C. Comparando os resultados apresentados na literatura com o encontrado neste trabalho, que foi acima de 488°C para altas tensões (tensões próximas ao limite de escoamento do material), indicam a coerência entre os resultados. Isto demonstra também que o conjunto utilizado neste trabalho (SMEA acoplado ao teste de implante modificado) foi eficaz na determinação do instante de formação da trinca de reaquecimento.

As FIG. 5.9, 5.10 e 5.11 mostram os resultados dos testes apresentados nas TAB. 5.1, 5.2, 5.3, 5.4 e 5.5 para os patamares de temperaturas de 500°, 600° e 680°C. Para cada tensão de restrição inicial apresentada na tabela, somente os resultados onde a trinca ocorreu em menor tempo ( $t_p$ ) foram colocadas nas figuras. É também apresentada, para cada patamar de temperatura, a curva de início de formação da trinca de reaquecimento armazenada pelo SMEA e o ciclo de tratamento térmico em função do tempo.

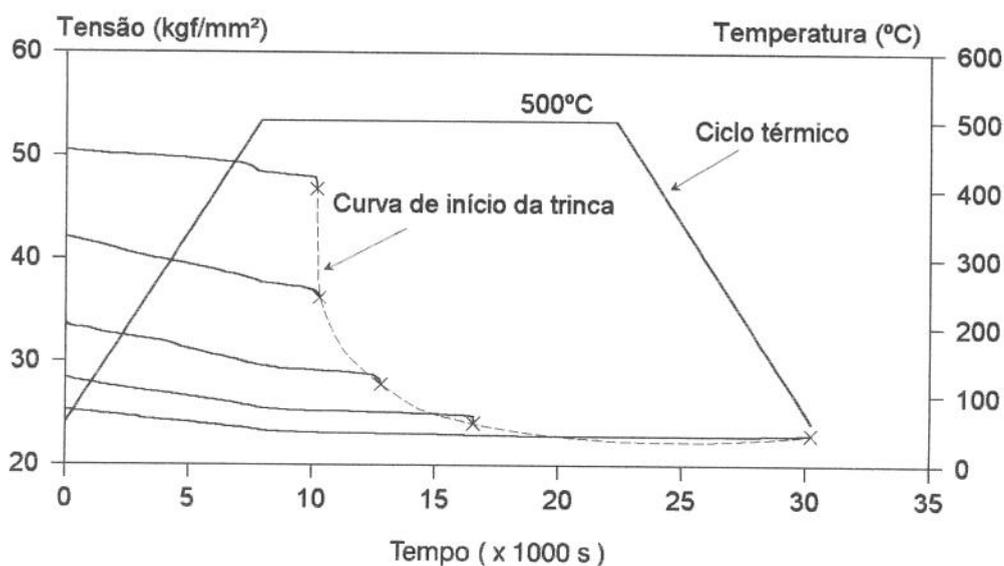


FIGURA 5.9 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 500°C.

Os testes apresentados na FIG. 5.9 foram os de nº 02, 03, 07, 11 e 17 da TAB. 5.2. Na FIG. 5.10 foram: o de nº 10 da TAB. 5.1, os de nº 01, 10 13 e 17 da TAB. 5.3 e o de nº 12 da TAB. 5.5. Na FIG. 5.11 foram: o de nº 12 da TAB. 5.1, o de 01 da TAB. 5.3, os de nº 02 e 09 da TAB. 5.4 e o de nº 16 da TAB. 5.5.

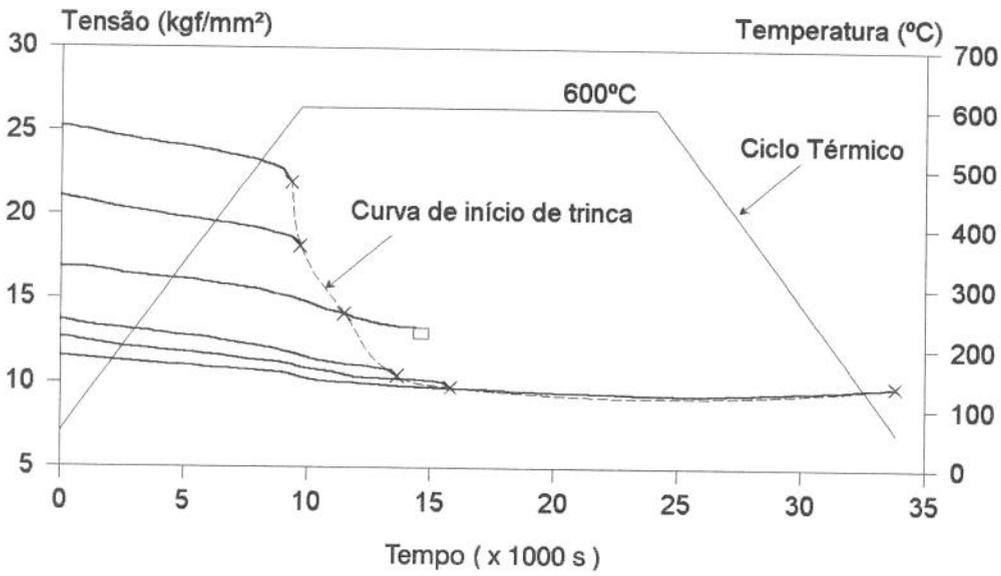


FIGURA 5.10 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 600°C.

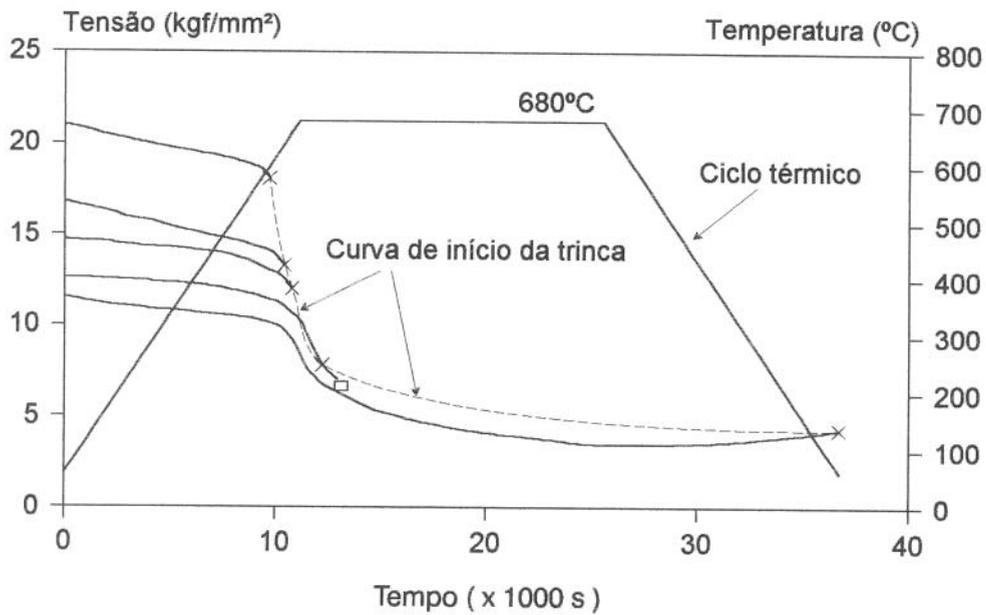


FIGURA 5.11 - Resultados dos testes com patamar de temperatura de 680°C.

Como comentado anteriormente, para a maioria dos casos o instante de formação da trinca ocorreu ao mesmo tempo da ruptura do corpo de prova ou em instante muito próximo. Nesses casos, a tensão de restrição final ( $\sigma_f$ ) foi adotada como a tensão no instante de formação da trinca de reaquecimento, indicada nas FIG. 5.9 a 5.11 com “x”.

Os testes de nº 12 e 16 da TAB. 5.5 apresentados, respectivamente nas FIG. 5.10 e 5.11, foram interrompidos no tempo  $t_i$ , indicado nas figuras por um quadrado. Estes testes apresentaram a formação da trinca de reaquecimento, detectado pelo SMEA, no tempo ( $t_p$ ), indicado nas figuras por um “x”.

Nos testes com ciclo térmico completo, apresentados nas FIG. 5.9 a 5.11, não houve a formação de trincas. Entretanto, as tensões finais desses testes foram consideradas os limites inferiores (o ponto final) nas curvas de formação da trinca. As curvas de início da trinca com o tempo, como comentado anteriormente, representa aproximadamente o limite inferior de uma faixa de formação da trinca de reaquecimento, pois para a formação dessas curvas foram utilizados os piores casos para cada condição de tensão de restrição inicial escolhida.

Como comentado anteriormente, e verificado nas FIG. 5.9, 5.10 e 5.11, a medida que o corpo de prova vai sendo submetido a tensões de restrições iniciais menores, o rompimento leva mais tempo para ocorrer, até que para uma determinada tensão de restrição inicial (chamada de tensão de restrição inicial admissível) não ocorre mais a ruptura do corpo de prova. Para 500°C esta tensão ( $\sigma_{iadm}$ ) foi de 25,25 kgf/mm<sup>2</sup> e para 600° e 680°C foi de 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>.

Para os patamares de temperaturas de 600° e 680°C (FIG. 5.10 e 5.11) a formação da trinca ocorreu, para a maioria dos testes, durante a fase de aquecimento ou no início do patamar de temperatura do ciclo de TTAT. Entretanto, para o patamar de temperatura de 500°C (FIG. 5.9), mesmo com tensões maiores, a formação da trinca ocorreu somente após algum tempo à 500°C. Isto se deve ao fato da temperatura de tratamento térmico ser menor, o que acarreta em uma diminuição na dinâmica de precipitação de carbonetos e/ou difusão de elementos residuais para os contornos de grãos, fazendo com que a trinca ocorresse somente a mais alta tensão em um tempo de tratamento térmico maior.

A FIG. 5.12 mostra, em um mesmo gráfico, as curvas de início de formação da trinca de reaquecimento apresentada nas FIG. 5.8, 5.9, 5.10 e 5.11. Verifica-se nessa figura que com o aumento da temperatura de tratamento térmico as tensões de restrições e o instante (tempo) de formação da trinca diminuíram. Isto é mais evidente entre as curvas de 500° e 600°C, onde à 500°C a curva se deslocou mais para à direita com tensões maiores

Com o aumento da temperatura de tratamento térmico, a tensão de restrição tende a relaxar mais rapidamente, porém esta relaxação de tensão (devido a uma deformação plástica localizada) em uma microestrutura da ZAC frágil ocasionada pela soldagem e ao próprio tratamento térmico (que favorece o endurecimento secundário do interior dos grãos e a difusão de elementos residuais para os contornos de grãos) excede a ductilidade à fluência do material, formando a trinca de reaquecimento (MEITZNER, 1975).

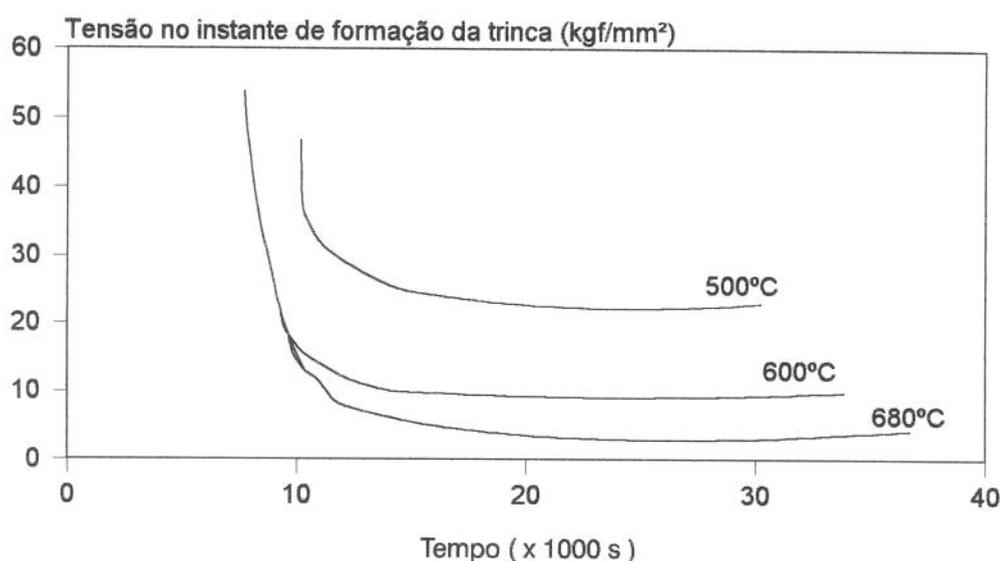


FIGURA 5.12 - Tensão de restrição com o tempo de formação da trinca.

A FIG. 5.12 mostra que, para cada patamar de temperatura, a tensão de restrição de formação da trinca diminuiu com o aumento do tempo de tratamento térmico até aproximadamente 16000 segundos. A partir deste tempo permaneceu praticamente constante. Isto demonstra que na faixa de temperatura estudada (500° a 680°C), a maior incidência de formação da trinca de reaquecimento ocorreu na fase de aquecimento ou nas 2 primeiras horas

no patamar de temperatura. A partir desse momento as curvas de formação da trinca de reaquecimento praticamente não foram alteradas.

Desta forma, pode-se afirmar que a permanência no patamar de temperatura por um período de tempo acima de 2 horas não apresenta efeitos significativos tanto na formação da trinca de reaquecimento como também na curva de tensão, pois é verificado nas FIG. 5.9, 5.10 e 5.11 para os testes submetidos ao ciclo de TTAT completo, que não ocorreram mudanças significativas nas tensões de restrição para tempos acima de 2 horas.

A tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ ) é um fator importante na execução de qualquer TTAT, pois é esta a tensão que se pretende aliviar através do tratamento térmico. A FIG. 5.13 mostra o gráfico desta tensão com o tempo de formação da trinca. É verificada nessa figura, que para os patamares de temperatura de 600° e 680°C praticamente não existem diferenças em relação ao início da trinca, para uma determinada tensão de restrição inicial. A pequena diferença está entre o tempo de 9.663 segundos, que corresponde à temperatura de 597°C com tensão de 21,05 kgf/mm<sup>2</sup> para ambos os patamares, e o tempo de 15529 segundos com tensão de 12,63 kgf/mm<sup>2</sup>.

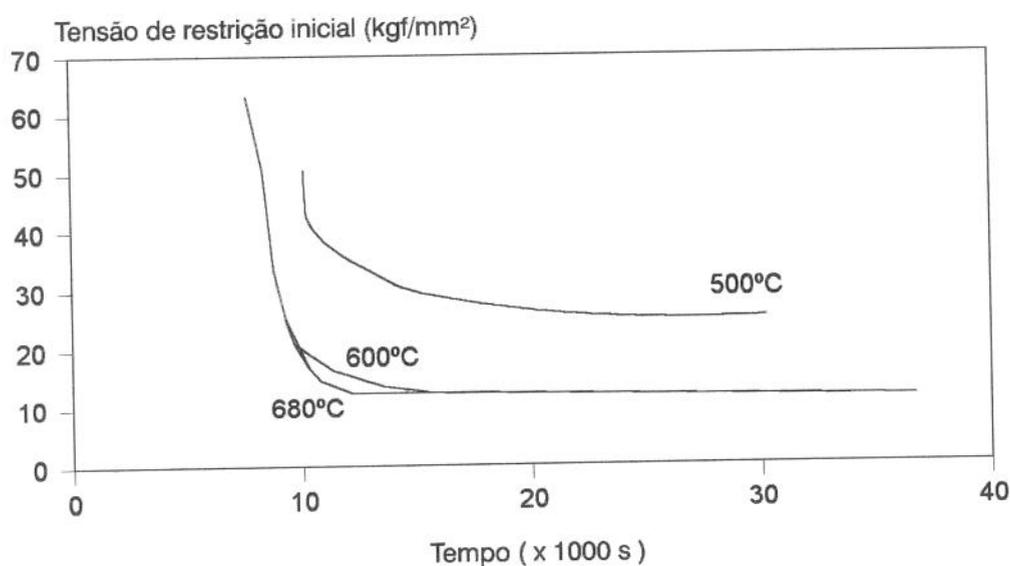


FIGURA 5.13 - Tensão de restrição inicial com o tempo de formação da trinca.

A FIG. 5.13 mostra também que a curva de início de formação da trinca de reaquecimento, para patamares de temperaturas abaixo de 600°C, se desloca mais para a direita com tensões de restrições iniciais admissíveis maiores. Para patamares de temperaturas acima de 600°C esta curva praticamente não é alterada, mantendo-se constante também a tensão de restrição inicial admissível ( $\sigma_{iadm} = 11,57 \text{ kgf/mm}^2$ ). Este fato provavelmente está relacionado ao grau de susceptibilidade à trinca de reaquecimento que o material (SAR 80T) apresenta para temperaturas acima de 600°C, com as condições de soldagem e de teste utilizadas neste trabalho.

Como é verificado nos resultados dos testes apresentados nas TAB. 5.2, 5.3 e 5.4, existe uma região de transição, chamada de faixa de incerteza, isto é, uma faixa de tensão de restrição inicial onde a ruptura do corpo de prova pode ou não ocorrer durante o ciclo de TTAT.

Para os testes com patamar de temperatura de 500°C (TAB. 5.2) esta faixa ficou entre a tensão de restrição inicial de 28,41 kgf/mm<sup>2</sup>, para o qual sempre ocorre a ruptura total do corpo de prova durante os testes, e a tensão de 25,25 kgf/mm<sup>2</sup>, onde não foi verificada a existência de ruptura e nem a presença de trinca acusada pelo sensor de EA. Para os patamares de 600°C e 680°C esta região foi a mesma, ficando entre 13,68 e 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>. As FIG. 5.14, 5.15 e 5.16 mostram, respectivamente os resultados desta região das TAB. 5.2, 5.3 e 5.4.

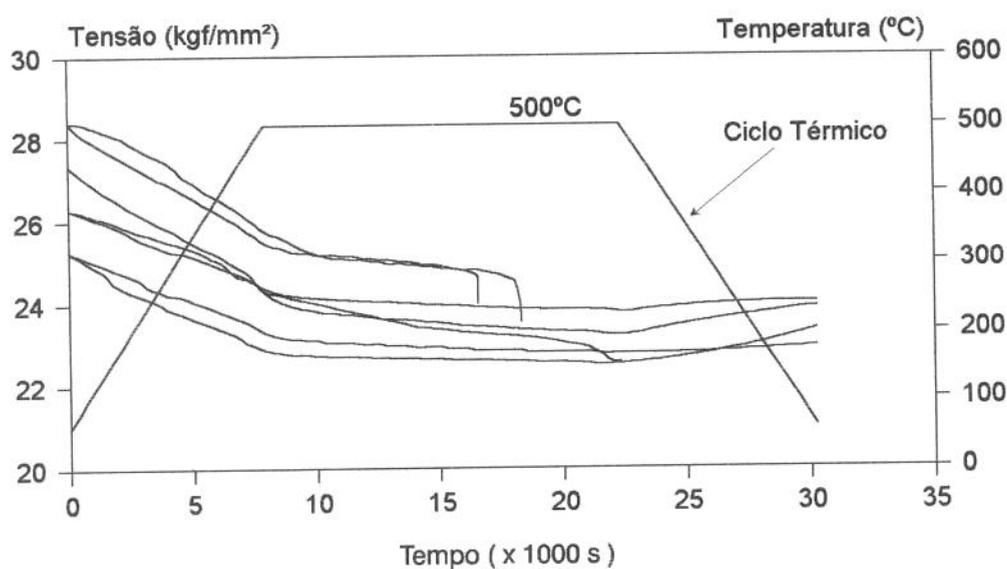


FIGURA 5.14 - Região de incerteza do patamar de 500°C.

