

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DA SUSCETIBILIDADE A TRINCAS DE REAQUECIMENTO EM
JUNTAS SOLDADAS DO AÇO WStE 51

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL
DE SANTA CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

RENAN BILLA

FLORIANÓPOLIS
SANTA CATARINA - BRASIL
MARÇO - 1983

AVALIAÇÃO DA SUSCETIBILIDADE A TRINCAS DE REAQUECIMENTO
EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO WStE 51

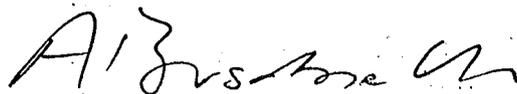
RENAN BILLA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE "MESTRE EM ENGENHARIA", ESPECIALIDADE: ENGENHA
RIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: FABRICAÇÃO, E APRO
VADA EM SUA FORMA FINAL PELO CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Arno Blass, Ph.D.

Coordenador de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica



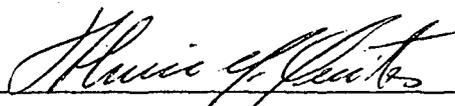
Prof. Augusto José de A. Buschinelli, Dr. Ing.

Orientador

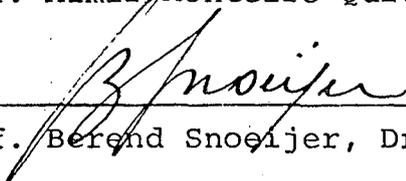
APRESENTADA PERANTE A BANCA EXAMINADORA, COMPOSTA POR:



Prof. Augusto José de A. Buschinelli, Dr. Ing.



Prof. Almir Monteiro Quites, M.Sc.



Prof. Berend Snoeijer, Dr. Ing.

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

AGRADECIMENTOS

- Ao prof. Augusto José de Almeida Buschinelli, pela orientação e participação ativa neste trabalho, como também pelos ensinamentos transferidos;
- Aos prof. Berend Snoeijer e Almir Monteiro Quites, pelo estímulo, como também pelos ensinamentos e oportunidade de enriquecimento do conteúdo deste trabalho;
- Ao Prof. Jair Carlos Dutra e à Coordenadoria de Pós-Graduação em Eng. Mecânica, na pessoa do prof. Arno Blass, pelo apoio recebido;
- Aos funcionários e amigos do LACIMAT, LABSOLDA, Lab. Máq. Oper. e Lab. de Fotografia, pela ajuda, quando da utilização destes laboratórios;
- Ao Dpto. Eng. Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, pela oportunidade de realização deste trabalho;
- À CONFAB INDUSTRIAL S.A., na pessoa do Eng. Idel Metzger, pelo suporte a este trabalho;
- Ao Eng. Emyr Elias Barbare e Ismael Cardote Filho (CONFAB) e ao Tec. Benjamim Carlos Rodrigues (CONFAB), pelas sugestões e empenho;
- À amiga Marlei da Silva Costa, pelo apoio;
- Aos demais professores e amigos, que, direta ou indiretamente, contribuíram para o êxito deste trabalho;
- E principalmente, à minha esposa, Elivaine, pela paciência, compreensão e estímulo.

ÍNDICE

I	- INTRODUÇÃO	01
II	- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
	2.1 - Soldabilidade dos Aços Microligados	04
	2.1.1 - Trincas a frio	05
	2.1.2 - Trincas de reaquecimento	08
	2.1.2.1 - Características e mecanismos de formação	08
	2.1.2.2 - Influência da composição química	12
	2.1.3 - Tenacidade da zona afetada pelo calor	14
	2.1.3.1 - Efeitos da soldagem sobre a tenacidade da ZAC	14
	2.1.3.2 - Influência da fragilidade de revenido ..	18
	2.2 - Tipos de Ensaios para Determinar a Suscetibilidade à Trinca de Reaquecimento	20
	2.2.1 - Ensaio de alívio de tensões em corpo de prova soldado	21
	2.2.2 - Ensaio de tração a altas temperaturas e fluência	25
	2.2.3 - Ensaio de alívio de tensões em corpos de prova de soldagem simulada	26
	2.2.4 - Ensaio de relaxação	27
	2.2.5 - Método da emissão acústica	29
	2.3 - Precauções para Evitar as Trincas de reaqueci mento	30
III	- DEFINIÇÃO DE OBJETIVOS	34
IV	- MATERIAIS E MÉTODOS	36
	4.1 - Caracterização dos Materiais de Base	36

4.2 - Processos e Equipamentos de Soldagem a Arco	Vol	
taíco		39
4.3 - Tipos de Juntas		39
4.4 - Amostragem para Soldagem		40
4.5 - Consumíveis		42
4.6 - Parâmetros de Soldagem e Macroestruturação	dos	
Cordões de Solda		44
4.7 - Retirada dos Corpos de Prova		50
4.8 - Qualificação da Junta Soldada		52
4.8.1 - Ensaios Não-Destrutivos		52
4.8.2 - Ensaios Destrutivos		53
4.9 - Análise Metalográfica		58
4.10- Perfil de Dureza		59
4.11- Avaliação da Suscetibilidade do Aço WStE 51	a	
Trinca de Reaquecimento		59
4.12- Identificação das Amostras		63
V - RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO		64
5.1 - Qualificação dos Cordões de Solda		64
5.2 - Tenacidade da ZAC		65
5.3 - Análise Metalográfica e Medidas de Dureza		74
5.4 - Ensaios de Relaxação		95
VI - CONCLUSÕES E SUGESTÕES		103
BIBLIOGRAFIA		105
ANEXO I		109
ANEXO II		110

RESUMO

O trabalho enfoca a questão da suscetibilidade a trincas de reaquecimento de juntas soldadas do aço WStE 51 obtido pelo processo convencional e refundido por eletro-escória, WStE 51 ESU.

As soldagens a arco submerso foram realizadas e qualificadas sob condições industriais, segundo as normas e especificações da área nuclear.

Foi analisado o efeito da variação do calor introduzido (17100 a 23800 J/cm) dentro dos limites dos procedimentos qualificados pela indústria.

Ensaios de relaxação a 550 e 570°C em corpos de prova entalhados na ZAC não indicaram a suscetibilidade do material ao fenômeno de trincas de reaquecimento, avaliada pelo percentual de relaxação em 1 hora. A alta dutibilidade das juntas soldadas na temperatura de alívio de tensões também se notou pelo critério da redução de área em ensaios de tração a quente.

A boa qualidade das juntas soldadas também se evidenciou pela sua elevada tenacidade ao entalhe (ISO V).

O aço WStE 51 ESU apresentou propriedades significativamente superiores ao mesmo aço de elaboração normal.

Os resultados são interpretados e discutidos com base na análise metalográfica e na literatura sobre o assunto.

ABSTRACT

This dissertation deals with the question of the susceptibility to reheat cracking in welded joints on WStE 51 steel and also on the same steel when remelted by the electroslag process (WStE 51 ESU).

Submerged arc weldings were performed and qualified under industrial conditions, according to codes and specifications for nuclear applications.

The effect of variation of the heat input (17100 to 23800 J/cm) was analysed within the limits of the procedures qualified by the using industry.

Relaxation tests at 550 and 570°C on specimens slotted in the HAZ (heat affected zone) did not relate the materials susceptibility to the reheat cracking phenomenon, evaluated by the relaxation percentage in one hour. The high ductility of the welded joints at the stress relief temperature has also been shown by the criterion of area reduction in high temperature tensile testing.

The good quality of the welded joints has also been indicated by their elevated tenacity (ISO V).

The WStE 51 ESU steel has shown significantly better properties than the same steel in conventional preparation.

The results are interpreted and discussed on basis of metallographic analysis and of the specific literature.

I - INTRODUÇÃO

A partir do aço estrutural de granulometria fina ao manganês St 52.3 (StE 36), com uma resistência ao escoamento mínima de 365 N/mm^2 , foram desenvolvidos na Alemanha Federal, na década de 50, pela adição de elementos micro-ligados (como o Vanádio, Nióbio, Titânio e Níquel) os aços estruturais de granulometria fina e alta resistência (tabela 1).

Aço	Composição química média					Propriedades Características	
	% C	% Mn	% V	% Ni	% Mo	N/mm ² σ_e	N/mm ² σ_r
StE 52.3 (StE 36)	0,18	1,40	-	-	-	≥ 355	≥ 490
StE 39	0,15	1,40	0,14	-	-	≥ 380	≥ 500
StE 51	0,18	1,50	0,18	0,65	-	≥ 500	≥ 610
TSB 370	0,16	1,55	-	0,70	-	≥ 370	≥ 490
20 MnMoNi 55	0,20	1,40	-	0,75	0,50	≥ 492	≥ 560

Tabela 1 - Composição química e propriedades mecânicas de alguns aços estruturais

A tenacidade dos aços estruturais de granulometria fina e alta resistência ligados ao Vanádio, pode ser consideravelmente melhorada nos últimos anos. A tabela 2 contém a comparação dos dados obtidos com o aço StE 51 em diferentes períodos (1).

Aço	Período	Energia absorvida [J] (ISO-V, -20°C)	
		Nº de C.P.	Valor médio
StE 51	até Junho 1975	1.170	41
	Julho 1975 até Janeiro 1976	1.950	56
	Novembro 1976 até Maio 1977	939	70
StE 51 TN		42	81
StE 51 ESU		198	105

Tabela 2 - Tenacidade do aço StE 51 em diferentes períodos

O aço WStE 51 é o material especificado para o vaso de contenção da Usina Nuclear de Angra dos Reis (Unidades II e III). A variante WStE-51-ESU, pela suas superiores tenacidade e soldabilidade, é especificado como material das penetrações do vaso de contenção. No final de 1976, a Comissão de Segurança de Reactores da Alemanha decidiu que para futuros projetos do vaso de contenção de reatores necessitaria de um material mais dútil, sugerindo a utilização do aço TSB 370⁽¹⁾.

Quanto à soldabilidade, o aço WStE 51 já foi bastante estudado^(1,2,3,4), sobretudo devido a sua aplicação como material nuclear. Os principais problemas de soldagem deste aço são⁽¹⁾: trincas a frio, trincas de reaquecimento e perda de tenacidade, neste caso associada ao uso de soldagem com alta introdução de calor.

As trincas a frio ou induzidas pelo hidrogênio são, sem dúvida, um dos principais problemas de soldabilidade dos

aços estruturais. A presença sempre constante do hidrogênio em qualquer processo de soldagem, faz com que cuidados especiais sejam tomados para que seus efeitos sejam minimizados a níveis que não representem grandes riscos para a estrutura soldada. Tomados estes cuidados na soldagem das amostras, Santos Pinto⁽²⁾ realizou os testes CTS e Tekken, para analisar a suscetibilidade à trinca a frio do aço WStE 51. Os resultados dos estudos mostraram que nenhum tipo de trinca foi detectada com microscopia ótica.

Durante o tratamento térmico de alívio de tensões, os aços estruturais microligados, de granulometria fina, podem apresentar na zona afetada pelo calor (ZAC), trincas de natureza intergranular conhecidas como "trincas de reaquecimento", que surgem devido a uma ductilidade local insuficiente para permitir o relaxamento das tensões residuais.

Outro problema da soldagem ao aço WStE 51 é a perda da tenacidade, neste caso associada ao elevado calor introduzido pelo processo de soldagem. Um nível de calor introduzido de até 17.000 J/cm conduz a uma boa tenacidade da ZAC, superior mesmo a do metal de base. Para uma maior quantidade de calor introduzido pode-se ter uma perda de tenacidade, o que é explicado pela micro-estrutura mais grosseira da ZAC.

O presente trabalho analisa as condições de soldabilidade dos aços WStE 51 e WStE 51 ESU, sendo o objetivo central da pesquisa a avaliação de sua suscetibilidade à trincas de reaquecimento, através de ensaios de relaxação em corpos de prova soldados.

II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Soldabilidade dos Aços Microligados

A soldagem é, hoje em dia, amplamente empregada na união de componentes de estruturas metálicas e de equipamentos para as finalidades mais diversas, incluindo, entre outras, construção naval, vasos de pressão, tubulações e componentes nucleares.

Apesar de sua aparente simplicidade, a soldagem envolve uma gama bastante grande de conhecimentos que são empregados durante a execução de uma junta soldada. Estes conhecimentos são de fundamental importância para levar a bom termo as tarefas envolvidas no projeto e na execução de uma obra estrutural soldada, tais como: O projeto da estrutura; a seleção dos processos de soldagem; a escolha dos materiais de consumo; o estabelecimento da seqüência de soldagem; a qualificação dos procedimentos e dos soldadores; os procedimentos de inspeção; e o controle de qualidade. A norma SEW 088⁽⁵⁾, contém diretrizes e instruções sobretudo para a soldagem de aços estruturais.

Os objetivos principais das medidas de precauções sugeridas foram⁽³⁾:

- Evitar altos valores de dureza na ZAC;
- Evitar trincas induzidas pelo hidrogênio;
- Controlar tensões residuais;
- Adequar o projeto à soldagem e aos testes;
- Levar em conta uma corrosão preferencialmente localizada na ZAC, sobretudo no caso de solicitações cíclicas;

- Considerar a influência do ciclo térmico da soldagem e do subsequente tratamento térmico de alívio de tensões sobre a tenacidade na ZAC.

A obediência a essas medidas de precaução fez com que se pudesse fabricar reservatórios para gases sob pressão, e vasos de contenção com o aço WStE 51.

Apesar do sucesso alcançado, a crescente utilização dos aços de alta resistência e granulometria fina, particularmente do aço WStE 51 no setor nuclear, exigiu da parte dos fabricantes uma demonstração cada vez maior de segurança. Desta forma é grande o número de trabalhos^(1,2,3,4), voltados para as principais dificuldades na soldabilidade deste tipo de aço, que são comentados a seguir: trincas a frio, trincas de reaquecimento e perda de tenacidade na ZAC.

2.1.1 - Trincas a frio

A maioria dos casos práticos de trincas a frio ocorre em zonas duras da ZAC, geralmente na região superaquecida, onde a microestrutura pode ter sofrido um crescimento excessivo do tamanho do grão.

Existem muitas formas de trincas a frio, conhecidas genericamente como "trincas induzidas pelo hidrogênio".

É maior o risco de trincas a frio na ZAC, a menos que se tomem medidas especiais, quando⁽⁷⁾:

- a - Aumenta o carbono equivalente e a temperabilidade do material base;

- b - Aumenta a restrição à deformação da junta soldada;
- c - Aumenta o conteúdo de hidrogênio no metal;
- d - Torna-se mais severo o ciclo térmico de soldagem.

Na prática, os fatores (a), (b) são de competência do projetista, e os fatores (c), (d) são resolvidos pelo Engenheiro de soldagem. O fator (c) depende do tipo de consumível e do procedimento de soldagem. O pré-aquecimento faz parte do fator (d).

Prendendo-se ao fato que o hidrogênio sempre está presente em um processo de soldagem, cuidados são necessários para minimizar a quantidade inicial absorvida (secagem, pré-aquecimento) ou permitir que maior quantidade de hidrogênio escape por difusão, antes do cordão solidificar (pré e pós-aquecimento).

O principal objetivo do pré-aquecimento é reduzir a velocidade de resfriamento durante a operação de soldagem, com a finalidade de modificar a microestrutura, promover a difusão do hidrogênio e modificar o nível e distribuição das tensões residuais⁽⁷⁾.

Temperaturas de interpasses altas demais também podem afetar as propriedades da união soldada; de conformidade com a norma SEW 088⁽⁵⁾ para os aços microligados de grão fino, como é o caso do aço WStE 51, elas não deverão exceder significativamente 220°C, nos casos comuns.

Santos Pinto⁽²⁾ analisando a suscetibilidade do aço WStE 51 à trincas induzidas pelo hidrogênio, realizou os testes CTS (Controlled Thermal Severity) e Tekken.

Para realização do teste CTS todas as condições de soldagem⁽²⁾ foram mantidas constantes. Somente foi variada a temperatura de pré-aquecimento, entre a temperatura ambiente e 175°C.

Depois do teste as amostras foram observadas no microscópio ótico e nenhum tipo de trinca foi encontrado.

Já na realização do teste Tekken, variando também a temperatura de pré-aquecimento entre a temperatura ambiente e 175°C , observou-se que para temperaturas de até 100°C eram produzidas trincas na ZAC do material; porém aumentando a temperatura de pré-aquecimento para 175°C nenhuma trinca foi detectada.

A não concordância entre os testes CTS e Tekken, mostra que a maior velocidade de resfriamento do teste CTS é de secundária importância quando comparada com o elevado grau de restrição imposta a junta pelo teste Tekken. Foi concluído assim que, o teste de Tekken apresentou melhores resultados, devido ao elevado grau de restrição que impõe a junta.

Niederhageböck⁽⁸⁾ também estudou a influência da temperatura de pré-aquecimento na soldabilidade do aço WStE 51. Para tanto adotou os mesmos parâmetros de soldagem utilizados no canteiro de obras de Angra, variando a temperatura de pré-aquecimento entre a temperatura ambiente e 280°C . A partir da temperatura de pré-aquecimento de 100°C , não foi detectada a presença de trincas.

Das experiências apresentadas foi concluído que as trincas a frio ou induzidas pelo hidrogênio são, sem dúvida, um dos principais problemas na soldabilidade dos aços estruturais. A presença sempre constante do hidrogênio em qualquer processo de soldagem, faz com que as precauções abaixo sejam tomadas para minimizar as trincas a frio a níveis que não representem grandes riscos para a estrutura soldada:

- a) Pré-aquecimento do material base a uma temperatura de 175°C ; juntamente com um recozimento dos consu-

níveis nas condições de soldagem estipuladas;

- b) Após o último passe de acabamento as chapas soldadas devem ser cobertas com mantas térmicas de amianto, durante 2 horas, para permitir a difusão do hidrogênio residual por todo o material de base, evitando-se a fragilização pelo hidrogênio da ZAC, no aço WStE 51.

2.1.2 - Trincas de reaquecimento

2.1.2.1 - Características e mecanismo de formação

O fenômeno de trincas de reaquecimento se caracteriza por uma restrição à deformação, condicionada pela textura, na temperatura de tratamento térmico de alívio de tensões⁽⁹⁾. Isoladamente as seguintes características são necessárias para a ocorrência desse fenômeno^(6,9,11,12,17):

- a) O material precisa conter elementos formadores de carbeto especiais (Cr, Mo, Nb, V, Zr) além do limite de solubilidade;
- b) Os carbonetos especiais, já precipitados devem ser dissolvidos na matriz e permanecer em solução supersaturada;
- c) Se esse material meta-estável, saturado de elementos formadores de carbeto especiais, receber energia na forma de calor, tensões, etc., ocorrerá no interior dos grãos a precipitação de carbonetos

especiais, primeiro de uma maneira finamente dis-
persa e posteriormente como uma segunda fase incoe-
rente.

Em juntas soldadas é usual estarem presentes tensões
residuais provenientes do processo de soldagem^(9,10) e estas são
suscetíveis de perturbar o comportamento posterior destas juntas
em serviço, principalmente quanto à fratura frágil, quanto à fa-
diga; quanto à fluência, quanto à corrosão, etc...

Os fatos supracitados levam à necessidade de um tratamen-
to térmico posterior a soldagem, cuja finalidade é reduzir o nível
das tensões residuais da junta. Para isso, o tratamento é efetuado
a temperaturas relativamente altas e portanto também age sobre
as propriedades mecânicas da junta soldada.

Observou-se que durante a exposição das juntas soldadas
à faixa de temperaturas usuais para tratamento térmico de alívio
de tensões (550°C - 650°C)^(4,6,9,11,12,14), podem surgir na zona
super-aquecida da ZAC as trincas de reaquecimento. Essas trincas
usualmente se manifestam como um defeito microscópico que ocorre
nos contornos de grão, ou como defeitos macroscópicos, os quais
podem ser detectados por ensaios não destrutivos⁽¹⁵⁾.

As microfissuras apesar de não causarem imedia-
tamente o colapso da peça em serviço, diminuem a ductilidade da
junta, alterando, pois, as propriedades previstas em serviço.

Fissuras semelhantes a estas tem sido observadas em
juntas que trabalham a altas temperaturas e, também, sob cordão,
particularmente, em vasos de pressão de reatores nucleares⁽¹⁵⁾.

Na literatura^(2,6,9,10,11,12,14,15,16), a existência de
trincas de reaquecimento tem sido notada em vários materiais, co-
mo os aços inoxidáveis austeníticos, aços ferríticos, aços estru-

turais de baixa liga e super ligas a base de Ni.

Tenckhoff⁽⁹⁾ mostrou em sua pesquisa, que a deformação plástica necessária para a ocorrência de trinca de alívio de tensões pode ser provocada por forças interiores e exteriores. As forças interiores podem se tornar ativas na forma de tensões de solidificação, tensões térmicas ou tensões residuais de soldagem. As tensões que aparecem durante a soldagem ou no recozimento metálico são provocadas por dilatações e contrações desiguais durante o aquecimento e resfriamento e compõem-se especificamente das tensões de recristalização da textura, tensões de transformação e tensões de contração.

É interessante analisar a ocorrência das trincas de reaquecimento do ponto de vista mecânico, numa amostra possuindo um entalhe. Isto corresponde, para a região da solda, a um ponto onde há concentração de tensões, como o pé de uma solda ou um defeito pré-existente. O campo de tensões residuais que deverá ser amenizado durante o tratamento térmico pode, por analogia, ser comparado a uma mola que é conectada na amostra entalhada, em série entre suporte rígido (figura 1). Se as espessuras das juntas são finas e a própria junta é simples, a mola será curta, mas se o material é espesso e a junta complicada, a mola será mais longa. Se a deformação do material fino ou espesso (mola longa ou curta) ocorre por deformação plástica, as curvas de relaxação serão diferentes. O elemento em série com a mola mais longa sujeita-se a muito maior deformação para dado incremento de relaxação do que aquele em série com a mola mais curta. Razão pela qual as trincas são mais comuns nas chapas espessas do que nas finas⁽¹⁸⁾.

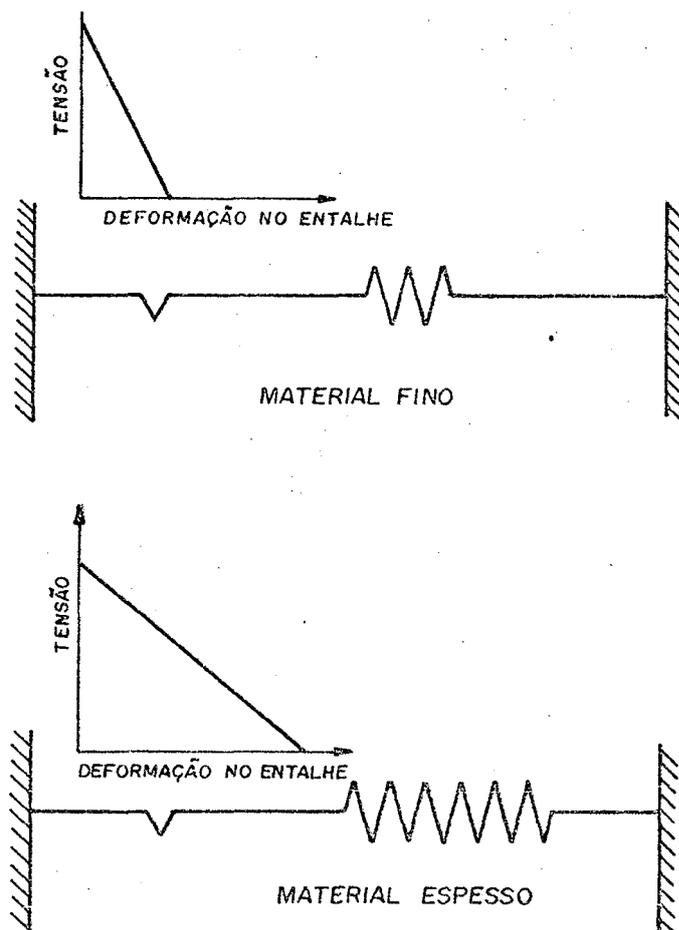


Figura 1 - Analogia de mola nas condições de relaxação em uma junta soldada.

2.1.2.2 - Influência da composição química

Vougioukas⁽⁶⁾ analisou a influência da composição química sobre a tendência a formação de trincas de reaquecimento realizando experiências de relaxação em corridas de laboratório, nas quais o teor do elemento de liga foi sistematicamente variado entre 0,14 a 0,22 % C; 0,2 a 0,5 % Si; 1,2 a 1,5 % Mn e 0,6 a 0,9 % Ni.

Nessa pesquisa foi adotado como parâmetro de suscetibilidade a trincas de reaquecimento o tempo de permanência, na temperatura do ensaio, desde a aplicação do esforço mecânico até a ruptura do corpo de prova.

Vougioukas⁽⁶⁾ analisando as diferentes composições químicas de 78 aços, adicionou em teores crescentes, elementos fortemente formadores de carbonetos, para verificar sua influência, isoladamente, como também em combinação com 2 ou 3 elementos. Desse estudo foi concluído que:

a) Para teores de cromo e molibdênio em torno de 0,5 % os tempos de permanência no ensaio de relaxação caem rapidamente. A transição do tempo de permanência em teores de cromo em torno de 0,5 %, não se altera praticamente quando o aço contém de 0,3 a 0,4 % de molibdênio;

b) Adições de nióbio entre 0,027 e 0,053 % são nocivas ao relaxamento;

c) O limite crítico do teor de vanádio ficaria aproximadamente à 0,17 %, entretanto deve ser assumido que o teor do elemento acompanhante, cromo, não pode ficar acima de 0,05 % e o de molibdênio 0,01 %.

Para o esclarecimento metalúrgico dos fatos mencionados⁽⁶⁾, a análise com microscopia eletrônica mostrou que à temperatura mais baixa precipita-se FeC que se dissolve com o aumento de temperatura passando a precipitar-se Fe₃C. Na mesma faixa de temperatura forma-se M₃C. Esta precipitação de M₃C ocorre inicialmente de forma coerente causando tensões e deformações na matriz.