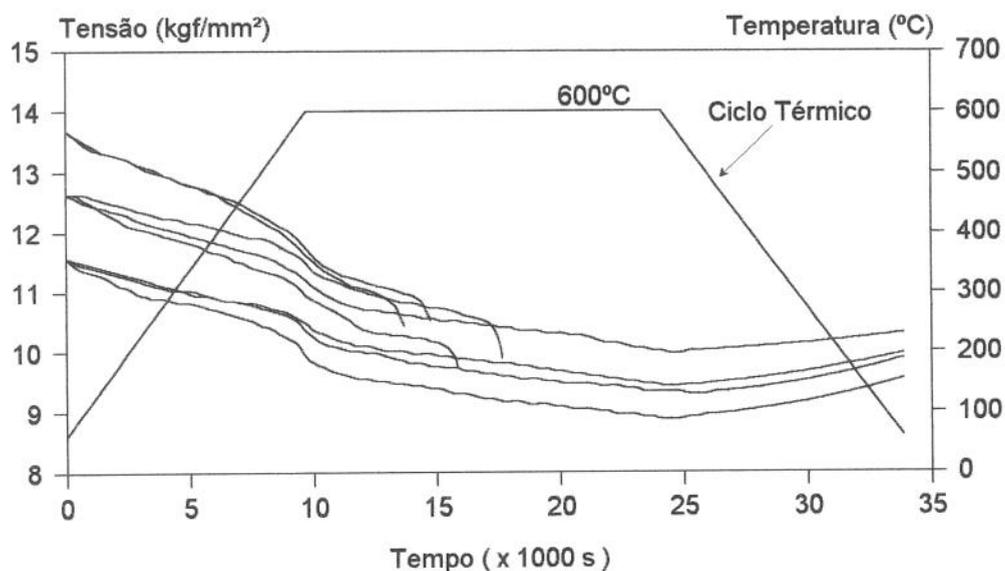


FIGURA 5.15 - Região de incerteza do patamar de 600°C.

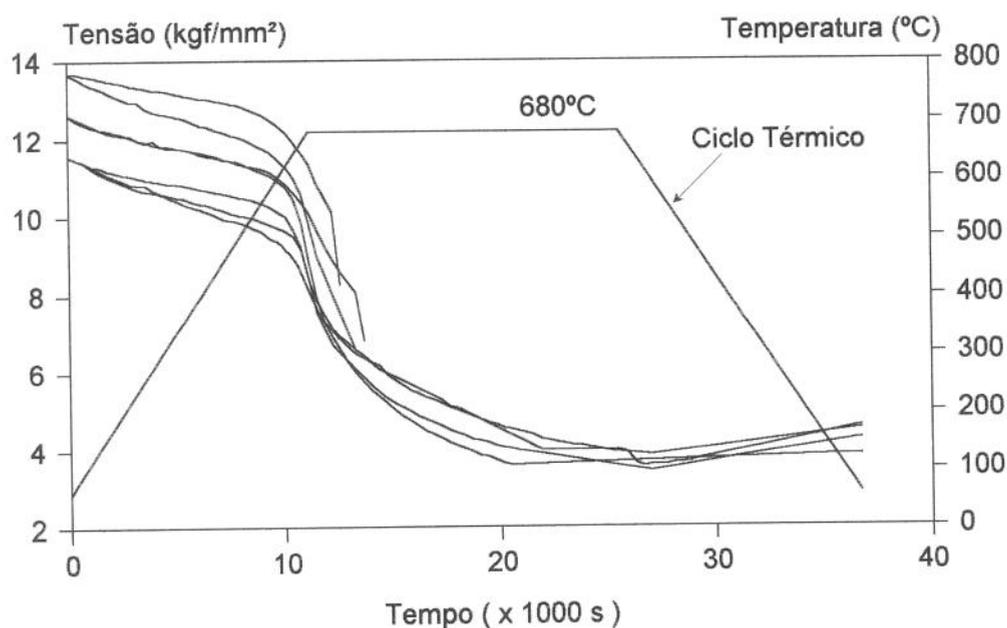


FIGURA 5.16 - Região de incerteza do patamar de 680°C.

Verifica-se na TAB. 5.2 e FIG. 5.14 que para a temperatura de 500°C a faixa de incerteza foi de 3,16 kgf/mm<sup>2</sup> e para as outras temperaturas (TAB. 5.3 e 5.4 e FIG. 5.15 e 5.16) foram de 2,11 kgf/mm<sup>2</sup>. A justificativa para a ocorrência dessa região provavelmente esteja relacionada à heterogeneidade do material de estudo e/ou à fenômenos intrínsecos ao equipamento de teste, de difícil determinação.

Para comprovar que a faixa de incerteza, entre o patamar de temperatura de 600°C e 680°C, estava realmente entre 13,68 kgf/mm<sup>2</sup> e 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>, foram realizados 4 testes com patamar de 640°C, mostrado na TAB. 5.6. As variáveis da tabela são as mesmas apresentadas na TAB. 5.1

TABELA 5.6

Resultados dos testes com patamar de temperatura de 640°C.

Nº	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$t_p$ (s)	P(V)	$t_f$ (s)	NPo	NPi
1	13,67	8,33	13306,09	1,14	13558,37	15	2
2	13,67	8,75	20889,21	0,54	20889,21	7	1
3	11,57	6,44	0	0	CC	0	0
4	11,57	6,82	0	0	CC	0	0

A FIG. 5.17 mostra os resultados dos testes da TAB. 5.6 que comprova a existência da faixa de incerteza de 2,10 kgf/mm<sup>2</sup>, com tensão de restrição inicial admissível ( $\sigma_{iadm}$ ) também em 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>. Este fato demonstra que, para patamares de temperaturas acima de 600°C, a tensão de restrição inicial é constante, confirmando a análise feita anteriormente com relação à FIG. 5.13.

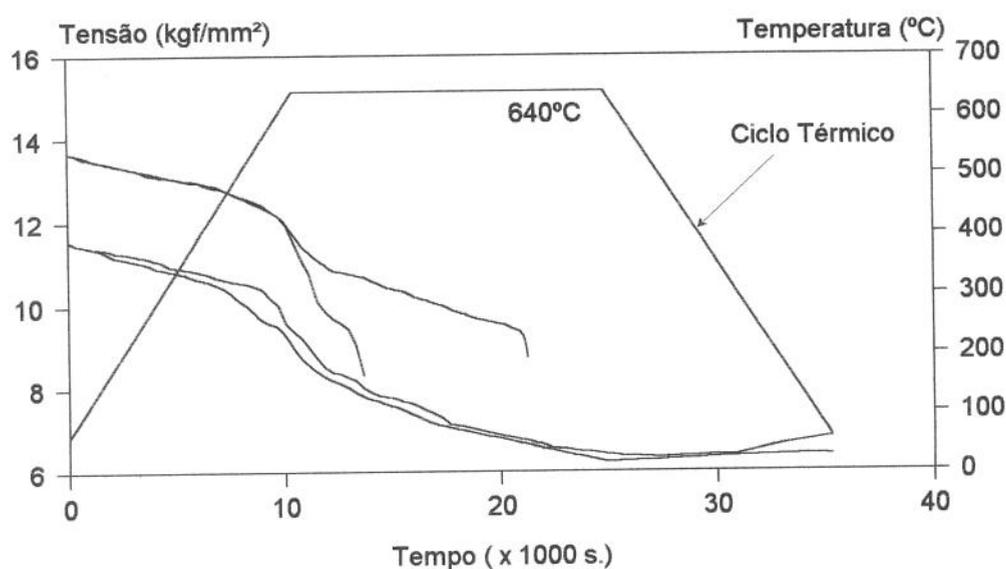


FIGURA 5.17 - Resultados dos testes com patamar de 640°C.

Nos testes realizados por MARTINS (1995) para detectar a trinca de reaquecimento e a funcionalidade e confiabilidade do teste de implante modificado, foi utilizado o mesmo aço (SAR 80T) desse trabalho, com patamar de temperatura de 600°C e taxa de aquecimento de 200°C/h. Neste caso, a região de incerteza encontrada foi entre 16,84 kgf/mm<sup>2</sup>, onde sempre ocorreu a ruptura, e 13,47 kgf/mm<sup>2</sup> para a não ocorrência da ruptura, com faixa de incerteza de 3,37 kgf/mm<sup>2</sup>.

Comparando os resultados encontrados por MARTINS (1995) com os obtidos nesse trabalho para o patamar de 600°C (13,68 kgf/mm<sup>2</sup> para romper e 11,57 kgf/mm<sup>2</sup> para não romper), verifica-se uma diminuição no nível de tensão de restrição inicial admissível e um estreitamento na faixa de incerteza.

A diferença desses resultados pode ser explicada pela utilização, nesse trabalho, de compensadores térmicos, ou seja, os suportes de apoio da placa de teste (vide FIG. 3.11 do CAP. 3) que, neste caso, foram do mesmo material dos corpos de prova. Com isso, a dilatação térmica que ocorreu no corpo de prova durante o teste, tendo como consequência a diminuição da tensão de restrição, foi compensada em parte pela dilatação térmica dos suportes de apoio (compensadores térmicos) em sentido contrário, compensando esta queda de tensão.

No trabalho de MARTINS (1995) o suporte de apoio foi construído de material cerâmico, com dilatação térmica praticamente nula. Com isso, a queda de tensão devido à dilatação térmica dos corpos de prova contribuiu para o aumento na tensão de restrição inicial admissível, em relação ao encontrado nesse trabalho.

Com relação à relaxação de tensão, representada pelo parâmetro R (equação 2.5), a TAB. 5.7 mostra este valor de acordo com os resultados dos testes (TAB. 5.2, 5.3, 5.4 e 5.6) em que o ciclo térmico foi completo, sem a ocorrência da trinca. Em função desses resultados, para cada patamar de temperatura de tratamento térmico, foi calculado um valor de R médio ( $R_m$ ). A FIG. 5.18 mostra  $R_m$  e a tensão de restrição inicial admissível em função do patamar de temperatura.

TABELA 5.7

Tensões admissíveis e relaxação de tensões

Tabela	Nº	T <sub>p</sub> (°C)	$\sigma_{iadm}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{fadm}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	R(%)	R <sub>m</sub> (%)
4.5	22	500	25,25	22,94	9,15	8,31
4.5	23	500	25,25	23,36	7,48	
4.6	18	600	11,57	9,55	17,46	15,27
4.6	19	600	11,57	9,97	13,83	
4.6	20	600	11,57	9,89	14,52	
4.7	9	680	11,57	4,63	59,98	61,22
4.7	10	680	11,57	4,29	62,92	
4.7	11	680	11,57	4,54	60,76	
4.8	3	640	11,57	6,44	44,34	42,69
4.8	4	640	11,57	6,82	41,05	

Onde:

T<sub>p</sub> - é a temperatura do patamar de teste;

Nº - é o número do teste indicado nas tabelas anteriores;

$\sigma_{iadm}$  - é a tensão de restrição inicial admissível;

$\sigma_{fadm}$  - é a tensão de restrição no instante final dos testes que não romperam;

R (%) - é o valor percentual da relaxação de tensão em cada teste;

R<sub>m</sub>(%) - é o valor percentual médio da relaxação de tensão para cada patamar de temperatura.

É observado na FIG. 5.18 que a tensão de restrição inicial admissível diminuiu com o aumento do patamar de temperatura de tratamento térmico de 500°C para 600°C, e permaneceu constante de 600°C para 680°C. Com isso, em termos do nível de tensão de restrição inicial admissível, os resultados dos testes indicam que é interessante trabalhar com patamares de temperatura de TTAT abaixo de 600°C. Porém, o grau de relaxação de tensão, que é o objetivo do TTAT, fica muito aquém do necessário. Para o aço SAR 80T este valor ficou em torno de 15%.

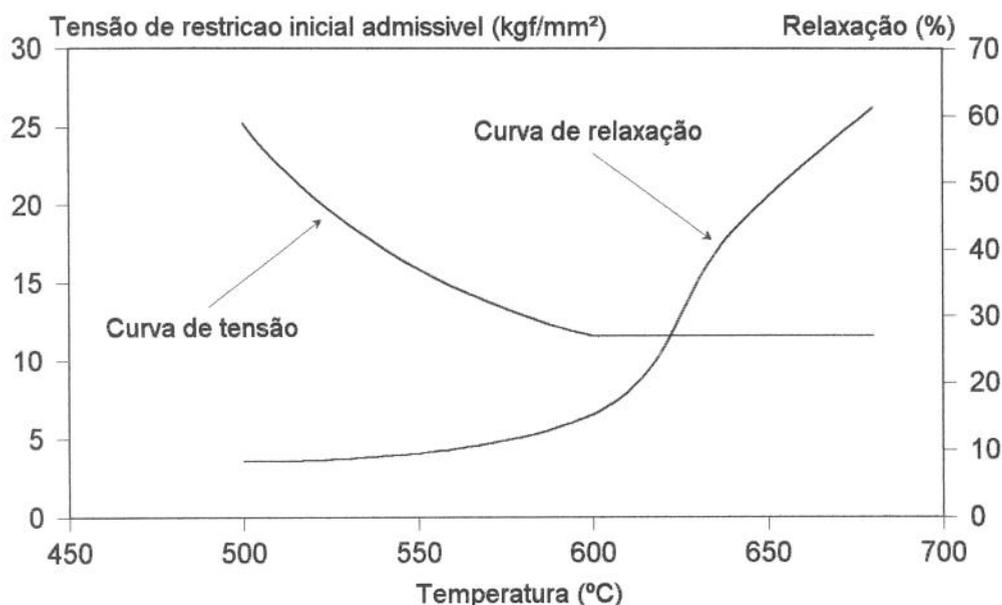


FIGURA 5.18 - Tensão admissível e relaxação em função da temperatura.

Verifica-se ainda na FIG. 5.18 que, quanto maior a temperatura do patamar de tratamento térmico, maior foi a relaxação de tensão. É recomendada pelo código ANSI/AWS D10.8-86 para os aços com características semelhantes ao SAR 80T a faixa de temperatura de TTAT de 635° a 690°C. Entretanto, o fabricante deste material recomenda que o TTAT seja realizado à temperatura de 600°C.

Como em qualquer TTAT se deseja a maior relaxação possível da tensão residual (restrição), os resultados deste trabalho demonstram para esse material (SAR 80T), que é importante trabalhar com temperaturas de tratamento térmico bem acima de 600°C, pois a tensão de restrição inicial admissível permaneceu constante com o aumento significativo da relaxação de tensão, passando de 15,25% a 600°C para 61,22% a 680°C.

A curva de tensão com a temperatura de TTAT, apresentada na FIG. 5.18, mostra o grau de susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T, verificado pelo valor da tensão de restrição inicial admissível, que variou de 25,25 kgf/mm<sup>2</sup> (500°C) a 11,57 kgf/mm<sup>2</sup> (680°C). Comparando este valor com o limite de resistência do material (80 kgf/mm<sup>2</sup>), demonstra-se o alto grau de susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

Esta alta susceptibilidade do aço SAR 80T à trinca de reaquecimento foi também mostrada nos trabalhos de FERRARESI, GONÇALVES & SCOTTI (1993a e 1993b) e MARTINS, FERRARESI & TREVISAN (1995), onde foi utilizado o teste de implante modificado com patamar de temperatura de 600°C. Os valores da tensão de restrição inicial admissível encontrada por esses trabalhos foram, respectivamente de 12,6 kgf/mm<sup>2</sup> e 13,47 kgf/mm<sup>2</sup>.

O alto grau de susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T pode ser também verificado quando comparado com resultados de outros trabalhos citados na literatura. Por exemplo, TAMAKI e SUZUKI (1983a) utilizaram o teste de implante modificado com condições de soldagem e de teste (patamar de temperatura de 600°C e taxa de aquecimento de 200°C/h) semelhantes aos utilizados neste trabalho, para determinar a susceptibilidade à trinca de reaquecimento durante o TTAT do aço HT80 (aço também semelhante ao SAR 80T). A tensão de restrição inicial admissível encontrado para o aço HT80 ficou em torno de 35 kgf/mm<sup>2</sup>. Comparando este resultado com o encontrado neste trabalho para o aço SAR 80T, (11,57 kgf/mm<sup>2</sup>), verifica-se com isso a alta susceptibilidade à trinca de reaquecimento desse material.

Outra forma de avaliar a susceptibilidade à trinca de reaquecimento de um material é pelas fórmulas matemáticas, apresentadas no item 2.3.4 do CAP. 02, aplicáveis ao aço SAR 80T, que são os parâmetros determinados pelas equações 01, 02 e a primeira fórmula da TAB. 2.2. Utilizando os valores da composição química fornecida pelo fabricante (TAB. 3.1 do CAP. 03), os valores dos parâmetros calculados foram:  $\Delta G = -0,13$ ;  $P_{sr} = -0,125$  e  $\Delta G_1 = 1,16$ . Estes valores indicam que este material não é susceptível à trinca de reaquecimento. Entretanto, os resultados apresentados neste trabalho indicam o contrário.

Desta forma, fica demonstrado que a análise de susceptibilidade realizada somente pelas fórmulas matemáticas não é confiável. Estas equações podem indicar a tendência de certos materiais serem susceptíveis ou não à trinca de reaquecimento, mas não a certeza de seu comportamento, pois o efeito da interação entre os elementos químicos que compõem o material é complexo, e não é fácil de ser determinado por equações matemáticas empíricas. Além disso, as fórmulas matemáticas levam em conta somente a composição química do material, quando na realidade outros fatores podem também estar influenciando no grau de

susceptibilidade, como os parâmetros do ciclo de TTAT, as condições e procedimento de soldagem, etc.

Outra análise que pode ser feita é pela porcentagem de cada elemento químico na composição do material (SAR 80T) e comparar com os resultados obtidos por outros pesquisadores. Por exemplo, TAMAKI e SUZUKI (1983b) realizaram um extenso estudo para determinar a influência do Cr e Mo na susceptibilidade à trinca de reaquecimento dos aços ARBL, cujos resultados estão comentados no item 2.3.5 do CAP. 2. Comparando a porcentagem em peso de Cr(0,54%) e Mo(0,34%) do SAR 80T com os resultados apresentados na FIG. 2.4 do CAP. 2, verifica-se, com esse percentual, que a trinca de reaquecimento só deveria ocorrer para tensões de restrições iniciais acima de aproximadamente 50 kgf/mm<sup>2</sup>. Porém foi mostrado, neste trabalho, que para esse material o valor está em torno de 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>, bem abaixo do valor obtido pela figura. Isto demonstra a dificuldade em se analisar a susceptibilidade de um material através da análise de elementos químicos independentes.

De um modo geral, os elementos de liga considerados nocivos pela literatura, que possivelmente devem ter contribuído na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T, são os que promovem a formação de carbonetos, como o Cr, Mo, V, Ti e o próprio carbono. Além disso, os elementos residuais, enxofre e fósforo, mesmo em pequenas quantidades, são considerados altamente nocivos, pois eles segregam para os contornos de grãos durante o TTAT, fragilizando esta região (LEWANDOWSKI et al., 1987), contribuindo também para a susceptibilidade à trinca do aço em estudo.

Outros elementos como o Mn, Si, Ni, Al e Nb apresentam efeitos não muito claros, e não dependem somente de suas quantidades na composição química do material, mas de suas interações com outros elementos, que muitas vezes induz superposições de efeitos que tornam o material fragilizado (APBLLET et al., 1990). Isto demonstra, mais uma vez, a dificuldade para se determinar a susceptibilidade de um material pela análise de elementos individuais, sem levar em conta a interação entre eles, dificultando o entendimento e o motivo pelo qual um material apresenta a susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

### 5.3 - INFLUÊNCIA DA TAXA DE AQUECIMENTO NA SUSCEPTIBILIDADE AO TRINCAMENTO E NA RELAXAÇÃO DE TENSÕES.

Neste item são apresentados e discutidos os resultados dos testes obtidos com variações na taxa de aquecimento do ciclo de TTAT. Os valores da taxa de aquecimento, comentados no item 4.4 do CAP. 04, foram: 50°C/h; 600°C/h; 1000°C/h e 3000°C/h. Os testes foram realizados com patamar de temperatura de 680°C e com variação, para cada taxa de aquecimento, do nível de tensão de restrição inicial.

Estes testes tiveram como meta a verificação da influência da taxa de aquecimento do ciclo de TTAT na relaxação de tensão (parâmetro R da equação 2.5 do CAP. 2) e na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T. Os resultados são apresentados nas TAB. 5.8 a 5.11, juntamente com os dados da aquisição do SMEA. As variáveis apresentadas nas tabelas são as mesmas da TAB. 5.1, e a sigla CC indica que o teste completou o ciclo de TTAT sem a ruptura do corpo de prova

Comparando os resultados apresentados nas TAB. 5.8 com os da TAB. 5.4 (item 5.2) verifica-se, tanto para taxa de aquecimento de 200°C/h (TAB. 5.4) como para 3000°C/h (TAB. 5.8), a tensão de restrição inicial admissível (máxima tensão inicial aplicada no teste, no qual não ocorre a trinca de reaquecimento) ficou em 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>. Estes resultados mostram que não ocorreu variação tanto na tensão de restrição inicial admissível como na faixa de incerteza. Desta forma, os testes com taxa de aquecimento com valores intermediários (1000°C/h, 600°C/h e 50°C/h) foram realizados em torno de 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>, verificando a ocorrência de possíveis variações em torno desse valor.