Com base nos efeitos observados propõe-se um mecanismo para a fissuração no reaquecimento do aço em estudo: com a elevação da temperatura há inicialmente relaxação de tensões por aniquilação de lacunas enquanto ocorre a precipitação de FeC. A temperaturas mais elevadas precipita-se Fe₃C que dificulta a movimentação de discordâncias e de M₃C coerente que tensiona a matriz. Como não há possibilidade de alívio destas tensões através de deformação plástica (as discordâncias estão travadas) ocorre a fissuração que segue o contorno de grão austenítico prévio que é a região mais fragilizada.

Considerando ainda a composição química do aço na avaliação das trincas de reaquecimento, surgiram na literatura^(1,12) equações empíricas que relacionam a composição química com a suscetibilidade à trinca no reaquecimento, como por exemplo:

$$\text{Nakamura: } \Delta G = (\% \text{ Cr}) + 3,3 (\% \text{ Mo}) + 9,1 (\% \text{ V}) - 2$$

$$\text{Ito: } P_{\text{SR}} = (\% \text{ Cu}) + (\% \text{ Cr}) + 2(\% \text{ Mo}) + 10(\% \text{ V}) + 7(\% \text{ Nb}) + 5(\% \text{ Ti}) - 2$$

ΔG e P_{SR} são parâmetros de suscetibilidade e os elementos de liga são expressos em porcentagem de peso.

Quanto ΔG e P_{SR} são iguais ou maior que zero, o material é suscetível à fissuração no reaquecimento. No caso de valores inferiores a zero, o material não é suscetível.

Aplicando estas equações aos aços em estudo verificou-se que:

Para o aço WStE 51: não suscetível pois,

$$\Delta G = - 0,317 \text{ e } P_{SR} = - 0,052.$$

Para o aço WStE 51 ESU: não suscetível pois,

$$\Delta G = - 0,38 \text{ e } P_{SR} = - 0,112.$$

Alguns autores ⁽²⁾ contestam a validade deste método por não terem encontrado correlação satisfatória entre a composição química de um aço e sua suscetibilidade real à trinca de reaquecimento. De modo que em qualquer estudo sobre a suscetibilidade à trincas de reaquecimento, estas equações só podem ser utilizadas como um ponto de partida.

2.1.3 - Tenacidade da zona afetada pelo calor

2.1.3.1 - Efeitos da soldagem sobre a tenacidade da ZAC

Os parâmetros de soldagem, tais como, tensão, corrente, velocidade de soldagem, rendimento do processo empregado, podem ser expressos em termos de calor introduzido, que associado à espessura da chapa, forma do cordão, pré-aquecimento, etc., controlam a velocidade de resfriamento. Esta é a principal responsável pela microestrutura formada, durante o resfriamento, influenciando ainda sobremaneira na variação da tenacidade da ZAC dos aços estruturais microligados, como é o caso do aço WStE 51.

Vários autores ^(1,3,4) analisam a variação da tenacidade de um aço, unicamente em função do calor introduzido no processo de soldagem. Quites ⁽¹⁸⁾ explica que o calor introduzido é uma variável importante, mas considerá-la unicamente não é correto por

que, para um mesmo calor introduzido pode-se obter soldas e microestruturas diferentes, visto que, entre outros fatores, um aumento relativo de corrente igual a uma diminuição relativa da tensão de veria ser equivalente do ponto de vista da geometria da solda e ciclo térmico da soldagem, mas isto não é verdade. Outro fator importante é a altura da tomada de corrente (Stickout), que não é levada em consideração na equação do calor introduzido. No entanto a altura da tomada de corrente afeta a produção de material de adição. Finalmente para um mesmo calor introduzido pode-se ter diferentes comprimentos de arco, o que influirá diferentemente na geometria da solda e mudará o ciclo térmico resultando uma microestrutura também diferente. Mesmo assim os trabalhos relatados a seguir apresentam o calor introduzido como um variável de comparação, na variação da tenacidade de uma aço.

Os valores de tenacidade do metal de base e da ZAC não coincidem. A tenacidade da ZAC pode ser maior ou menor que o valor correspondente ao metal de base. A microestrutura resultante na ZAC tem uma influência essencial sobre a sua tenacidade. Outros fatores que a influenciam são: precipitações e fragilidade de revenido. O que se retrata aqui, a seguir, refere-se ao caso do aço WStE 51.

Heinz Piehl⁽¹⁾ registrou curvas da resistência ao impacto da ZAC em função do calor introduzido na soldagem e da temperatura de alívio de tensões, conforme a figura 2. O alto nível de resistência ao impacto após a soldagem manual, com energia de até 17.000 J/cm, deve-se à formação de martensita na ZAC, associada a um efeito de revenimento devido ao próprio calor da soldagem e devido ao estado ainda isento de carbonetos especiais da fase ferrítica. A tenacidade da ZAC fica acima daquela do metal de base. Com valo

res crescentes de energia fornecida até 22.000 e 28.000 J/cm cai o valor de resistência ao impacto da ZAC. Os valores alcançados ficam porém equivalentes ao do metal de base. No recozimento de alívio de tensões, a resistência ao impacto na ZAC é diminuída devido a fragilidade de revenido. Para a soldagem a arco submerso com valores de

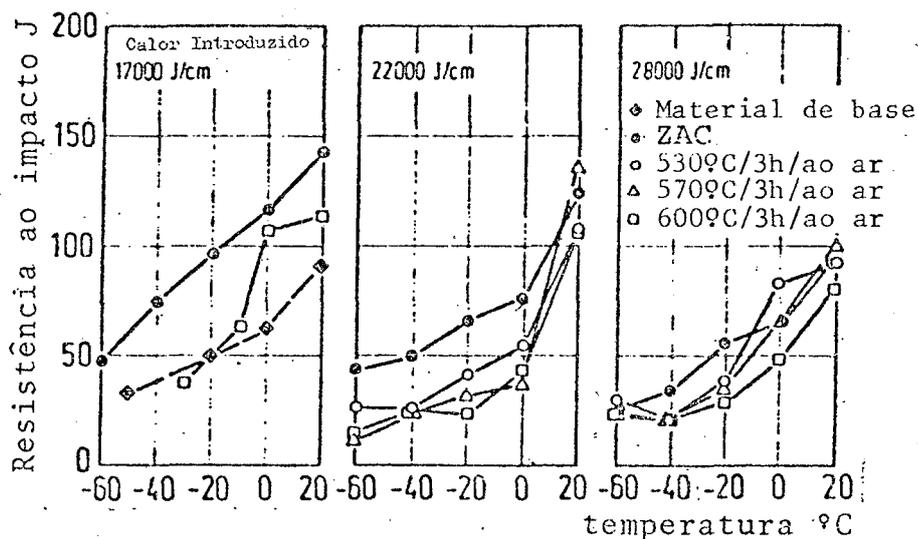


Figura 2 - Resistência ao impacto na ZAC de corpos de prova soldados do aço WStE 51

calor introduzido de 22.000 a 28.000 J/cm, a resistência ao impacto na ZAC cai durante o recozimento de alívio de tensões, sobretudo no campo de temperaturas mais baixas, para valores inferiores aqueles do metal de base. As alterações da resistência ao impacto na ZAC podem ser esclarecidas pela análise microscópica. Após a soldagem a arco manual, com 17.000 J/cm, nota-se próximo a linha de fusão nas zonas somente uma vez transformadas, uma textura temperada, isenta de ferrita, composta de martensita e bainita.

Pelas soldagens das camadas subsequentes ocorrem novas

transformações de textura, observando-se então uma microestrutura composta de bainita, ferrita, bem como traços de martensita. A martensita gerada na soldagem é transformada pela ação do próprio ciclo térmico, a ferrita é isenta de precipitações. Portanto o aço foi temperado e revenido na ZAC por ação do próprio calor de soldagem. Devido a isso pode-se esperar que a resistência ao impacto na ZAC, antes do tratamento térmico, fique acima do valor do metal de base. Com a elevação do calor introduzido para 22.000 e 28.000 J/cm muda-se a textura da ZAC, de modo que os produtos de transformação, ferrita e bainita, obtidos em temperaturas mais elevadas são desfavoráveis à tenacidade. Além disso, sob a ação do calor da soldagem, já ocorrem precipitações de carbonitreto de vanádio na ferrita.

Com base nos resultados da soldagem do aço StE 51 com introdução de calor entre 10.000 e 45.000 J/cm, Forch⁽⁴⁾ mencionou, que o efeito da fragilidade associado ao alívio de tensões se traduz em uma elevação da temperatura de transição dútil-frágil aproximadamente de 40°C, relativamente a juntas sem tratamento térmico.

Na soldagem a arco submerso com 22.000 a 23.000 J/cm aparece próximo a linha de fusão na zona transformada apenas uma vez, uma microestrutura bainítica com percentual de ferrita menor do que 5%. O tamanho do grão da austenita corresponde a classe ASTM-3 a 4, e pequena parcela da classe 2. Devido as transformações sucesivas com os passes subsequentes a fração de ferrita se eleva até 25% e o tamanho do grão de ferrita é bastante refinado, classe 8 a 9. A maior distância da linha de fusão a microestrutura é constituída de bainita e ferrita onde a fração de ferrita com a aproximação do me

tal de base aumenta para 20%. Com elevação do calor introduzido para 28 e 35 KJ/cm, altera-se a microestrutura da ZAC, chegando até a 50% de ferrita na zona próximo ao metal de base e a microestrutura bainítica já mostra sinais de bainita superior.

Os valores mais baixos de tenacidade nos corpos de prova soldados a arco submerso não se explicam pelo tipo menos favorável de microestrutura, mas sim se devem decisivamente a presença de carbonitreto de vanádio na ferrita, onde se deve chamar a atenção para um maior teor de ferrita com o aumento da introdução de calor.

Pelo tratamento térmico de alívio de tensões a densidade de precipitação e sua granulometria é aumentada na ZAC, ocorrendo na ferrita um subsequente aumento na quantidade de precipitados. Isso explica a queda da resistência ao impacto no recozimento de alívio de tensões.

2.1.3.2 - Influência do tratamento térmico sobre a tenacidade

A perda da tenacidade na ZAC, no tratamento de alívio de tensões, deve ainda ser analisada basicamente sob o ponto de vista da fragilidade de revenido. É reconhecido que aços carbono-manganês e carbono-manganês-níquel no estado temperado e revenido podem fragilizar quando reaquecidos a temperatura entre 500 a 600°C. A fragilidade ao revenido corresponde a uma diminuição da energia de impacto. Essa diminuição na energia de impacto é atribuída a transformação da austenita residual em martensita ou bainita. Essa fragilização é provocada por^(1,13) elementos como fósforo, estanho e arsênio. A presença de silício, manganês e níquel acelera a tendên

cia a fragilização; o molibdênio tem efeito contrário. A fragilização é mais marcante em texturas martensíticas que em constituintes intermediários (bainitas); na ferrita não se nota praticamente nenhuma tendência a fragilização. As correlações assinaladas e os efeitos sobre a resistência ao impacto da ZAC podem ser descritas como se segue ⁽¹⁾:

a) O aumento do grão, diminui a resistência ao impacto da ZAC independentemente da textura formada;

b) A formação na ZAC de uma textura temperada; ou seja, de martensita e constituintes intermediários de transformações inferiores, é tida como benéfica sob a influência de um efeito do auto-revenimento pelo próprio calor da soldagem;

c) Precipitações de carbetos especiais (por ex.: de vanádio) na ZAC, sob a influência do auto-revenido, sob elevado calor de soldagem ou durante o tratamento térmico de alívio de tensões são nocivas, sobretudo para precipitados a partir da ferrita ou da bainita;

d) Um efeito de fragilização no revenido diminui a resistência ao impacto da ZAC. Esta fragilização ocorre mais marcadamente na martensita e na bainita inferior. Os tipos de microestrutura, bainita superior e ferrita, mostram somente uma pequena ou nenhuma tendência a fragilização. O máximo de fragilização ocorre em temperaturas em torno de 570°C ⁽¹⁾, ou seja, para evitá-lo devem ser escolhidas temperaturas mais altas ou mais baixas para o tratamento térmico de alívio de tensões. A aplicação de temperaturas mais altas só é possível quando a composição do aço o permitir, se as propriedades mecânicas do material de base também assim o permitirem. Os aços temperados e revenidos, apresentam maior tendência a fragilização pelo revenimento do que os aços normalizados ⁽⁴⁾.

Associando a fragilidade pelo revenido a suscetibilidade à trinca de reaquecimento, conclui-se que o surgimento destas trincas é tão mais fácil, quanto menor é a resistência intercrystalina quando comparada com a resistência do grão propriamente dito. Como nos contornos de grão estão presentes normalmente compostos intermetálicos ou mesmo elementos danosos (S, Sn, Sb, P, B,...) ⁽¹¹⁾ de baixa resistência superficial, a resistência intercrystalina é diminuída, favorecendo sobremaneira o surgimento de trincas nestas regiões.

2.2 - Tipos de Ensaios para Determinar a Suscetibilidade à Trinca de Reaquecimento

Nos anos recentes tem havido uma preocupação crescente com as trincas de reaquecimento ^(6,17). O aspecto problemático particular é que a inspeção visual é frequentemente executada antes que o tratamento térmico de alívio de tensões seja aplicado. Assim, não é improvável que muitas estruturas tenham ido, ou estão indo para serem colocadas em serviço, com defeitos semelhantes a rachaduras e micro-estruturas deterioradas, geralmente em áreas altamente tensionadas.

Na literatura ^(2,6,12,14,16,17) existe uma grande quantidade de ensaios de laboratório para se determinar a suscetibilidade à trinca de reaquecimento. No entanto não há um que possa ser considerado como padrão e, naturalmente, cada pesquisador usa uma técnica específica de acordo com suas condições de trabalho.

Kussmaul e colaboradores ⁽¹⁴⁾ comentaram a aplicação de

métodos metalográficos, fractográfico, assim como métodos microanalíticos para estudar a ocorrência de trincas de alívio de tensões e defeitos de contorno de grão na ZAC. No mesmo artigo também é discutida a aplicação de ensaios não destrutivos, como por exemplo, exame por ultra-som para detectar microtrincas na direção de soldagem. A aplicação de ensaios não destrutivos convencionais tem falhado na detecção de microtrinca e trinca de alguns milímetros de comprimento, que ocorrem transversalmente à direção de soldagem, sendo necessário para tanto, o uso de transdutores especialmente desenvolvidos para tal. Para detectar microtrinca e trinca de alguns milímetros de comprimento, transversais à direção de soldagem, que aparecem na superfície da solda, tem sido usado com sucesso o ensaio por líquido penetrante e ou partícula magnética.

A seguir abordaremos um pouco mais detalhadamente algumas das técnicas mais usadas no estudo da fissuração no reacimento.

2.2.1 - Ensaio de alívio de tensões em corpo de prova soldado

Neste tipo de ensaio, o corpo de prova soldado é submetido ao tratamento térmico de alívio de tensões. Em seguida, faz-se um exame metalográfico para se determinar o grau de fissuração. Abaixo estão relacionados alguns desses ensaios.

- Método de Glossop (apud 19)

O corpo de prova é constituído de um bloco medindo 127 x 127 x 76 mm do material a ser ensaiado e um tubo com diâmetro

de 32 mm do mesmo material, como é mostrado na figura 3.a. Após a soldagem, fazendo-se um controle por líquido penetrante e exame metalográfico, a junção da solda não deve revelar nenhuma trinca. O alívio de tensões sob determinadas condições pode gerar trincas na ZAC e no metal de solda. Glossop também propôs um outro corpo

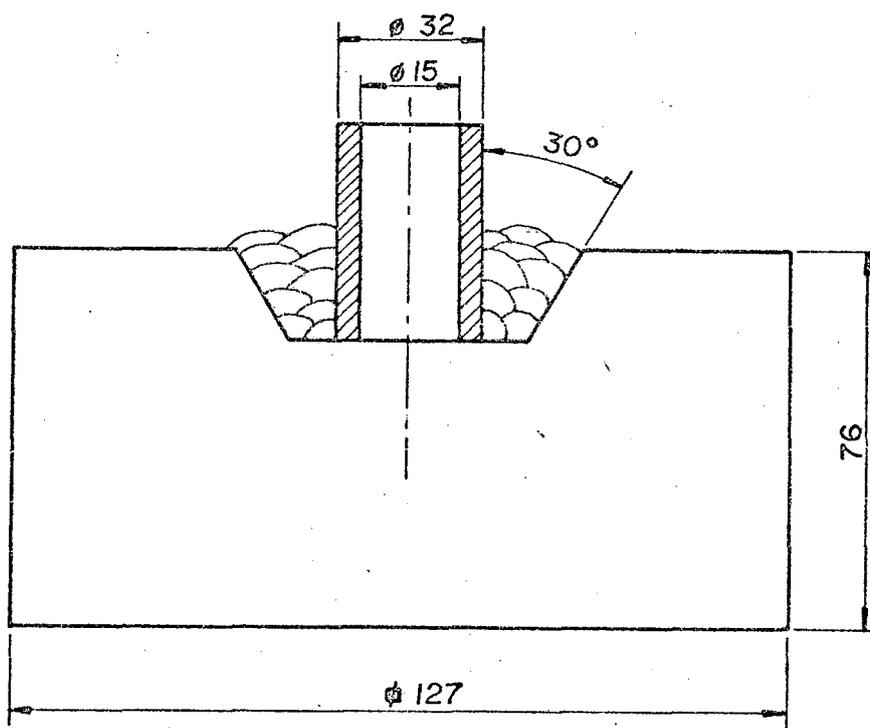


Figura 3.a - Corpo de prova soldado para o alívio de tensões

de prova onde a seqüência de deposição de passes gera entalhes no conjunto. Após o alívio de tensões também se observam trincas nas regiões B e C (figura 3.b).

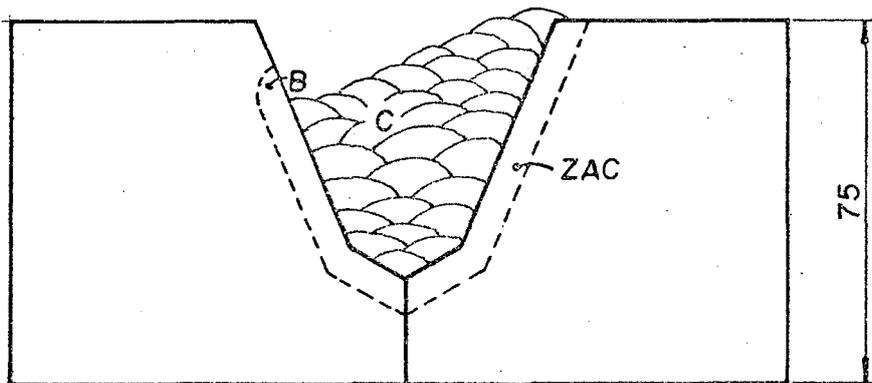


Figura 3.b - Junta soldada para o alívio de tensões

- Método de Vinckier⁽¹⁷⁾

O teste proposto tem como princípio a diferença entre os coeficientes de dilatação térmica do aço inoxidável em relação ao ferrítico⁽²⁾. Esta diferença gera uma deformação acentuada no corpo de prova ferrítico nos últimos estágios do ciclo de aquecimento do tratamento térmico, ou seja, induz grande restrição ao corpo de prova ferrítico.

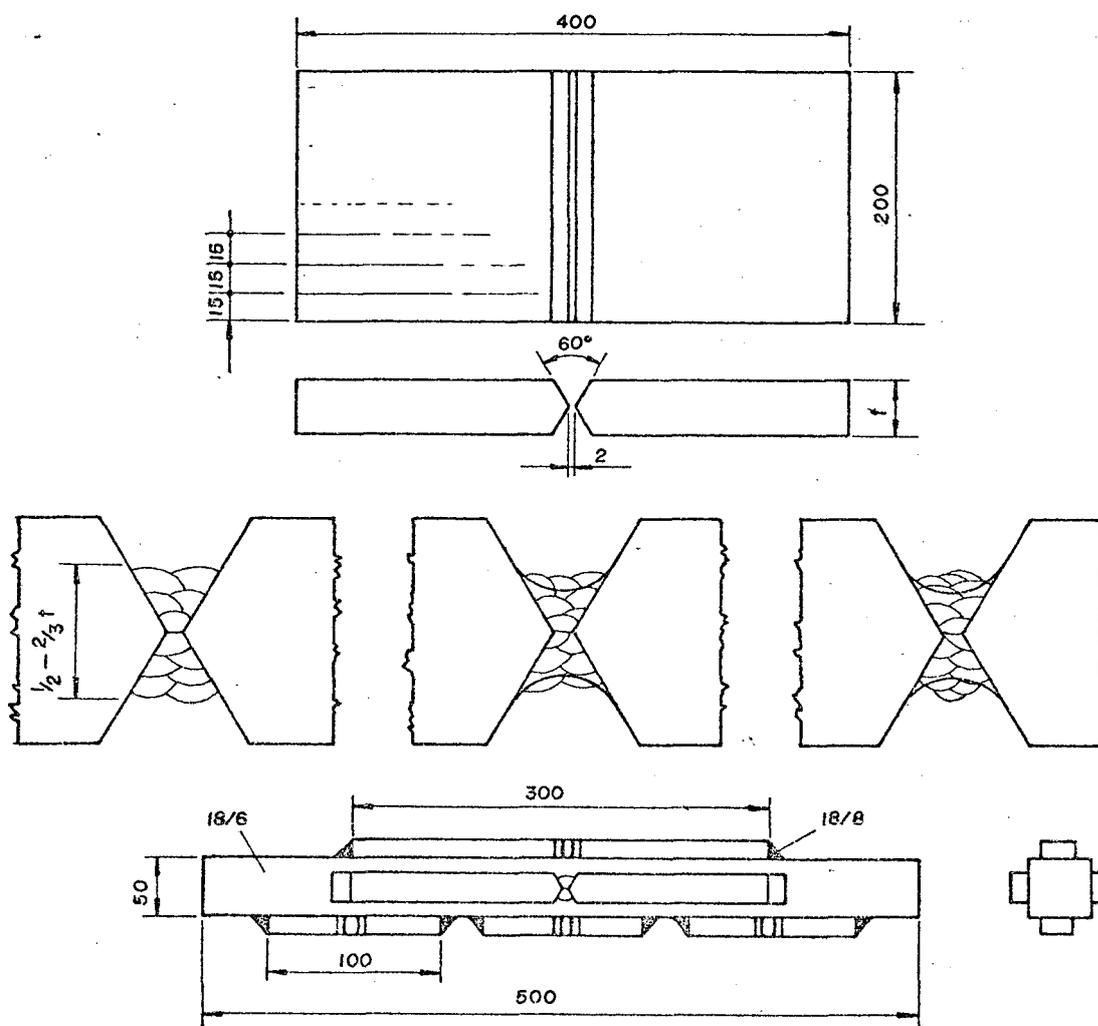


Figura 3.c - Preparação da junta de teste e corpo de prova soldado a barra de aço inoxidável.

Na preparação dos corpos de prova a solda de topo, é realizada em cerca de $1/2 - 2/3$ da espessura da chapa, pois deste modo aumentamos a restrição da junta soldada (figura 3.c).

Após a soldagem as placas são cortadas através da solda em pedaços de 15 mm de largura e de 100 a 300 mm de comprimento.

mento. Em seguida, as chapas são soldadas em uma barra de aço inoxidável austenítico de seção quadrada de 50 x 50 mm, como é mostrado na figura 3.c.

Pelo fato do material austenítico possuir um coeficiente de expansão térmica mais elevado que o material ferrítico, tensões serão induzidas na solda. Após a soldagem das chapas na barra, o conjunto é então inserido no forno e submetido ao tratamento térmico de alívio de tensões.

Terminado o tratamento térmico, os corpos de prova são removidos da barra de aço inoxidável e as trincas são observadas através do microscópio ótico. Os resultados permitem uma comparação entre o comprimento do corpo de prova e o tamanho da trinca introduzida para diversos materiais.

2.2.2 - Ensaio de tração a altas temperaturas e fluência

Os ensaios de fluência ou de tração a altas temperaturas, em materiais soldados ou de soldagem simulada, fornecem dados quantitativos tais como tempo de ruptura e curvas de ductilidade versus temperatura, que permitem uma comparação da suscetibilidade à trinca de reaquecimento entre diversos materiais.

Os corpos de prova recebem uma simulação do ciclo térmico de soldagem⁽¹⁷⁾, com picos de temperatura na faixa de 1000 à 1400°C. Após o resfriamento à temperatura ambiente, as amostras são aquecidas e mantidas na temperatura de teste situada entre 500 à 700°C. Tão logo esta temperatura seja alcançada, o corpo de prova é vagarosamente deformado até fraturar enquanto a

temperatura de teste ã mantida constante.

Após a fratura do corpo de prova determina-se características de ductilidade do material medindo-se a redução de área (estricção).

Com base neste tipo de ensaio, considera-se que os materiais podem estar divididos em 4 categorias:

- 1º) Extremamente sensíveis, se a estricção a 600°C é inferior a 5% para um pico de temperatura maior que 1300°C .
- 2º) Sensíveis, se a estricção for menor que 10% para um pico de temperatura maior que 1300°C .
- 3º) Ligeiramente sensíveis, se a estricção é inferior a 15% para um pico de temperatura maior que 1350°C .
- 4º) Não sensíveis, se a estricção é superior a 20% para todos os picos de temperatura.

2.2.3 - Ensaio de alívio de tensões em corpo de prova de soldagem simulada

Nakamura⁽¹²⁾ utilizou tubos de cilindros que foram submetidos a um ciclo de simulação de soldagem tal que, o pico de temperatura alcançasse 1350°C . Os corpos de prova foram abertos num lado enquanto um entalhe foi usinado no lado oposto. Então, o "gap" era fechado para fornecer uma deformação prévia que simulava as restrições e tensões residuais características da solda

gem, e fixado por soldagem. A finalidade do entalhe era assegurar a concentração de tensões necessária ao início de uma trinca.