Como pode-se observar nas TAB. 5.4, 5.8, 5.9 e 5.11, a tensão de restrição inicial admissível ficou em 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>, somente para 600°C/h (TAB. 5.10) este valor ficou um pouco abaixo (10,52 kgf/mm<sup>2</sup>). É verificado na TAB. 5.10 que os 3 testes realizados com a tensão de restrição inicial de 11,57 kgf/mm<sup>2</sup> romperam com temperaturas acima de 600°C. Esta diminuição no valor da tensão de restrição inicial admissível, por ser pequena em relação aos outros testes (1,05 kgf/mm<sup>2</sup>), está relacionada à faixa de incerteza, comentada anteriormente.

TABELA 5.8

Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 3000°C/h

N°	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	T <sub>f</sub> (°C)	t <sub>p</sub> (s)	P(V)	t <sub>f</sub> (s)	NPo	NPi
01	21,05	16,84	630	684,14	0,48	684,14	12	1
02	16,84	12,80	662	722,40	0,89	722,41	21	2
03	14,73	12,21	664	724,82	0,69	724,82	14	1
04	12,63	8,00	680	0	0	1104,2	0	0
05	11,57	4,17	-	0	0	CC	0	0
06	10,52	3,98	-	0	0	CC	0	0

TABELA 5.9

Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 1000°C/h

N°	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	T <sub>f</sub> (°C)	t <sub>p</sub> (s)	P(V)	t <sub>f</sub> (s)	NPo	NPi
01	12,63	10,52	620	2016,19	0,71	2016,21	11	2
02	11,57	4,49	-	0	0	CC	0	0
03	10,52	3,37	-	0	0	CC	0	0

TABELA 5.10

Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 600°C/h

N°	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	T <sub>f</sub> (°C)	t <sub>p</sub> (s)	P(V)	t <sub>f</sub> (s)	NPo	NPi
01	12,63	10,48	618	3348,18	1,125	3359,16	12	3
02	11,57	10,1	652	3552,61	0,91	3552,61	14	1
03	11,57	9,43	634	3444,99	0,632	3445,01	11	2
04	11,57	4,92	680	0	0	8280,17	0	0
05	10,52	4,07	-	0	0	CC	0	0

TABELA 5.11

Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 50°C/h

N°	$\sigma_i$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_f$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	T <sub>f</sub> (°C)	t <sub>p</sub> (s)	P(V)	t <sub>r</sub> (s)	NPo	NPi
01	12,63	10,61	607	39384,52	0,43	39384,52	8	1
02	11,57	3,75	-	0	0	CC	0	0
03	10,52	4,29	-	0	0	CC	0	0

As FIG. 5.19, 5.20, 5.21 e 5.22 mostram as curvas de tensões e os ciclos de temperaturas de TTAT em função do tempo de tratamento térmico, para os resultados dos testes apresentados nas TAB. 5.8 a 5.11. Estes resultados mostram que a susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T não foi afetada significativamente com as variações na taxa de aquecimento entre 50°C/h e 3000°C/h, isto é, a tensão de restrição inicial admissível permaneceu praticamente constante, entre 10,52 a 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>.

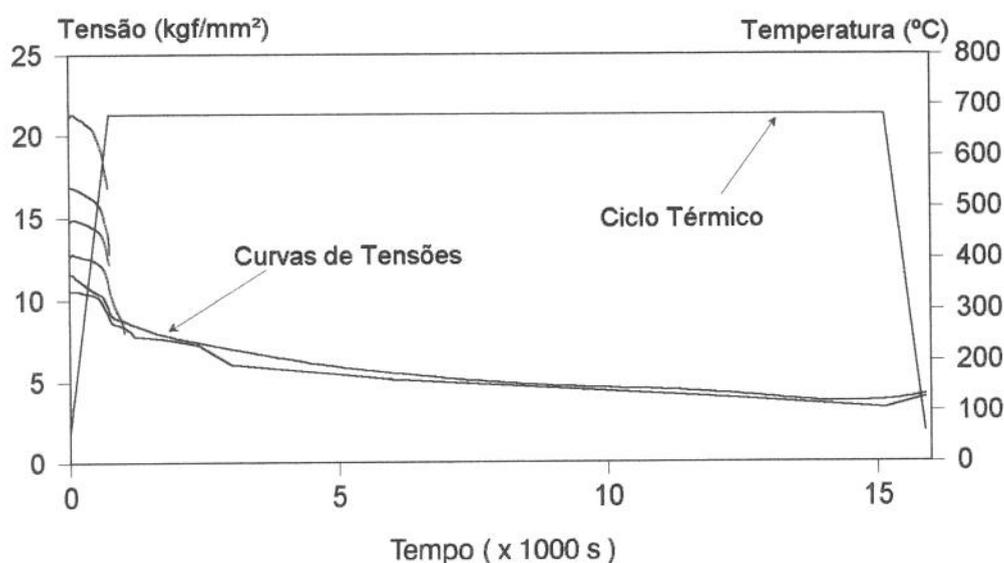


FIGURA 5.19 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 3000°C/h

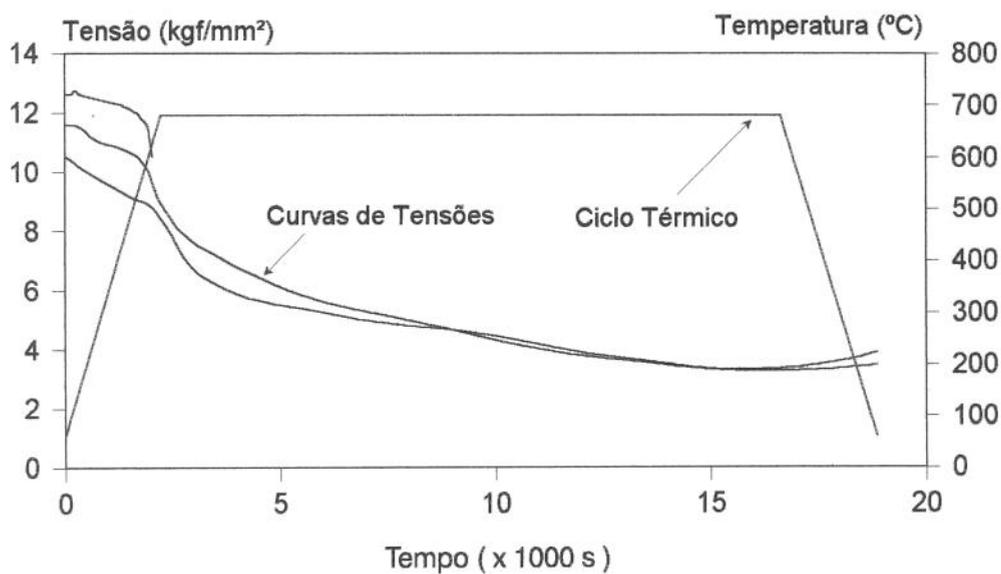


FIGURA 5.20 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 1000°C/h.

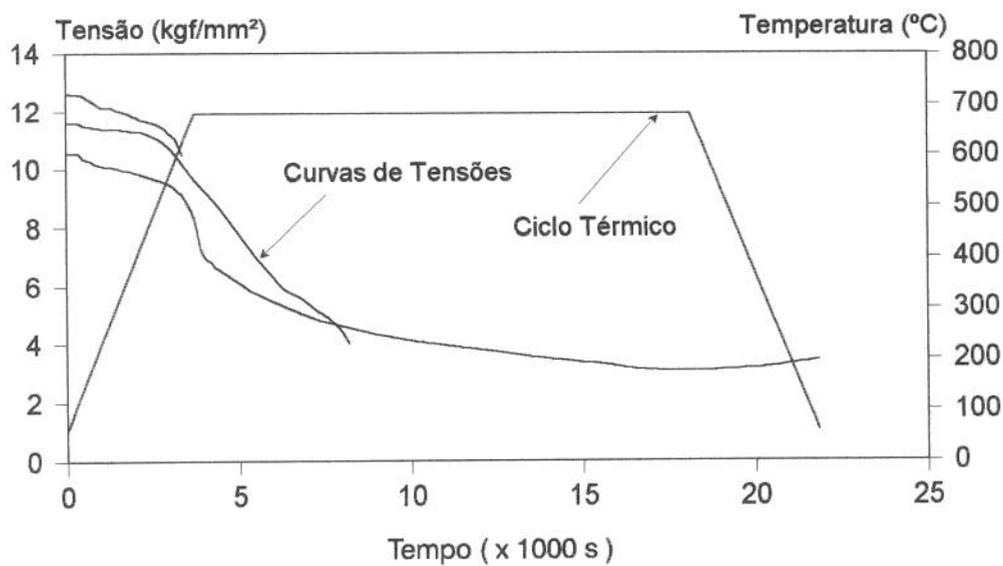


FIGURA 5.21 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 600°C/h.

Uma observação, comentada anteriormente, e verificada também na realização desses testes (TAB. 5.8 a 5.11), foi o fato de que a ruptura dos corpos de prova ocorreram, para a

maioria desses testes, na fase de aquecimento. Isto mostra, mais uma vez, que a fase de aquecimento do ciclo de TTAT é crítica, pois com o aumento da temperatura ocorre também um aumento da difusão de elementos residuais para os contornos de grãos, principalmente na região do entalhe na ZAC onde a concentração de tensões é maior (HIPPSLEY, 1987). Além disso, nessa fase está também ocorrendo o endurecimento secundário, causado pela precipitação de carbonetos no interior dos grãos (SCIFO, 1989). Isto faz com que a trinca de reaquecimento ocorra ainda na fase de aquecimento do ciclo de TTAT.

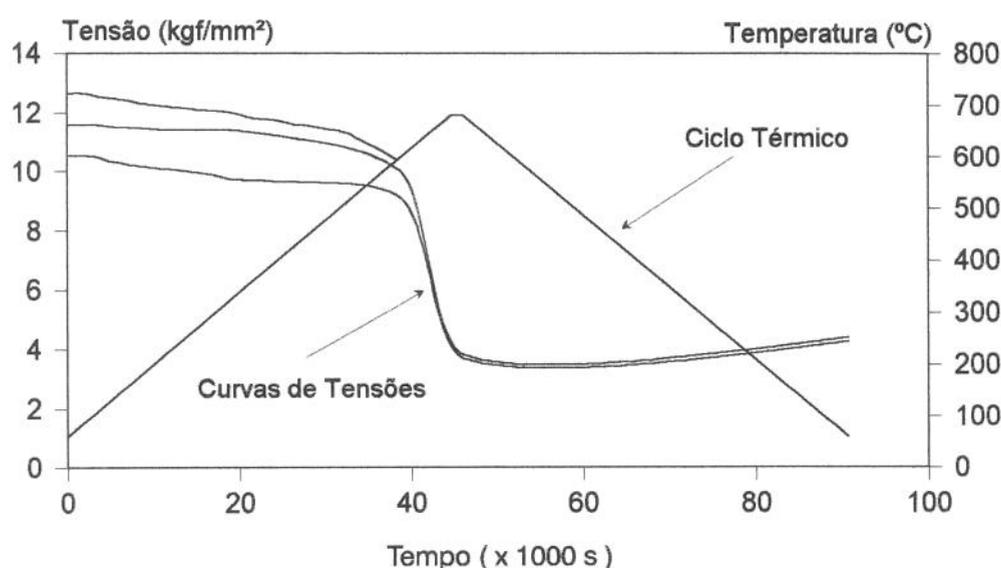


FIGURA 5.22 - Resultados dos testes com taxa de aquecimento de 50°C/h.

No trabalho de SCIFO (1989) foi sugerido, para minimizar o grau de susceptibilidade à trinca de reaquecimento de um material, elevar ao máximo a taxa de aquecimento e o patamar de temperatura do ciclo de TTAT, de modo a ultrapassar rapidamente a faixa de temperatura considerada na literatura como crítica e de maior incidência de trincas (entre 450° e 600°C). Com isso acredita-se poder diminuir a precipitação de carbonetos, principalmente do tipo  $M_2C$ , o que conseqüentemente minimizaria o efeito do endurecimento secundário, considerado um dos principais causadores do fenômeno trinca de reaquecimento.

Entretanto, os resultados dos testes apresentados neste item não demonstraram este fato, isto é, a tensão de restrição inicial admissível, que determina o grau de susceptibilidade à trinca

de reaquecimento de um material, não foi alterada significativamente com a taxa de aquecimento entre 50°C/h a 3000°C/h e temperatura de TTAT de 680°C. Esta análise pode ser verificada na FIG. 5.23, onde é mostrada a curva de tensões de restrições iniciais admissíveis em função da taxa de aquecimento.

Como não ocorreram variações significativas nas tensões de restrições iniciais admissíveis com variações na taxa de aquecimento para o aço SAR 80T, não foi possível verificar a existência do efeito do endurecimento secundário, causada pela precipitação de carbonetos, no grau de susceptibilidade à trinca de reaquecimento. Além disso, outros fenômenos mais significativos podem ter ocorrido com maior intensidade encobrendo o efeito do endurecimento secundário, por exemplo, a precipitação e segregação de elementos residuais para os contornos de grãos (fósforo e enxofre), mostrada na literatura para a maioria dos aços ARBL (BOWEN & HIPPSLEY, 1988, RAUH, HIPPSLEY & BOULLOUGH, 1989 e McMAHON, 1991). Na proposta colocada por SCIFO (1989) não foi levado em conta este fato. Com isso, acredita-se que a alta susceptibilidade desse material esteja ligadas a outros fenômenos.

Com relação a relaxação de tensões, obtidas nos testes com o ciclo de TTAT completo (representado pelo parâmetro R, equação 2.5), são apresentadas na TAB. 5.12 os valores de R(%) determinados a partir das tensões de restrições admissíveis, para cada taxa de aquecimento das TAB. 5.4, 5.8, 5.9, 5.10 e 5.11. São também apresentados na TAB. 5.12 os valores das tensões de restrições no instante de chegada à 680°C do ciclo de TTAT ( $\sigma_{680}$ ) e os valores da relaxação de tensões ( $R_{680}(\%)$ ) ocorridas até este instante.

É verificado na TAB. 5.12, e apresentado na FIG. 5.23, que as variações na taxa de aquecimento apresentaram pouca influência no nível de relaxação de tensão (R). A variação foi de aproximadamente 4%, isto é, o valor de R foi em média de  $63,406 \pm 4\%$ . Desta forma, pode-se afirmar que a relaxação de tensão, assim como a susceptibilidade à trinca de reaquecimento não são influenciadas pelas variações na taxa de aquecimento do ciclo de TTAT para valores acima de 50°C/h, com o tempo de permanência no patamar de temperatura (680°C) de 4 horas.

TABELA 5.12

Relaxação de tensão com a taxa de aquecimento

N°	tq(°C/h)	$\sigma_{iadm}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{fadm}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	R(%)	$\sigma_{680}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	R <sub>680</sub> (%)
01	50	11,57	3,75	67,6	6,95	39,9
02	200	11,57	4,29	62,92	8,42	27,2
03	600	10,52	4,07	61,31	8,3	21,1
04	1000	11,57	4,49	61,2	8,4	27,4
05	3000	11,57	4,17	64	9,3	19,6

Onde:

- tq- é a taxa de aquecimento, dado em °C/h;
- $\sigma_{iadm}$  - é a tensão de restrição inicial admissível, dado em kgf/mm<sup>2</sup>;
- $\sigma_{fadm}$  - é a tensão de restrição final admissível, dado em kgf/mm<sup>2</sup>;
- R(%) - é a relaxação de tensão, obtida pela equação 2.5, dado em porcentagem;
- $\sigma_{680}$  - é o valor da tensão de restrição no instante de chegada à 680°C, dado em kgf/mm<sup>2</sup>;
- R<sub>680</sub> - é a relaxação de tensão, obtida pela equação 2.5, na chegada à 680°C.

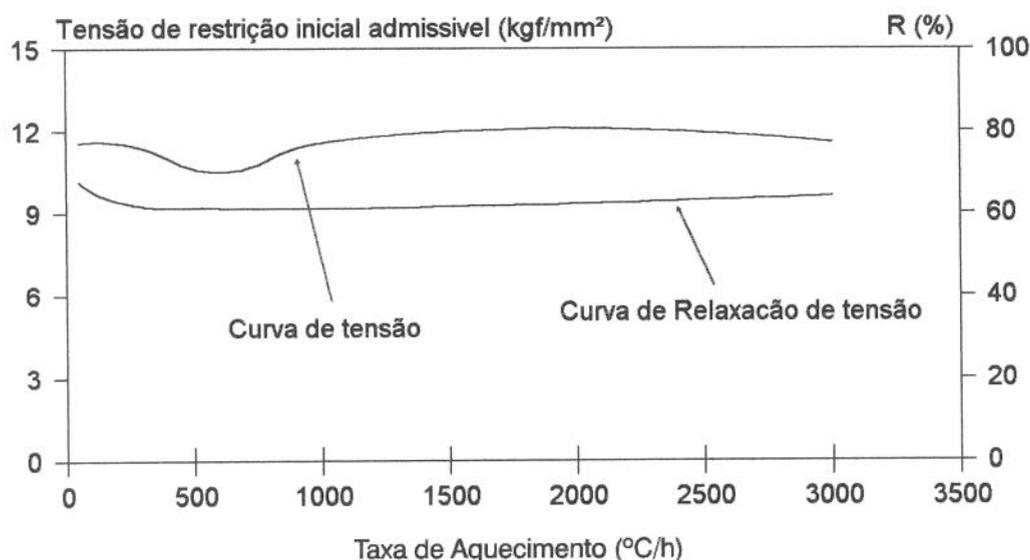


FIGURA 5.23 - Tensão de restrição admissível e relaxação “versus” taxa de aquecimento.

Para a fase de aquecimento, é mostrada na TAB. 5.12 que a relaxação de tensão ( $R_{680}$ ) foi mais acentuada para taxa de aquecimento de  $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ , onde somente nesta fase ocorreu uma relaxação de tensão ( $R_{680}$ ) de 39,9%, sendo que os outros resultados praticamente não foram alterados. Entretanto, apesar desta relaxação de tensão ser relativamente alta nesta fase, o resultado final dessa relaxação ( $R = 67,6\%$ ) comparado com os outros praticamente não foi alterada. Isto pode ser verificado na FIG. 5.23, onde é mostrado a curva de relaxação de tensão em função das taxas de aquecimentos

Os resultados desta análise (TAB. 5.12) mostram que, após algum tempo de permanência no patamar de temperatura, a relaxação de tensão alcança um determinado valor que depende somente do patamar de temperatura de tratamento térmico. Isto pode ser verificado pela análise da FIG. 5.18, onde observou-se um aumento significativo da relaxação de tensão com o aumento do patamar de temperatura.

Com relação ao tempo de permanência no patamar de temperatura, os resultados dos testes apresentados nas FIG. 5.16 ( $200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ) e 5.19 a 5.22 mostram que a curva de tensão, para os testes que não romperam, praticamente não foi alterada para tempos de permanência acima de 2 horas a  $680^{\circ}\text{C}$ . Com isso, pode-se dizer que o tempo de permanência no patamar de temperatura de TTAT acima de 2 horas não apresenta efeitos significativos na relaxação de tensão final e na susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

Este fato pode também ser verificado comparando a relaxação de tensão obtida para temperatura de TTAT de  $600^{\circ}\text{C}$  a 4 horas, apresentado na TAB. 5.9 ( $R$  de 13,8% a 17,4%), com o apresentado no trabalho de MARTINS, FERRARESI & TREVISAN (1995) ( $R = 21,25\%$ ) para o mesmo aço e nas mesmas condições de teste, porém com tempo no patamar de temperatura de TTAT de 20 horas. Isto demonstra que o ganho em termos de relaxação de tensão com a permanência de tempos maiores no patamar de temperatura não é significativo. Este ganho só é significativo com o aumento da temperatura de TTAT, como foi verificado no item 5.2.2 na FIG. 5.18.