Em seguida o corpo de prova era aquecido à temperatura de alívio de tensões entre 400 e 800°C com várias taxas de aquecimento (120 a 450°C/h). Observou-se que para baixas taxas de aquecimento, a trinca surge para tempos muito curtos, à temperaturas entre 500 e 600°C. Com reaquecimento rápido é possível passar a zona de fragilização (~ 600°C) e alcançar 800°C sem fissuração.

2.2.4 - Ensaio de relaxação

Heinz Piehl e colaboradores⁽⁶⁾ aplicaram a experiência de relaxação, desenvolvida por Murray (apud 20) para verificação da suscetibilidade à trinca de reaquecimento durante o tratamento térmico de alívio de tensões.

Os corpos de prova foram, antes da experiência, submetidos a uma simulação do tratamento térmico de soldagem, que consistia de uma austenitização, durante 3 minutos à 1300°C, com consequente têmpera em água. Como pode ser comprovado pela análise metalográfica, esses corpos de prova apresentavam uma textura sobretudo martensítica, equivalente a região superaquecida da ZAC de uma junta soldada. Somente neste estado os corpos de prova foram usinados com um diâmetro de 10,8 mm e entalhados.

Após o aquecimento até 640°C, temperatura usada em todos os ensaios, e após um tempo de permanência de 30 minutos nessa temperatura, os corpos de prova eram submetidos a uma tensão

" σ_T " que mantinha com a tensão de escoamento do material à temperatura ambiente, a relação da equação 1:

$$\sigma_T = f \cdot \sigma_S \cdot \frac{E_{te}}{E_{ta}} \quad (1)$$

onde:

f = coeficiente de tensão.

σ_S = tensão de escoamento do material à temperatura ambiente.

E_{te} = módulo de elasticidade à temperatura do ensaio.

E_{ta} = módulo de elasticidade à temperatura ambiente.

Heinz Piehl aplicou o método para 78 aços com composição química diferente, adotando como parâmetro de suscetibilidade a trincas de reaquecimento o tempo de ensaio desde a aplicação do esforço mecânico até a ruptura do corpo de prova.

O coeficiente de tensão "f" foi tomado igual a 0,8 na maioria das experiências. Sua variação desde 0,3 à 1,4 permitiu aos autores simular níveis de tensões residuais correspondentes a juntas soldadas com diferentes graus de restrição.

O tempo máximo de ensaio foi de 180 minutos, porque em experiências preliminares pode de fato ser verificado que após esse tempo à 640°C, 50% da tensão inicial era aliviada e não se podia mais contar com uma ruptura do corpo de prova, durante o tratamento térmico de alívio de tensões, devido a formação de trincas.

Dentro das experiências apresentadas para o aço ao cromo-molibdênio-vanádio, particularmente sensível, atingiu-se um

tempo de permanência de 180 minutos, somente após baixar-se o coeficiente de tensão "f" para valores de 0,3⁽⁶⁾. Em experiências complementares foram variadas além da tensão o tempo de permanência na temperatura do ensaio, antes da aplicação da carga, dentro de certos limites.

De maneira a complementar o estudo do efeito da composição química e com isso do tipo de carbeto formado, sobre o tempo de permanência, Heinz Piehl "et alii"⁽⁶⁾ procuraram também verificar o significado da influência do estágio de precipitação. Para esse fim vários aços, com 1,2% Cr, 0,65% Ni bem como 0,78% Cr, 0,38% Mo, 0,69% Ni, foram tratados à 640°C de meia até 48 horas e o tempo de permanência antes da ruptura foi sensivelmente aumentado com o recozimento. Num tempo de recozimento de 5 horas à 640°C não ocorreu nenhuma ruptura no ensaio de relaxação dentro dos 180 minutos. Porém, para o aço com 0,21% Cr, 0,22% Mo, 0,66% Ni e 0,15% V, após 50 horas de recozimento o tempo de permanência antes da ruptura não foi melhorado. Isto deve-se ao fato de que os precipitados formados não perderam sua coerência com a matriz, agindo como barreiras ao alívio de tensões⁽⁶⁾.

2.2.5 - Método da emissão acústica

Atualmente foi desenvolvido um método para detectar a formação de trincas de reaquecimento, durante o tratamento térmico de alívio de tensões de estruturas soldadas, através da emissão acústica. O método foi testado por Glover⁽¹⁶⁾, estudando o fenômeno na ZAC de corpos de prova soldados de um aço ao Cr Mo V. Porém como o sinal emitido na formação do defeito cavitacional não é recebido pelo ouvido humano, devido a sua baixa amplitude e alta

freqüência, é usado um transdutor que envia o sinal para um amplificador, que num ploter registrará o sinal emitido. Para manter o transdutor longe da zona aquecida do corpo de prova é usado um tubo oco para conduzir o sinal acústico, como é mostrado na figura 3.d.

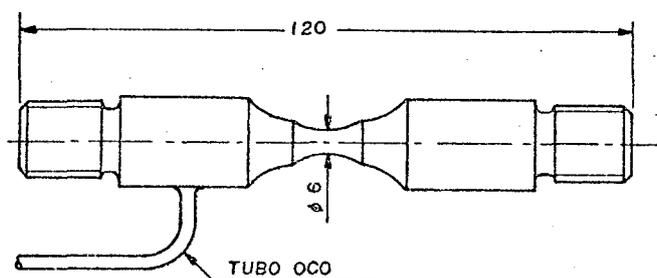


Figura 3.d - Corpo de prova de ruptura com o tubo condutor do sinal conectado

2.3 - Precauções para Evitar as Trincas de Reaquecimento

As medidas de precaução para evitar o fenômeno da trinca devido a relaxação, que provém do conhecimento das causas deste fenômeno, se referem: a) à composição química do material, com conseqüente diminuição do teor de elementos formadores de carbeto especiais; b) ao envolvimento das zonas de granulometria grosseira, por exemplo, através de um revestimento de camada dupla ou ainda observando-se a geometria do reforço na soldagem ou da macro-estrut

tura da soldagem; c) a diminuição do efeito de precipitação de carbeto especiais através de uma introdução bem definida de calor, por exemplo, durante o resfriamento a partir do calor da soldagem, a realização do tratamento térmico de alívio de tensões por patamares⁽⁹⁾.

Vinckier⁽¹⁷⁾ utilizou uma máquina Gleeble acoplada a uma máquina de tração, para simular o tratamento térmico global de alívio de tensões por patamares. As três etapas do tratamento térmico são:

- (1) Simulação do ciclo térmico da ZAC ($T_{\text{máx}} = 1400^{\circ}\text{C}$);
- (2) Simulação do ciclo térmico do sobrepasse a uma temperatura que é variável no teste ($800 - 1100^{\circ}\text{C}$);
- (3) Simulação do tratamento térmico de alívio de tensões à $T \approx 625^{\circ}\text{C}$ e velocidade de deformação $\approx 0,5$ mm/min (realizado em uma máquina de tração simulando a relaxação de tensões residuais).

Utilizando como variável independente a temperatura do tratamento do ciclo (2) e como variável dependente a redução de área (R.A.) dos corpos de prova de tração, foi plotada a figura 3.e.

Analisando a figura 3.e pode-se concluir que, alguns materiais que tivessem sido submetidos ao sobrepasse na faixa de $800^{\circ} - 1000^{\circ}\text{C}$, ficariam praticamente livres das trincas de reaquecimento ao serem aliviadas suas tensões. Isso levou a criação de um método clássico que seria dar um sobrepasse à junta, de forma que a região mais comum de início dessas trincas alcançasse a faixa de $800^{\circ} - 1000^{\circ}\text{C}$. Após a soldagem, e posterior

resfriamento, retirar-se-ia este sobrepasse.

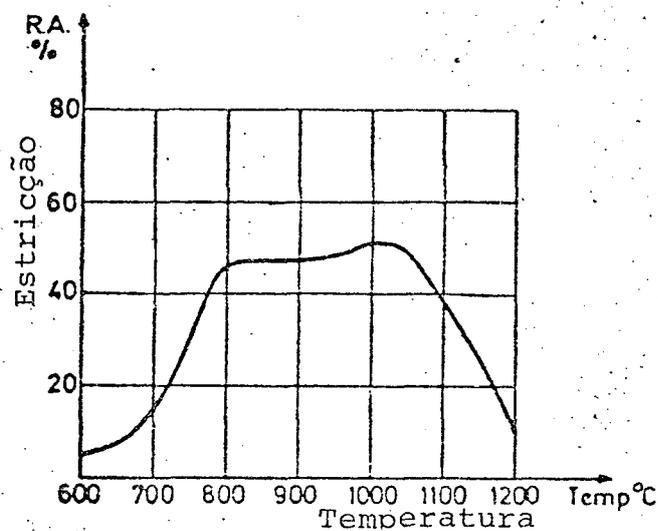


Figura 3.e - Redução de área em função da temperatura do ciclo térmico do sobrepasse

Santos Pinto⁽²⁾ no estudo da soldabilidade do aço WStE 51, aplicou o método clássico do sobrepasse, comprovando sua eficiência. A renormalização da microestrutura suscetível à trinca de reaquecimento eliminou por completo a ocorrência dessas trincas na ZAC.

As trincas podem também ser evitadas⁽¹⁸⁾ pela correção do perfil da solda através de um arredondamento do pé da solda por esmerilhamento, já que este reduz a concentração de tensões (ou deformações). Além disso, convém controlar o teor de enxofre, para evitar fissuras ou trincas de segregação, já que estas seriam núcleos para trincas de reaquecimento. O uso de metal de baixa resistência (dentro dos limites requerido pelo projeto mecânico) também

é benéfico, já que, comparativamente, haverá maior possibilidade de deformação no material da solda durante o tratamento de alívio de tensões. Na maioria dos casos é benéfico "amanteigar" as superfícies da solda com material de adição de melhor ductilidade à fluência, pois assim se substitui o material mais suscetível, da região mais crítica, por outro bem menos suscetível à fissuras. Em princípio é melhor usar temperaturas mais altas no tratamento térmico de alívio de tensões, porém, enquanto isto é muito bom e prático em aços austeníticos, é de interesse meramente acadêmico para materiais ferríticos, nos quais o alívio de tensões se faz no campo de temperaturas sub-críticas. A máxima temperatura sub-crítica permitível é comumente ditada a partir de considerações referentes às propriedades mecânicas requeridas para após o tratamento. Em aços ferríticos, estas propriedades tendem a se deteriorar muito rapidamente quando a temperatura se aproxima de A_{C1} .

A possibilidade de reduzir a suscetibilidade à trincas de reaquecimento dos materiais por meio de mudanças na composição química é limitada⁽¹⁸⁾, porque os elementos que conferem alta resistência à tração e boa resistência à fluência também reduzem a ductilidade à quente. Entretanto, é correto otimizar a composição da liga visando simultaneamente, a resistência requerida às trincas de reaquecimento e as outras propriedades também necessárias.

III - DEFINIÇÃO DE OBJETIVOS

3.1 - Comparar a Suscetibilidade a Trincas de Reaquecimento dos Aços WStE 51 e WStE 51 ESU refundido

Face à influência da composição química na tendência à formação de trinca de alívio de tensões, realizou-se o presente trabalho em chapas do aço WStE 51, fabricado pelo processo normal e o mesmo aço tipo ESU, fabricado pelo processo de refusão por eletroescória, no qual a percentagem de impurezas é menor. Porém os dois tipos de aço tem o mesmo teor de Vanádio (0,17%), considerado como limite crítico na suscetibilidade a trincas de reaquecimento⁽⁶⁾, e a diferença dos teores de impurezas não estão nos limites máximos e mínimos estabelecidos pela sua especificação.

3.2 - Verificar o efeito de dois níveis diferentes de Calor Introduzido na Soldagem a Arco Submerso dos Aços em estudo

As condições de soldagem foram as mesmas do canteiro de obras de Angra dos Reis, tendo sido realizadas na própria CONFAB, por soldadores e com máquinas qualificadas da obra nuclear. Porém com o intuito de verificar o efeito do calor introduzido sobre a tenacidade e a tendência à trinca de reaquecimento, as soldas foram feitas nos valores limites de tensão e corrente do plano de soldagem.

3.3 - Estudar a aplicação do método de relaxação para corpos de prova soldados

Como vimos, dentre os vários testes já aplicados para avaliar a suscetibilidade à trinca de reaquecimento, nenhum deles pode ser considerado padrão. Porém, de acordo com alguns autores⁽⁹⁾, o ensaio de relaxação e, mais ainda, o ensaio de relaxação com aquecimento sob carga é o que mais se aproxima da situação real do componente metálico, aquecido sob tensões residuais do processo de soldagem.

Segundo a literatura⁽³⁾ os ensaios de relaxação são aplicados em corpos de prova de soldagem simulada. O presente trabalho teve por objetivo verificar a aplicabilidade deste ensaio para corpos de prova provenientes de uma soldagem real.

IV - MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 - Caracterização dos Materiais de Base

Como materias de base foram utilizadas chapas do aço estrutural WStE 51, de elaboração normal e refundido por eletroescória - tipo ESU.

A análise química e propriedades mecânicas foram fornecidas pela CONFAB INDUSTRIAL S.A., nos respectivos certificados de qualidade de cada aço (tabelas 3 e 4).

Análise Química (%)	Propriedades Mecânicas
C - 0,17	L. Resistência - 651-673 N/mm ²
Si - 0,25	
Mn - 1,50	
P - 0,011	
S - 0,004	L. Escoamento/limite de 0,2% - 501-515 N/mm ²
Cr - 0,07	
Mo - 0,02	
Ni - 0,63	
V - 0,17	Alongamento - 27 - 28%
Ti - 0,01	
Al - 0,015	
Nb - 0,004	
Cu - 0,06	Estricção - 45 - 51%
N - 0,014	

Tabela 3 - Resultados da Análise Química e Propriedades Mecânicas do Metal de Base - WStE - 51 (DIN 18937), chapa nº 10083 da corrida 068635

Análise Química (%)	Propriedades Mecânicas
C - 0,18	L. Resistência - 624-641 N/mm ²
Si - 0,20	
Mn - 1,53	L. Escoamento/limite de 0,2% - 502-516 N/mm ²
P - 0,010	
S - 0,003	
Cr - 0,04	Alongamento - 25%
Mo - 0,01	
Ni - 0,65	
V - 0,17	
Ti - ≤ 0,01	Estricção - 57 - 59%
Al - 0,010	
Nb - ≤ 0,004	
Cu - 0,05	
N - 0,017	

Tabela 4 - Resultado da análise Química e Propriedades Mecânicas do Metal de Base - WStE - 51-ESU, chapa nº 10149 da corrida 501727

A figura 4 mostra como foram retiradas as amostras para análise metalográfica do metal de base. O ataque químico foi feito com o reativo de Nital a 2%.

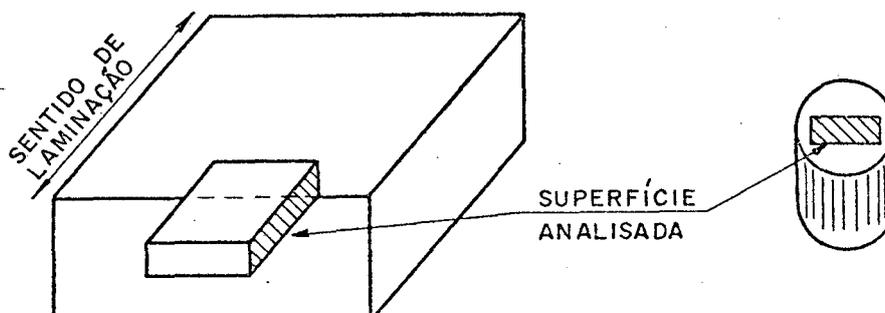


Figura 4 - Representação esquemática da obtenção dos corpos de prova a partir das amostras dos aços WStE - 51

As micrografias das figuras 5.a e 5.b mostram nitidamente uma segregação bastante acentuada com camadas alternadas de ferrita e perlita, conseqüência do processo de laminação sofrido pelos materiais. A normalização das chapas após a laminação não eliminou esta segregação.

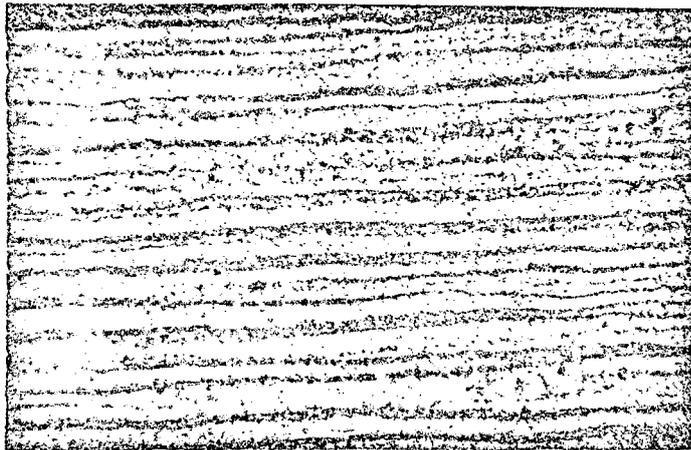


Figura 5.a - Microestrutura do material de base WStE - 51, ferrita + perlita (100 x)

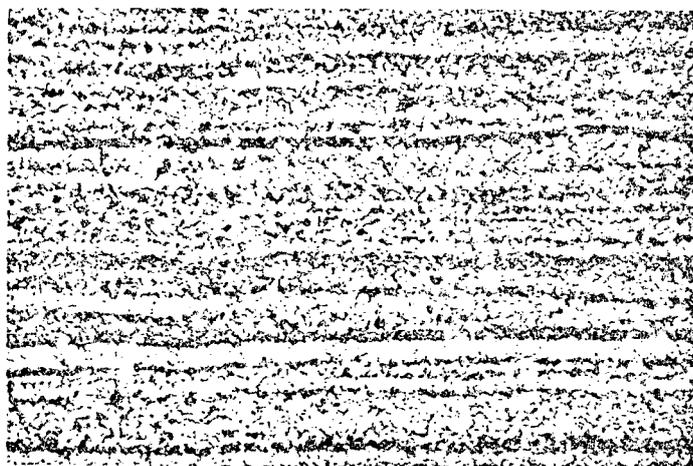


Figura 5.b - Microestrutura do material de base WStE - 51 - ESU, ferrita + perlita (100 x)

4.2 - Processos e Equipamentos de Soldagem a Arco Voltaico

A selagem das amostras foi realizada com soldagem manual a eletrodo revestido. Nesta etapa usou-se uma máquina Prodelec, modelo GS 425 NM, qualificada para a obra nuclear.

A soldagem das amostras foi realizada pelo processo a arco submerso, o qual utiliza uma camada de fluxo fusível e arame bobinado como eletrodo, sendo portanto indicado para soldas longas e contínuas.

Para realizar a soldagem das amostras do aço WStE 51, usou-se um cabeçote automático SAG 130, fabricado pela BAMBOZZI, acoplado a uma fonte transformador-retificador TRR 3800, do mesmo fabricante; e para o aço WStE 51 - ESU, usou-se um cabeçote automático Mnc, fabricado pela ESAB, acoplado a uma fonte transformador-retificador LAD 1400, também fabricado pela ESAB.

4.3 - Tipos de Juntas

Uma vez que as chapas foram soldadas na CONFAB INDUSTRIAL S.A., optou-se por um plano de soldagem usual da KWU (Krafwerk Union), qualificado para o canteiro de obras. A escolha da junta em semi-V, de topo, teve por objetivo facilitar a retirada de corpos de prova para o estudo da zona afetada pelo calor. Nas figuras 6.a e 6.b, mostram-se as juntas utilizadas e as dimensões dos chanfros para o aço WStE - 51 e WStE - 51 - ESU, respectivamente.

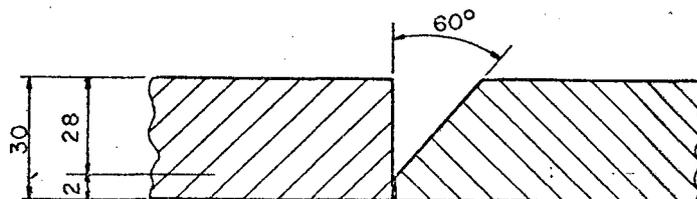


Figura 6.a - Formato do chanfro e composição da junta para o material de base WStE - 51.

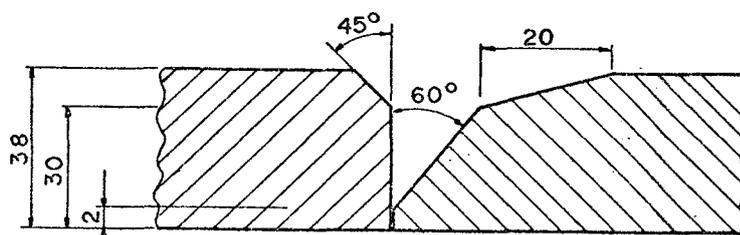


Figura 6.b - Formato do chanfro e composição da junta para o material de base WStE - 51 - ESU

4.4 - Amostragem para Soldagem

Os corpos de prova foram confeccionados a partir de chapas de dois processos diferentes de fabricação, nas seguintes quantidades e dimensões:

- 4 Amostras - WStE 51 - - 1300 x 150 x 30 mm
- 4 Amostras - WStE 51 - ESU - 1300 x 150 x 38 mm

As chapas foram retiradas por oxi-corte estando para tanto préaquecidas a 120°C ⁽⁵⁾ e posteriormente preparadas por

processo de usinagem com arrancamento de cavaco para confecção dos chanfros, nas dimensões indicadas pelo item 4.3. Não foi analisada a influência do calor do oxi-corte, porque na usinagem foi retirada uma espessura maior que a profundidade da zona afetada pelo calor, que é de 0,1 mm, não havendo portanto variação na estrutura do material de base.

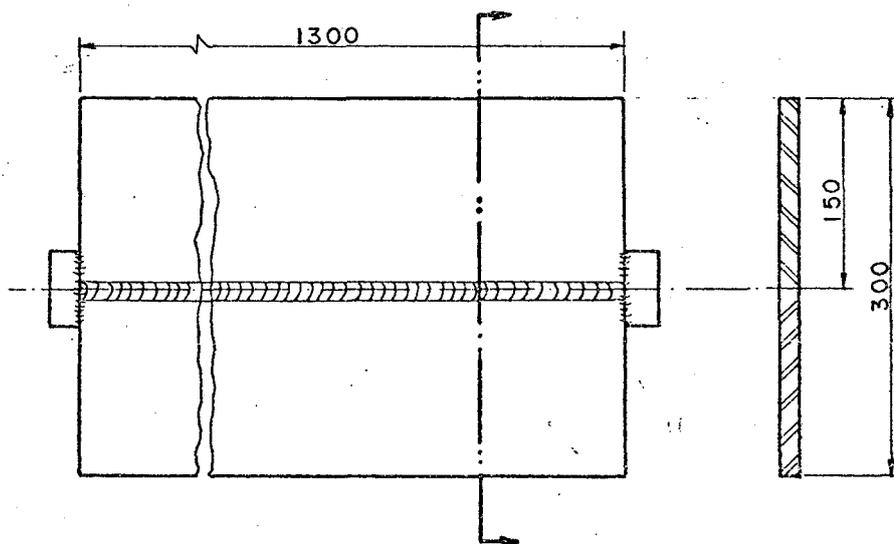


Figura 7 - Dimensões das amostras soldadas.

Após o posicionamento da junta, foram ponteados e soldadas placas de fixação nas extremidades, com o objetivo de evitar crateras no início e fim do cordão. Na figura 7, mostram-se as dimensões das amostras soldadas.

A largura das amostras soldadas foi escolhida de tal modo que permitisse a retirada dos corpos de prova para ensaio. Durante a soldagem, as amostras foram soldadas em ressaltos colocados sobre a mesa, um em cada canto das peças. Para impedir deformações da junta as amostras foram soldadas à mesa.

4.5 - Consumíveis

Foram usados os mesmos consumíveis especificados para o canteiro de obras das Usinas Nucleares Brasileiras.

Na soldagem manual de selagem o eletrodo utilizado foi o Tenacito 60, de fabricação alemã, equivalente à AWS E - 8018 G, com diâmetro de 3,25 x 350 mm.

Na tabela 5 tem-se os resultados da análise química e propriedades mecânicas do metal de adição.

Análise Química (%)	Propriedades Mecânicas
C - 0,05	
Mn - 1,70	L. Resistência - 637 N/mm ²
Si - 0,54	
Ni - 0,63	L. Escoamento - 553 N/mm ²
P - 0,011	
S - 0,006	Alongamento - 23,6%
H ₂ - 3,59 ml/100 g. de metal depositado	Estricção - 69,8%
H ₂ - 1,94 ppm no metal fundido	

Tabela 5 - Resultados da Análise Química e Propriedades Mecânicas do metal depositado pelo Eletrodo Tenacito 60 (AWS E - 8018 G), nº 118086

Para reduzir a introdução de hidrogênio na união soldada, a utilização do eletrodo Tenacito 60, requer as seguintes diretrizes ⁽⁵⁾:

- Armazenamento de estoque depois de desembalado: 150°C (mínimo).
- Secagem: 2 horas (mínimo) entre 300 e 350°C.
- Estoque de canteiros: coldres aquecidos a 150°C.
- Número máximo de operações de secagem: 5 vezes (2).

Na soldagem pelo processo de arco submerso foram utilizados fluxo OP-41TT de nº 019015 e arame OE-SD3 de nº 1955 com diâmetro de 4 mm, ambos de fabricação alemã (OERLIKON). Os resultados da análise química e propriedades mecânicas encontram-se na tabela 6.

Arame 1955	Metal depositado	
Análise Química (%)		Propriedades Mecânicas
C - 0,117	C - 0,088	L. Resistência - 638 N/mm ²
Mn - 1,68	Mn - 1,52	
Si - 0,34	Si - 0,39	
P - 0,012	S - 0,007	L. Escoamento - 541 N/mm ²
S - 0,012	P - 0,011	
	H ₂ - 4,58 ml/100 g de metal depositado	Alongamento - 24%
	- 1,94 ppm no metal fundido	Estricção - 68,4%

Tabela 6 - Resultado da análise química e propriedades mecânicas do Arame (OE-SD3) e fluxo (OP-41TT)

Recomendações para estocagem do fluxo são sugeridos pelo seu fabricante, sendo assim necessário levá-las em conta:

Estocagem - temperatura ambiente, com umidade relativa máxima 60%.