Esta análise está de acordo com o trabalho de COTTON & LEGGATT (1989), onde foi mostrado, para uma junta soldada, que para taxas de aquecimento acima de  $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ , a

relaxação de tensão não apresentou efeitos significativos, dependendo fortemente do patamar de temperatura de tratamento térmico e do tempo de permanência nesse patamar.

Analisando os resultados da aquisição do SMEA, também apresentados nas TAB. 5.8 a 5.11, verifica-se no teste 04 da TAB. 5.8 e no teste 04 da TAB. 5.10, da mesma forma que em casos anteriores, que o SMEA não acusou o instante de formação e a ruptura do corpo de prova. Como já comentado anteriormente, este fenômeno só ocorreu para temperaturas altas, próximas a 680°C, indicando provavelmente uma diminuição no nível de intensidade do sinal de EA emitido pela trinca, em função da alta temperatura. Este assunto será discutido no final do item 5.4

#### 5.4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES DA ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.

As superfícies fraturadas dos corpos de prova foram examinadas no MEV para fornecer informações sobre os modos (mecanismos) de fratura da superfície da trinca de reaquecimento, visando verificar a influência da temperatura de tratamento térmico e tensão de restrição na transição dos modos de fratura. Além disso, esta análise foi utilizada também para a justificativa da diminuição do nível de intensidade do sinal de EA, verificado em alguns corpos de prova fraturados durante os testes à temperaturas acima de 600°C.

As análises fractográficas foram realizadas em quase todos os corpos de prova rompidos dos testes apresentados nas TAB. 5.1, 5.2, 5.3, 5.4 e 5.6. Para ilustrar a análise são apresentados inicialmente algumas morfologias típicas da superfície fraturada, ocorrida em função da trinca de reaquecimento.

A FIG. 5.24 mostra, respectivamente, a morfologia das superfícies fraturadas dos testes n° 01 e 06 da TAB. 5.1. Verifica-se nessa figura duas regiões (modos de fratura) distintas, uma região rugosa de aspecto frágil, isto é, sem a presença de deformação plástica macroscópica, e uma região aparentemente lisa e mais clara, indicando um outro modo de fratura também frágil.

A FIG. 5.25 mostra, respectivamente, a morfologia das superfícies fraturadas dos testes nº 11 e 12 da TAB. 5.1, onde toda a região apresenta-se macroscopicamente sob a forma de fratura frágil, sem a presença da região clara.

A FIG. 5.26(a) mostra a região clara com aumento maior, onde é verificado que a fratura apresenta-se na forma de pequenos “dimples”. Desta forma, a região clara observada na FIG. 5.24 indica a ocorrência da fratura por “dimples”. A FIG. 5.26(b) mostra a região da interface entre a fratura por “dimples” e a fratura intergranular, onde é mostrado a transição de um modo de fratura intergranular para um modo de fratura transgranular formado por pequenos “dimples”.

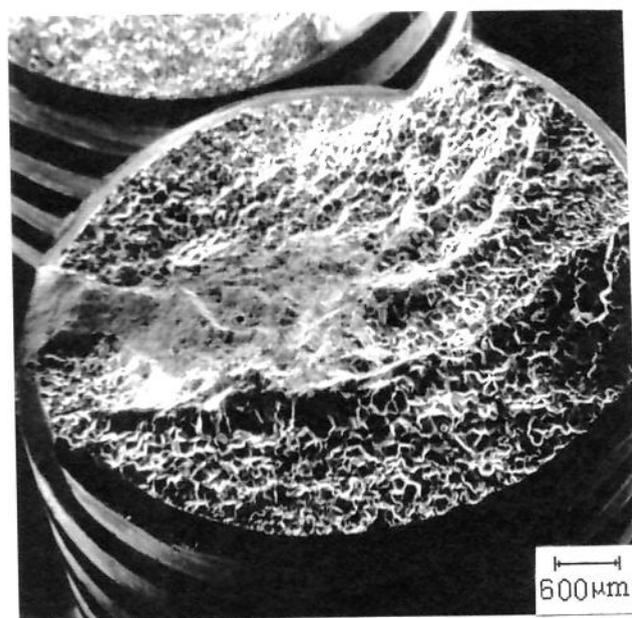
Para os testes da TAB. 5.1, onde a taxa de aquecimento foi mantida constante até a ruptura do corpo de prova, a fratura por “dimples” foi mais acentuada para tensões de restrições iniciais elevadas, isto é, foi observada que a área dessa região diminuiu com a aplicação de tensões de restrições iniciais menores, sendo que para tensões abaixo de 33,67 kgf/mm<sup>2</sup> não foi verificada a presença desta região.

Este fenômeno (fratura por “dimples”) também ocorreu nos testes com o patamar de temperatura de tratamento térmico de 500°C (TAB. 5.2), porém com tensões acima de 42,09 kgf/mm<sup>2</sup>. Para os patamares de temperaturas de 600°, 640° e 680°C (TAB. 5.3, 5.4, e 5.6) não foi detectada este tipo de fratura. Isto demonstra que a temperatura de tratamento térmico e tensão de restrição influenciam no surgimento desse modo de fratura.

Para verificar em que região da solda ocorreu a fratura por “dimples”, vários corpos de prova foram seccionados transversalmente a esta região e realizadas análises micrográficas na superfície transversal. A FIG. 5.27 mostra a seção transversal à superfície fraturada do corpo de prova, onde foi verificada que a região de fratura por “dimples”, que aparece na análise fractográfica (região clara da FIG. 5.24), é a zona fundida do cordão de solda, isto é, na superfície fraturada da ZF foi verificada fratura por “dimples” e na superfície fraturada da ZAC foi verificada a fratura intergranular.

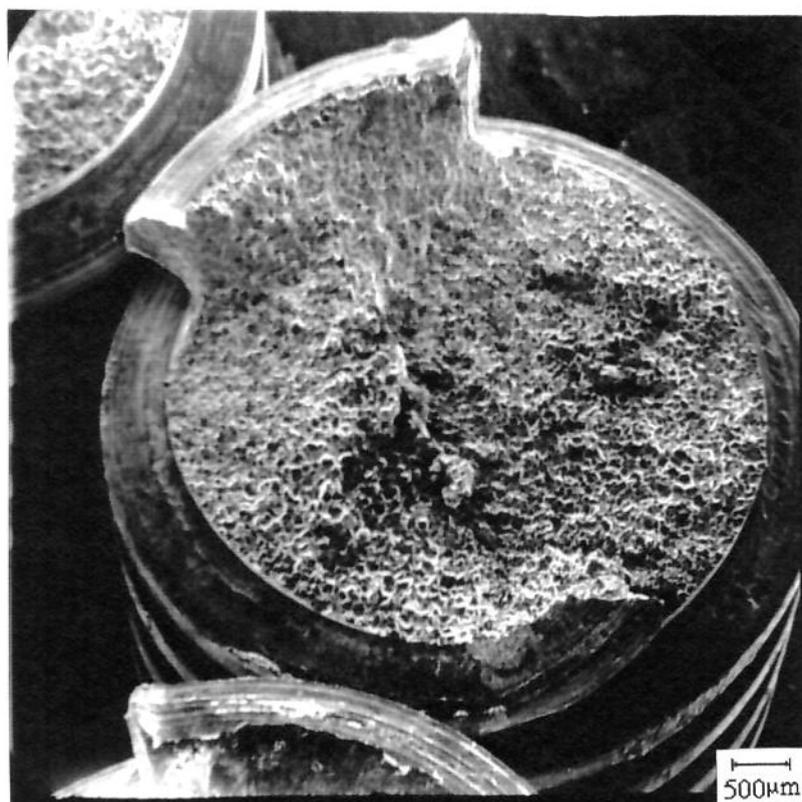


(a)



(b)

FIGURA 5.24 - Aspecto da superfície fraturada: (a) - Tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ ) de 63,13 kgf/mm<sup>2</sup>; (b) - Tensão de restrição iniciais ( $\sigma_i$ ) de 42,09 kgf/mm<sup>2</sup>.

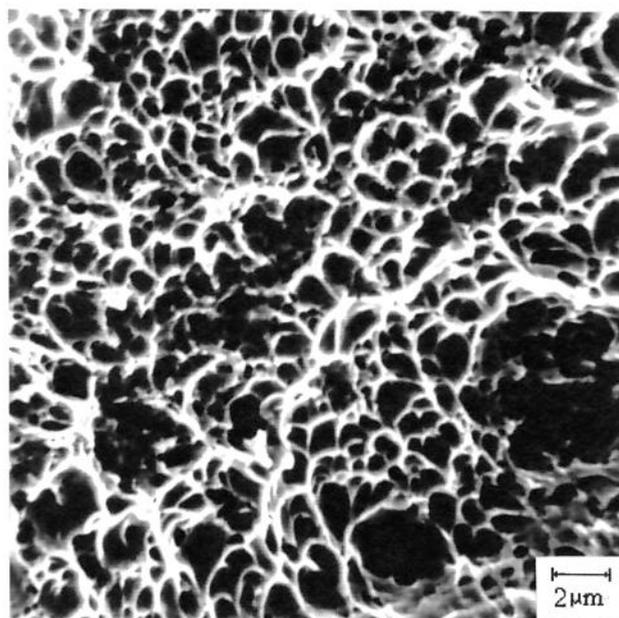


(a)

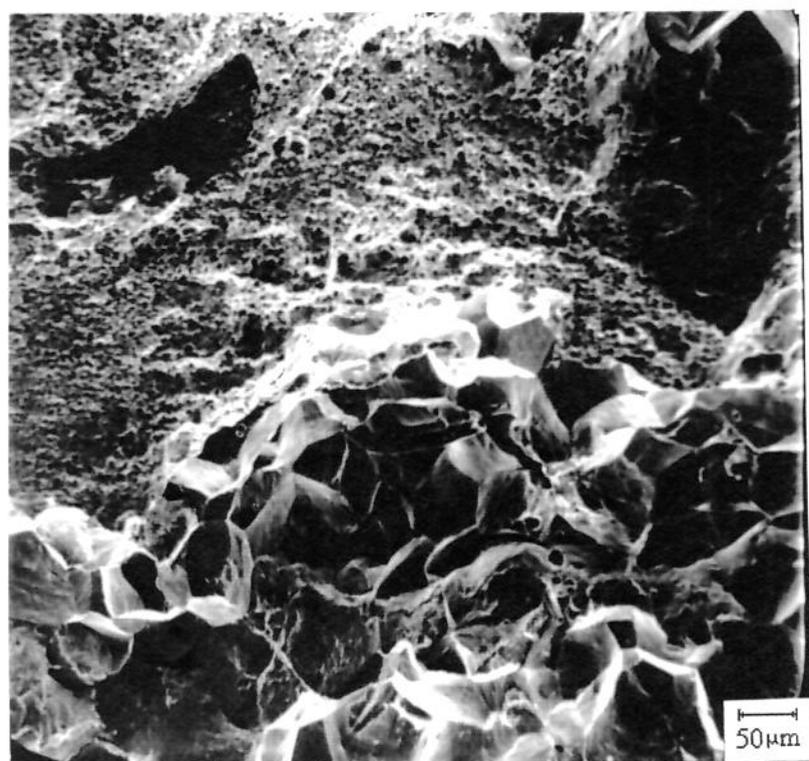


(b)

FIGURA 5.25 - Aspecto da superfície fraturada: (a) - Tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ ) de 25,25 kgf/mm<sup>2</sup>; (b) - Tensão de restrição inicial ( $\sigma_i$ ) de 16,84 kgf/mm<sup>2</sup>.



(a)



(b)

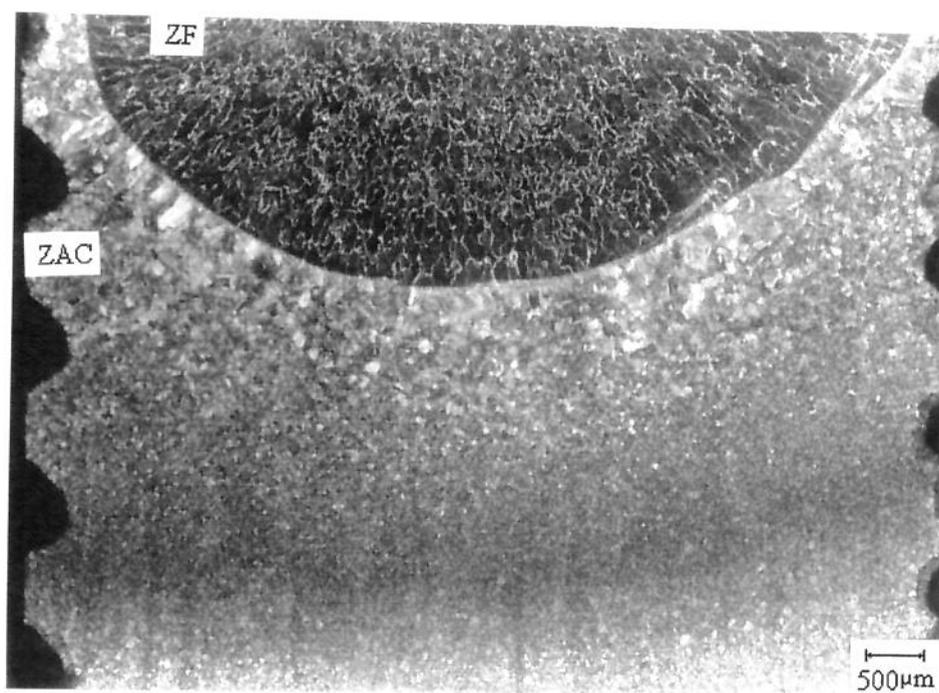
FIGURA 5.26 - Aspecto da superfície fraturada: (a) - Fratura por “dimples”; (b) - Região da interface “dimples” - frágil.



FIGURA 5.27 - Região transversal da superfície fraturada.

A fratura da zona fundida da solda (fratura por “dimples”) provavelmente ocorreu em função do alto nível de tensão de restrição no instante de formação da trinca de reaquecimento. A trinca iniciou-se na região da ZAC na ponta do entalhe e propagou-se à alta velocidade em direção à zona fundida. Este fato ocorreu possivelmente devido ao formato arredondado da zona fundida da solda, na seção transversal à direção de soldagem, aliado ao nível de tensão de restrição aplicado na execução dos testes. A FIG. 5.28(a) mostra o formato do cordão de solda na seção transversal à direção de soldagem.

Esta observação pode ser melhor compreendida pela análise da FIG. 5.28(b). Verifica-se a formação da trinca de reaquecimento na região do entalhe e a sua propagação em direção à zona fundida (teste n° 12 da TAB. 5.5,  $\sigma_i = 16,48 \text{ kgf/mm}^2$ ). Por exemplo, se nesse caso, a tensão de restrição no instante de formação da trinca de reaquecimento fosse elevada (por exemplo, acima de  $42,09 \text{ kgf/mm}^2$ ) provavelmente a propagação da trinca ocorreria também na região fundida devido ao sentido e velocidade de propagação, ocasionado pelo formato do cordão de solda aliado ao nível de tensão de restrição.



(a)



(b) -

FIGURA 5.28 - Região da solda: (a) - Formato do cordão de solda transversal a direção de soldagem; (b) - início da trinca na região do entalhe.

Nas análises realizadas pela microscopia ótica nos corpos de prova que não se romperam durante o ciclo de TTAT, para detectar a presença de trincas, não foram observadas trincas na região do cordão de solda. Isto demonstra que a trinca inicia-se na região do entalhe na ZAC podendo ou não propagar para o cordão de solda, dependendo do nível de tensão no instante de formação da trinca de reaquecimento.

Para tensões de restrições iniciais inferiores (abaixo de  $33,67 \text{ kgf/mm}^2$ ), isto é, nos testes onde não houve a fratura da zona fundida, foi observado que a trinca só ocorreu durante o tratamento térmico a partir de  $576^\circ\text{C}$  para os resultados da TAB. 5.1 (taxa de aquecimento constante até a ruptura dos corpos de prova) e para os outros casos a partir de algum tempo de permanência no patamar de temperatura. Desta forma, o corpo de prova permaneceu por mais tempo a alta temperatura antes de sua fratura. Consequentemente, esse tempo aumentou a fragilidade da região de granulação grosseira da ZAC, dando condições mais propícias para a propagação da trinca de reaquecimento nessa região. Com isto, a trinca de reaquecimento percorreu toda a região considerada de menor resistência à fratura na ZAC, não ocorrendo a fratura da ZF. A FIG. 5.29 ilustra a trinca de reaquecimento percorrendo os contornos da ZAC.

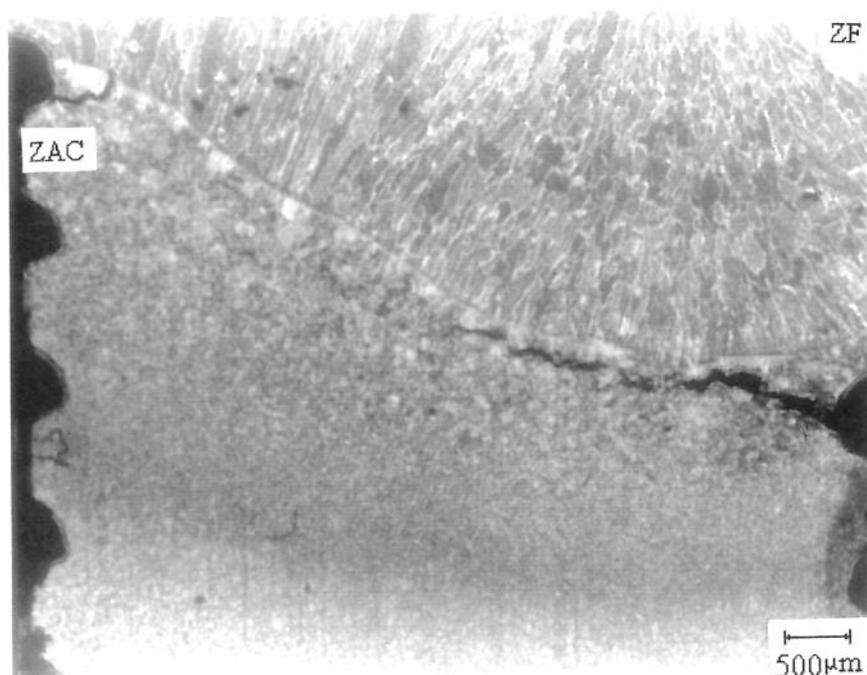


FIGURA 5.29 - Trinca de reaquecimento na região de granulação grosseira da ZAC.

A fratura por “dimples” ocorrida na ZF, devido à propagação da trinca de reaquescimento, não foi considerado neste trabalho como sendo um modo de fratura da trinca de reaquescimento. Além de ser uma fratura com características diferentes das definidas para a trinca de reaquescimento (fratura intergranular), foram observados durante à microscopia ótica dos corpos de prova fissurados, que a trinca de reaquescimento sempre ocorreu na ZAC entre 1 a 2 grãos da linha de fusão. Esta constatação está de acordo com o citado no trabalho de APBLETT et al. (1990) para trinca de reaquescimento.

Com relação à análise fractográfica realizada na região da fratura intergranular, ocasionada pela trinca de reaquescimento, assim como indicado na literatura, também foram identificados neste trabalho, dois modos de fratura: a fratura intergranular de baixa ductilidade (FIBD) e a fratura intergranular de microvazios coalescidos (FIMC).

O primeiro modo de fratura (FIBD) ocorreu em todos os testes analisados para os patamares de temperaturas de 500° e 600°C (TAB. 5.2 e 5.3), em todos os níveis de tensões de restrições iniciais testados. Para os testes apresentados na TAB. 5.1 (taxa de aquecimento constante até a ruptura dos corpos de prova), este modo de fratura foi verificado nos testes de nº 01 a 11, onde a ruptura dos corpos de prova ocorreu antes de se alcançar a temperatura de 600°C.

A FIG. 5.30 mostra o modo de FIBD, onde é verificado que a ruptura ocorre nos contornos de grãos, apresentando faces lisas de mínima plasticidade. Foram observados nesse modo de fratura, assim como citado na literatura (DHOOGHE & VINCKIER, 1993), a presença de várias trincas secundárias e também várias partículas nos contornos de grãos.