Secagem - 2 horas à 300 - 400°C.

Tempo máximo de secagem - 10 horas.

Estocagem antes do uso, após a secagem - 150 - 200°C.

4.6 - Parâmetros de Soldagem e Macroestruturação dos Cordões de Solda

Os parâmetros para soldagem das amostras foram segundo as especificações interna da CONFAB para a área nuclear:

- Soldagem manual

Selagem	Tenacito 60	Ø 3,25	A = 135 m̄ax
			V = 21 - 25 V
			Pré = 175 °C
			Int = 220 °C

- Soldagem a arco submerso

Enchimento	OE SD3 +	Ø 4,0	A = 620 m̄ax
	OP41TT		V = 26 - 32 V
			Ve = 45-100 cm/min
			Pré = 175 °C
			Int = 220 °C

- Goivagem

Corte à carvão	Pré = 80 °C m̄ax
----------------	------------------

A otimização das variáveis de soldagem pode ser expressa através do calor introduzido na solda, que é definido pela equação 2⁽²⁾:

$$HI = \frac{V \cdot I \cdot 60}{V_s} \quad (2)$$

onde:

HI = calor introduzido [J/cm]

V = tensão média [V]

I = corrente média [A]

V_s = velocidade de soldagem [cm/min]

Na equação (2) do calor introduzido nota-se que não foi considerado o rendimento do processo, já que no processo a arco submerso o mesmo é aproximadamente igual a 100%.

A seleção do calor introduzido foi feita após contatos mantidos com a Gerência Industrial da CONFAB que sugeriu que fosse soldada uma amostra de cada aço utilizando o mesmo procedimento qualificado para o canteiro de obras e outras com valores mais elevados de calor introduzido.

Nesse sentido foram realizadas em uma amostra de cada aço soldagem com calor introduzido de aproximadamente 17.000 J/cm, que pela referência bibliográfica⁽¹⁾ seria limite máximo de calor introduzido para obtermos a melhor tenacidade. As outras duas amostras dos aços foram soldadas com calor introduzido 40% maior, utilizando-se os parâmetros máximos de corrente e tensão permitidos no procedimento qualificado para o canteiro de obras.

Cálculo do Calor Introduzido:

$$\frac{I \times V \times 60}{V_s} = \frac{550 \times 26 \times 60}{50} = 17.160 \text{ J/cm}$$

$$\frac{I \times V \times 60}{V_s} = \frac{620 \times 32 \times 60}{50} = 23.800 \text{ J/cm}$$

As tabelas 7.a, 7.b, 7.c e 7.d apresentam os parâmetros de soldagem dos aços WStE 51 e WStE 51 ESU com diferentes calor introduzido, assim com as figuras 8.a, b, c e d apresentam a macroestruturação de seus cordões de solda.

Sequência de Soldagem	Selagem	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19						
Temp. Aquecimento	175	220						80						220												
Temp. Entre-Passes [9C]																										
Velocidade [mm/min]		500												500												
Oscilação [mm]	4	10	10	11	11	11	14							16	20	22	15	17	17	17	18	18	19	19	19	
Tensão [V]	24/26	25	27	27	27	27	27							28	27	27	28	28	28	28	28	28	28	28	28	28
Corrente [A]	130	500			550									550												
Corrente/Polaridade	CORRENTE CONTÍNUA										POLARIDADE POSITIVA															
ELETRODO VARETA	Diametro [mm]	3,25						4						5/16"						4						
	Comprimento [mm]	350												300												
	Classificação	E 8018 G						OE - SD3						CARBOGRAFITE						OE - SD3						
	Marca	TENACITO 60						OERLIKON												OERLIKON						
FLUXO	Corrida	118086						1955						50 PCS						1955						
	Classificação							OP 41 TT												OP 41 TT						
	Marca							OERLIKON												OERLIKON						
Corrida							019015												019015							
Altura da Tomada de Corrente [mm]							44												44							
Processo de Soldagem	Eletrodo Revestido		Arco Submerso				Goivagem A Carvão				Arco Submerso															
Posição de Soldagem	P L A N A																									
Calor Introduzido							17.800 J/cm												17.800 J/cm							

Tabela 7a - Parâmetros de soldagem e consumíveis para soldagem do aço WStE 51 com 17.160 J/cm

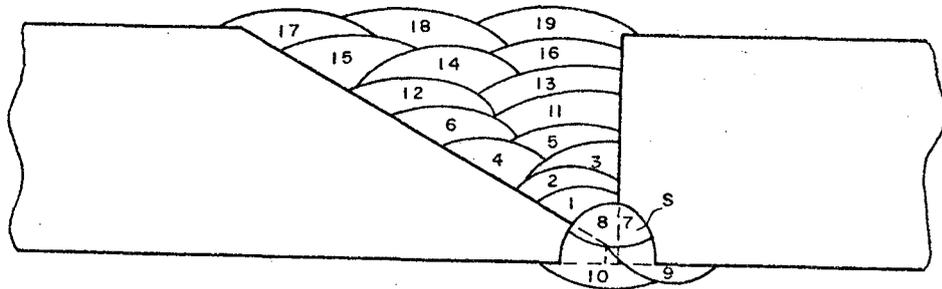


Figura 8a - Macroestruturação do cordão de solda do aço WStE 51, com 17.160 J/cm

Sequência de Soldagem		Selagem	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18				
Temp. Aquecimento		175	220					80					220											
Temp. Entre-Passas (°C)																								
Velocidade (mm/min)			500										500											
Oscilação (mm)		4	11	13	15	15	16						18	20	20	19	19	20	20	23	22	21	22	22
Tensão [V]		24/26	24	32	32	32	32						32											
			26		31	31	31																	
Corrente [A]		130	500					620					620											
Corrente/Polaridade		CORRENTE CONTÍNUA										POLARIDADE POSITIVA												
ELETRODO VARETA	Diametro [mm]	3,25	4					5/16"					4											
	Comprimento [mm]	350						300																
	Classificação	E 8018 G	OE - SD3					CARBOGRAFITE					OE - SD3											
	Marca	TENACITO 60	OERLIKON										OERLIKON											
FLUXO	Corrida	118086	1955					50 PCS					1955											
	Classificação		OP 41 TT										OP 41 TT											
	Marca		OERLIKON										OERLIKON											
	Corrida		019015										019015											
Altura da Tomada de Corrente [mm]			44										44											
Processo de Soldagem		Eletrodo Revestido	Arco Submerso					Goivagem A Carvão					Arco Submerso											
Posição de Soldagem		P L A N A																						
Calor Introduzido							23.800 J/cm										23.800 J/cm							

Tabela 7b - Parâmetros de soldagem e consumíveis do aço WStE 51, com 23.800 J/cm

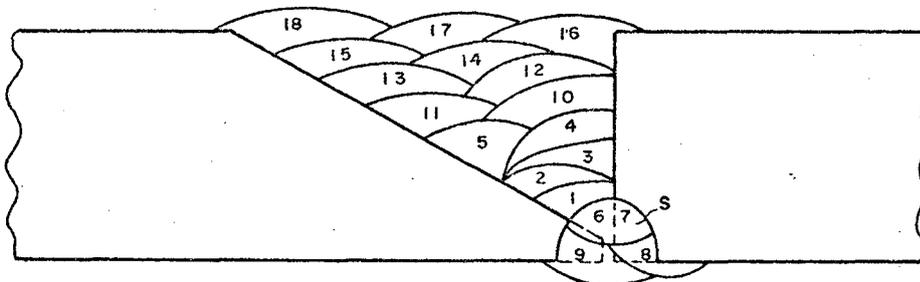


Figura 8b - Macroestruturação do cordão de solda do aço WStE 51, com 23.800 J/cm

Sequencia de Soldagem	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	
Temp. Aquecimento	80.																												
Temp. Entre-Passes [°C]	220																												
Velocidade [mm/min]	500																												
Oscilação [mm]	10	10	10	12	12		15		17	16	20	17	18	17	18	19													
Tensao [V]	22	23	26	27	28		27		28	28	28	28	28	28	28	28													
Corrente [A]	500 - 530																												
Corrente/Polaridade	CORRENTE CONTINUA																												
Diametro [mm]	5/16"																												
Comprimento [mm]	300																												
Classificação	OE - SD3																												
Marca	OERLIKON																												
Corrida	1955																												
Classificação	OP 41 TT																												
Marca	OERLIKON																												
Corrida	019015																												
Altura da Tomada de																													
Corrente [mm]	44																												
Processo de	Arco																												
Soldagem	Submerso																												
Posição de Soldagem	P L A N A																												
Calor Introduzido	17.800 J/cm																												

Tabela 7c - Parâmetros de soldagem e consumíveis para soldagem do aço WStE 51
ESU, com 17.160 J/cm.

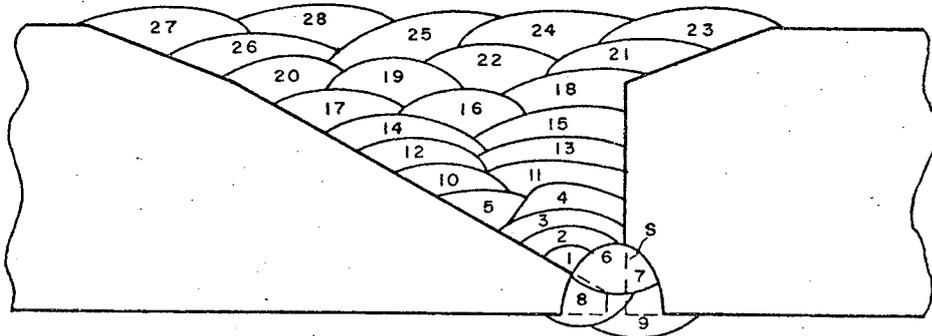


Figura 8c - Macroestruturação do cordão de solda do aço WStE 51 ESU, com 17.160 J/cm

Sequência de Soldagem	Selagem	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25
Temp. Aquecimento	175	220					60					220														
Temp. Entre-Passes [°C]																										
Velocidade [cm/min]		500										500														
Oscilação [mm]	4	10	11	15	15	15					17	20	18	19	18	21	19	20								21
Tensão [V]	24/26	25	31	30	31	30																				
		26	32	32	32	32																				
Corrente [A]	130	500					620					620														
Corrente/Polaridade		CORRENTE CONTÍNUA										POLARIDADE POSITIVA														
ELETRODO VARETA	Diametro [mm]	3,25					4					5/16"					4									
	Comprimento [mm]	350																								
	Classificação	E 8018 G					OE - SD3					CARBOGRAFITE					OE - SD3									
	Marca	TENACITO 60					OERLIKON										OERLIKON									
	Corrida	118086																								
FLUXO	Classificação						OP 41 TT										OP 41 TT									
	Marca						OERLIKON										OERLIKON									
	Corrida						019015										019015									
Altura da Tomada de Corrente [mm]		44																								
Processo de Soldagem	Eletrodo Revestido	Arco Submerso					Goivagem A Carvão					Arco Submerso														
Posição de Soldagem		P L A N A																								
Calor Introduzido		23.800 J/cm															23.800 J/cm									

Tabela 7d - Parâmetro de soldagem e consumíveis para soldagem do aço WStE 51 ESU, com 23.800 J/cm.

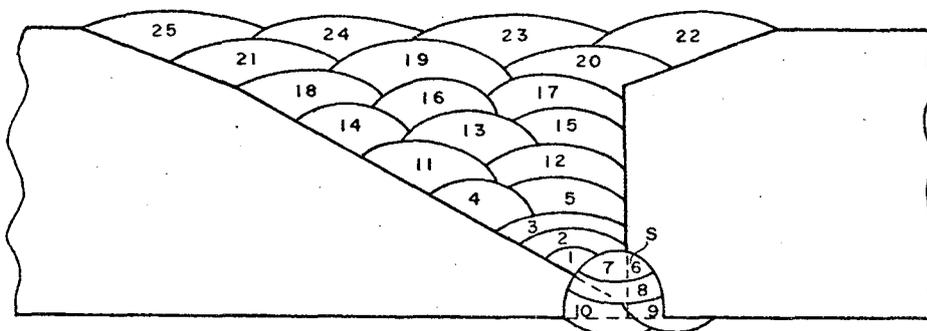
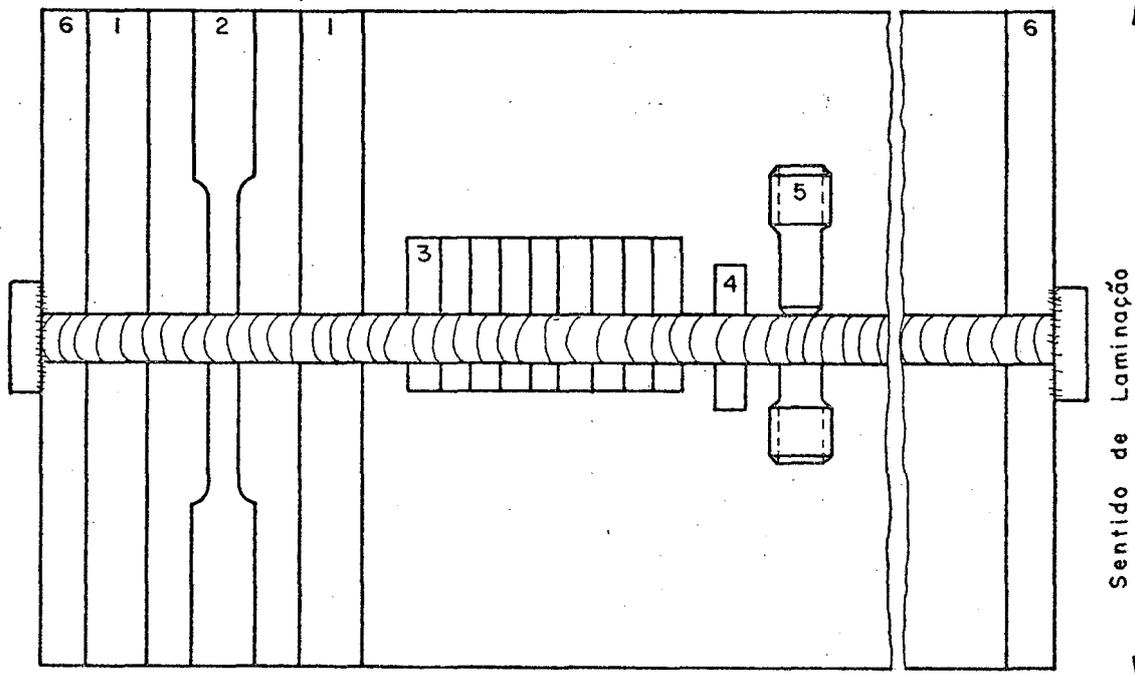


Figura 8d - Macroestruturação do cordão de solda do aço WStE 51 ESU, com 23.800 J/cm

4.7 - Retirada dos Corpos de Prova

Na retirada dos corpos de prova para qualificação do procedimento de soldagem e ensaios de Relaxação, obedeceu-se (21,22) a disposição mostrada na figura 9. Todos os corpos de prova foram retirados por processos de usinagem com arrancamento de cavaco.



- 1 - Corpos de prova para ensaio de dobramento.
- 2 - Corpos de prova para ensaio de tração.
- 3 - Corpos de prova para ensaio de impacto.
- 4 - Corpos de prova para análise metalográfica e dureza.
- 5 - Corpos de prova para ensaio de relaxação de tensões.
- 6 - Rejeitar.

Figura 9 - Localização dos corpos de prova na junta soldada

4.8 - Qualificação da Junta Soldada

Para serem qualificados os procedimentos de soldagem foram realizados ensaios não destrutivos e destrutivos especificados pela norma DIN⁽²³⁾.

4.8.1.- Ensaio não-destrutivo

a - Líquido penetrante

- Marca do líquido penetrante, removedor, revelador: Brasitec Chek.
- Tempo de atuação: 30 min.
- Tempo de revelação: primeiro laudo: 30 min.
segundo laudo: 60 min.
- Método de aplicação do revelador: spray
- Método de limpeza incluindo limpeza prévia: lixa fina.
- Temperatura de exame: máx 50°C.

A aceitabilidade foi de conformidade com a norma AVS E 22E/01A.

b - Partícula magnética

Foi aplicado para investigar as trincas superficiais na goivagem de conformidade com a AVS E 22E/01A.

- Tipo de equipamento do exame: YOKE Imadem
- Método de magnetização: conforme DIN 54130
- Tipo de pó: V300 Imadem
- Suspensão (líquido): querosene

- Controle da suspensão: centrífugador

Foi aprovado no teste, não apresentando trincas superficiais, conforme norma AVS E 22E/01A.

c - Raio X

Para inspeção as superfícies de solda foram esmerilhadas até ficarem livre de entalhes.

O exame radiográfico foi realizado de conformidade com a Norma DIN 54111, Classe B.

O critério de avaliação foi de conformidade com a norma HP-5/3. No filme não se observou indicação de trincas, falta de fusão, nem raízes inadequadas.

O limite de aceitabilidade para inclusões radiografadas, foi conforme a norma AVS E 22E/01A, a qual para espessuras de 20 a 30 mm aceita:

- comprimento total de defeitos: 100 mm/m.
- comprimento máximo de inclusão: 15 mm.

4.8.2 - Ensaios destrutivos

a - Teste de tração

O teste foi realizado de acordo com a norma DIN 50120⁽²³⁾. Os corpos de prova foram retirados no sentido paralelo a direção de laminação.

As dimensões dos corpos de prova para tração estão na figura 10, a qual é recomendada pelo ítem 3.1.1 da norma DIN 50120. Na figura 11, mostra-se o posicionamento dos corpos de prova para ensaio de tração em relação ao eixo de solda.

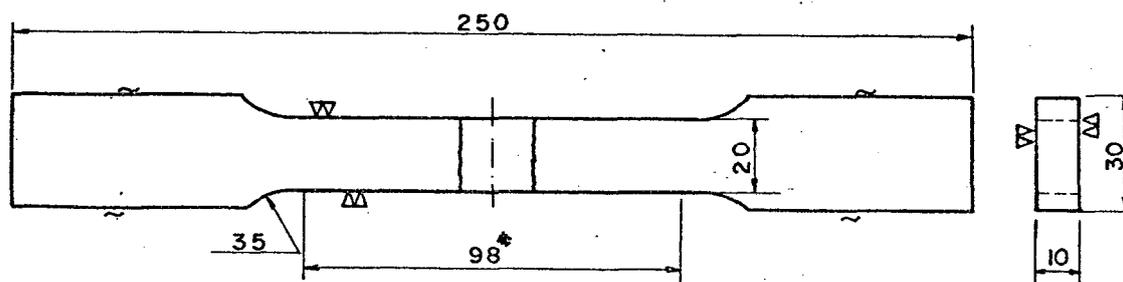


Figura 10 - Corpo de prova de tração

*Cálculo de $L_v = 98$ (21)

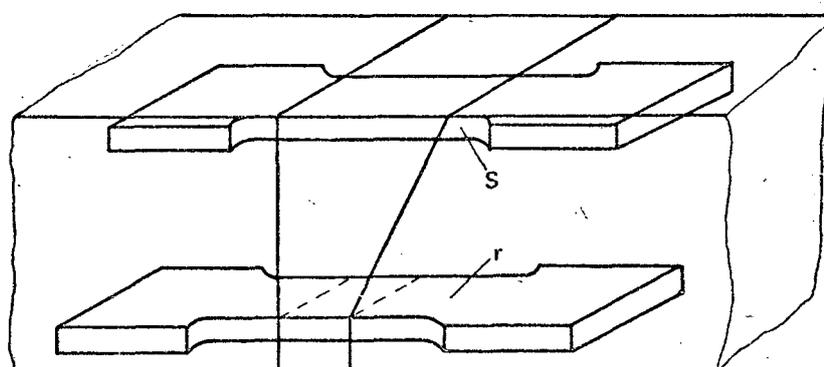


Figura 11 - Posição do C.P. de tração no cordão de solda

b - Teste de dobramento

A preparação dos corpos de prova foi de acordo com a norma DIN 50121⁽²³⁾ item 6, assim como o procedimento do teste. Foi realizado o teste de dobramento transversal.

Os ensaios de dobramento foram realizados na máquina universal de ensaios marca System modelo MFL. A figura 12 mostra as dimensões dos corpos de prova para dobramento e na figura 13 o posicionamento dos corpos de prova para dobramento em relação ao

eixo da solda. O posicionamento dos cutelos e a dimensão do punção é mostrado na figura 14.

De acordo com a norma DIN 50121 (1952), considera-se qualificado o corpo de prova quando dobrado a 180° a uma velocidade de 1 mm/seg. e não apresentar nenhuma trinca.

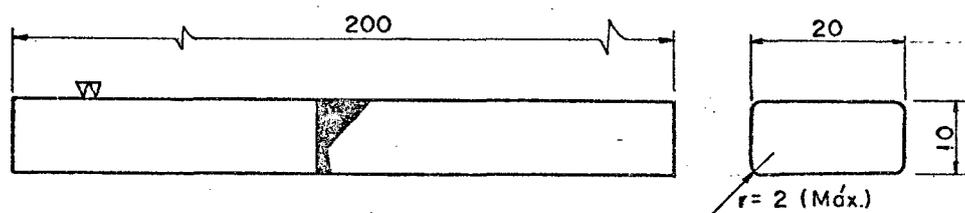


Figura 12 - Corpo de prova de dobramento

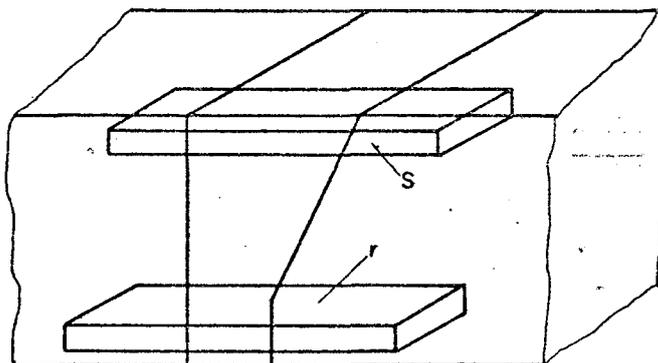


Figura 13 - Posição do C.P. de dobramento no cordão de solda.

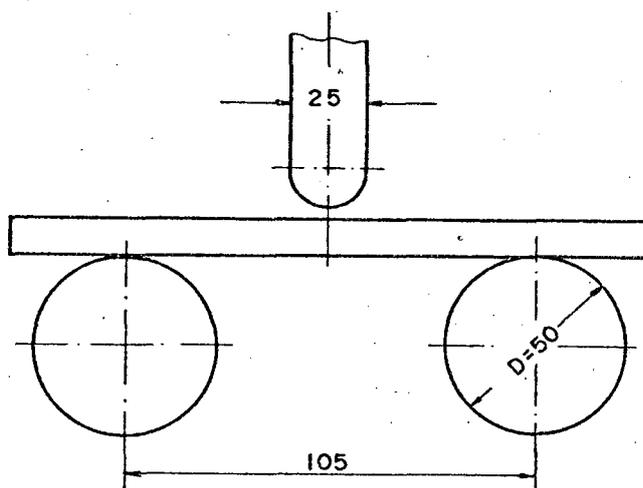


Figura 14 - Posicionamento e dimensões dos cutelos

c - Teste de impacto

O teste usado foi do tipo Charpy-ISO-V, especificado pela norma DIN 50115⁽²³⁾, recomendando a DIN 3141 item 3. Os testes foram realizados numa máquina de ensaio de impacto marca WOLPERT, modelo PW 30/15K. As dimensões padronizadas dos corpos de prova estão na figura 15.

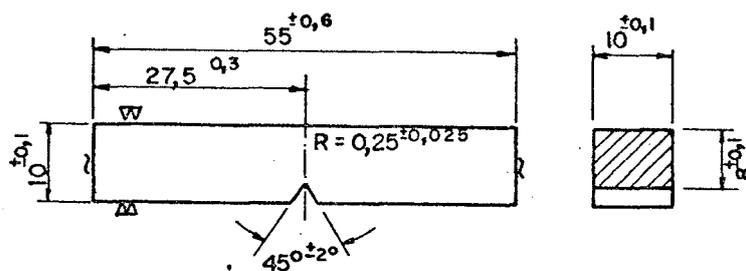


Figura 15 - Corpo de prova para ensaio de impacto Charpy-ISO-V.

A figura 16 apresenta o posicionamento dos corpos de prova para ensaio Charpy-ISO-V, em relação ao eixo da solda.

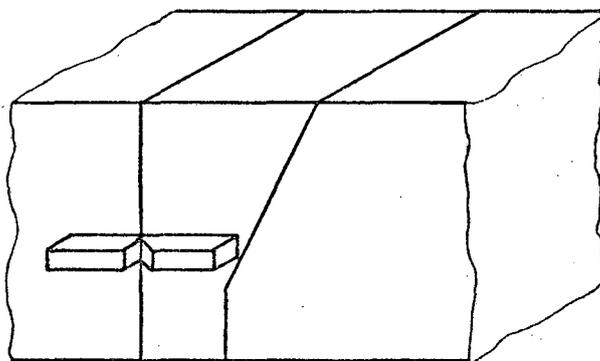


Figura 16 - Posição do C.P. Charpy-ISO-V no cordão de solda.

Para verificação da tenacidade da zona afetada pelo calor, a retirada dos corpos de prova foi paralela ao sentido de laminação⁽²¹⁾. O entalhe teve sua aresta posicionada na direção perpendicular a superfície da chapa, estando, assim, localizada nos corpos de prova na zona afetada pelo calor⁽²¹⁾.

Na avaliação da tenacidade foram traçadas curvas energia absorvida x temperatura, na faixa -60 e $+20^{\circ}\text{C}$. Os testes foram feitos a 5 temperaturas diferentes (-60 , -40 , -20 , ± 0 e $+20^{\circ}\text{C}$), sendo que para cada temperatura foi medida a energia de 3 corpos de prova de cada série^(21,25), sendo que o resultado apresentado corresponde a média dos valores encontrados.

Para a obtenção de temperaturas inferiores a temperatura ambiente, foi usada uma mistura de álcool e CO_2 (gelo seco) em um recipiente criogênico, que servia também para estabiliza -

ção da temperatura dos corpos de prova.

4.9.- Análise Metalográfica

Os corpos de provas para macrografia foram retirados das amostras soldadas, conforme a figura 9. Para o ataque químico foi usado reativo de Nital a 5% em água.

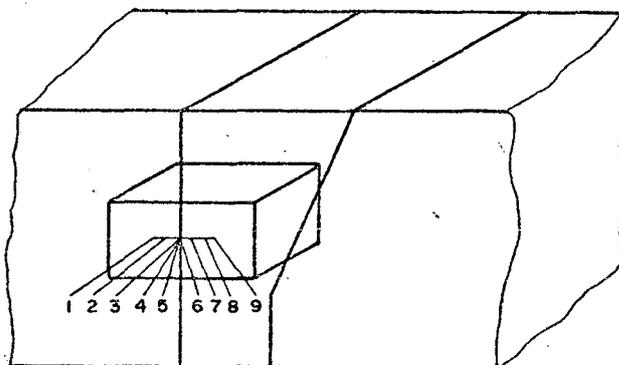


Figura 17 - Localização do corpo de prova para micrografias na amostra soldada e distribuição dos pontos para medida do perfil de dureza

A preparação das amostras da seção perpendicular à direção de soldagem seguiu o método convencional para metalografia, sendo retirada das chapas soldadas conforme figura 17. O ataque para observação da micrografia foi de Nital a 2%. As análises foram realizadas em um microscópio Metalluxe II, Leitz, e em um banco metalográfico Neophot-21, de fabricação Carl Zeiss Jena.

4.10 - Perfil de Dureza

Para ser medido o perfil de dureza do metal de base, da ZAC e de ZF (zona fundida), usou-se um durômetro VEB LEIPZIG nº 308/47, com pirâmide de diamante 136°. Os corpos de prova foram retiradas das amostras soldadas conforme figuras 9 e 17. Os pontos de medidas foram distribuídos em uma linha reta paralela a superfície de laminação, e localizados no metal de base (ponto 1 e 2), ZAC (3,4,5 e 6) e ZF (7,8 e 9), conforme figura 17.

4.11 - Avaliação da Suscetibilidade do Aço WStE 51 à Trinca de Reaquecimento

a) Confecção dos corpos de prova

Das amostras soldadas conforme o item 4.6 foram retirados os corpos de prova segundo o esquema do item 4.7. Após a usinagem de desbastes os corpos de prova foram atacados com Nital a 2%, o que tornou possível localizar um entalhe no centro da ZAC. A figura 18.a mostra as dimensões dos corpos de prova com entalhe na região central.

b) Execução dos ensaios

Para a realização do ensaio de relaxação os corpos de prova entalhados foram submetidos a um esforço de tração, numa tensão " σ_T ", determinada conforme a equação 1. Nas experiências foram variadas a temperatura do ensaio; o tempo de permanência na temperatura do ensaio antes da aplicação da tensão, dentro do limite de 30 minutos; o valor da tensão, variando o coeficiente

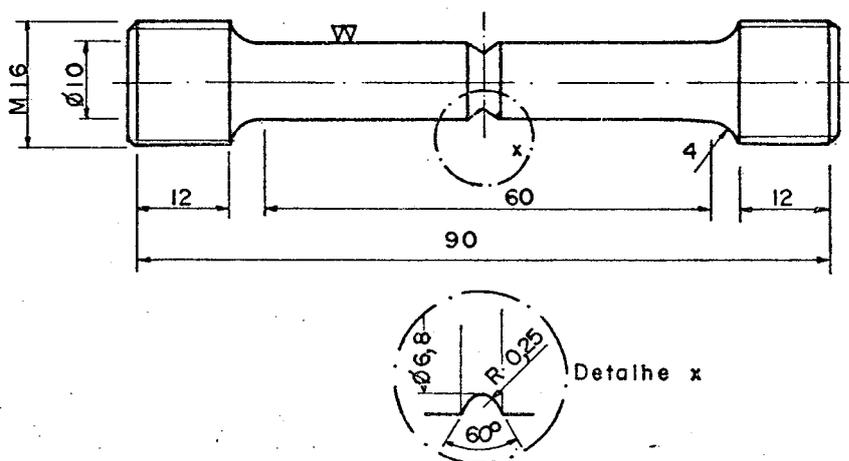


Figura 18.a - Corpo de prova para ensaio de relaxação

"f" da equação (3) aplicando-lhe valor de 0,8 e em experiências preliminares valores de 1,0; 1,2 e 1,4⁽⁶⁾; e ainda variando a forma de aquecimento, mantendo o corpo de prova sob tensão de relaxação e no outro caso sem tensão externa alguma, até a estabilização da temperatura para o ensaio de relaxação.

Como parâmetro de suscetibilidade à trinca foi tomado o tempo de ensaio desde a aplicação do esforço mecânico até a ruptura do corpo de prova⁽⁶⁾. Foi adotado o tempo máximo de ensaio de uma hora porque, em ensaios preliminares realizados com duração de até três horas, constatou-se que após uma hora de aplicação do esforço mecânico, mais de 50% da tensão inicial já havia sido relaxada. Durante este tempo de ensaio não se obteve nenhum corpo de prova rompido. Isto já era esperado, pois pela referência bibliográfica⁽⁶⁾, uma vez que 50% da tensão inicial ter sido aliviada, não se poderia mais contar com uma ruptura durante o tratamento térmico de alívio de tensões, causada pela formação de trincas.

Os ensaios de relaxação foram realizados em uma máquina rígida para ensaios mecânicos, com célula de carga até 100 kN, de procedência Alemã, fabricada por OTTO WOLPERT, tipo 10 TZZ 707, comandada por painel digital tipo NS 2300 Z 707, conforme figura 18.b.

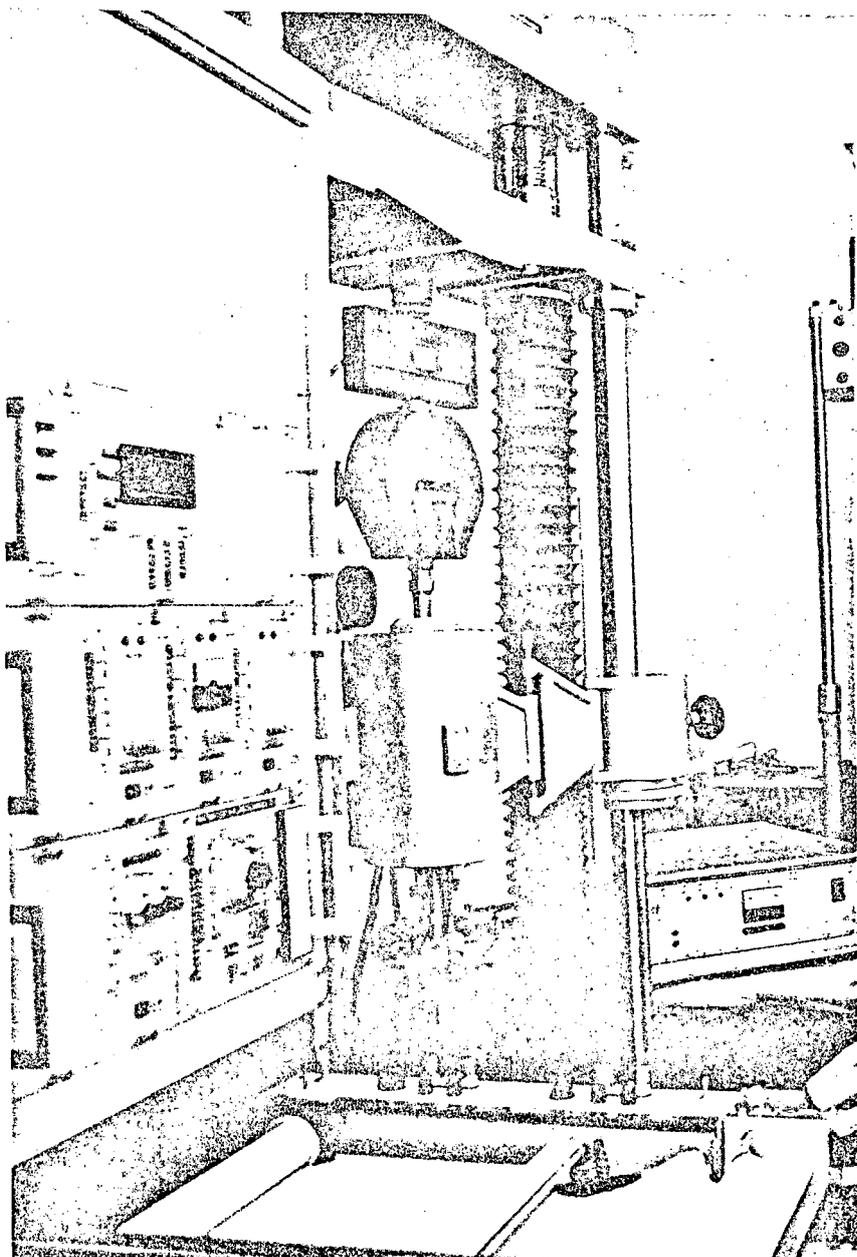


Figura 18.b - Equipamento utilizado para realização do ensaio de relaxação

A equação determinante da tensão " σ_T " é⁽¹⁷⁾:

$$\sigma_T = f \cdot \sigma_e \cdot \frac{E_{te}}{E_{ta}} \quad (1)$$

onde:

f = coeficiente de tensão;

σ_e = tensão de escoamento do material à temperatura ambiente;

E_{te} = módulo de elasticidade a temperatura do ensaio;

E_{ta} = módulo de elasticidade a temperatura ambiente.

Na determinação dos módulos de elasticidade, foram usados corpos de prova de acordo com a figura 18.a, sem entalhe, na qual traçou-se curvas tipo força/elongação, de onde da média de 3 pontos para cada um dos 2 corpos de prova ensaiados, obteve-se os valores dos módulos de elasticidade. Nesta determinação foram usados extensômetros tipo ZV-1069-5, para elongação até 1 mm, de procedência Alemã, produzidos por OTTO WOLPERT.

As temperaturas de ensaios foram:

550°C - Temperatura do tratamento térmico de alívio de tensões do canteiro de obras da Usina Nuclear de Angra dos Reis (Unidades II e III);

570°C - Temperatura do tratamento térmico de alívio de tensões na qual a fragilização da ZAC é máxima⁽¹⁾.

Para o aquecimento dos corpos de prova foi usado um forno elétrico tipo EO 1090, comandado por um painel tipo SG 1176, análogo, com temperatura máxima de 1000°C, com ajuste auto-

mático de temperatura. A temperatura interna do forno é controlada por 3 termopares de NiCr-Ni.

No presente trabalho, o termopar número 2 da Zona central do forno OE 1090, foi calibrado com um termopar padrão aferido de NiCr-Ni, tipo 482P, tendo como instrumento de leitura um Multímetro digital, para temperatura de referência de 20°C, fabricado pela Hewlett & Packard. No anexo I tem-se os valores de tensões calibradas, para as correspondentes temperaturas.

4.12 - Identificação das Amostras

Neste estudo, foram usadas 4 combinações de material-base/calor introduzido. Após confeccionados e soldados os corpos de prova, conforme recomendações já vistas, foram retiradas amostras dos mesmos para qualificação e ensaios.

Na identificação das 4 combinações material-base/calor introduzido, usou-se a seguinte numeração nos corpos de prova:

- 1: Aço WStE 51 com 17160 J/cm.
- 2: Aço WStE 51 com 23800 J/cm.
- 3: Aço WStE 51 ESU com 17160 J/cm.
- 4: Aço WStE 51 ESU com 23800 J/cm.

Na identificação das amostras para tração e dobramento, retiradas conforme o item 4.7, adotou-se a seguinte numeração:

- Para tração: X.1 - Posicionado na face;
X.2 - Posicionado na raiz.
- Para dobramento: X.D.Y.1 - Posicionado na fase;
X.D.Y.2 - Posicionado na raiz.

V - RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

5.1 - Qualificação da Junta Soldada

Os teste de tração, realizados conforme o item 4.8.2 - a, satisfizeram ao critério de aprovação proposto pela Norma RE-L 1134, apendice 1, página 5⁽²¹⁾, isto é, todos os corpos de prova soldados romperam na região do metal de base.

Também no teste de dobramento, descrito no item 4.8.2 - b, as quatro combinações material-base/calor introduzido satisfizeram ao critério de aprovação da Norma DIN 50121 (1952), ou seja, nenhum corpo de prova apresentou trinca.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração e dobramento para qualificação dos cordões de solda, estão apresentadas na tabela 9.

Os resultados do ensaio mecânico de impacto Charpy, que foi realizado de conformidade com o item 4.8.2 - c, atenderam os critérios de aprovação proposto pela Norma DIN 50115, na qual são aceitos os corpos de prova que ficam acima ou no mesmo nível dos valores encontrados para o metal de base.

Na figura 19 estão as curvas de transição dútil/frágil para corpos de prova entalhados na ZAC, referentes as quatro combinações material-base/calor introduzido.

A seguir será abordada mais detalhadamente a influência do calor introduzido sobre a tenacidade da ZAC, bem como a sua avaliação através do ensaio de impacto Charpy.

5.2 - Tenacidade da ZAC

A tenacidade do aço WStE 51 é significativamente melhora da através do processo de refusão por eletro-escória, conforme indicam os valores encontrados na literatura reproduzidos na figura 19. A figura mostra ainda que, para o mesmo calor introduzido, uma solda do aço WStE 51 ESU apresenta uma tenacidade bastante superior aquela do aço WStE 51, o que se explica pela menor quantidade de impurezas no aço refundido ⁽¹⁾.

Observa-se que com a utilização do processo com baixo calor introduzido, as amostras do aço WStE 51 apresentam melhores valores médios de resistência ao impacto na ZAC que as amostras soldadas com elevado calor introduzido. Para o aço WStE 51 ESU estas considerações não são válidas, pois em cada temperatura de ensaio tem-se variação da energia absorvida, não ficando caracterizado qual dos dois processos apresenta melhor resistência ao impacto, conforme a figura 19.

Os resultados acima, dos ensaios de impacto Charpy, não confirmam as observações de outros pesquisadores ^(1,4), segundo os quais a medida que se aumenta o calor introduzido na soldagem, há uma sensível queda na tenacidade da ZAC, em aços estruturais de granulometria fina, tais como WStE 36, WStE 70 e, particularmente, WStE 51. Os resultados aqui obtidos serão comentados no item seguinte com base nas informações sobre a microestrutura das juntas soldadas.

Comparando-se ainda a tenacidade da ZAC de juntas soldadas dos aços estudados nesta pesquisa, com os dados de outros pesquisadores ^(1,4) referentes a soldagem com o mesmo calor introduzido, tem-se:

a) A constatação de que os valores de tenacidade aqui obtidos são mais elevados. Este fato parece demonstrar que tal análise comparativa baseada somente no calor introduzido, apesar de bastante difundida pelo seu aspecto prático, não é correta, pois no calor introduzido estão implícitos outros parâmetros de soldagem, como bem reconhece Quites⁽¹⁸⁾. Isso tanto é verdade que em trabalhos mais recentes de pesquisa passa-se a encontrar fixado como parâmetro adicional, pelo menos a velocidade de soldagem⁽²⁷⁾.

b) A variação dos valores de tenacidade da ZAC em função da localização do entalhe no ensaio Charpy. Para tanto apresentam-se aqui alguns comentários, com base nos resultados das tabelas 10-a, 10-b, 10-c e 10-d, que contém os valores individuais e médios de energia absorvida no rompimento dos corpos de prova. Além disso, estas tabelas contém uma indicação do local da propagação da fratura para cada corpo de prova, o que foi feito com intuito de se procurar interpretar dispersões nos valores dos ensaios. Para tanto os corpos de prova rompidos foram atacados para uma análise macrográfica, com uma solução de ácido nítrico e água a 5%.

Nas figuras 20-a até 20-d, podem ser vistas ainda micrografias típicas das regiões por onde propagou-se a trinca no ensaio de impacto, que confirmam a análise visual realizada em todos os corpos de prova ensaiados.

Analisando as tabelas 10-a até 10-d, não nota nenhuma tendência bem definida na variação dos valores de

E N S A I O D E T R A Ç Ã O										P O S I Ç Ã O	CORPO DE PROVA	P O S I Ç Ã O	ENSAIO DE DOBRAMENTO A 180º
Dimensões iniciais			Limite de escoamento $\sigma_{0,2}$	Limite de resistência σ_T	Alongamento em 50 mm ξ	Estricção ψ	P O S I Ç Ã O	CORPO DE PROVA	P O S I Ç Ã O				
A	B	So	N/mm ²	N/mm ²	%	%				Nº			
19,8	9,8	194,04	484,8	611,1	22,0	69,4	1		D.1.1	Isento			
20,1	9,9	198,99	522,0	679,6	22,8	62,9	2	1	D.1.2	Isento			
19,7	9,7	191,09	497,5	618,0	23,2	69,4	1		D.2.1	Isento			
20,2	9,9	199,98	526,8	678,7	26,6	58,0	2	2	D.2.2	Isento			
20,0	9,9	198,00	467,7	610,3	22,6	70,6	1		D.1.1	Isento			
20,4	9,9	201,96	480,4	633,2	22,4	65,0	2	3	D.1.2	Isento			
19,5	9,9	193,05	482,3	614,8	24,8	65,9	1		D.2.1	Isento			
20,0	9,7	194,00	492,5	640,0	32,0	65,1	2	4	D.2.2	Isento			

Tabela 9 - Resultados dos ensaios mecânicos de tração e dobramento para qualificação dos cordões de solda

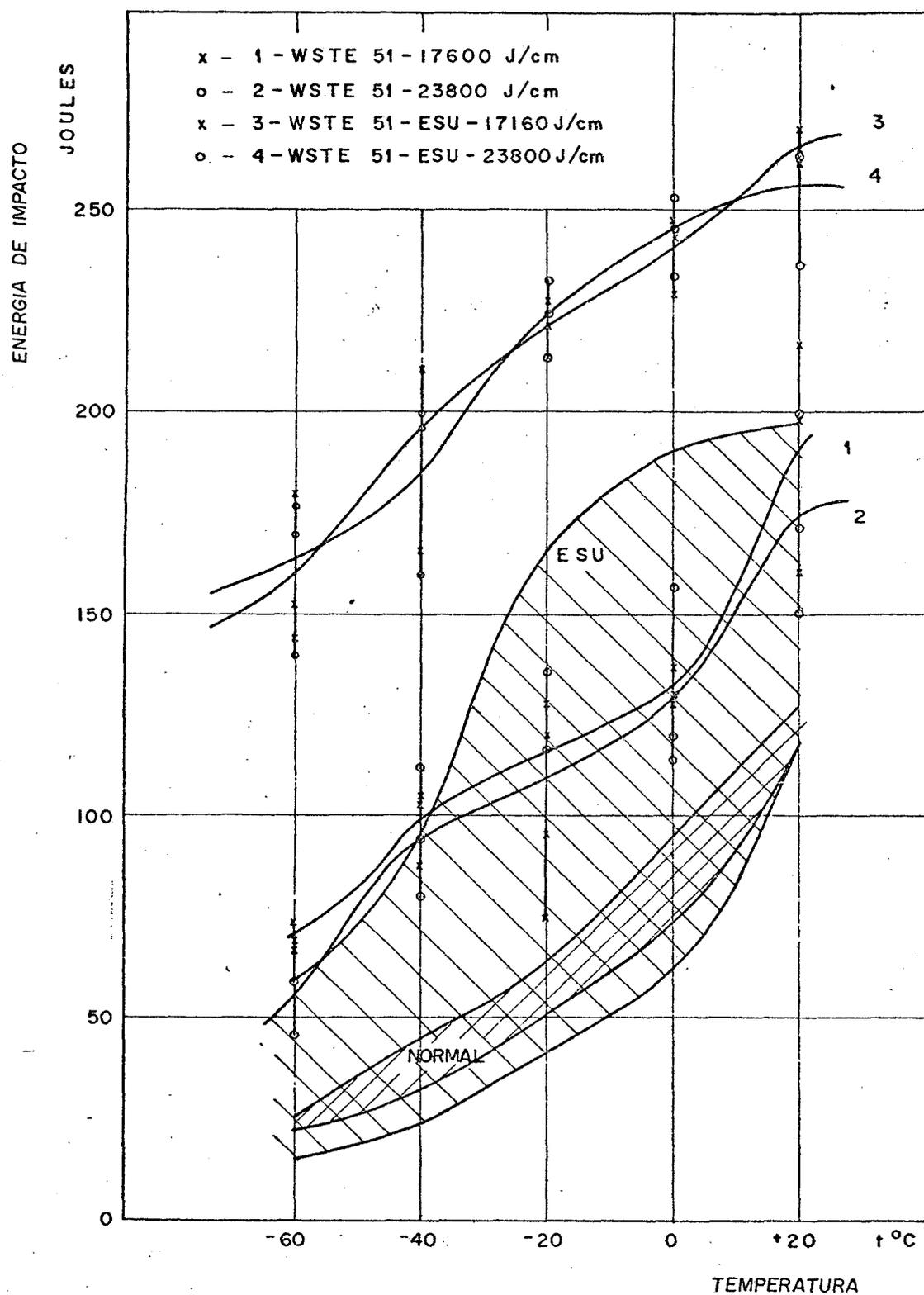


Figura 19 - Curvas de transição dútil-frágil, da ZAC das quatro combinações material-base/calor introduzido e dos materiais de base⁽²⁶⁾

CORPO DE PROVA	LOCAÇÃO DO CHANFRO	ENERGIA INDIV.	ENERGIA MÉDIA	LOCAÇÃO DA FRATURA	T °C
		J	J		
C.P.01- 2	ZAC	161		ZAC-M.B*	+20
3	"	199	192	ZAC-S**	+20
4	"	217		ZAC-S	+20
5	"	130		ZAC	0
6	"	137	132	ZAC-s	0
7	"	128		ZAC	0
8	"	120		ZAC-S	-20
10	"	128	115	ZAC	-20
11	"	96		ZAC	-20
12	"	103		ZAC	-40
13	"	88	99	ZAC	-40
15	"	105		ZAC-M.B.	-40
16	"	74		ZAC	-60
17	"	69	70	ZAC	-60
18	"	67		ZAC-S	-60

* M.B. - Material-Base

** S - Solda

Tabela 10.a - Resultados do ensaio de Impacto do aço WStE 51, com calor introduzido de 17160 J/cm

CORPO DE PROVA	LOCAÇÃO DO CHANFRO	ENERGIA INDIV.	ENERGIA MÉDIA	LOCAÇÃO DA FRATURA	T °C
		J	J		
C.P.02- 2	ZAC	151		ZAC-M.B.	+ 20
3	"	200	175	ZAC-S-M.B.	+ 20
4	"	173		ZAC-M.B.	+ 20
6	"	157		ZAC-S-M.B.	0
7	"	120	130	ZAC-M.B.	0
1	"	114		ZAC- M.B.	0
8	"	136		ZAC-S	- 20
9	"	117	109	ZAC-M.B.	- 20
10	"	75		ZAC	- 20
12	"	94		ZAC-M.B.-S	- 40
13	"	80	95	ZAC-M.B.	- 40
14	"	112		ZAC-M.B.	- 40
15	"	59		ZAC	- 60
17	"	59	55	ZAC	- 60
18	"	46		ZAC	- 60

Tabela 10.b - Resultados do ensaio de Impacto do aço WStE 51, com calor introduzido de 23800 J/cm

CORPO DE PROVA	LOCAÇÃO DO CHANFRO	ENERGIA INDIV.	ENERGIA MÉDIA	LOCAÇÃO DA FRATURA	T °C
		J	J		
C.P.03- 2	ZAC	271		S	+20
3	"	263	266	S	+20
4	"	265		S	+20
8	"	247		M.B.-ZAC	0
9	"	230	240	M.B.-ZAC	0
10	"	244		S-ZAC	0
6	"	222		S	-20
7	"	228	221	M.B.-ZAC	-20
22	"	214		ZAC	-20
11	"	211		S - ZAC	-40
12	"	211	196	M.B.-ZAC	-40
13	"	166		S - ZAC	-40
14	"	144		ZAC+S	-60
15	"	153	159	S	-60
17	"	180		ZAC-M.B.	-60

Tabela 10.c - Resultados do ensaio de Impacto do aço WStE 51 ESU, com calor introduzido de 17160 J/cm

CORPO DE PROVA	LOCAÇÃO DO CHANFRO	ENERGIA INDIV.	ENERGIA MÉDIA	LOCAÇÃO DA FRATURA	T °C
		J	J		
C.P.04- 5	ZAC	237		ZAC-M.B.	+ 20
6	"	264	255	S - ZAC	+ 20
7	"	264		ZAC-M.B.	+ 20
2	"	234		ZAC-M.B.-S	0
3	"	246	245	S	0
4	"	254		ZAC-M.B.	0
8	"	214		ZAC-M.B.	- 20
9	"	233	224	ZAC-M.B.-S	- 20
10	"	225		ZAC-M.B.-S	- 20
12	"	160		S - ZAC	- 40
13	"	196	185	S	- 40
14	"	200		ZAC-M.B.-S	- 40
15	"	140		ZAC	- 60
16	"	170	162	ZAC + S	- 60
17	"	177		ZAC + S	- 60

Tabela 10.d - Resultados do ensaio de Impacto do aço WStE 51 ESU, com calor introduzido de 23800 J/cm



Figura 20.a - C.P.2-1. Fratura na região intercrítica da ZAC, ainda caracterizada pelas camadas alternadas de ferrita e perlita, notando-se também as faixas escuras associadas à deformação plástica durante a fratura do corpo de prova. 100X



Figura 20.b - C.P.4-16. Fratura na ZAC, ao longo da região de normalização. 100X



Figura 20.c - C.P.1-5. Fratura na ZAC, ao longo da região super
quecida. 100X



Figura 20.d - C.P.3-22. Fratura na ZAC, ao longo da região de
ligação. 100X

tenacidade em função do local da fratura no ensaio de impacto. Para o aço WStE 51 normal verificou-se apenas uma maior incidência de fratura na ZAC, principalmente para menor calor introduzido, conforme as tabelas 10-a e 10-b.