O segundo modo de fratura (FIMC) foi detectado nos testes com patamares de temperaturas de 640° e 680°C, mostrado nas TAB. 5.4 e 5.6. Para os testes da TAB. 5.1, este modo de fratura foi detectado somente para tensões de restrições iniciais abaixo de 16,85 kgf/mm<sup>2</sup>, onde o rompimento total dos corpos de prova ocorreu à temperatura acima de 600°C. A FIG. 5.31 mostra este modo de fratura, onde foi verificado que a ruptura é intergranular com microvazios coalescidos (“dimples”) nos contornos de grãos.

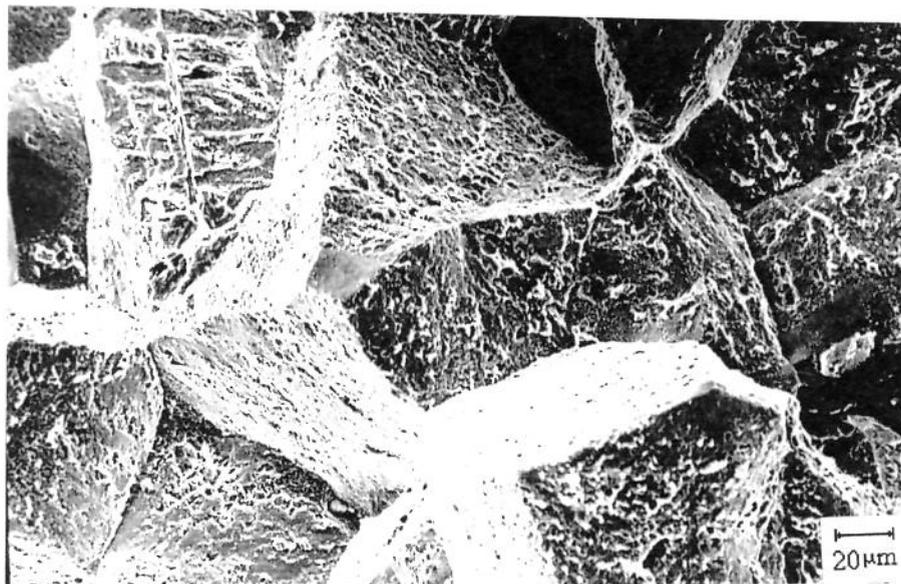


(a)

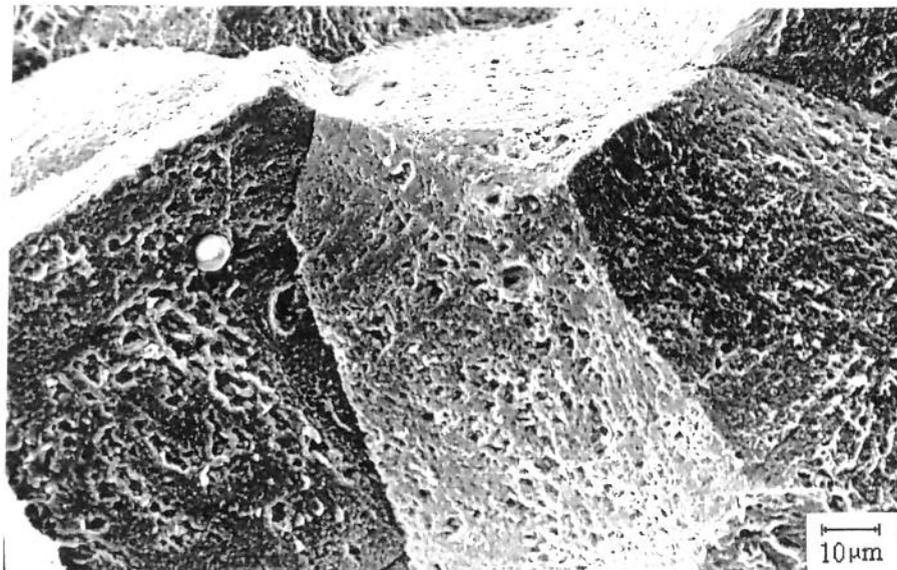


(b)

FIGURA 5.30 - Fratura intergranular de baixa ductilidade (FIBD): (a) - Com aumento de 20 $\mu\text{m}$ ; (b) - Com aumento de 10 $\mu\text{m}$ .



(a)



(b)

FIGURA 5.31 - Fratura intergranular de microvazios coalescidos (FIMC): (a) - Com aumento de 20µm; (b) - Com aumento de 10µm.

Para a maioria dos corpos de prova fraturados à temperatura acima de 600°C, o modo de FIMC não se apresentou de forma homogênea em toda a superfície fraturada. Ocorreu uma combinação dos dois modos de fratura, como nos testes de nº 12 e 13 da TAB. 5.1, nos testes de nº 10 e 02 da TAB. 5.4 e nos testes de nº 01 e 02 da TAB. 5.6. A homogeneidade deste modo de fratura só foi observada em alguns casos, principalmente nos testes que romperam após um certo período a 680°C, como nos testes de nº 4 e 5 da TAB. 5.4 ou em temperaturas muito próximas a 680°C, como nos testes de nº 14 e 15 da TAB. 5.1.

É interessante comentar que esses modos de fratura (fratura intergranular) não apresentam marcas que permitam localizar a região de início da fratura no corpo de prova.

Os resultados das análises fractográficas, realizadas em quase todos os corpos prova fraturados, apresentados nas TAB. 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, e 5.6, podem ser resumidos da seguinte forma:

- (1) - O modo de FIBD foi observado em toda região da superfície fraturada dos testes realizados à temperaturas de TTAT de 500° e 600°, tanto para altas (60,13 kgf/mm<sup>2</sup>) como para baixas (12,63 kgf/mm<sup>2</sup>) tensões de restrições iniciais, exceto na região da fratura da ZF.
- (2) - Nos corpos de prova rompidos acima de 600° e abaixo de 680°C, foi observada na superfície fraturada a presença dos dois modos de fratura (FIBD e FIMC). Este fato foi verificado para tensões de restrições iniciais entre 16,84 kgf/mm<sup>2</sup> e 13,67 kgf/mm<sup>2</sup>. A predominância para o modo de FIMC aumentou com a temperatura de ocorrência da fratura.
- (3) - O modo de FIMC foi observado em todas as superfícies fraturadas nos testes em que a ruptura ocorreu à temperatura de 680°C. Este fato ocorreu para tensões de restrições iniciais abaixo de 16,84 kgf/mm<sup>2</sup>.

Com esta análise fica demonstrada a existência de uma faixa de temperatura (aproximadamente entre 600° e 680°C) em que ocorreu a transição dos modos de fratura. Esta

transição mostrou uma forte dependência do nível de temperatura no instante de formação da trinca de reaquecimento.

A dependência maior da temperatura na transição dos modos de fratura pode ser comprovada pela análise dos resultados dos testes com patamares de 600° e 680°C, onde verificou-se que para a mesma tensão de restrição inicial (13,68 kgf/mm<sup>2</sup>), no patamar de 600°C (teste nº 11 da TAB. 5.3) o modo de fratura foi inteiramente do tipo FIBD e no patamar de 680°C (teste nº 03 da TAB. 5.4) foi para o modo FIMC. Embora, no instante da ruptura a tensão de restrição final ter sido diferente, pode-se afirmar que a temperatura de tratamento térmico foi o fator mais importante na transição dos modos de fratura a baixo nível de tensão de restrição inicial.

Com relação a altas tensões não se pode afirmar o mesmo, pois não foi possível a realização de testes com tensões acima de 15,78 kgf/mm<sup>2</sup> à temperatura de 680°C. Isto ocorreu em função da taxa de aquecimento do ciclo de TTAT utilizada, que demora um tempo para alcançar o patamar de temperatura de tratamento térmico. As tensões de restrição iniciais analisadas para modo de FIMC ficaram abaixo de 16,84 kgf/mm<sup>2</sup>. Com isso não foi possível verificar se para altas tensões de restrições e temperaturas acima de 600°C este modo também ocorre.

Vários trabalhos (HIPPSLEY, KNOTT & EDWARDS, 1980; SHIN & McMAHON, 1984 e VERÓN, HIPPSLEY & KNOTT, 1984) estudaram o aspecto morfológico da superfície da trinca de reaquecimento em vários aços considerados de ARBL. Estes estudos mostraram que o modo de FIBD ocorreu para as altas tensões de restrições (tensões próximas ao limite de escoamento), na faixa de temperatura entre 450° e 600°C. Entretanto, este trabalho mostra que, para os patamares de temperaturas de 500° e 600°C, o modo de FIBD foi verificado também para baixas tensões de restrições (12,63 kgf/mm<sup>2</sup> para 600°C). Este fenômeno ocorreu provavelmente em função do alto grau de susceptibilidade à trinca de reaquecimento do material em estudo, comentado anteriormente.

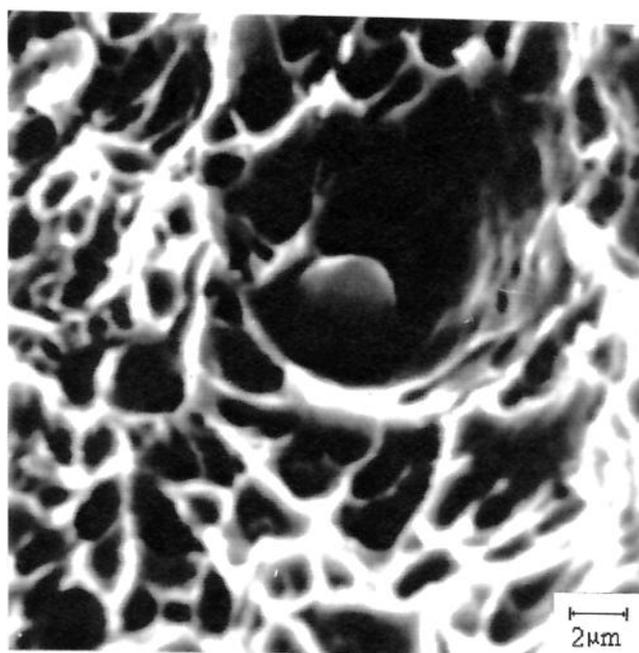
É citado na literatura que a transição de um modo de fratura para o outro é dependente da temperatura e tensão. Entretanto, como visto anteriormente, existe uma controvérsia em torno de qual dos dois fatores é o mais influente nessa transição. EDWARDS, HIPPSLEY &

KNOTT (1982) afirmam que esta transição depende principalmente da temperatura, enquanto que SHIN & McMAHON (1984) sustentam que esta transição apresenta uma maior dependência do nível de tensão. Os resultados apresentados neste trabalho mostrou que o patamar de temperatura do ciclo TTAT foi o fator que mais influenciou nessa transição. Desta forma, este trabalho confirma as informações citadas no trabalho de EDWARDS, HIPPSLEY & KNOTT (1982), e opõe-se ao trabalho de SHIN & McMAHON (1984).

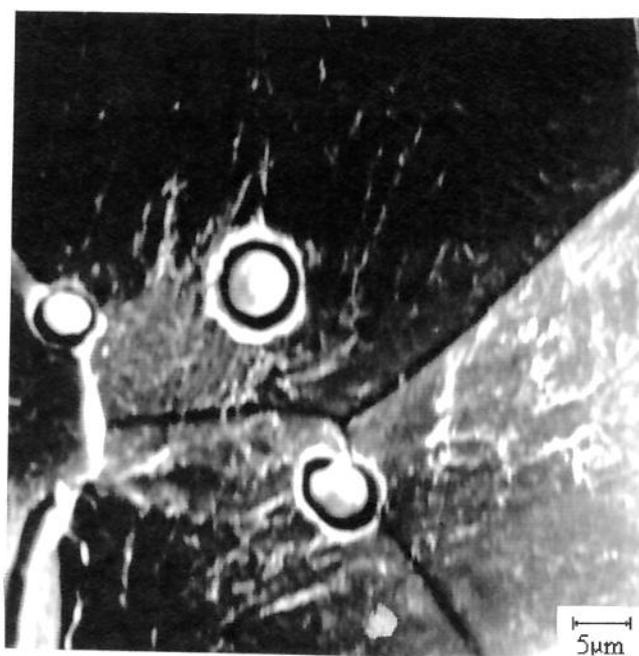
Para verificar a influência de certos elementos químicos nos modos de fratura, foi realizada uma microanálise química na superfície fraturada de 4 corpos de prova testados, sendo dois caracterizados como FIBD e dois como FIMC. Esta análise foi realizada nas partículas presentes no interior dos “dimples” (cavidades) no modo de FIMC e nas partículas presentes nos contornos de grãos do modo FIBD, para determinar os elementos químicos dessas partículas. A FIG. 5.32(a) mostra uma partícula dentro de um “dimples” no modo de FIMC e a FIG. 5.32(b) mostra uma partícula no contorno dos grãos no modo FIBD.

Os resultados dessa análise mostraram para todas as partículas analisadas, em ambos os modos de fratura, a presença de Fe, Mn, Al, Ti e S. Essas partículas são provavelmente MnS ou (Fe,Mn)S com traços de Al e Ti. Esses resultados indicam, assim como os citados nos trabalhos de McCOLLOUGH & BAKER (1991) e BOWEN & HIPPSLEY (1988) que a trinca de reaquecimento deste aço foi provavelmente nucleada por partículas de sulfetos nos contornos de grãos.

Baseado nos resultados desse trabalho e nos citados pela literatura (BOWEN & HIPPSLEY, 1988) foi possível montar um diagrama, mostrando a provável sequência dos mecanismos de fratura, e conseqüentemente da trinca de reaquecimento, em função da temperatura e do nível de tensão de restrição inicial. A FIG. 5.33 mostra esta sequência, nos contornos de grãos, momentos antes de ocorrer a fratura e após a fratura. Esta figura resume as observações encontradas no desenvolvimento deste trabalho com relação aos modos de fratura que ocorrem durante o ciclo de TTAT, com variações no patamar de temperatura e na tensão de restrição inicial.



(a)



(b)

FIGURA 5.32 - Partículas de contorno de grãos: (a) - Partículas dentro dos “dimples” no modo de FIMC; (b) - Partículas de contorno de grãos no modo de FIBD.

É mostrado na FIG. 5.33 que para temperaturas entre 500° e 600°C e tensões de restrição iniciais acima de 11,57 kgf/mm<sup>2</sup>, o modo de fratura foi totalmente do tipo FIBD. Nestes casos a trinca iniciou-se na região da ponta do entalhe na ZAC, pois é uma região de alta concentração de tensão. Esta concentração de tensão faz com que elementos residuais (principalmente o enxofre) segreguem para os contornos de grãos dessa região (LEWANDOWSKI et al., 1987), de forma a diminuir a energia coesiva dos contornos de grãos, promovendo a nucleação de vazios, principalmente em torno das partículas de contornos de grãos (sulfetos). Com isso, a trinca é nucleada (formada) e a sua propagação ocorre em função do aumento localizado da concentração de tensão na ponta da trinca e também pelo aumento da segregação de elementos residuais para os contornos de grãos durante o ciclo de TTAT (HIPPSLEY, 1987 e CHEN, 1986).

É também mostrado na FIG. 5.33 que para a temperatura de 680°C o modo de fratura foi predominantemente do tipo FIMC. Este modo de fratura foi caracterizado pela presença de pequenos “dimples” nos contornos de grãos da ZAC, onde foi detectado nas partículas dentro dos “dimples” a presença de sulfetos. Isto demonstra que a trinca de reaquecimento, para esse modo, é controlada pela distribuição espacial, nos contornos de grãos, dessas partículas (BOWEN & HIPPSLEY, 1988). Com isso, devido a concentração de tensão na ponta do entalhe, na ZAC, e principalmente devido à alta temperatura de tratamento térmico, as partículas de sulfetos nucleiam os microvazios nessa região, que crescem e coalescem, formando a trinca (McCOULOUGH & BAKER, 1991). A propagação da trinca ocorre pela união dos microvazios que são formados à frente da trinca.

A transição do modo de FIBD para o modo de FIMC ocorreu, nos corpos de prova fraturados, para temperaturas acima de 600°C e abaixo de 680°C (FIG. 5.33). Nesta faixa de temperatura foram observados os dois modos de fratura na mesma superfície. Esta observação e os resultados que comprovam a presença de sulfetos nos contornos de grãos indicam, de modo semelhante ao colocado por BOWEN e HIPPSLEY (1988), que essa transição foi controlada pela interação entre a temperatura de formação da trinca e pela dinâmica de nucleação e crescimento dos microvazios, nucleados por sulfetos, à frente da trinca.

Temperatura e Tensão	Contorno de grãos antes da fratura	Contorno de grãos após a fratura
$T=500^{\circ}\text{C} - G_i \leq 25 \text{ kgf/mm}^2$ $500^{\circ}\text{C} \leq T \leq 600^{\circ}\text{C}$ $(11,57 \leq G_i \leq 25,25 \text{ kgf/mm}^2)$ $T \geq 600^{\circ}\text{C} - G_i \leq 11,57 \text{ kgf/mm}^2$		Sem fratura
$500^{\circ}\text{C} \leq T \leq 600^{\circ}\text{C}$ $G_i > 11,57 \text{ kgf/mm}^2$		FIBD
$600^{\circ}\text{C} < T < 680^{\circ}\text{C}$ $(11,57 < G_i \leq 16,84) \text{ kgf/mm}^2$		FIBD/FIMC
$T \geq 680^{\circ}\text{C}$ $(11,57 < G_i \leq 16,84) \text{ kgf/mm}^2$		FIMC

• Sulfetos grandes, • Sulfetos pequenos, o vazios.

FIGURA 5.33 - Representação esquemática da formação dos modos de fratura.

Desta forma, sugere-se que o nível de temperatura de tratamento térmico aliado a uma concentração de tensão na ponta do entalhe, que é função da tensão aplicada no corpo de prova, foram os fatores que determinaram os modos de fratura da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT. Entretanto a principal influência na transição dos modos de fratura, como ficou demonstrado anteriormente, foi causada pela temperatura. A presença de sulfetos nos contornos de grãos foi o principal causador da fratura intergranular, não ficando claro a influência do endurecimento secundário originado pela precipitação de carbonetos.

Com os resultados da análise fractográfica, ficou demonstrado que o dispositivo de injeção de gás (argônio puro) para dentro do forno do equipamento de teste, mais especificamente na região de formação da trinca de reaquecimento, mostrou-se adequado para a proteção da região fraturada contra a formação de óxidos à alta temperatura. Com isso, ficou

também demonstrado a viabilidade do teste de implante modificado para o estudo dos modos de fratura da trinca de reaquecimento.

É citado no trabalho de HIPPSLEY, BUTTLE & SCRUBY (1988), comentado no item 2.5.4 do CAP. 02, que existe uma certa dificuldade em detectar a propagação da trinca de reaquecimento formada por “dimples” (FIMC) através da emissão acústica. Esta dificuldade foi também observada neste trabalho. Para vários corpos de prova fraturados à temperaturas acima de 600°C, como apresentado anteriormente, não foi possível detectar a formação da trinca e nem o instante final de ruptura dos corpos de prova.

Este problema está relacionado provavelmente ao valor do limite de corte imposto ao SMEA e ao baixo nível de energia, em forma de onda elástica, emitida na formação e/ou propagação da trinca de reaquecimento. Os testes que detectaram a formação da trinca de reaquecimento à temperaturas acima de 600°C apresentaram para a maioria deles, além do modo de FIMC, o modo de FIBD, havendo uma mistura entre os dois modos de fratura. Em função disso, foi possível então determinar a formação da trinca de reaquecimento. Nos testes em que o SMEA não detectou a presença da trinca, foi observada na superfície fraturada a presença de praticamente 100% do modo de FIMC, fato ocorrido para os testes de nº 04 e 05 da TAB. 5.4 e os teste de nº 14 e 15 da TAB. 5.1.

HIPPSLEY, BUTTLE & SCRUBY (1988) determinaram que o sinal emitido pela propagação da trinca no modo de FIMC é aproximadamente 10 vezes menor que o sinal emitido pelo modo FIBD. Analisando em termos de valor médio, em volts, do sinal armazenado pelo SMEA, somente nos casos que ocorreram praticamente 100% do modo de FIBD (TAB. 5.1, 5.2, e 5.3), este valor ficou em torno de 1,89 V. Se o sinal emitido pelo modo de FIMC for 10 vezes menor, este valor fica em torno de 0,189 V, o que está abaixo do limite de corte imposto ao SMEA, que foi de 0,25 V. Desta forma, fica demonstrado o motivo pelo qual não foi possível, para alguns casos, captar e armazenar os dados de formação e propagação da trinca de reaquecimento dos corpos de prova fraturados pelo modo de FIMC.