Os comentários críticos sobre o método Charpy fazem comumente menções às estreitas dimensões da ZAC e ao difícil posicionamento do fundo do entalhe relativamente à mesma. No caso presente o fundo do entalhe foi posicionado sempre no meio de ZAC visível que, apresentava uma largura aproximadamente de 3 mm. Salieta-se ainda que a região de granulometria grosseira possuía em torno de 0,4 mm de largura.

Neste ponto parece interessante se reportar ao trabalho de Schmidtman⁽²⁸⁾, que discute a influência da largura da região de granulometria grosseira da ZAC sobre os resultados do ensaio de impacto. Estudando o aço StE 36 o autor verificou uma menor tenacidade em corpos de prova com granulometria grosseira, obtidos por simulação de soldagem, em relação a corpos de prova soldados, onde a região de granulometria grosseira da ZAC atingia apenas 2 mm de largura. Isso se explica, de acordo com Schmidtman, pelo fato de que na ruptura dos corpos de prova a zona deformada plasticamente chega a atingir 6 mm para caso de fratura totalmente dútil. Portanto, no momento da ruptura, regiões mais dúteis, vizinhas à estreita zona de granulometria grosseira, também são deformadas e influem significativamente na avaliação da tenacidade.

Segundo este raciocínio se poderia esperar que para os

ensaios aqui realizados toda trinca que percorresse o material de base corresponderia a menores valores de tenacidade, uma vez que o metal de base é menos dútil que a ZAC, conforme mostra a figura 19. Entretanto, tal correlação não foi observada no presente caso.

5.3 - Análise Metalográfica e Medidas de Dureza

O exame visual das macrografias reproduzidas nas figuras 21-a até 24-a, mostrou tratarem-se de soldas sãs, pois não foi detectada a presença de defeitos tais como, inclusões no metal de adição provenientes da escória formada pela deposição do fluxo granular, falta de fusão ou penetração, nem repuches ou qualquer outro tipo de defeito que comprometesse a junta soldada.

A análise metalográfica das 4 combinações material-base/calor introduziu aos seguintes resultados. As figuras 25.a até 25.h, correspondem à junta do aço WStE 51 soldado com 17100 J/cm. Na ZAC junto a linha de fusão (figura 25.e), nas regiões apenas uma vez transformadas observa-se uma textura secundária constituída de bainita e alguma martensita (figura 25.f), com tamanho de grão de austenita original correspondente as classes 4 e 5 ASTM.

A análise metalográfica foi bastante trabalhosa e difícil a identificação dos microconstituintes nesse aço de granulometria fina. Esse é o caso, por exemplo, da distinção da bainita inferior da martensita, revenida pelo próprio calor de soldagem, ou da precisa classificação dos finos "agregados de ferrita e carbonetos), que aparecem nas zonas intercríticas e de normalização (figuras 25.c e 25.d).

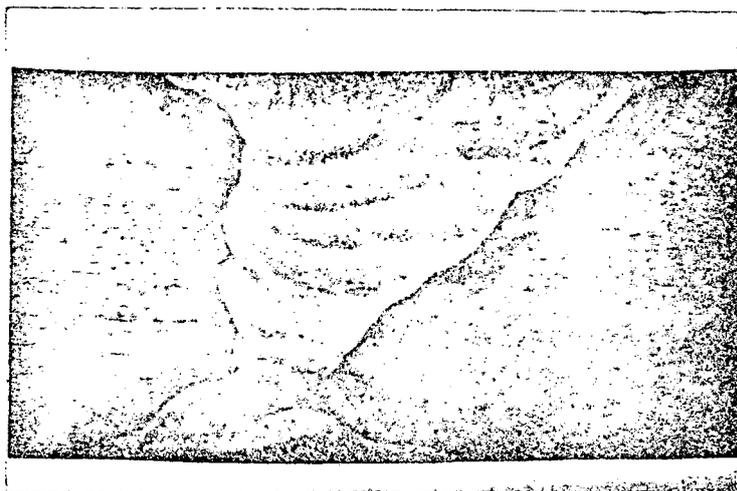


Figura 21.a - Macrografia do aço WStE 51 com 17160 J/cm (1,7:1)

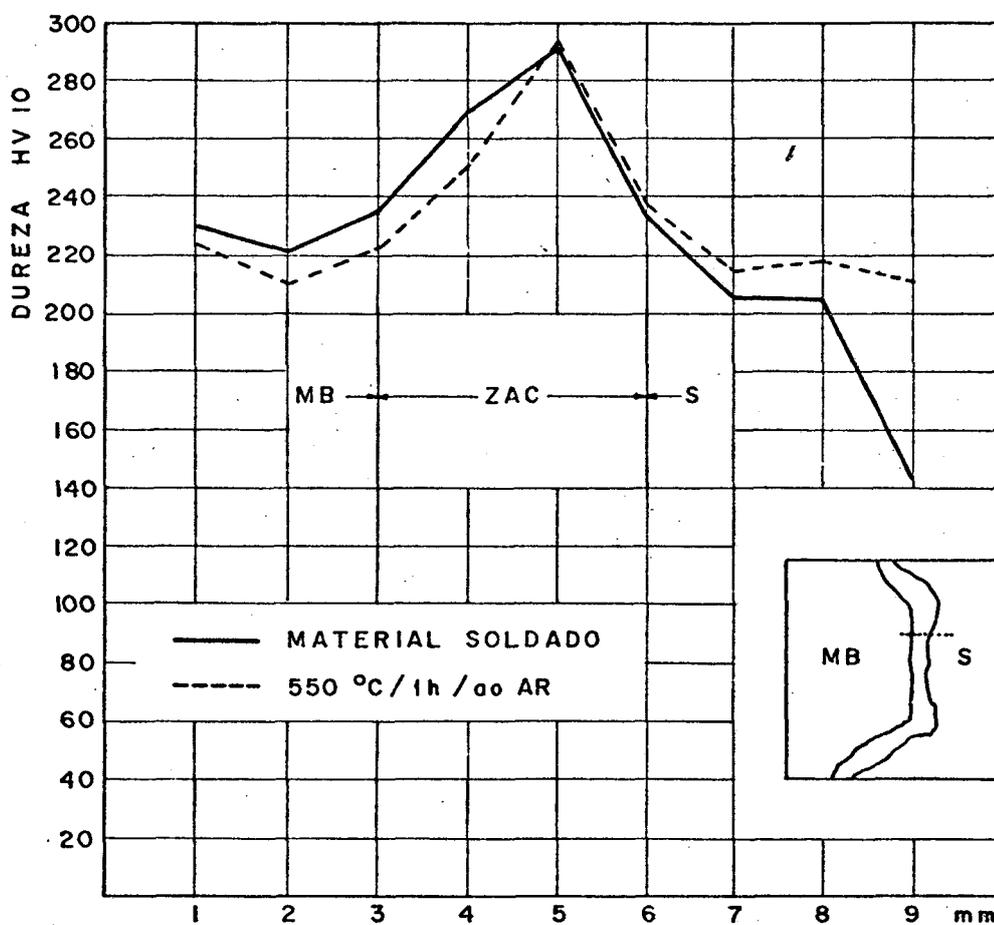


Figura 21.b - Perfil de dureza HV10 da junta soldada do aço WStE 51 com 17160 J/cm



Figura 22.a - Macrografia do aço WStE 51 com 23800 J/cm (1,5:1)

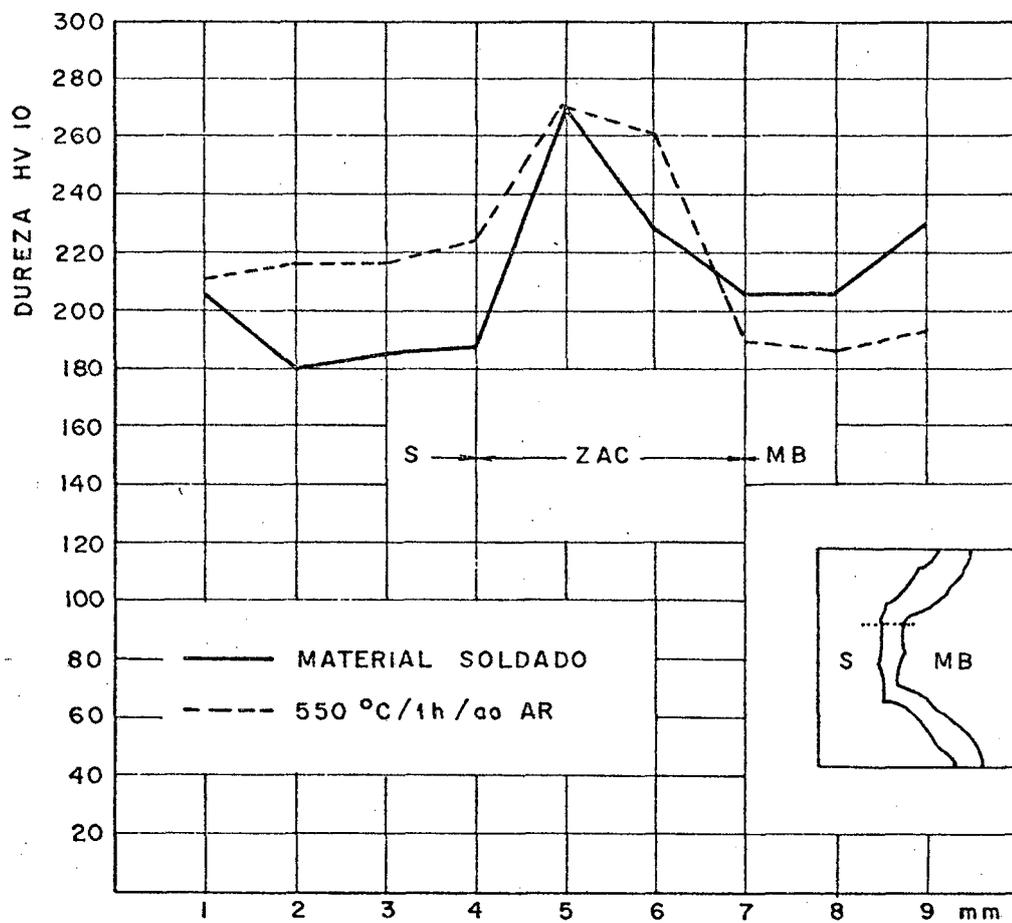


Figura 22.b - Perfil de dureza HV 10 da junta soldada do aço WStE 51 com 23800 J/cm

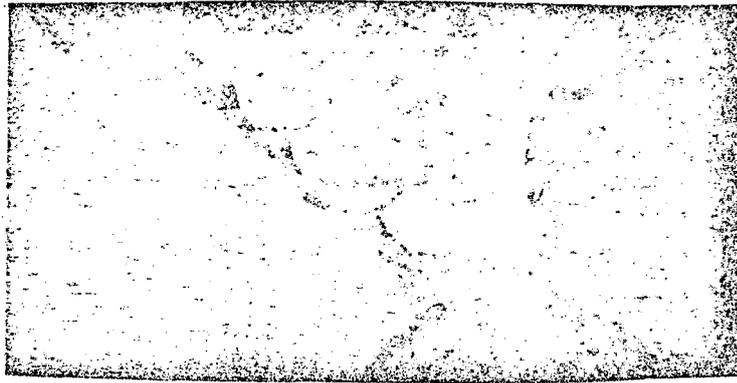


Figura 23.a - Macrografia do aço WStE 51 - ESU com 17160 J/cm
(1,3:1)

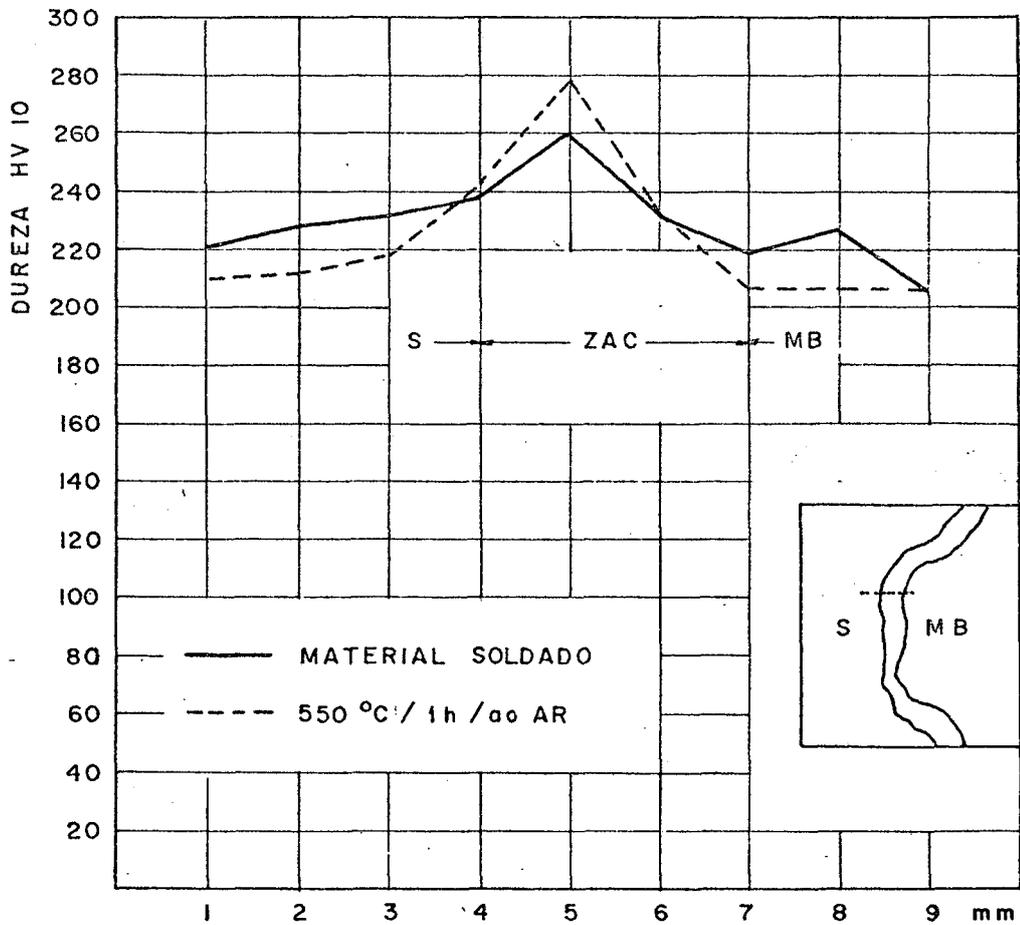


Figura 23.b - Perfil de dureza HV 10 da junta soldada do aço
WStE 51 - ESU com 17160 J/cm

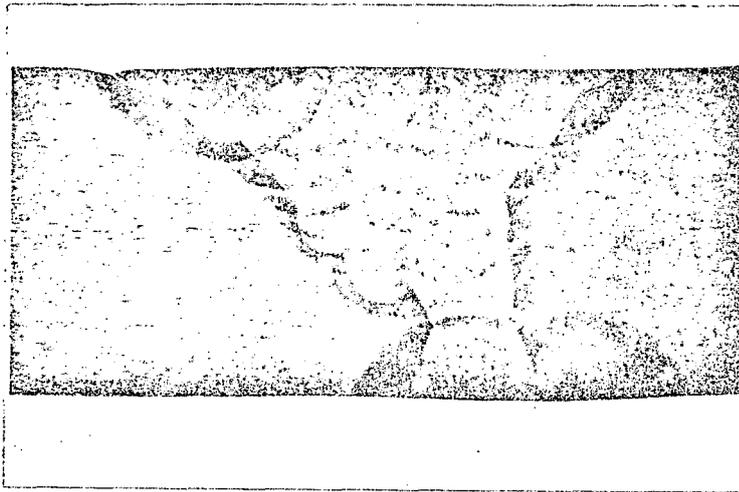


Figura 24.a - Macrografia do aço WStE 51 - ESU com 23800 J/cm

(L,1:1)

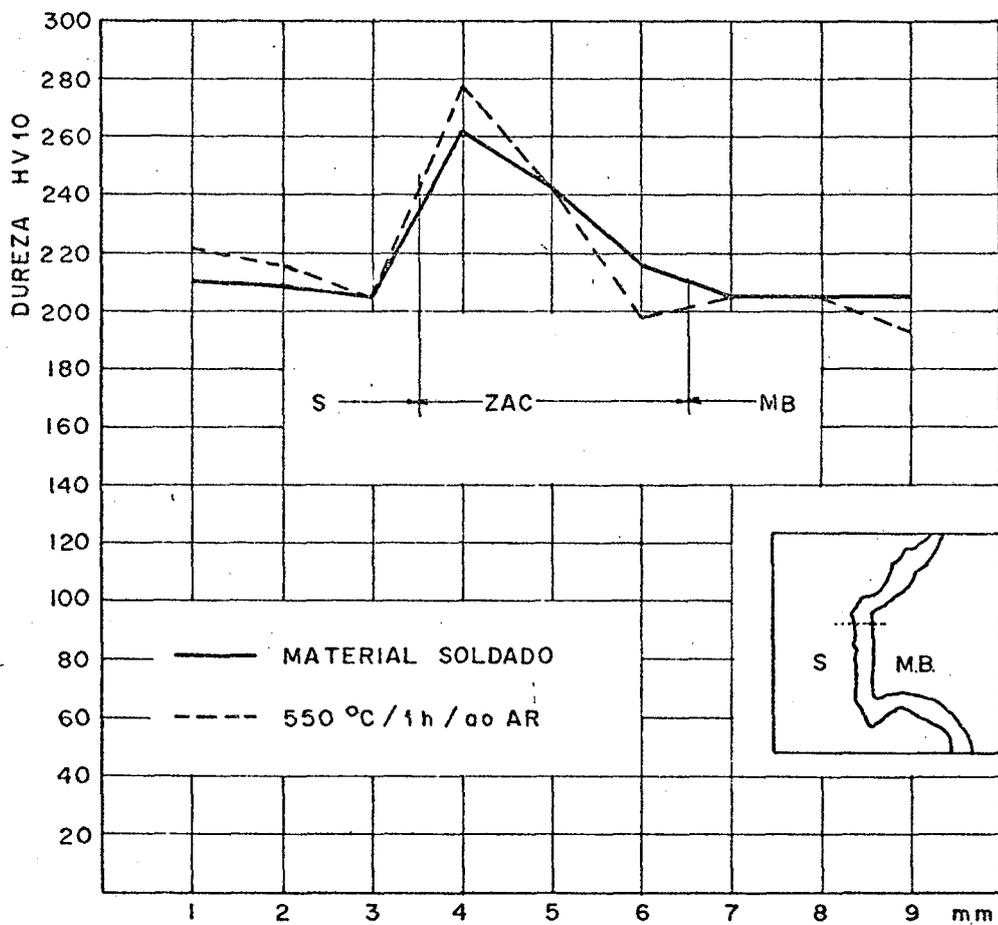


Figura 24.b - Perfil de dureza HV 10 da junta soldada do aço WStE 51 - ESU com 23800 J/cm

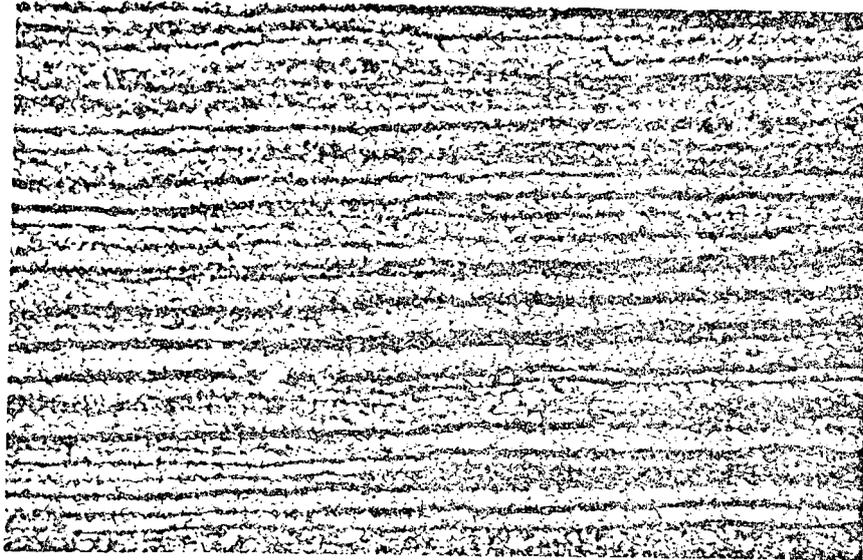


Figura 25.a - C.P.I. Material base; Ferrita e Perlita; (100X); Dureza: 221 HV 10; Tamanho de grão classe ASTM 10

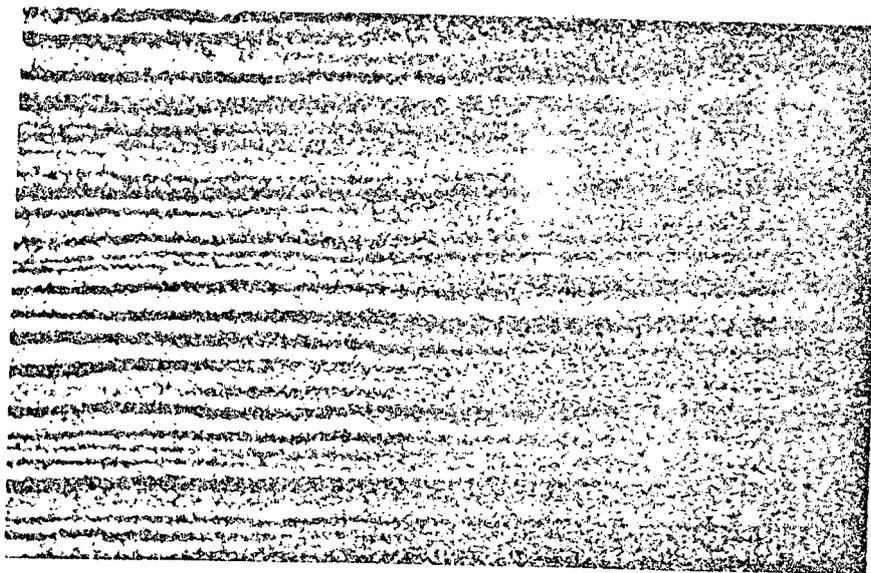


Figura 25.b - C.P.I. Região limite entre material base e região subcrítica da ZAC; (100X); Dureza: 235 HV 10; Tamanho de grão classe ASTM 10 a 12

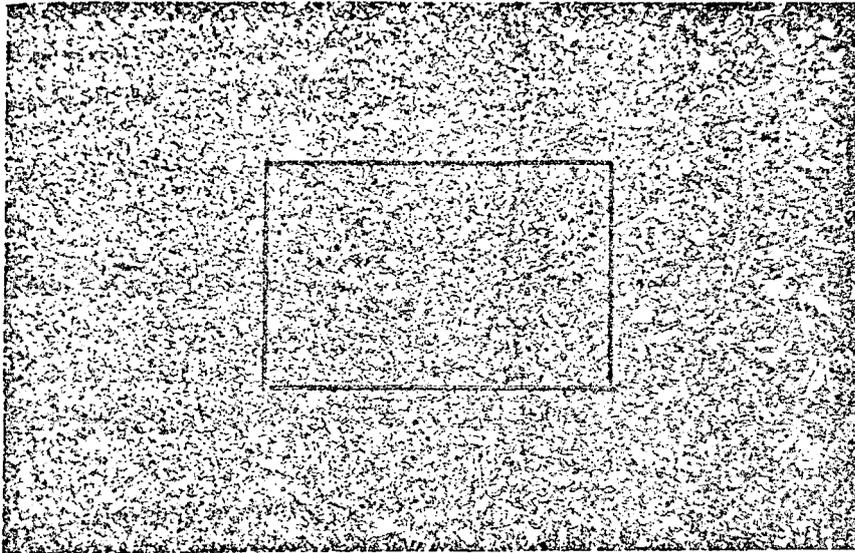


Figura 25.c - C.P.l. Regiões intercrítica, de normalização e superaquecida da ZAC; (100X); tamanho de grão classe ASTM 10 e 11 nas regiões subcrítica e intercrítica

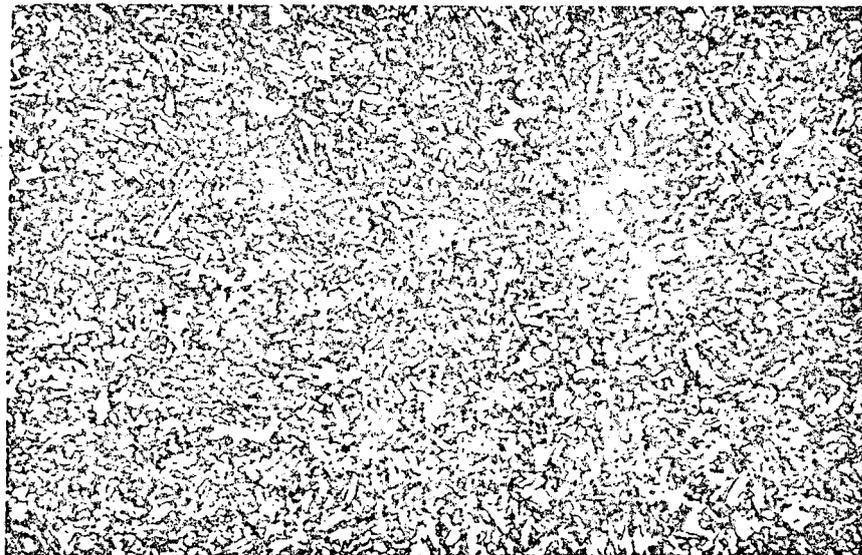


Figura 25.d - C.P.l. Maior aumento da área assinalada em 25.c; Ferrita pró-eutetóide, Bainita e provavelmente Perlita; (250X); Dureza: 250 HV 10