A queda da intensidade do sinal de EA emitido pela formação da trinca de reaquecimento pode ser observada com relação ao patamar de temperatura. Para 500°C (TAB. 5.2) a intensidade média do sinal de EA captado pelo SMEA para a formação da trinca (primeiro

pico de voltagem do RMS) ficou em 2,55 V, para 600°C (TAB. 5.3) ficou em 1,77 V e para 680°C (TAB. 5.4) ficou em 0,56 V. Com isso, pode-se afirmar que a intensidade do sinal de EA emitido pela trinca de reaquecimento diminui com o aumento da temperatura de tratamento térmico. Este fenômeno ocorre em função da transição dos modos de fratura com o aumento da temperatura de tratamento térmico.

## CAPÍTULO 6

### CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES

#### 6.1 - CONCLUSÕES

A partir das análises dos resultados obtidos neste trabalho, com as condições de soldagem e de tratamento térmico utilizadas, pode-se concluir o seguinte:

- (1) - Com relação ao SMEA acoplado ao teste de implante modificado, para detectar o instante de formação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT, pode-se concluir:
  - O SMEA acoplado ao teste de implante modificado mostrou-se adequado e eficaz na detecção do instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento (no modo de FIBD) durante o ciclo de TTAT.
  - Não foi possível detectar com clareza o instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento no modo de FIMC. Isto ocorreu em função da baixa intensidade do sinal de EA emitido pela formação da trinca aliado ao alto valor do limite de corte imposto ao SMEA.
  - A intensidade média do sinal de EA, captado pelo SMEA na formação da trinca de reaquecimento, diminuiu com o aumento do patamar de temperatura de tratamento térmico.
  - Para o teste de implante modificado o SMEA indicou que a trinca de reaquecimento inicia-se e propaga-se rapidamente, rompendo o corpo de prova.
- (2) - Com relação à influência da tensão de restrição e temperatura de tratamento térmico na formação e na susceptibilidade do aço à trinca de reaquecimento, pode-se concluir:
  - O aço SAR 80T mostrou-se altamente susceptível à trinca de reaquecimento, mesmo com variação no patamar de temperatura de TTAT.

- A tensão de restrição inicial admissível diminuiu com o aumento do patamar de temperatura do ciclo de TTAT, de 500°C para 600°C, permanecendo constante a partir de 600°C.
  - A relaxação de tensão aumentou com o aumento do patamar de temperatura do ciclo de TTAT. Este aumento foi mais acentuado para temperaturas acima de 600°C.
  - O início de formação da trinca de reaquecimento, para a fase de aquecimento do ciclo de TTAT, ocorreu com maior frequência na faixa de temperatura entre 480° e 600°C.
  - A trinca de reaquecimento pode também ocorrer durante a fase de resfriamento do ciclo de TTAT, devido ao aumento da tensão de restrição ocasionada pela contração térmica.
  - A análise da susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T, através das equações matemáticas empíricas, mostrou-se ineficiente.
  - Para cada patamar de temperatura de TTAT foi detectado uma faixa de incerteza, onde o aço mostrou um comportamento incerto, podendo apresentar ou não o rompimento do corpo de prova. Este comportamento foi atribuído a uma heterogeneidade microestrutural do material aliado a fenômenos intrínsecos ao equipamento de teste.
- (3) - Com relação às análises realizadas nos resultados dos testes a 680°C, com variação na taxa de aquecimento e de resfriamento do ciclo de TTAT entre 50°C/h e 3000°C/h, pode-se concluir:
- A variação na taxa de aquecimento não apresentou influência significativa na tensão de restrição inicial admissível, isto é, a susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço SAR 80T permaneceu inalterada.
  - A relaxação de tensão não foi alterada, permanecendo praticamente constante com a variação da taxa de aquecimento. A relaxação de tensão só é alterada com mudanças no patamar de temperatura do ciclo de TTAT.
  - Não foi observada variações significativas na relaxação de tensão e na tensão de restrição inicial admissível para a permanência no patamar de temperatura de TTAT acima de 2 horas, independente da temperatura de tratamento térmico e da taxa de aquecimento do ciclo de TTAT.
  - Não foi possível verificar a influência do endurecimento secundário, causada pela precipitação de carbonetos, na susceptibilidade à trinca de reaquecimento do aço em estudo.

- (4) - Com relação aos modos de fratura da trinca de reaquecimento, observados com variações nas tensões de restrições e na temperatura de tratamento térmico, pode-se concluir:
- O dispositivo de injeção de argônio, adaptado ao teste de implante modificado, mostrou-se eficiente na proteção da superfície fraturada, contra a formação de óxidos à altas temperaturas de teste.
  - A trinca de reaquecimento, detectada através do teste de implante modificado apresentou dois modos de fratura: um modo de fratura intergranular de baixa ductilidade (FIBD), caracterizado pelas faces lisas dos contornos de grãos, e outro modo de fratura intergranular de microvazios coalescidos (FIMC), caracterizado pela formação de pequenos “dimples” nos contornos de grãos.
  - O modo FIBD ocorreu para baixas temperaturas de tratamento térmico independente do nível de tensões de restrições iniciais e o modo FIMC ocorreu para altas temperaturas de tratamento térmico.
  - A transição dos modos de FIBD para o modo de FIMC ocorreu para temperaturas acima de 600°C e abaixo de 680°C, para tensões de restrições abaixo de 16,84 kgf/mm<sup>2</sup>. Nesta faixa de temperatura foram detectados os dois modos de fratura. Esta transição apresentou uma dependência do valor da tensão e da temperatura de tratamento térmico, sendo que a maior influência foi ocasionada pela temperatura.
  - Partículas de sulfetos nucleiam os microvazios nos contornos de grãos da ZAC, que crescem e coalescem formando a trinca de reaquecimento no modo de FIMC.
  - A presença de partículas “grandes” de sulfetos nos contornos de grãos foi a principal causadora da nucleação da trinca de reaquecimento no modo de FIBD. A propagação da trinca ocorreu em função da concentração de tensão na ponta da trinca e pelo aumento da segregação dos elementos residuais nos contornos de grãos durante o ciclo de TTAT.
  - A fratura por “dimples”, observada nos testes com alto nível de tensão de restrição, aconteceu na zona fundida do cordão de solda. Este tipo de fratura ocorreu devido à propagação da trinca para a zona fundida, ocasionada pelo formato arredondado do cordão de solda aliado à alta tensão de restrição imposta ao teste.

## 6.2 - RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Verificação da influência do insumo de calor e pré-aquecimento na susceptibilidade do aço à trinca de reaquecimento, assim como na curva de formação da trinca durante o ciclo de TTAT.

Determinar as causas do nível de ruído de ambiente (ruídos intrínsecos relacionados ao “hardware” do SMEA e da rede elétrica) captada pelo SMEA, tentando minimizar esse efeito no sentido de detectar, com maior eficiência, o instante de formação e propagação da trinca de reaquecimento no modo de FIMC.

Realização de uma análise do sinal de EA no domínio da frequência, no sentido de detectar à formação da trinca de reaquecimento no modo de FIMC.

Determinar a dinâmica de formação de carbonetos no aço SAR 80T a fim de verificar a influência desse fenômeno na susceptibilidade à trinca de reaquecimento.

Utilização da técnica de monitoramento via EA, utilizada neste trabalho para detectar a formação da trinca de reaquecimento durante o ciclo de TTAT, em uma junta soldada real.

Desenvolvimento de um modelo matemático no sentido de determinar a concentração de tensão na ponta do entalhe e a sua variação com a relaxação de tensão ocorrida durante o ciclo de TTAT (com isso obter o valor dessa concentração de tensão no instante de formação da trinca de reaquecimento).

## CAPÍTULO 7

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS E BIBLIOGRAFIA

## 7.1 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANSI/AWS D 10.8-86. Recommended practices for welding of Cr-Mo steels, *AMERICAN WELDING SOCIETY, AWS*, approved november 18, 1985.
- ANON, Testing techniques to study the susceptibility to reheat cracking of carbon-manganese and low alloy steels. *Welding in the World*, v.12, n.11/12, 1974. apud APBLETT, W.R. et al. Prevention and repair of cracking in chrome-moly equipment. *Final Report to API*, USA, 161p, sept. 1990.
- APBLETT, W.R. et al. Prevention and repair of cracking in chrome-moly equipment. *Final Report to API*, USA, 161p, sept. 1990.
- BALAGUER, J.P., WANG, Z. & NIPPES, E.F. Stress relief cracking of a copper-containing HSLA steel. *Welding Journal*, p.121s-131s, abr. 1989.
- BALDO, É.D. *Redução do ciclo de retificação cilíndrica de mergulho com auxílio da emissão acústica*. Campinas: Departamento de Engenharia de Fabricação, Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 83p, 1994 (Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica).
- BEATTIE, A.G. Acoustic emission, principles and instrumentation. *Journal of Acoustic Emission*, v.2, p.95-128, 1983.
- BILLA, R. *Avaliação da suscetibilidade à trinca de reaquecimento em juntas soldadas do aço WStE 51*. Florianópolis: Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina. Março de 1983, 110p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica).

- BODNAR, R.L., OHHASHI, T. & JAFFEE, R.I. Effects of Mn, Si, and purity on the design of 3,5NiCrMoV, 1CrMoV, and 2,25Cr-1Mo bainitic alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, v.20A, p.1445-1460, aug. 1989.
- BONISZEWSKI, T. & EATON, N.F. Electron fractography of weld-reheat cracking in CrMoV steel. *Metal Science Journal*, v.3, p.103-110, 1969.
- BONISZEWSKI, T. Reheat cracking en 2,25Cr-1Mo SA weld metal. *Metal Construction*, v.14, n.9, p.495-496, sept. 1982.
- BOWEN, P. & HIPPSLEY, C.A. High temperature intergranular crack growth in martensitic 2,25Cr-1Mo Steel. *Acta Metallurgica*, v.36, n.7, p.425-439, 1988.
- BRIANT, C.L. & BANERJI, S.K. Intergranular failure in steel: the role of grain boundary composition. *International Metals Reviews*, Review 232, n.4, p.164-205, 1978.
- BUCHMAYR, B.; CERJAK, H. & GALAN, P. Application of acoustic emission analysis to the determination of cold and hot crack formation during welding. *Journal of Acoustic Emission*, p.149-156, 1987.
- CASSANELLI, A.N., MEJÍAS, H.D. & DE VEDIA, L.A. Fragilización del revenido en metal de aceros 2,25Cr-1Mo. *Boletín Técnico Conarco*, n.92 p.25-28, mayo 1989.
- CHEN, I-WEI Quasi-static intergranular brittle fracture at 0,5T<sub>m</sub>: A non-equilibrium segregation mechanism of sulphur embrittlement in stress-relief cracking of low-alloy steels. *Acta Metallurgica*, v.34, n.7, p.1335-1349, 1986.
- CHILQUE, A.R. et al. Uma introdução ao problema da fissuração durante o tratamento térmico de alívio de tensões de estruturas soldadas em aços baixa liga. In: I CONG. LATINO-AMERICANO E I ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, sept. 1975, Rio de Janeiro, RJ. *Anais da ABM*. Rio de Janeiro, p.161-194, 1975.
- COTTON, H.J.U. & LEGGATT, R.H. Relief of residual stresses in 2.1/2Cr-1Mo weldments by PWHT and its prediction by uniaxial relaxation testing. *The Welding Institute*, Member Report 395/1989, 37p, march 1989.

- DHOOGHE, A. & VINCKIER, A. Reheat cracking - A review of recent studies. *Welding in the World*. v.24, n.5/6, p.104-126, 1986.
- DHOOGHE, A. & VINCKIER, A. Study of the phenomenon of cracking during stress relief heat treatments in welded joints of quenched and tempered high strength steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING, 12<sup>a</sup>, 1993, Glasgow, Scotland. *Proceedings of the 12th international conference on OMAE 1993*, v.III-part B: Materials Engineering. New York, p.631-643, 1993.
- EASTERLING, K. Introduction to the physical metallurgy of welding. 1<sup>a</sup> ed. London: *Butterworths & Co (Publishers) Ltd.*, p.194-221, 1983.
- FANG, C.K., KANNATEY-ASIBU JR, E. & BARBER, J.R. Acoustic emission investigation of cold cracking in gas metal arc welding of AISI 4340 steel. *Supplement to the Welding Journal*, p.177-184, june 1995.
- FERRARESI, V.A., GONÇALVES, R.A. & SCOTTI, A. Avaliação do teste de implante aplicado em tratamento térmico de alívio de tensões de juntas soldadas. In: CONFERÊNCIA INTERNACIONAL SOBRE AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE E EXTENSÃO DE VIDA DE EQUIPAMENTOS INDUSTRIAIS. Pouso Alto, MG, 1993. *Anais da ABCM/CTVP*. Rio de Janeiro, n.86, p.257-260, 1993a.
- FERRARESI, V.A., GONÇALVES, R.A. & SCOTTI, A. Avaliação da susceptibilidade à trinca de alívio de tensões em aços estruturais de baixo Cr e Mo. In: XIX ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM. Águas de São Pedro, SP, out. 1993. *Anais da ABS*. São Paulo, SP, p.87-96, 1993b.
- GRANJON, H. & DEBIEZ, S. Evaluation du risque de fissuration des ensembles soudées sur acier. *Revue de metallurgie*, december (1973), 1033-1041. apud CHILQUE, A.R. et al. Uma introdução ao problema da fissuração durante o tratamento térmico de alívio de tensões de estruturas soldadas em aços baixa liga. In: I CONG. LATINO-AMERICANO E I ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, sept. 1975, Rio de Janeiro, RJ. *Anais da ABM*. Rio de Janeiro, p.161-194, 1975.

- HANCHI, J. & KLAMECKI, B.E. Acoustic emission monitoring of the wear process, *Wear*, v.145, p.1-27, 1991.
- HARRISON, P.L. & FARRAR, R.A. Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. *International Materials Reviews*, v.34, n.1, p.35-51, 1989.
- HIPPSLEY, C.A., KNOTT, J.F. & EDWARDS, B.C. A study of stress relief cracking in 2,25Cr-1Mo steel - I. The effects of P segregation. *Acta Metallurgica*, v.28, p.869-885, 1980.
- HIPPSLEY, C.A. Precipitation sequences in heat-affected zone of 2,25Cr-1Mo steel during stress relief heat treatment. *Metal Science*, p.137-147, apr. 1981.
- HIPPSLEY, C.A., KNOTT, J.F. & EDWARDS, B.C. A study of stress relief cracking in 2,25Cr-1Mo steel - II. The effects of multi-component segregation. *Acta Metallurgica*, v.30, p.641-654, 1982.
- HIPPSLEY, C.A. The influence of heating rate on reheat-cracking in a commercial 2½Cr-1Mo steel. *UKAEA Atomic Energy Research Establishment*, AERE-R-10840 (DE83911013), march 1983 apud APBLETT, W.R. et al. Prevention and repair of cracking in chrome-moly equipment. *Final Report to API*, USA, 161p, sept. 1990.
- HIPPSLEY, C.A. & KNOTT, J.F. Comparative studies of stress-relief cracking. *Int. J. Pres. Ves. & Piping*, p.30-41, 1984
- HIPPSLEY, C.A., RAUH, H. & BULLOUGH, R. Stress-driven solute enrichment of crack-tips during low-ductility intergranular fracture of low-alloy steel. *Acta Metallurgica*, v.32, n.9, p.1381-1394, 1984.
- HIPPSLEY, C.A. Brittle intergranular fracture at elevated temperatures in low-alloy steel. *Materials Science and Technology*, v.1, p.475-479, june 1985.
- HIPPSLEY, C.A., BRIANT, C.L. & EDWARDS, B.C. Stress-relief cracking 9wt-%Cr steels containing 0-2wt-%Mo. *Materials Science and Technology*, v.2, p.386-393, april 1986.

- HIPPSLEY, C.A. Sulphur segregation and high-temperature brittle intergranular fracture in alloy steels. *Acta Metallurgica*, v.35, n.10, p.2399-2416, 1987.
- HIPPSLEY, C.A., BUTTLE, D.J. & SCRUBY, C.B. A study of the dynamics of high temperature brittle intergranular fracture by acoustic emission. *Acta Metallurgica*, v.36, n.2, p.441-452, 1988.
- HIPPSLEY, C.A. & LEWANDOWSKI, J.J. The nucleation on of high temperature brittle intergranular fracture in 2,25Cr-1Mo steel. *Metallurgical Transactions A*, v.19A, p.3005-3011, 1988.
- HRIVŇÁK, I. Metallurgy of heat treatment of welded joints. *Welding Research Institute, IIW DOC. No.IX - 1307-83*, Bratislava, Czechoslovakia, 14p. feb. 1984.
- HRIVŇÁK, I. & YUSHCHENKO, K.A. Principles of mechanical stress-relief treatment. In: STRESS RELIEVING HEAT TREATMENTS OF WELDED STEEL CONSTRUCTIONS, july 1987, Sofia, Bulgaria. *Proceedings of the International Conference Held*, Sofia, Pergamon press, p.13-28, 1987.
- ITO, Y. & NAKANISHI, M. Study on stress relief cracking in welding low alloy steels. *The Sumitomo Search*, n.7, p.27-36, may 1972 apud APBLETT, W. R. et al. Prevencion and repair of cracking in chrome-moly equipment. *Final Report to API*, USA, 161p. sept. 1990.
- KANAZAWA, et al. Study of reheat cracking in weldment (Report 1) - Investigation on testing methods, some characteristics and factors contributing to susceptibility of reheat cracking. *Transaction of the Japan Welding Society*, v.7, n.1, p.42-50, april 1976.
- LEWANDOWSKI, J.J. et al. Effects of impurity segregation and test environment on sustained load cracking of 2.25Cr-Mo steel I-cracks initiation. *Acta Metallurgica*, v.35, n.3, p.593-608, 1987.
- LEWANDOWSKI, J.J., HIPPSLEY, C.A. & KNOTT, J.F. Effects of impurity segregation and test environment on sustained load cracking of 2.25Cr-Mo steel II-cracks propagation. *Acta Metallurgica*, v.35, n.8, p.2081-2090, 1987.

- LIU, X. & KANNATEY-ASIBU JR, E. Classification of AE signals for monitoring martensite formation from welding. *Supplemente of Welding Journal*, p.389-394, october 1990.
- LIU, J.J.B. *Monitoring the precision machining process: sensor, signal, processing and information analysis*. Berkeley: Dept. of Mech. Eng. of University of California, 171p, 1991 (PhD Thesis).
- MADDOX, S.J. Improving the fatigue strength of weld joints by peening. *Metal Construction*, p.220-224, april 1985.
- MARTINS, F. *Projeto, construção e aferição de um equipamento para teste de trinca de reauecimento*. Campinas: Departamento de Engenharia de Fabricação, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, julho de 1995, 111p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica).
- MARTINS, F., FERRARESI, V.A. & TREVISAN, R.E. Projeto, construção e aferição de um equipamento de teste de implante modificado para o estudo de trincas de reauecimento. In: XIII CONGRESSO BRASILEIRO E II CONGRESSO IBERO-AMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA, UFMG - Belo Horizonte, 12-15 de dezembro de 1995. *Anais da XIII COBEM/95*, ABCM, Belo Horizonte, CD-ROM, 4p. 1995.
- McCULLOUGH, C. & BAKER, A.J. The role of grain boundary migration in reheat cracking. *Acta Metall. Mater.* v.39, n.12, p. 3217-3225, 1991.
- McMAHON JR, C.J., DOBBS, R.J. & GENTNER, D.H. Stress relief cracking in MnMoNi and MnMoNiCr pressure vessel steels. *Materials Science and Engineering*, v.37, p.179-186, 1979.
- McMAHON JR, C.J. Mechanisms of intergranular fracture in alloy steels. *Materials Characterization*, v.26, n.4, p.269-287, june 1991.
- MEITZNER, C.F. Stress relief cracking in steel weldments. *WRC Bulletin 211*, 17p. nov. 1975.
- MISRA, R.D.K. & RAMA RAO, P. Grain boundary segregation in a low alloy steel under tensile loading conditions. *Acta metallurgical Mater*, v.40, n.6, p.1223-1228, 1992.