Figura 25.e - C.P.1. Região superaquecida e ligação da ZAC e solda. (100X); Tamanho de grão classe ASTM 4 e 5 na região superaquecida

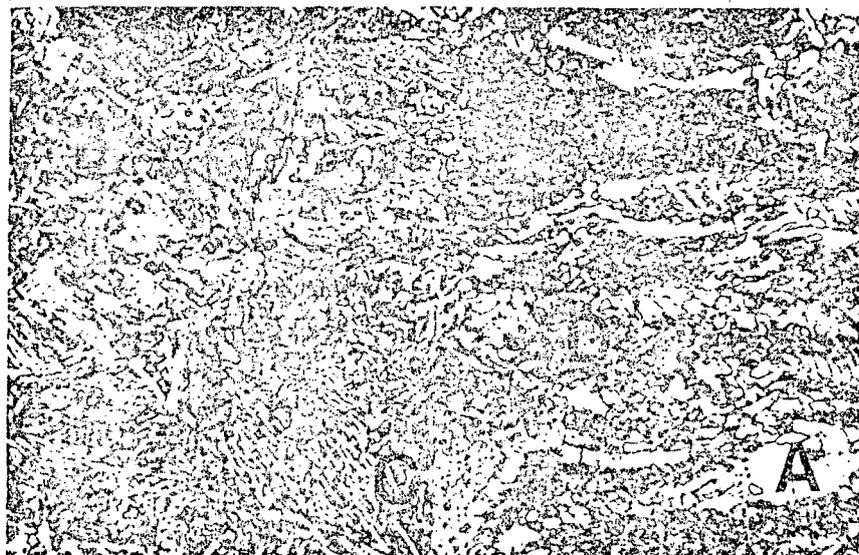


Figura 25.f - C.P.1. Maior aumento da área assinalada em 25.e; A- Ferrita pró-eutetóide; B-Martensita revenida; C-Bainita; e D-Ferrita acicular; (250X)

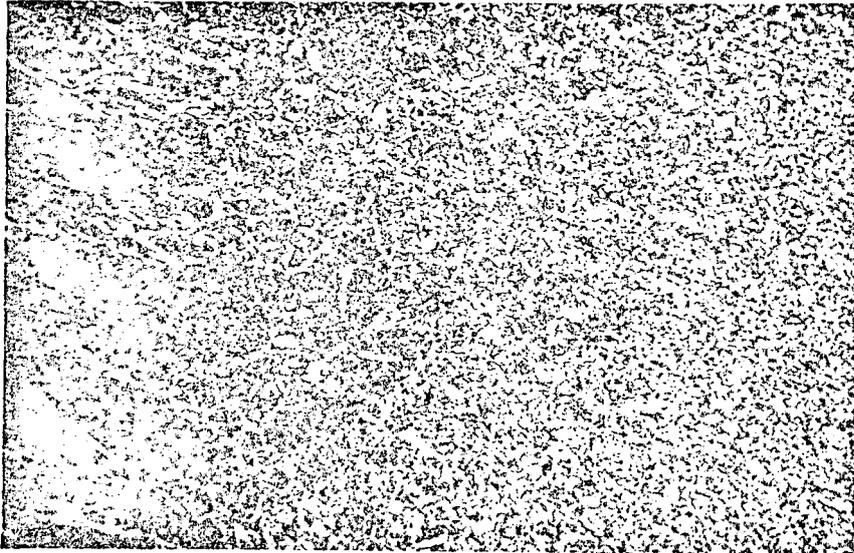


Figura 25.g - C.P.1. Solda e solda retratada da zona fundida;
(100X); Tamanho de grão classe ASTM 5 e 6 na solda
não refundida e 10 e 11 na solda retratada



Figura 25.h - C.P.1. Solda e solda retratada; A-Ferrita pró-eute-
tóide; C-Bainita; D-Ferrita acicular; (800X);
Dureza: 206 HV 10

Pela soldagem das camadas subsequentes ocorre nova alteração da textura, percebendo-se então na zona de granulometria grosseira da ZAC uma microestrutura de bainita, ferrita acicular e o aparecimento de ferrita pró-eutetóide nos antigos contornos de grão da austenita (figura 25.f). Na solda retratada, conforme (figuras 25.g e 25.h), observa-se um aumento do teor de ferrita pró-eutetóide bem como um refinamento de seu tamanho de grão.

Para maiores distâncias da linha de fusão, nas zonas intercrítica e de normalização a microestrutura é formada de ferrita pró-eutetóide, bainita e provavelmente perlita. Nota-se aí um refino de grão até as classes 10 e 11 ASTM com frações de classe 12. A medida que se aproxima do material de base o percentual de ferrita sobe até em torno de 60%.

Na soldagem do mesmo aço WStE 51 com 23800 J/cm observa-se uma ZAC com características semelhantes. Comparando-se as figuras 25.e e 25.i na região superaquecida da ZAC não se nota nenhum aumento significativo do percentual dos constituintes provenientes de temperaturas superiores de transformação, como seria de se esperar devido a mais baixa velocidade de resfriamento na soldagem realizada com 23800 J/cm. Não foi notada diferença significativa no tamanho de grão da austenita original.

Analisando as zonas fundidas das duas soldagens do aço WStE 51, não se nota nenhum aumento significativo do percentual de ferrita na soldagem com maior calor introduzido (figuras 25.h e 25.l), assim como também não se observou grandes variações no tamanho de grão da austenita original.

As figuras 25.m até 25.z, caracterizam as microestruturas das soldas do aço WStE 51 ESU, nas quais são também mostradas as diferentes regiões da ZAC. Na soldagem deste aço com os dois



Figura 25.i - C.P.2. Região de normalização, superaquecida e de ligação da ZAC e solda retratada da zona fundida; (100X); Dureza: 272 HV 10; Tamanho de grão classe ASTM 3 e 4 da região superaquecida

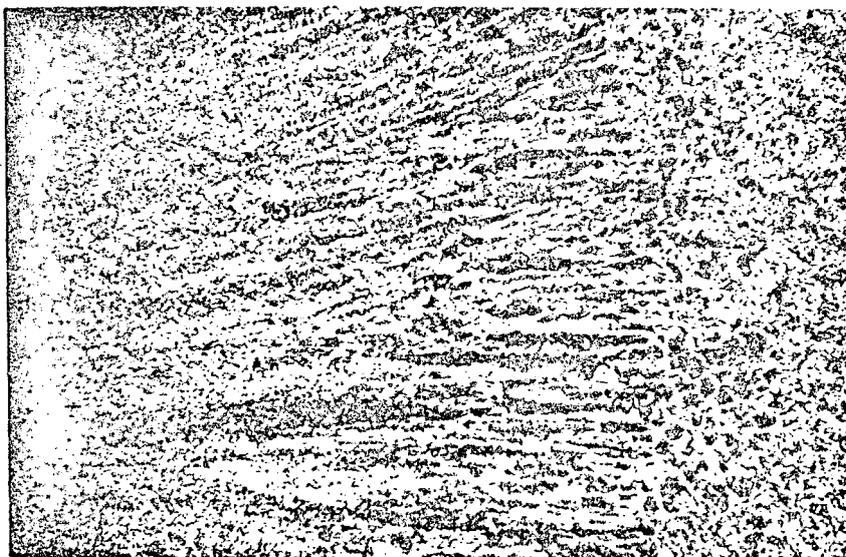


Figura 25.j - C.P.2. Região de ligação da ZAC e solda com solda retratada da zona fundida; (100X); Dureza: 187 HV 10; Tamanho de grão classe ASTM 9 e 11 na solda retratada



Figura 25.k - C.P.2. Solda retratada; Ferrita, Perlita e ou Bainita; (500X)



Figura 25.l - C.P.2. Solda retratada; B-Martensita revenida; C-Bainita; D-Ferrita acicular; (800X); Dureza: 185 HV 10

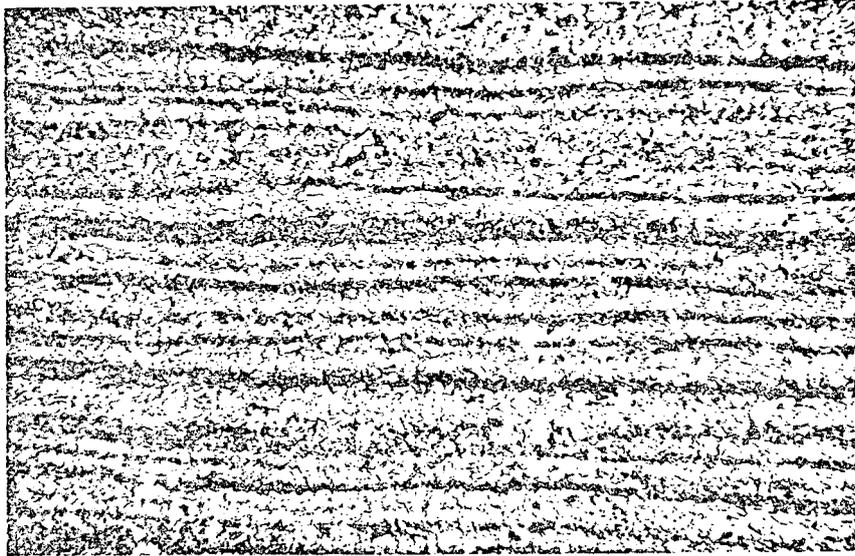


Figura 25.m - C.P.3. Material de base; Ferrita e Perlita; (100X); Dureza: 206 HV 10; Tamanho de grão classe ASTM 11

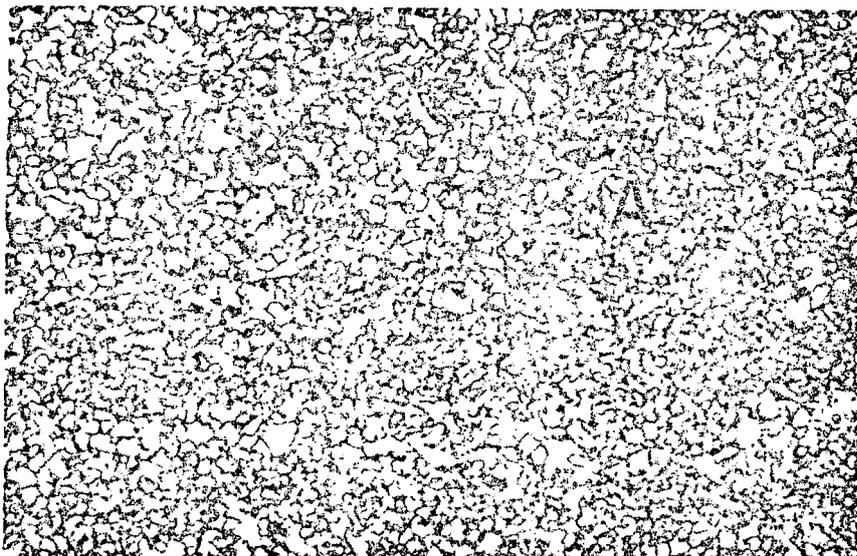


Figura 25.n - C.P.3. Região subcrítica da ZAC; A-Ferrita proeutetóide; e Perlita; (500X); Dureza: 219 HV 10

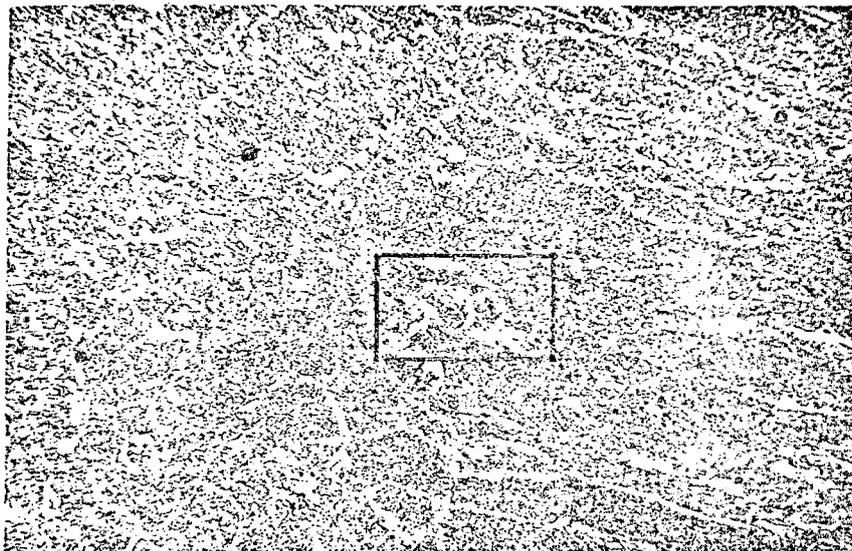


Figura 25.o - C.P.3. Região de normalização, superaquecida e ligação da ZAC e solda da zona fundida; (100X); Tamanho de grão classe ASTM 4 e 5 na região superaquecida

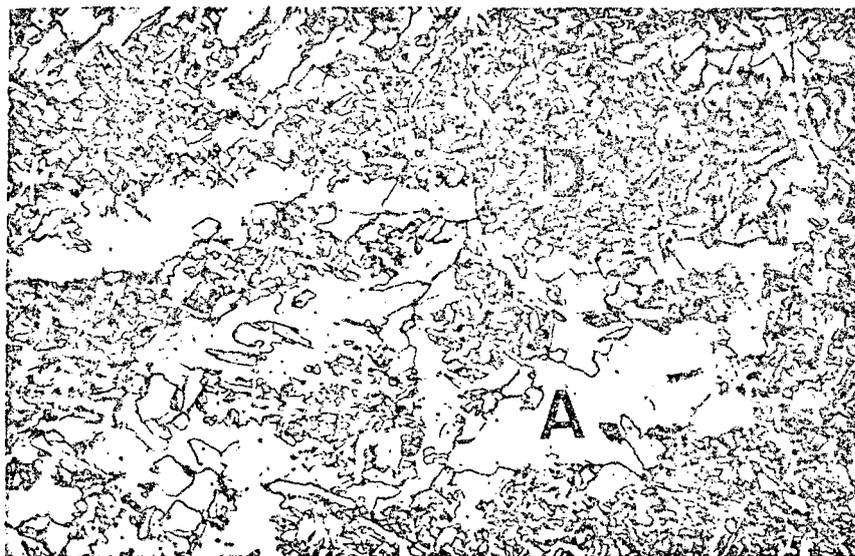


Figura 25.p - C.P.3. Maior aumento da área assinalada em 25.0; A-Ferrita pró-eutetóide; D-Ferrita acicular; (500X); Dureza: 260 HV 10



Figura 25.q - C.P.3. Solda e solda retratada da zona fundida;
(100X); Dureza: 228 HV 10 na solda não refundida; Ta
manho de grão classe ASTM 12 na solda retratada

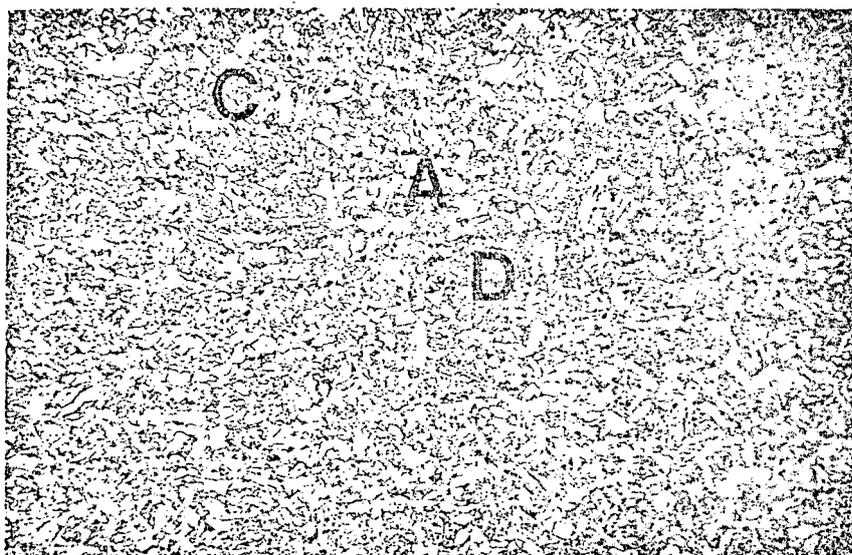


Figura 25.r - C.P.3. Solda retratada da zona fundida; A-Ferrita
pró-eutetóide; C-Bainita; D-Ferrita acicular; (800X);
Dureza: 232 HV 10

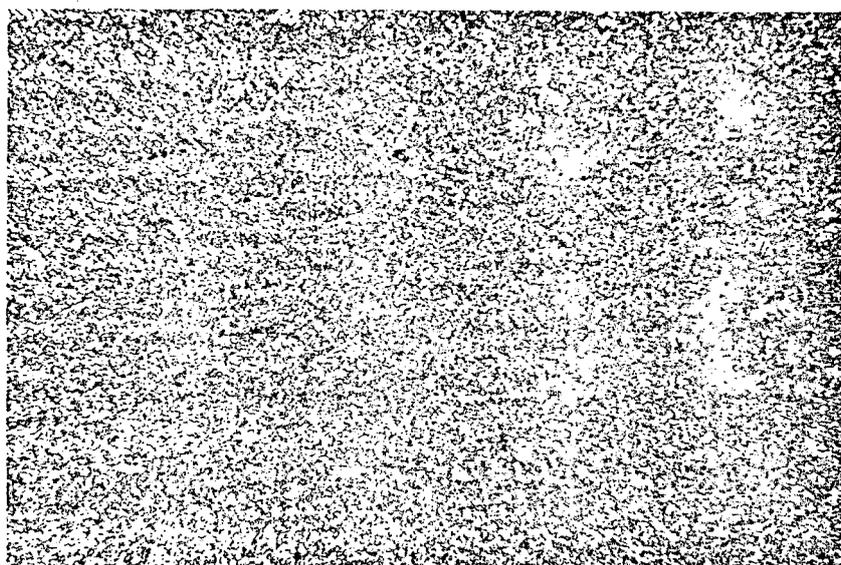


Figura 25.s - C.P.4. Região subcrítica e intercrítica da ZAC; (100X); Dureza: 219 HV 10; Tamanho de grão classe ASTM 10 e 11

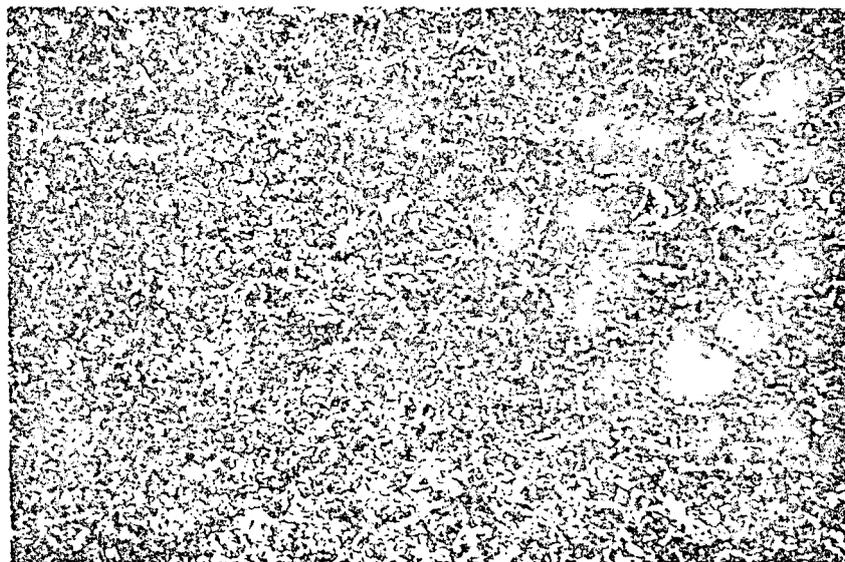


Figura 25.t - C.P.4. Região intercrítica, de normalização e superaquecida da ZAC; (100X); Dureza: 243 HV 10; Tamanho de grão da classe ASTM 4 e 5 na região superaquecida



Figura 25.u - C.P.4. Região superaquecida da ZAC; A-Ferrita pró-eutetóide; B-Martensita revenida; C-Bainita; D-Ferrita acicular; (1000X); Dureza: 260 HV 10



Figura 25.v - C.P.4. Região superaquecida da ZAC; A-Ferrita pró-eutetóide; B-Martensita revenida; D-Ferrita acicular; (1000X)

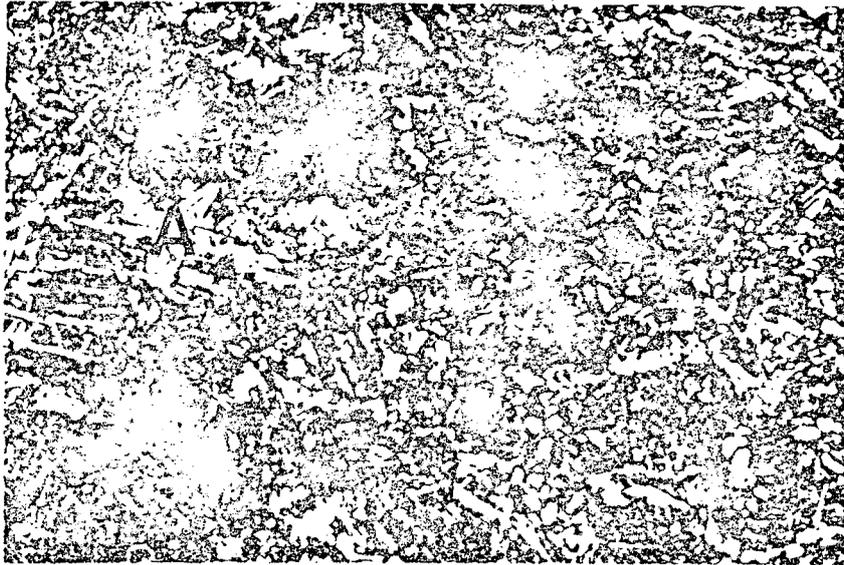


Figura 25.x - C.P.4. Região de ligação da ZAC; A-Ferrita pró-eutetóide; C-Bainita; (250X); Dureza: 243 HV 10

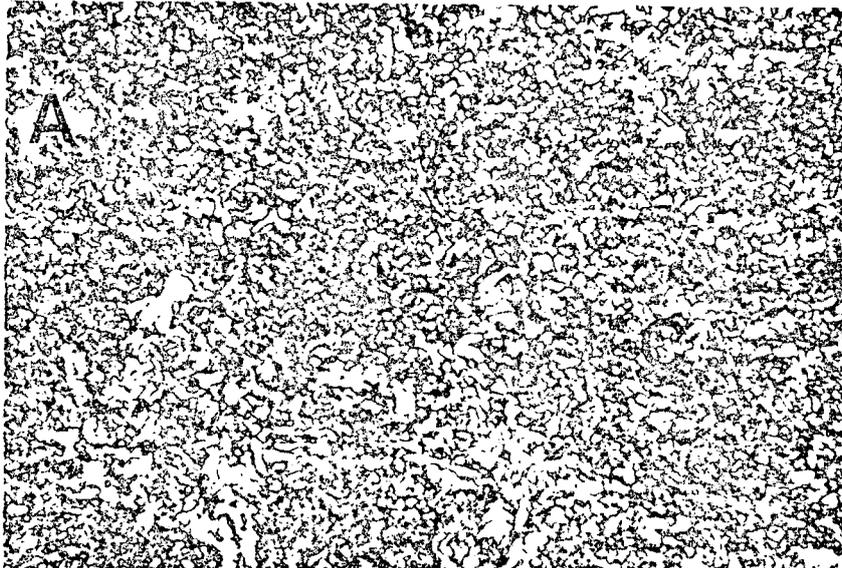


Figura 25.z - C.P.4. Solda retratada da zona fundida; A-Ferrita pró-eutetóide; C-Bainita; e Perlita (250X); Dureza: 208 HV 10

diferentes níveis de calor introduzido a região de granulometria grosseira tem o mesmo tamanho de grão da austenita original que é da classe 4 e 5 ASTM (figuras 25.o e 25.t).

O aço WStE 51 ESU apresenta maior percentual de ferrita acicular (figuras 25.f e 25.p), assim como um grão mais refinado (figuras 25.a e 25.m), o que comprova sua melhor ductilidade em relação ao aço WStE 51.

A metalografia da ZAC seria bastante facilitada com o recurso de um diagrama CCT de soldagem do aço WStE 51. Na falta desse recurso recorreu-se ao diagrama CCT de soldagem do aço StE 47 (anexo II), cuja composição química é próxima à do aço aqui estudado.

No diagrama utilizado há a formação de martensita e bainita para tempos de até 400 segundos. No presente caso foi calculado que o material, soldado com 17.100 J/cm, levaria apenas em torno de 10 segundos para resfriar de 800° até 500°C, o que nos levaria a esperar, pelo diagrama CCT, uma alta percentagem de martensita na junta soldada.

Conforme já mencionado anteriormente, a identificação da martensita foi difícil e a análise metalográfica não revelou a presença de alta percentagem deste constituinte na ZAC das soldas afetadas. Esse resultado está portanto em desacordo com o previsto pelo diagrama CCT do aço StE 47. Por outro lado, segundo o mesmo diagrama, a presença de alguma martensita é confirmada pelos níveis relativamente elevados de dureza na região de granulometria grosseira da ZAC, conforme os resultados apresentados mais adiante.

Procurando-se interpretar as boas propriedades das soldas analisadas nesse trabalho em função de sua microestrutura, bem como da literatura específica sobre o assunto, deve-se salien

tar em primeiro lugar os resultados de Piehl e colaboradores⁽⁴⁾. Esses pesquisadores, com o recurso de microscopia eletrônica de transmissão, constataram no mesmo aço WStE 51 que uma microestrutura de martensita revenida, bainita inferior e livre de ferrita era responsável pela alta tenacidade das soldas obtidas com até 17.100 J/cm. Constataram ainda, que em regiões retratadas pelos passes subsequentes a pequena percentagem de ferrita formada era isenta de precipitação de carbeto especiais.

A perda de tenacidade para níveis superiores de calor introduzido é explicada pela presença de bainita superior e de precipitação na ferrita. Os autores não fazem nenhuma menção à existência da ferrita acicular, que é reconhecidamente favorável a tenacidade⁽²⁴⁾.