- MODENESI, P.J., MARQUES, P.V. & SANTOS, D.B. Curso de metalurgia da soldagem, Belo Horizonte. Departamento de Engenharia metalúrgica da UFMG, 297p, 1992.
- MYERS, J. Influence of alloy and impurity content on stress-relief cracking in Cr-Mo-V steels. *Metals Technology*, v.5, n.11, p.391-339, nov. 1978.
- NAKAMURA, H. et al. Fracture in the process of stress-relaxation under constant strain. *1st International Conference On Fracture*, Sendai, Japan, v.2, p.863-878, sept. 1965 apud APBLETT, W.R. et al. Prevention and repair of cracking in chrome-moly equipment. *Final Report to API*, USA, 161p, sept. 1990.
- NAKAMURA, M., ENJO, T. & KIKUCHI, Y. Influence of microstructure in the heat-affected-zone on the reheat cracking susceptibility. *Transaction of the Japan Welding Society*, v.18, n.2, p.51-57, oct. 1987.
- NAKAMURA, M. & KIKUCHI, Y. Characterization of microstructures and precipitated carbides in HAZ which affect the reheat cracking susceptibility of high tensile steel welds. *Transaction of the Japan Welding Society*, v.22, n.2, p.24-29, oct. 1991.
- NF A 89-100 Cold cracking test methods using implants. *Registered French Standard*, 10p. april 1982.
- ORTNER, S.R. & HIPPSLEY, C.A. High temperature brittle intergranular failure in austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*, v.8, p. 883-895, october 1992.
- PIGARI, A.C. *Monitoramento do processo de torneamento usando emissão acústica*. Campinas: Departamento de Engenharia de Fabricação, Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, 122p, 1995 (Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica).
- RACKO, D. Acoustic emission from welds as indicator of cracking. *Materials Science and Technology*, v.3, p.1062-1066, december 1987.
- RAUH, H., HIPPSLEY, C.A. & BULLOUGH, R. The effect of mixed-mode loading on stress-driven solute segregation during high-temperature brittle intergranular fracture. *Acta metallurgica*, v.37, n.1, p.269-279, jan. 1989.

- RITTER, J.C. & McPHERSON, R. Embrittlement of the weld heat-affected zone in a Mn-Cr-Mo-V steel. *Metals Technology*, p.506-511, nov. 1974.
- SCHRÖDER, J., et al. Residual stress characterization of ferritic weldments. DOC. GKSS 93/E/82. GKSS, Forschungszentrum Geestkacht GmbH (Institute for Materials Research), Geesthacht, 48p, 1993
- SCIFO, A. Fenomeni di fragilizzazione e valutazione della vita residua per gli acciai al cromo-molibdeno - parte 1<sup>a</sup>. *Rivista Italiana Della Soldatura*, anno XLI, n.3, p.205-216, maggio-giugno 1989.
- SHIN, J. & McMAHON JR, C. J. Mechanisms of stress cracking in a ferritic steel. *Acta Metallurgica*. v.32. n.9, p.1535-1552, 1984a.
- SHIN, J. & McMAHON JR, C.J. Comparison of stress relief cracking in A 5082 and A 533 B pressure vessel steels. *Metal Science*, v.18, p.403-410, august 1984b.
- SMITH, D.J. & GARWOOD, S.J. Influence of postweld heat treatment on the variation of residual stresses in 50 mm thick welded ferritic steel plates. *Int. J. Ves. & Piping*, 51, p.241-256, 1992.
- SUN, J., et al. Impurity effects in stress relief cracking of a Mn-Cr-Mo-Ni steel. *Materials Science and Technology*, London, v.3, p.139-145, febr. 1987.
- SUZUKI, J., TAMAKI, K. & KOJIMA, M. Effect restraint stress on crack-initiating temperature of reheat cracking of Cr-Mo steels (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 6). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.17, n.2, p.62-68, october 1986.
- SUZUKI, J. & TAMAKI, K. Effect of stress on types of fracture surface of reheat cracking (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 7). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.19, n.1, p.40-45, april 1988.
- TAMAKI, K. & SUZUKI, J. Reheat cracking test on high strength steels by a modified implant test (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 1). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.14 n.2, p.25-30, october 1983a.

- TAMAKI, K. & SUZUKI, J. Effect of chromium and molybdenum on reheat cracking sensitivity of steels (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, report 2). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.14, n.2, p.39-43, october 1983b.
- TAMAKI, K. et al. Effect of carbides on reheat cracking sensitivity (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 3). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.15, n.1, p.8-16, april 1984.
- TAMAKI, K., SUZUKI, J. & TAJIRI, M. Effect of vanadium and titanium on reheat cracking sensitivity (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 4). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.15, n.1, p.17-24, april 1984.
- TAMAKI, K. & SUZUKI, J. Combined influence of phosphorus, chromium and molybdenum on reheat cracking of steels (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 5). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.16, n.2, p.21-28, october 1985.
- TAMAKI, K., SUZUKI, J. & TATÉ, H. Combined influence of sulfur and manganese on reheat cracking of Cr-Mo steels (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 8). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.19, n.1, p.46-52, april 1988.
- TAMAKI, K., SUZUKI, J. & MASUDA, M. Combined influence of chromium, molybdenum and vanadium on reheat cracking of steel (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 9). *Transaction of the Japan welding Society*, v.24, n.2, p.81-86, october 1993.
- TAMAKI, K., SUZUKI, J. & LI, M. Influence of vanadium carbide on reheat cracking of Cr-Mo steels (Study of reheat cracking of Cr-Mo steels, Report 10). *Transaction of the Japan Welding Society*, v.24, n.2, p.87-93, october 1993.
- THAMBURAJ, R., WALLACE, W. & GOLDAK, J.A. Post-weld heat-treatment cracking in superalloys. *International Metals Reviews*, v.28, n.1, 22p., 1983.
- VATTER, I.A., LANE, C.E. & HIPPSLEY, C.A. Tempering effects on high temperature brittle intergranular fracture in Mn-Mo-Ni steel. *Materials Science and technology*, v.9, n.10, p.915-922, oct. 1993.

- VERÓN, P., HIPPSLEY, C.A. & KNOTT, J.F. Comparative studies of stress-relief cracking in relaxation test specimen and in a full-scale weldment. *Int. J. Pres. Ves. & Piping*, v.16, p.29-51, 1984.
- VINOKUROV, V.A. Mechanical aspect of stress relieving by heat and non-heat treatment. In: INTERNATIONAL CONFERENCE HELD, 6-7 july 1987, Sofia, Bulgaria. *Proceedings of the International Conference held*, Sofia, Bulgaria, p.1-11, 1987.
- VISWANATHAN, R. & BECK, C.G. Effect of aluminum on the stress rupture properties of Cr-Mo-V steels. *Metallurgical Transactions A*, v.6A, n.11, p.1997-2003, nov. 1975.
- YOU, C.P., HIPPSLEY, C.A. & KNOTT, J.F. Stress relief cracking phenomena in high strength structural steel. *Metal Science*, v.18, p.387-394, august 1984.
- YU, J. Carbide stability diagrams in 2,25Cr-1Mo steel. *Metallurgical Transactions A*, v.20A, p.1561-1563, aug. 1989.
- YU, J. & McMAHON Jr, C.J. The effect of composition and carbide precipitation on temper embrittlement of 2,25Cr-1Mo steel: Part I - Effects of P and Sn. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, n.2, p.277-289, febr. 1980a.
- YU, J. & McMAHON Jr, C.J. The effect of composition and carbide precipitation on temper embrittlement of 2,25Cr-1Mo steel: Part II - Effects of Mn and Si. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, n.2, p.291-300, febr. 1980b.
- YU-QING, W. & McMAHON Jr, C.J. Iteration of phosphorus, carbon, manganese, and chromium in intergranular embrittlement of iron. *Materials Science and Technology*, v.3, p.207-216, mar. 1987.
- WADLEY, H.N.G., SCRUBY, C.B. & SPEAKE, J.H. Acoustic emission for physical examination of metals. *Internationa Metal Reviews*, Review 249, n.2, p.41-64, 1980.
- WITTING, J.E., SINCLAIR, R. & VISWANATHAN, R. Precipitation of phosphorous and tin in temper embrittled low alloy steel. *Scripta Metallurgica*, v.19, n.1, p.111-116, 1985.

## 7.2 - BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

- AKSELSEN, O.M. & SIMONSEN, T. Techniques for examining transformation behaviour in weld metal and HAZ - A state of the art review. DOC. IIS/IIW-894-86, 1986.
- BATTE, A.D. & MURPHY, M.C. Reheat cracking in 2,25Cr-1Mo weld metal: Influence of residual elements and microstructure. *Metals Technology*, London, v.6, n.2, p.62-68, febr. 1979.
- BARRERA, E. V. et al. Quasi-static intergranular cracking in a Cu-Sn alloy; an analog of stress relief cracking of steels. *Scripta Metallurgica*, v.27, p.205-210, 1992.
- BONISZEWSKI, T. Metallurgical aspects of reheat cracking of weldments in ferritic steels heat treatment aspects of metal joining process. *ISI*, p.29-41, 1972.
- BOWEN, P. & KNOTT, J.F. Cleavage fracture of A533B pressure vessel steel in martensitic condition. *Metal Science*, v.18, p.225-235, may 1984.
- CANE, B.J. & MIDDLETON, C.J. Intergranular creep-cavity formation in low-alloy bainitic steels. *Metal Science*, v.15, p.295-301, july 1981.
- CANE, B.J. Mechanistic control regimes for intergranular cavity growth in 2.25Cr-1Mo steel under various stresses and stress states. *Metal Science*, v.15, p.302-310, july 1981.
- CHAN, W.Y.R., et al. Classification of acoustic emission signals generated during welding. *Journal of Acoustic Emission*, v.4, n.4, p.115-123, 1985.
- CLARK, J.N. & MYERS, J. Stress relief cracking in high strength structural steel BS4360 grade 55F. *Materials Science and Technology*, v.4, p.610-612, july 1988.
- DAVIS, C.L. & KING, J.E. Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel. *Materials Science and Technology*, v.9, p.8-15, january 1993.

- DRUCE, S.G., GAGE, G. & JORDAN, G. Effect of ageing on properties of pressure vessel steels. *Acta metallurgical*, v.34, n.4, p.641-652, 1986.
- EDWARDS, R.H., BARBARO, F.J. & GUNN, K.W. Stress relief cracking in Cr-Mo-V steels. *Metals Forum*, v.5, n.2, p.119-129, 1982.
- ENTREKIN JR, C.H. Effect of stress relief on microalloyed weld metal impact properties. *Supplement to the Welding Journal*, p.197-203, august 1983.
- FERRANTE, M. Caracterização microestrutural da ZTA de um aço microligado ao vanádio. In: I CONGRESSO IBERO AMERICANO DE SOLDAGEM, out. 1985, rio de Janeiro, *Anais da ABS*, p.227-239, 1985.
- FRANÇA, J.L. Manual para normalização de publicações técnico-científicas. 2ª edição. Belo Horizonte: Editora UFMG, 196p, 1992.
- GOOCH, D.J. & KING, B.L. Influence of heat-affected-zone refinement on high-temperature crack growth in thick-section 0.5Cr-0.5Mo-0.25V steel weldments. *Metals Technology*, p.405-411, november 1979.
- GRONG, O. & MATLOCIJ, D.K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. *International Metals Reviews*, v.31, n.1, p.27-48, 1986.
- HIPPSLEY, C.A. Prediction of stress relaxation and stress relief cracking in SEN testpieces. *Metal Science*, v.17, p.277-287, june 1983.
- KIM, B.C., et al. Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v.22A, n.1, p.139-149, january 1991.
- LEE, D.Y., et al. The influence of alloying elements on impurity induced grain boundary embrittlement., *Metallurgical Transactions A*, v.15A, p.1415-1430, july 1984.
- LEE, S., KIM, B.C. & KWON, D. Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat-affected zones of thermomechanically controlled processed steels. *Metallurgical Transactions A*, v.23A, p.2803-2816, october 1992.

- LIU, W.J. & JONAS, J.J. A stress relaxation method for following carbonitride precipitation in austenite at hot working temperatures. *Metallurgical Transactions A*, v.19A, n.6, p.1403-1413, june 1988.
- LIU, W.J. & JONAS, J.J. Ti(CN) precipitation in microalloyed austenite during stress relaxation. *Metallurgical Transactions A*, v.19A, n.6, p.1415-1424, 1988.
- LYRIO, J.J.M. et al. Influência da microestrutura e do alívio de tensões na tenacidade de juntas soldadas de aço WSTE-51. In: I ENCONTRO IBERO AMERICANO DE SOLDAGEM, Rio de Janeiro. *Anais da ABM*, Rio de Janeiro, p.269-283, out. 1985.
- MILLER, R.C. & BATTE, A.D. Reheat cracking in 1/2CrMoV/2.1/4CrMo welded joints. *Metal Construction*, p.550-558, november 1975.
- MURRAY, J.D. Stress-relief cracking in carbon and low alloy steels. *British Welding Journal*, p.447-456, august 1967.
- MYERS, J. & MURPHY, M.C. Reheat cracking in 2.25Cr-Mo weld metal: influence of residual elements and microstructure. *Metals Technology*, London, v.4, n.8, p.406-410, aug. 1977.
- MYERS, J. & CLARK, J.N. Influence of welding procedure on stress-relief cracking in Cr-Mo-V steels: Part 1 use of cross-weld specimens. *Metals Technology*, p.382-394, october 1981.
- MYERS, J. & PRICE, A.T. Stress-relief cracking studies of 0.5Cr-Mo-V and 2Cr-Mo steels using HAZ simulation. *Metals Technology*, v.4, n.8, p.406-410, august 1977.
- NAGL, M.M., et al. Investigation of failure of brittle layers under compressive stresses using acoustic emission. *Materials Science and Technology*, v.8, p.1043-1049, november 1992.
- NAKAO, Y., SHINOZAKI, K. & KURIYAMA, K. Reduction of reheat cracking susceptibility by adding rare earth metals to low-alloy steels. *Quarterly of Japan welding Society*, v.4, n.4, p.741-747, 1986.
- OLEFJORD, I. Temper embrittlement. *International Metals Reviews*, Review 231, n.4, p.149-163, 1978.

- PRESSER, R.I. & McPHERSON, R. Boron segregation and elevated temperature embrittlement of ferritic steel. *Scripta Metallurgica*, v.11, p.745-749, 1977.
- RAK, I. & GLIHA V. A case of reheat cracking. In: INT. CONF. JOINING OF METALS, dec., 1986, Denmark, p.356-363, 1986.
- SCIFO, A. Fenomeni di fragilizzazione e valutazione della vita residua per gli acciai al cromo-molibdeno - parte 2<sup>a</sup>, *Rivista Italiana della Saldatura*, anno XLI, n.5, p.439-458, settembre-ottobre 1989.
- SPARKERS, D.J. Effect of postweld heat treatment on HAZ microstructure and toughness of microalloyed C-Mn submerged-arc welds. *The Welding Institute*, Report 323/1986, 45p., november 1986.
- TAMAKI, K., SUZUKI, J. & RYOKE, K. Temper embrittlement in HAZ of 1.1/4Cr-1/2Mo steel. IIW DOC. IX-1665-92.
- TODD, J.A. The early stages of tempering in a 3Cr-1.5Mo steel. *Scripta metallurgica*, v.20, p.269-274, 1986.
- VISWANATHAN, R. & JOSHI, A. Effect of microstructure on the temper embrittlement of Cr-Mo-V steels. *Metallurgical Transactions A*, v.6A, p.2289-2297, december 1975.
- VORLICEK, V. & FLEWITT, P.E.J. Cooling induced segregation of impurity elements to grain boundaries in Fe-3%Ni alloys, 21/4%Cr-1%Mo steel and submerged arc weld metal. *Acta Metall. Mater.*, v.42, n.10, p.3309-3320, 1994.
- WATANABE, T. Grain boundary sliding and stress concentration during creep. *Metallurgical Transactions A*, v.14A, p.531-545, april 1983.
- WU, R., STORESUND, J. & SANDSTRÖM, R. Influence of postweld heat treatment on creep properties of 1Cr-0.5Mo welded joints. *Materials Science and Technology*, v.9, p.773-780, september 1993.

## APÊNDICE A

### VOLTÍMETRO RMS

#### A.1 - INTRODUÇÃO

O voltímetro RMS (Root Mean Square) é um instrumento utilizado para a análise no tempo do sinal de emissão acústica (EA). Esta análise faz com que o espectro de frequência do sinal de saída do voltímetro RMS seja mais baixo, pois os sinais emitidos pelo sensor EA estão na faixa de 50 a 1200 kHz. Como as placas de conversão A/D não tem velocidade de amostragem suficiente para armazenar dados dessa natureza e nem o computador tem memória suficiente para armazenar dados que cubram uma parcela razoável do processo, torna-se necessário trabalhar com esse sinal antes do seu armazenamento em computador, para uma posterior análise.

O voltímetro RMS transforma o sinal de entrada, de alta frequência, em um sinal de saída que é proporcional à raiz quadrada da média quadrática do sinal de entrada, cuja frequência depende da constante de tempo determinada no projeto do aparelho. Este sinal de menor frequência, após passar por uma placa de conversão A/D pode ser armazenada num microcomputador.

Matematicamente o RMS do sinal de EA pode ser obtido por:

$$EA_{RMS}(t) = \left[ \int_{-\infty}^t v^2(\tau) w(t-\tau) d\tau \right]^{1/2} \quad (A1);$$

onde  $t$  é o tempo,  $\tau$  é uma variável fictícia do tempo,  $w(t)$  é uma função imposta sobre o sinal  $v(t)$ . Para um voltímetro RMS comercial  $w(t)$  é uma função exponencial passa-baixa, que pode ser expressa como:

$$w(t) = \frac{1}{RC} e^{\frac{-t}{RC}} \quad (A2);$$

onde R e C são respectivamente a resistência e a capacitância usadas no circuito passa-baixa do aparelho. O produto RC é uma grandeza chamada constante de tempo, a qual determina a frequência do filtro passa-baixa, isto é, determina o tempo em que se passa adquirindo o sinal bruto de entrada e calculando o RMS para proporcionar a saída.

Um exemplo mostrando o efeito de um processo RMS sobre o sinal bruto da EA é apresentado na FIG. A1. Na parte superior da figura mostra-se um sinal bruto de EA. Após passar por um circuito “quadrático” o sinal torna-se DC com ampla faixa espectral. Este sinal DC passa através de um filtro, onde a maioria das componentes de frequência são removidas. A seguir realiza a raiz quadrada do sinal.

## A.2 - CONFIGURAÇÃO DO VOLTÍMETRO RMS.

O voltímetro RMS, utilizado neste trabalho, foi projetado e construído pelo Eng<sup>o</sup> Niederauer Mastelari no Laboratório de Monitoramento do Processo de Usinagem (DEF/FEM/UNICAMP). Em função dos problemas encontrados no decorrer dos testes iniciais, esse voltímetro compõe-se de duas formas de alimentação, sendo uma pela rede elétrica e outra por um conjunto de baterias.

A fonte de alimentação inicialmente projetada, fazia a conversão da energia elétrica da rede 60 Hz - 127 V para um sinal constante. Porém o ruído intrínseco da rede elétrica estava na ordem de grandeza dos sinais medidos pelo sensor de EA, além disso ruídos devido a chaveamento na rede elétrica eram detectados pelo SMEA durante a realização dos testes de trinca de reaquecimento. Isto inviabilizava medidas com amplitudes pequenas. Uma solução para isto foi utilizar baterias de forma operacional. As baterias diminuíram os níveis de ruídos intrínsecos, além de permitir o desacoplamento do aparelho da rede elétrica. A FIG. A2 mostra o diagrama esquemático do voltímetro RMS.

Como é verificado na FIG. A2, a partir do sensor de EA, o sinal é primeiramente amplificado (Physical Acoustic 1220A), permitindo um ganho fixo de 40 ou 60 dB em relação ao sinal bruto. Em seguida o sinal entra no voltímetro RMS para a análise.

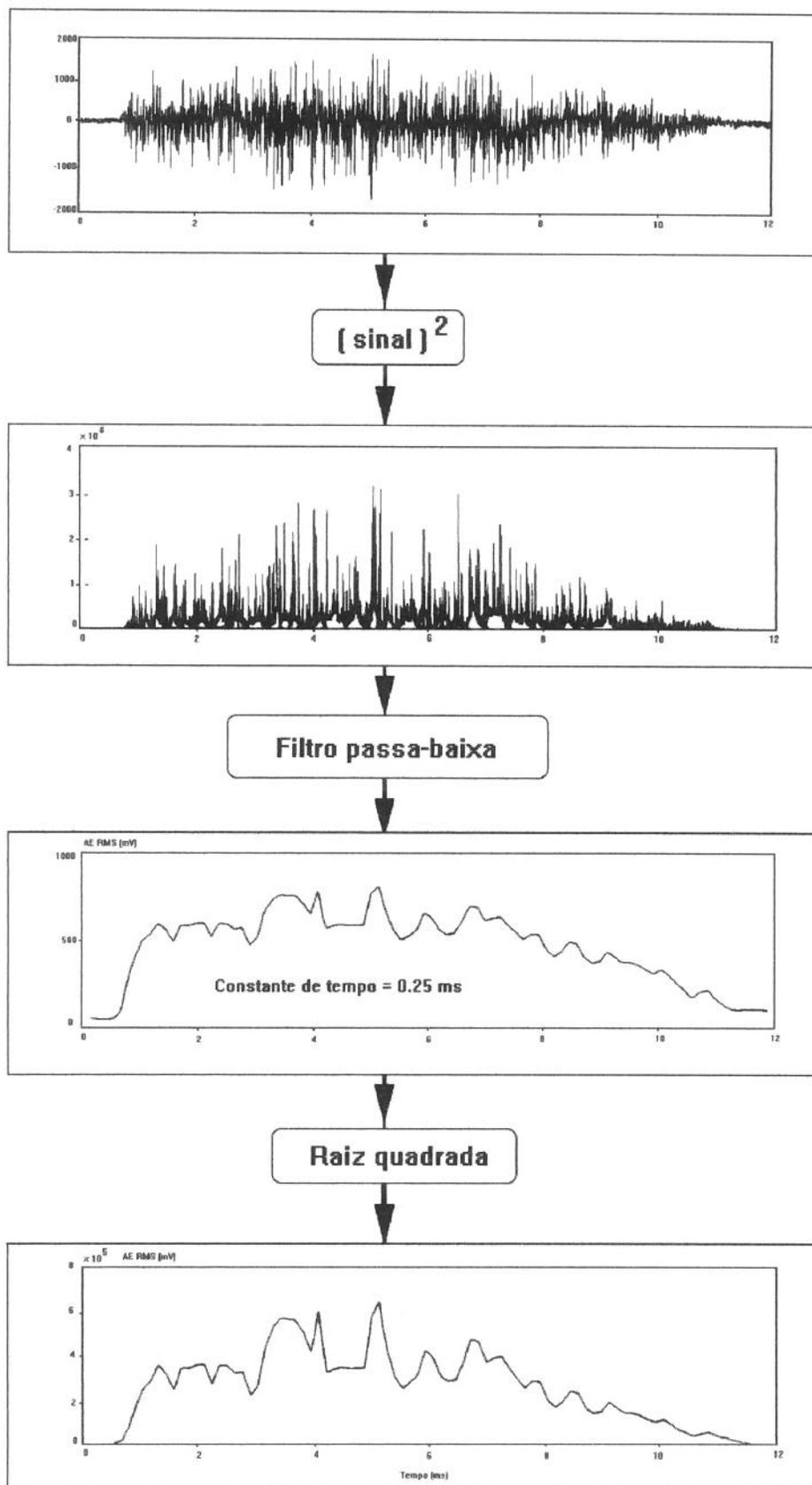


FIGURA A1 - Efeito do processo RMS sobre um sinal bruto da EA.

Fonte: LIU (1991).

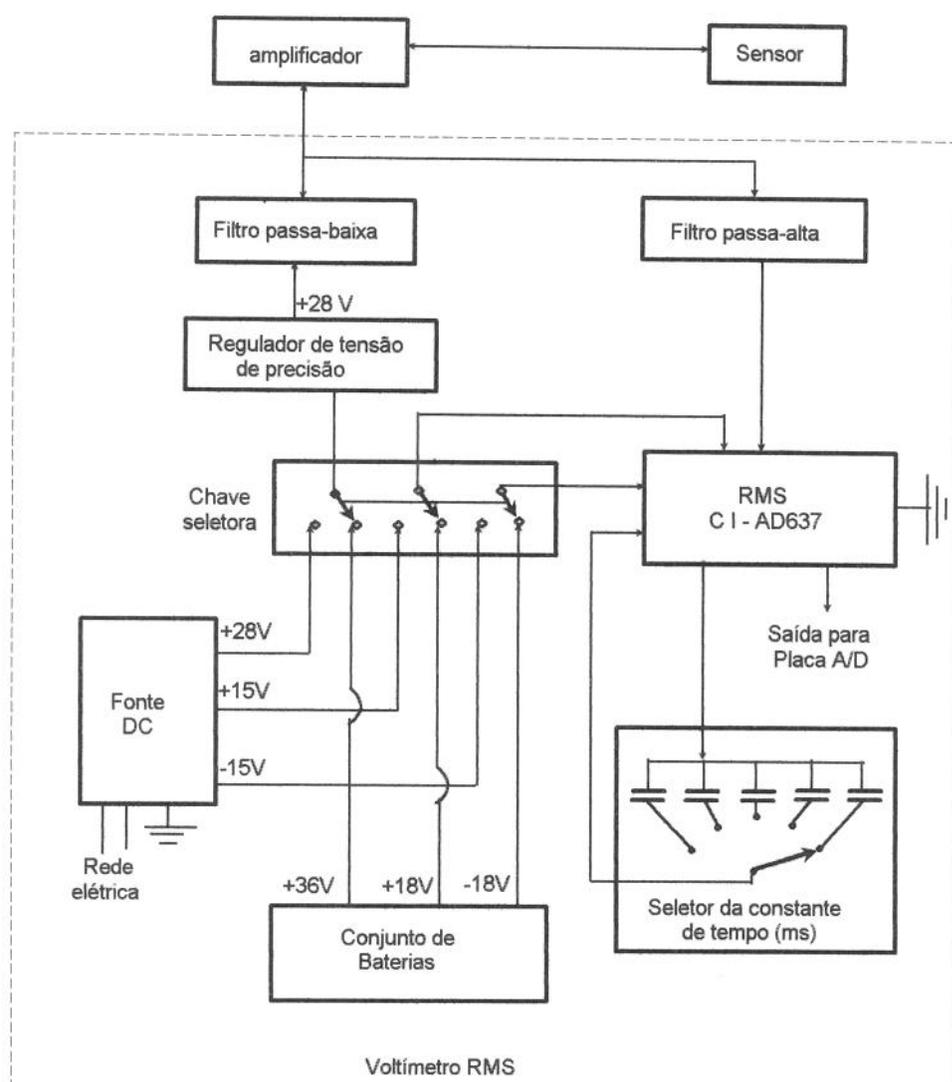


FIGURA A2 - Diagrama do voltímetro RMS.

A alimentação do amplificador e sensor é realizada pelo mesmo cabo que transmite o sinal de EA. Desta forma, são necessários a utilização de filtros passa-baixa e passa-alta. O filtro passa-baixa é utilizado para evitar interferência do sinal de EA de alta frequência no sistema de alimentação. Já o filtro passa-alta evita a interferência do sistema de alimentação do amplificador e sensor no sinal de EA de alta frequência. Com isto, o sinal de entrada no circuito impresso AD637, que faz a análise RMS, é constituído pelos sinais de interesse emitido pelo sensor EA.

A alimentação do RMS é feita por uma tensão de **+15 V** e **-15 V** se a alimentação for feita a partir da rede elétrica, ou **+18 V** e **-18 V** se a alimentação for feita pelas baterias. A

tensão de alimentação do amplificador é feita por uma tensão de +28 V, fornecida pela CI - 723 que é um regulador de tensão de precisão (CI - 723). A chave seletora de alimentação (FIG. A2) determina o tipo de alimentação do voltímetro, rede elétrica com fonte DC ou conjunto de baterias.

O circuito integrado AD637 é um produto da Analog Devices que implementa o valor RMS de uma onda através de computação analógica. O sinal de saída, por ser a função RMS do sinal de entrada, mantém a relação de proporcionalidade com a potência do sinal de entrada, o que é extremamente conveniente para os processos de monitoramento.

O integrado AD637 pode realizar várias funções, tais como: o RMS, a média quadrática simples ou o valor absoluto. Neste trabalho foi implementado o RMS da onda de entrada. Esta função é implementada através de simulação por eletrônica analógica, ou seja, os parâmetros: tensão, corrente e resistência; dos componentes: transistores, resistores, capacitores, etc.; variam de acordo com equações matemáticas conhecidas, para a realização de cálculos utilizando convenientemente estes parâmetros em configuração com amplificadores operacionais que minimizam os problemas de perdas elétricas, proporcionando assim ganho diferencial no circuito.

O AD637 pode fornecer 5 mA a uma carga de 2 k $\Omega$  sem degradar a precisão do sinal de entrada. Este circuito realiza a seguinte equação:

$$V_{\text{rms}} = A_{\text{vg}} [ V_{\text{in}}^2 / V_{\text{rms}} ] \quad (\text{A3}).$$

O sinal de entrada  $V_{\text{in}}$  é convertido através de um retificador de precisão para uma corrente unipolar  $I_1$ . Esta corrente é fornecida a um módulo divisor-quadrático que tem a seguinte função transferência:

$$I_4 = \frac{I_1^2}{I_3} \quad (\text{A4})$$

A corrente de saída do divisor-quadrático  $I_4$ , alimenta um filtro passa-baixa configurado com o capacitor externo "averaging". Se a constante de tempo do filtro é muito maior que o

maior período do sinal de entrada então a saída do filtro será proporcional a média do sinal de entrada. A saída deste filtro por sua vez será realimentada para a entrada do divisor-quadrático para realizar a computação do RMS, como a equação abaixo

$$I_4 = A_{vg} \frac{I_1^2}{I_4} = I_{rms} \quad (A5)$$

utilizando as equações citadas acima e de acordo com os capacitores e resistores do projeto do voltímetro RMS foi possível determinar as constantes de tempo, mostrado na TAB. A1.

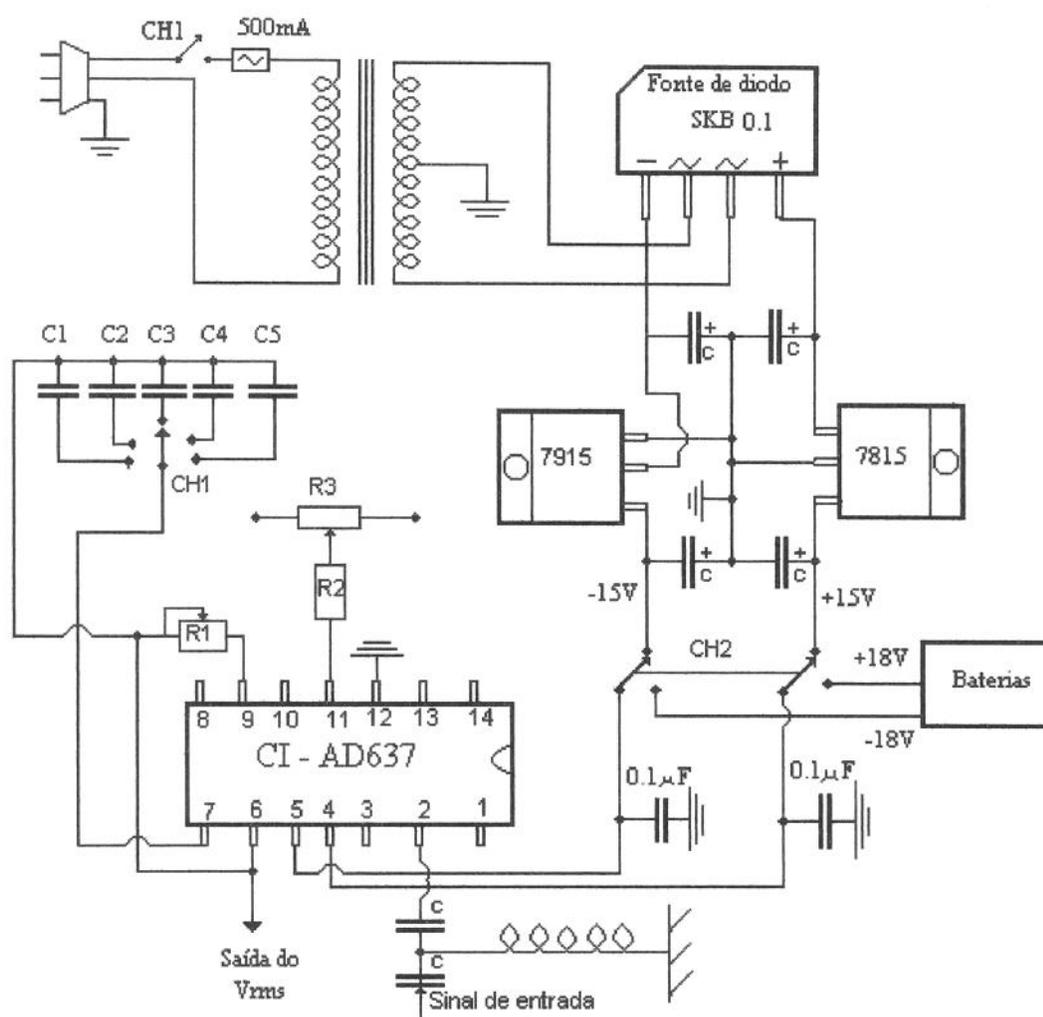
TABELA A1

Valores de constante de tempo do voltímetro

Constante de tempo Ct (ms)	C (nF)
2.05	82
1.17	47
0.55	22
0.25	10
0.12	4.7

### A.3 - CIRCUITO DO VOLTÍMETRO RMS.

A configuração do circuito implementado na construção do voltímetro RMS são mostrados na FIG. A3 e A.4. O diagrama da FIG. A.3 consiste basicamente de uma fonte de alimentação simétrica +/- 15 V ou +/-18 V (baterias) alimentando o AD637, que está configurado para trabalhar como voltímetro RMS. Ligados ao AD637 estão os resistores de ajuste (R1 e R2) e um conjunto de capacitores (C1, C2, C3, C4 e C5) externos que determinam os diversos “times constants” através de uma chave seletora (CH1).



Onde:  $R1 = 1k\Omega$ ;  $R2 = 1n\Omega$ ;  $R3 = 50k\Omega$ ;  $C = 10\mu F$ ;  $C1 = 80\mu F$ ;  $C2 = 40\mu F$ ;  $C3 = 20\mu F$ ;  $C4 = 10\mu F$  e  $C5 = 4\mu F$ .

FIGURA A3 - Fontes de alimentação do voltímetro RMS (CI - AD637).

Os ajustes possíveis são: “offset” do sinal de saída e o erro de fator de escala. Os procedimentos de ajustes são:

- (1) - Ligue o sinal de entrada ao terra da placa e ajuste R1 (FIG. A3) até que o valor do sinal de saída (pino 9 da CI AD639) seja igual a zero volt.

- (2) - Conecte o sinal especificado para calibrar o fundo de escala na entrada (pino 13 do AD637), ajuste o resistor R1 (FIG. A3) para obter a saída correta (pino 9). Por exemplo, uma onda senoidal com 1 V de pico de entrada tem que fornecer 0.707 V de saída.

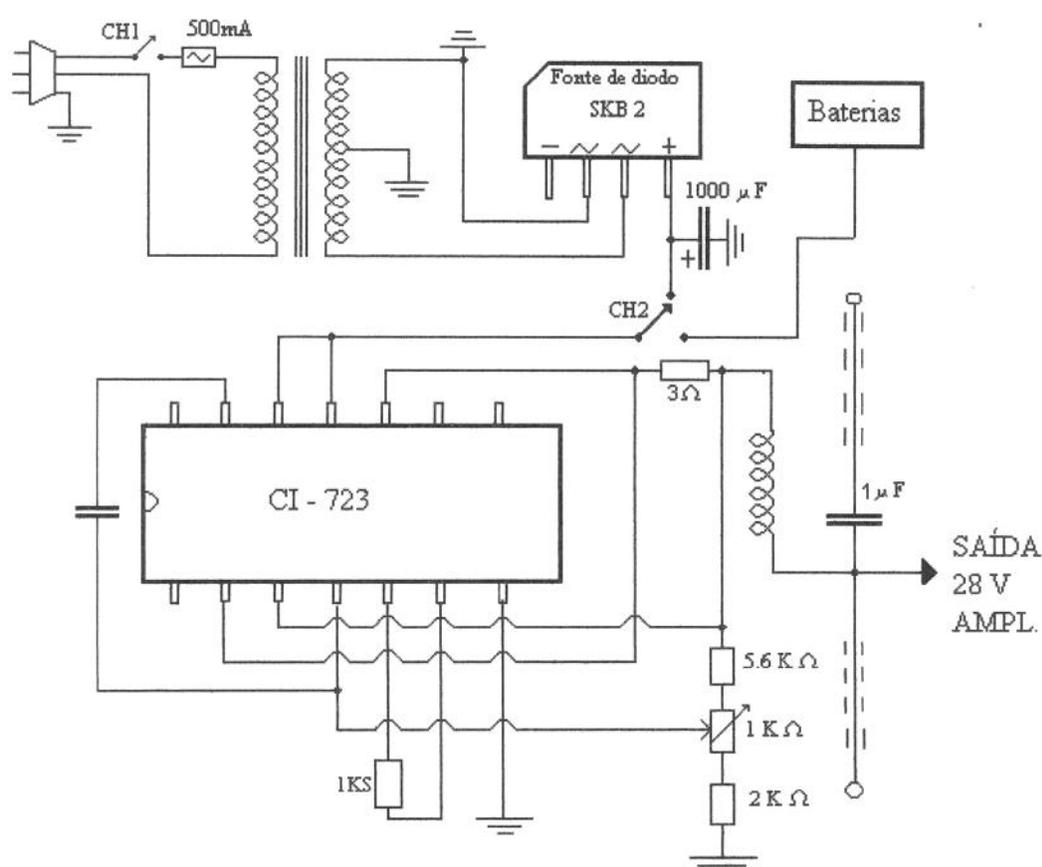


FIGURA A4 - Fontes de alimentação do amplificador.

O diagrama da FIG. A3 consiste em uma fonte de tensão de precisão de 28 V 150 mA, um conjunto de baterias e os circuitos de filtragem para trabalhar com o “coupling” (Amplificador) do sensor de emissão acústica. O “coupling” necessita de uma tensão de 28 V e 25 mA para seu funcionamento de acordo com o catálogo do fabricante. O ajuste fino da tensão da fonte de alimentação é feito pelo resistor variável de 1 kΩ ligado à CI 723.

O sinal do sensor de EA (de alta frequência) e a alimentação (sinal DC) do amplificador (“coupling”) interagem através do mesmo cabo. Isto pode ser feito porque os dois sinais estão em faixas de frequência muito diferentes. Porém, para que isto não cause problemas aos

circuitos integrados deve ser feito um trabalho de filtragem. Por isso foi instalado filtro passa-baixa na saída do CI 723 para que os sinais de alta frequência não atue no integrado (CI - 723) e não apresente impedância a passagem do sinal DC de 28 V. Da mesma forma, foi instalado um filtro passa-alta na entrada do AD637 para evitar os efeitos do sinal DC nesse integrado, dando passagem ao sinal de alta frequência do monitoramento.

#### A4 - CERTIFICAÇÃO DO INSTRUMENTO

Para a verificação do funcionamento do circuito RMS foi aplicado ao aparelho, no lugar do sensor de emissão acústica sinais padrões bem conhecidos para certificar o perfeito funcionamento do voltímetro.

Foram aplicados sinais senoidais, triangulares e quadráticos com frequência de 100 kHz e 1 V de pico. Variou-se a constante de tempo ( TAB. A1) e em todos os casos a saída do sinal RMS ficou em torno de 0,7 V. Demonstrando com isso a funcionalidade do sistema RMS implementado.

Foram também realizados, antes da montagem final do voltímetro RMS, teste de funcionalidade dos filtros passa-alta e passa-baixa.