A explicação dos elevados valores de tenacidade obtidas nas soldas do aço WStE 51 pode ser feita através da:

- Formação de martensita na ZAC, que associada a um efeito de revenimento devido ao próprio calor da soldagem, apresenta-se em forma de martensita revenida, que é benéfica a tenacidade;

- Que em função dos valores de calor introduzido a parcela de ferrita na ZAC não é elevada. Além disso não apresenta a ação desvantajosa sobre a tenacidade, já que não tem a precipitação de carbonitreto de vanádio;

- Presença de ferrita acicular que é benéfica à tenacidade.

Para verificar a possibilidade de se fazer um acompanhamento indireto das propriedades da ZAC por meio do perfil de dureza, fez-se essas medidas, conforme o item 4.10, segundo um eixo horizontal na seção transversal da solda. Os resultados são

mostrados nas figuras 21.b até 24.b.

A dureza da ZAC chega a atingir valores pouco acima de 280 HV, como mostra a figura 21-b para o aço WStE 51 soldado com 17160 J/cm. Recorrendo-se ao diagrama CCT do aço StE 47 (anexo II), conclue-se que este nível de dureza corresponde à uma microestrutura bainítica-martensítica, com cerca de 30% deste último constituinte.

Ainda de acordo com o mesmo diagrama CCT conclue-se que níveis de dureza inferiores a 265 HV correspondem a microestrutura já com a presença de traços de ferrita pró-eutetóide.

Conforme mostram as figuras 21.b e 22.b, para maior calor introduzido correspondem menores valores de dureza na ZAC e na solda, o que está associado a menores valores médios de tenacidade da ZAC para o aço WStE 51, conforme a figura 19, o vem a reforçar os estudos de Piehl⁽³⁾.

O aço WStE 51 ESU apresenta, para diferentes níveis de calor introduzido, como mostram as figuras 23.b e 24.b, praticamente os mesmos valores de dureza.

Após o alívio de tensões a 550°C, durante uma hora com resfriamento ao ar, os valores de dureza são mais altos que no estado soldado (fig. 21.b até 24.b). Com isso resulta a comprovação de que na ZAC, ocorrem processos de precipitação, os quais, dependendo das condições de soldagem e da temperatura de recozimento de alívio de tensões, são responsáveis pela maior ou menor perda de tenacidade da junta⁽³⁾.

Quanto a perda de tenacidade na ZAC, como já foi mencionado, ela não está associada apenas à precipitação no interior dos grãos, mas também à fragilidade de revenido.

Conforme comprovaram Herz e colaboradores⁽¹¹⁾, com o recurso da microscopia eletrônica Auger, o exame das superfícies

de fratura do aço 22 Ni Mo Cr 37 mostrava um enriquecimento nos elementos S, N, Sn e Mn.

Além disso, quanto aos efeitos de precipitação no interior dos grãos ele é bastante diverso, caso ocorra ela na ferrita ou na bainita e martensita.

Segundo vários autores a precipitação de carbeto especiais na bainita e sobretudo na martensita dificulta a relaxação do material. Vougioukas e colaboradores⁽⁶⁾ mostraram esse efeito para o aço 16 Mn Ni Mo 53. Herz e outros⁽¹¹⁾ afirmaram que a precipitação de agulhas de Mo_2C de "tamanho crítico" (cerca de 10 nm) na textura martensítica do aço 20 Mn Mo Ni 55 é responsável pelas trincas de reaquecimento.

Uma verificação do nível de precipitação no presente caso exigiria os recursos da microscopia eletrônica.

5.4. Ensaio de Relaxação

A tabela 11 reúne o conjunto de resultados dos ensaios de relaxação obtidos em corpos de prova das 4 combinações material-base/calor introduzido, todos para a temperatura de 550°C e um fator de tensão "f" fixado em 0,8, conforme descrito no item 4.11.

Com o intuito de se aproximar o ensaio do ciclo real tensão x temperatura experimentado por uma junta soldada durante um alívio de tensões, foram variados também o tempo de permanência antes da aplicação da carga à 550°C , bem como também foi feito o aquecimento já com carga aplicada.

Não se verificou a ruptura de nenhum corpo de prova

MATERIAL	Número do Corpo de Prova	Temperatura do Ensaio [°C]	Fator de Tensão "f"	Tempo de permanência na temperatura de ensaio, antes da aplicação da carga	Tipo de Aquecimento	Intervalo de Relaxação (Força) [KN]	Percentual de Relaxação em 1 hora (%)	Redução de Área (%) após a Ruptura				
WStE 51	C.P.1-7	550	0,8	Zero		11,10- 5,05	54,5	30,45				
	C.P.2-9					- 5,32	52,1	47,64				
WStE 51	C.P.1-8					- 5,93	46,6	29,00				
	C.P.2-8					- 5,99	46,0	41,97				
WStE 51 ESU	C.P.3-6					- 4,00	64,0	46,13				
	C.P.4-8					- 4,35	60,8	49,32				
WStE 51 ESU	C.P.3-3					- 2,68	75,9	55,79				
	C.P.4-5					- 3,12	71,9	49,73				
WStE 51	C.P.1-4					30 min	0,8			- 5,85	47,3	
	C.P.2-7									- 6,70	39,6	
WStE 51 ESU	C.P.3-4	- 5,20	53,2									
	C.P.4-4	- 5,25	52,7									
WStE 51	C.P.1-10	- 5,18	53,3									
	C.P.2-6	- 5,45	50,9									
WStE 51 ESU	C.P.3-1	- 4,55	59,0									
	C.P.4-3	- 5,15	53,6									

Tabela 11 - Resultado de ensaios de relaxação a 550°C para o fator de tensão "f" igual a 0,8

mesmo para tempos de até 180 minutos, conforme ensaios preliminares. Desta forma, de acordo com o critério do "tempo até a ruptura"⁽⁶⁾ como parâmetro de medida da suscetibilidade, pode-se afirmar que nenhum dos materiais ensaiados é suscetível à trinca de reaquecimento.

Além disso, a boa ductilidade na temperatura de 550°C é mostrada na tabela 11 pelo elevado percentual de relaxação em uma hora de ensaio. Como se viu de acordo com Vougiokas⁽⁶⁾ quando um material sofreu um alívio de tensão inicial de aproximadamente 50% durante uma hora de ensaio, não mais se pode contar com sua ruptura devido a formação de trinca de reaquecimento durante o tratamento térmico de alívio de tensões.

No presente caso os corpos de prova das soldas com o aço WStE 51 ESU apresentaram todos eles um percentual de relaxação maior que 50%.

Os valores correspondentes ao aço WStE 51 ficam em torno de 50%, descendo apenas no caso do C.P. 2.7 pouco abaixo de 40%. Essa pior marca fica dentre os resultados dos ensaios em que a relaxação só foi iniciada após 30 minutos de permanência à 550°C. Ou seja, trata-se de ensaios sob condições mais severas, admitindo-se que a precipitação de carbetos e carbonitretos seja responsável pela redução da capacidade de deformação plástica, que permite a relaxação do material.

Com o intuito de se obter mais um parâmetro que permitisse avaliar a ductilidade do material na temperatura do tratamento térmico de alívio de tensões, uma vez concluído o ensaio de relaxação elevou-se novamente o nível de carga aplicada, rompendo-se assim alguns corpos de prova num ensaio de tração.

Como foi visto no capítulo II, a redução de área de

corpos de prova no ensaio de tração também pode ser considerada como parâmetro de suscetibilidade à trinca de reaquecimento⁽¹⁷⁾. Para estrição superior a 20% o material é considerado não suscetível a estas trincas. Os dados da tabela 11 comprovam mais uma vez a não suscetibilidade dos aços WStE 51 e WStE 51 ESU à trinca de reaquecimento.

MATERIAL	Número do Corpo de Prova	Temperatura do Ensaio [°C]	Fator de Tensão "f"	Tempo de permanência na temperatura de ensaio, antes da aplicação da carga	Tipo de aquecimento	Intervalo de Relaxação (Força) [KN]	Percentual de Relaxação em 1 hora (%)
WStE 51	C.P.1-6	570	1,2	30 min	S E M	16,23- 6,20	61,8
	C.P.2-4					- 5,90	63,7
WStE 51 ESU	C.P.3-2					- 4,26	73,8
	C.P.4-9					- 5,13	68,4
WStE 51	C.P.2-10	550	1,0	Zero	C A R G A	13,80- 6,43	53,4
WStE 51 ESU	C.P.3-9		1,2			16,57- 5,85	64,7
WStE 51	C.P.2-1		1,4			19,33- 7,00	63,8

Tabela 12 - Ensaio de relaxação a 550° e 570°C sob diferentes fatores de tensão "f"

Dietmann⁽³¹⁾ analisou a influência do grau de severidade do entalhe sobre a estrição, observando que para uma variação do raio de curvatura do fundo do entalhe de 8 para 0,25 mm, a estrição diminuía, no caso do aço ABNT 1015, de 57,6% para 28,4%.

Do acima exposto, pode-se concluir que os materiais em estudo são realmente bastante dúteis, pois mesmo usando um raio de curvatura do fundo do entalhe dos corpos de prova igual a 0,25 mm, chegou-se a valores de redução de área bastante superiores ao limite mínimo de 20% sugerido por Vinckier⁽¹⁷⁾.

Os elevados valores de estrição da tabela 11 já eram esperados, pois desde o ensaio de impacto já tinham se tornado

evidentes os excelentes valores de tenacidade dos materiais estudados.

Finalmente, para verificar a influência de um maior grau de restrição de uma junta soldada sobre a tendência de fissuração no reaquecimento, elevou-se o fator de tensão "f" para valores de 1,0; 1,2 e 1,4 (tabela 12).

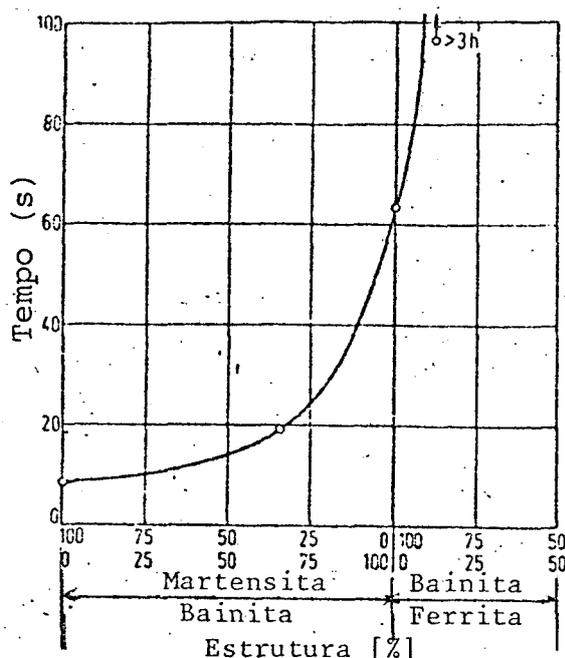


Figura 26 - Correlação entre microestrutura e comportamento de relaxação do aço 16 Mn Ni Mo V 53

Mesmo chegando a ultrapassar o limite de escoamento do material na temperatura de ensaio ($\sigma_e 550 = 300/310 \text{ N/mm}^2$), não foi observada a ruptura de nenhum corpo de prova, revelando todos eles um percentual de relaxação bastante alto.

Também na temperatura de 570°C , mesmo para um fator de tensão igual a 1,2 os corpos de prova mostraram boa capacidade de deformação plástica.

Uma correlação, entre a microestrutura do aço

16 Mn Ni Mo V 53 e seu comportamento à relaxação foi feita por Piehl⁽³⁾, de cujo trabalho reproduzimos a figura 26. Nesta figura nota-se que uma textura totalmente martensítica acarretava em tempos de permanência abaixo de 10 segundos no ensaio de relaxação. Com crescentes frações de bainita na martensita, o comportamento à relaxação era melhorado. Uma textura totalmente bainítica conduzia a tempos em torno de 1 minuto de permanência. Tempos de permanência superiores a 3 horas foram atingidas quando frações significativas de ferrita aparecem na microestrutura.

Com base no acima exposto e na análise metalográfica do item anterior pode-se discutir o bom comportamento à relaxação dos materiais aqui ensaiados.

Conforme mostram as figuras 25.a até 25.z a região de granulometria grosseira da ZAC, que é a mais suscetível a trincas de reaquecimento é constituída de bainita e alguma martensita. Tal tipo de microestrutura bainítica-martensítica tem segundo Vougioukas e colaboradores⁽⁶⁾ um mal comportamento à relaxação: " parece ter importância decisiva a alta densidade de discordâncias da bainita e sobretudo da martensita, que são responsáveis pela precipitação de carbeto num estado desfavorável à relaxação".

De acordo com a figura 26 um corpo de prova contendo 25% de martensita e 75% de bainita, resistiria pouco mais de 20 segundos no ensaio de relaxação. Existem, entretanto, ao menos duas diferenças essenciais entre as experiências dos autores citados⁽⁶⁾ e as aqui realizadas, que impedem a comparação imediata dos resultados:

1) Vougioukas e colaboradores utilizaram um simulador de soldagem para obter corpos de prova com textura homogênea e frações variáveis de martensita, bainita e ferrita.

No presente caso os corpos de prova são provenientes de solda reais mostrando, portanto, textura e propriedades variáveis ao longo da ZAC e solda.

2) Os resultados da figura 26 aplicam-se a texturas apenas uma vez transformadas.

No presente caso é fundamental a importância da ciclagem térmica da soldagem multi-passes.

Face a esses pontos levantados pode-se compreender o bom comportamento à relaxação das soldas aqui estudadas. Em consequência do revenimento dos passes subsequentes da soldagem ocorre a precipitação e o crescimento dos carbeto na textura martensítica-bainítica, até um estágio não mais desfavorável à relaxação.

Além disso, conforme já mencionado anteriormente, um passe subsequente chega a conduzir a uma alteração sensível da microestrutura da ZAC do passe imediatamente inferior. Conforme já mostrado na figura 25.f a zona superaquecida, retratada, passa a conter um percentual de 5 a 10% de ferrita pró-eutetóide. O aparecimento desta fase, segundo Vougioukas⁽⁶⁾, favorece o comportamento à relaxação.

Finalizando no que diz respeito à tenacidade e à suscetibilidade à trincas de reaquecimento chegou-se a conclusão de que as soldas aqui estudadas apresentam uma microestrutura com uma combinação bastante favorável de microconstituintes.

Como obteve-se ótimos valores de tenacidade e relaxação os microconstituintes apresentavam-se em quantidades otimizadas que representam um compromisso entre a perda de tenacidade em prol da segurança contra as trincas de reaquecimento. Em outras palavras, a presença de traços de ferrita pró-eutetóide e baixa quantidade de martensita associados à bainita explicam o bom compor

tamento a relaxação. O aumento da fração dos constituintes formados a temperatura mais elevadas por um lado melhora o comportamento à relaxação e por outro prejudica a tenacidade. Segundo Piehl⁽³⁾, conforme já foi comentado, traços de ferrita (~ 5%) ainda isento de precipitação, obtidos em soldas com nível de calor introduzido da ordem de 17000 J/cm, não afetam a tenacidade.

Por sua vez os constituintes formados a temperaturas inferiores, bainita e martensita, apenas após o revenimento apresentam boa tenacidade. Além disso, uma boa resposta à relaxação exige que nesse tratamento térmico, no caso pelos passes subsequentes da soldagem, sejam atingidas temperaturas superiores a 800°C⁽¹²⁾.

VI - CONCLUSÕES E SUGESTÕES

A análise dos resultados experimentais alcançados neste trabalho, auxiliada por uma revisão da literatura sobre a soldabilidade ao aço WStE 51, em particular sua suscetibilidade a trincas de reaquecimento, permite as seguintes conclusões:

1) O aço WStE 51 de elaboração normal e o aço WStE 51 ESU, soldados por arco submerso sob variação dos parâmetros de soldagem (17.100 a 23.800 J/cm) dentro dos limites especificados para a indústria nuclear não mostraram suscetibilidade a trincas de reaquecimento.

Essa conclusão se baseia no comportamento à relaxação da ZAC real de uma solda multipasses, com a presença de bainita, ferrita e martensita revenida. É portanto aplicável e pressupõe o recurso clássico do sobrepasso como garantia contra esse tipo de fissuração.

2) O método de verificação da suscetibilidade às trincas de reaquecimento, através da relaxação de corpos de prova entalhados na ZAC oferece vantagens sobre outros tipos de ensaios, tais como fluência e tração à quente. Ele permite que se simule melhor em um corpo de prova proveniente de uma soldagem real, o ciclo tensão-temperatura corresponde ao tratamento térmico de alívio de tensões e à juntas com diferentes graus de restrição.

3) Quanto a tenacidade, o aço refundido por eletroescória apresenta uma tenacidade na ZAC superior aquela do aço WStE 51, de elaboração normal.

A variação do nível de calor introduzido na soldagem na faixa estudada de 17.100 a 23.800 J/cm não leva porém a diferenças significativas na tenacidade da ZAC. Sob esse aspecto a vantagem

gem da solda com nível inferior de calor introduzido só pôde ser comprovada no caso do aço WStE 51 de elaboração normal.

4) A verificação de variações da tenacidade na ZAC é dificultada pela dispersão característica da técnica CHARPY, que mascara os resultados.

Exames macro e micrográfico, não permitiram constatar nenhuma tendência bem definida na variação dos valores de tenacidade em função do local da fratura dos corpos de prova no ensaio de impacto.

Os resultados e as conclusões deste trabalho permitem que se formule as seguintes sugestões para sua continuidade:

1) Ensaio de relaxação em soldas com microestrutura "crítica" sob o ponto de vista de sua suscetibilidade a trincas de reaquecimento.

Repetir o mesmo procedimento para soldas a arco submerso de maior calor introduzido.

A finalidade seria definir limites de taxa de relaxação como critério de suscetibilidade a trincas de reaquecimento.

2) Verificar a influência da temperatura do tratamento térmico (530, 600 e 640°C) sobre a tenacidade e tendência a formação de trincas.

3) Verificar o recurso da microscopia eletrônica de varredura para exames das fraturas dos corpos de prova rompidos na tração após o ensaio de relaxação.

4) Com o uso da microscopia eletrônica de transmissão, identificar a precipitação de carbeto especiais formados na solda e após o tratamento térmico, procurando correlacionar seu tipo e distribuição com as propriedades mecânicas do material à baixa (tenacidade) e a alta temperatura (relaxação).

BIBLIOGRAFIA

- 1 - Piehl, K.H. Werkstofftechnik in Kernkraftwerken-Erfahrung und Entwicklung aus der Sicht des Werkstoffherstellers. Thyssen Technische Berichte, p.19-24, Heft 2/78.
- 2 - Pinto, M.S. Estudo da Soldabilidade do aço estrutural do vaso de contenção da usina nuclear de Angra II. Dissertação para obtenção do Título de Mestre em Ciências (M.Sc.), COPPE, Rio de Janeiro, Junho 1980.
- 3 - Piehl, K.H. Verhalten der Druckbehälterstähle beim Schweißen. Stahl u. Eisen 93, Nr.13, p.568-577, Juni 1973.
- 4 - Forch, K.; Forch, U. & Piehl, K.H. Die metallkundliche Deutung der Kerbschlagzähigkeitsänderung in der Wärmeeinflußzone schweißbarer Baustähle. Stahl u. Eisen 98, Nr.13, p.641-651, Juni 1978.
- 5 - Norma SEW-088. Aços para construção de grãos finos adequados para solda. Diretrizes para usinagem, em particular soldagem. StahlEisenWerkstoffblatt, 2. Ausgabe, Oktober 1976.
- 6 - Vougioukas, P.; Forch, K. & Piehl, K.H. Beitrag zur Deutung der Rißempfindlichkeit unterschiedlich legierter Feinkornbaustähle beim Spannungsamglühen nach dem Schweißen. Stahl u. Eisen 94, Nr.17, p.805-813, August 1974.
- 7 - Daemen, R. El precalentamiento en soldadura. Publicação da Comissão IX do Instituto Internacional de Soldadura (I.I.W. - I.I.S.), 1978.
- 8 - Niederhageböck, B.M. & Kives, R. Influência da temperatura de pré-aquecimento na soldabilidade do aço WStE 51. Trabalho para obtenção de título de Especialista em Tecnologia da Soldagem; LABSOLDA/U.F.S.C., Florianópolis, dezembro 1982.

- 9 - Tenckhoff, E. Developments of investigations into the behaviour of precipitation in low alloyed fine grained structural steels in view of relaxation embrittlement. Kraftwerk-Union AG, Erlangen. trabalho nº 14 do 4.MPA, Oktober 1978.
- 10 - Okumura, T. & Taniguchi, C. "Engenharia de Soldagem e aplicações". Rio de Janeiro, LTC, p.49-99, 1982.
- 11 - Herz, K.; Phan, H.M. & Dietrich, W. Neuere Untersuchungen zum Ausscheidungsverhalten in Niedriglegierten Feinkornbaustählen im Hinblick auf Relaxationsrissbildung. Trabalho nº 15 do 4.MPA - Seminar, Oktober 1978.
- 12 - Nakamura, H. Naiki, T. & Okabayashi, H. Fracture in the process of stress-relaxation under constant strain. In: First National Conference on Fracture, vol.2, p.863-878, 1965.
- 13 - Dieter, G.E. "Mechanical Metallurgy", second edition. International Student Edition, p.518-519, 1966.
- 14 - Kussmal, K.; Blind, D. & Ewald, J. Investigation methods for the detection and study of stress-relief cracking. Applied Science Publishers Ltd, England, p.159-180, 1977.
- 15 - Canonico, D.A. Significance of reheat cracks to the integrity of pressure vessels for Light-Water Reactors. Welding Research supplement, p.127-142, May 1979.
- 16 - Glover, A. The use of acoustic Emission to detect stress relief cracking. Marchwood Engineering Laboratories. Bruchuntersuchungen und Schadenklärung, p.167-172, December 1974.
- 17 - Vinckier, A. The assessment of the susceptibility to reheat cracking of pressure vessel steels. Reprinted from "Lastijdschrift-Revue de la soudure", nº 1, 1973.
- 18 - Quites, A.M. & Dutra, J.C. Soldabilidade dos aços. apostila, In: Encontro Nacional de Atualização Tecnológica em Engenharia Mecânica, Florianópolis, U.F.S.C., 1982.

- 19 - Glossop, B.A. Eaton N.F. - Boniszewski T. Met. Consti, vol.1, Feb. 1969.
- 20 - Murray, J.D. Brit. Welding Journal 14, p.447-456, 1967.
- 21 - Especificação REL-1134h, para as centrais nucleares de Angra II e III. Kraftwerk Union Aktiengesellschaft. Appendix: 10-p.1-19.
- 22 - Especificação AD-Merkblatt-HP 2/1. Procedure qualification for jointing processes. Procedure qualification for welded joints. Edition December, 1977.
- 23 - Deutsche Industrie Normen-DIN-Taschenbuch 19. Material Prüfnormen für metallische Werkstoffe, Beuth 1978.
- 24 - Pope, A.M. et alii. Nomenclatura dos constituintes microestruturais da zona fundida de aços C-Mn e microligados. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 7º, Belo Horizonte, Anais... São Paulo, ABM. p.113-131, 1981.
- 25 - Norma SEW 089-70. Aços grão-fino para construção soldáveis. Requisitos de qualidade. StahlEisenWerkstoffblatt, 1970.
- 26 - Piehl, K. H. & Witte, W. Höchstzähigkeit Halbzeuge in der Kerntechnik. Materialprüf. 22, Nr.1, p.22-26, Januar 1980.
- 27 - Baach, H. Gütesteigerung beim Unterpulverschweißen trotz Leistungssteigerung. Oerlikon-Schweißmitt. 38, Nr.91, p.13-22, Mai 1980.
- 28 - Schmidtman, E. Einfluß des Gefügebauaufbaus auf die Zähigkeitseigenschaften der Wärmeeinflußzone von Schweißverbindungen der hochfesten Feinkornbaustähle StE 36 und StE 47. Stahl u. Eisen 99, Nr. 3, p.106-112, Februar 1979.
- 29 - Scotti, A. Soldabilidade de aço ao Nb a arco submerso em altas velocidades com consumíveis nacionais. Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, Março 1982.

- 30 - Perdigão, S.C. Microestruturas das diversas regiões da ZAC de um aço C-Mn-Nb-V. Revista da ABM, Metalurgia nº 300, vol. 38, p.641-646, Novembro 1982.
- 31 - Dietmann, H. Einfluß des Spannungszustands auf das Festigkeitsverhalten gekerbter Zugstäbe aus Stahl bei Raumtemperatur und statischer Beanspruchung. Materialprüf. 6, Nr.12, p.438-449, Mai 1964.

ANEXO I

VALORES CALIBRADOS DE TENSÃO, PARA USO DO TERMOPAR NiCr-Ni, NÚMERO 2, DO FORNO EO 1090

TEMPERATURA [°C]	PADRÃO TENSÃO [mV] VALORES MÉDIO TEMP. REF. 20°C	SG 1176 TENSÃO [mV] TEMP. REF. 0°C	TABELA 3 TENSÃO [mV]
20	0,80	0,8	0,8
30	1,20	1,2	1,2
100	4,10	4,1	4,1
290	11,80	11,8	11,8
400	16,40	16,4	16,4
480	20,00	19,79	19,79
520	21,90	21,50	21,50
530	22,30	21,92	21,92
540	22,78	22,35	22,35
550	23,20	22,78	22,78
560	23,60	23,20	23,20
570	24,06	23,63	23,63
580	24,49	24,06	24,06
590	24,91	24,49	24,49
600	25,34	24,91	24,91
610	25,76	25,34	25,34
620	26,19	25,76	25,76
630	26,61	26,19	26,19
640	27,03	26,61	26,61
650	27,50	27,03	27,03

ANEXO II

DIAGRAMA CCT DO AÇO Ste 47 (Ni-V)

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	N ₂	Ni	V	-	-	-
	0,21	0,40	1,52	0,022	0,023	0,043	0,019	0,07	0,13	-	-	-

