

ESTUDO DA SUSCETIBILIDADE A TRINCA A FRIO
EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO SAR - 80 BT

*Este exemplar corresponde a
redação final da tese defendida
por Antonio Fernando Godoy e
aprovada pela comissão julgadora
em 15/12/89*

52/89

Reserva da Faculdade

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

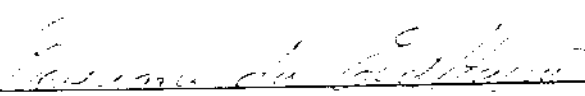
TESE DE MESTRADO

TÍTULO: ESTUDO DA SUSCETIBILIDADE A TRINCA A FRIO EM JUNTAS
SOLDADAS DE AÇO SAR - 80 BT.

AUTOR: ANTONIO FERNANDO GODOY

ORIENTADORA: PROF^a. DR^a. ROSEANAN DA EXALTAÇÃO TREVISAN

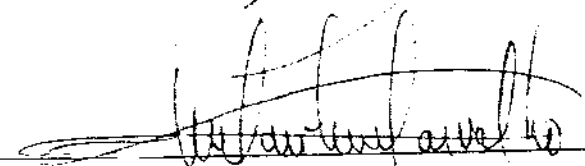
APROVADO POR:



PROF^a. DR^a. ROSEANA DA EXALTAÇÃO TREVISAN - PRESIDENTE



PROF. DR. NIVALDO LEMOS CUPINI



DR^a. MARILENE CARVALHO

CAMPINAS, 15 DE DEZEMBRO DE 1989.

A MINHA ESPOSA NARA, POR TER AJUDADO
E COMPREENDIDO NOS MOMENTOS DIFICEIS.

AO MEU FILHO DIEGO, POR NAO TER
DEDICADO-LHE O TEMPO DEVIDO.

AOS MEUS PAIS DOMINGOS E LOURDES, POR
TER CHEGADO ATÉ AQUI.

EU DEDICO ESTE TRABALHO.

AGRADECIMENTOS

A PROFa. DRa. Roseana da Exaltação Trevisan, por ter concedido-me está chance, orientando nesta pesquisa.

A FBTS pelo apoio financeiro e doação do material.

A ESAB pela doação dos eletrodos e pela contribuição do Sr. Evangelista (Paraná).

A WHITE MARTINS S. A. de piracicaba, pela doação de gases e empréstimos de equipamentos.

Ao Centro de Tecnologia da Unicamp, pela realização dos ensaios e em especial ao Sr. Altamiro, pela realização das soldas.

A amiga Rita do laboratório de metalografia, pela ajuda nas análises metalográficas.

Ao amigo Silvío, pela ajuda nos polimentos das amostras.

Em especial, aos amigos Plísio, Mario, Vicente, Astrid e Marcos, pelos momentos que compartilhamos no dia a dia de pesquisa na Unicamp.

Aos funcionários Ari, Mirão, Emilson e Maria, por terem me ajudado de uma forma ou outra.

Em especial, ao Sr. Amado e Sra. Claudete, por terem me ajudado na realização deste mestrado.

ESTUDO DA SUSCETIBILIDADE A TRINCA A FRIO EM JUNTAS
SOLDADAS DE AÇO SAR - 80 BT

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo estudar a suscetibilidade a trinca a frio em juntas soldadas de aço alta resistência baixa liga, através do teste de auto restrição Tekken.

Para realização deste trabalho, foram utilizadas chapas do aço SAR - 80 BT de 12,7 mm e 25,4 mm de espessura.

O consumível utilizado, foi o eletrodo revestido de alta resistência E 120 18 M com 3,25 mm de diâmetro.

O processo de soldagem utilizado, foi o processo arco elétrico com eletrodo revestido (SAER), polaridade inversa.

O insumo de calor e teor de hidrogênio, também foram parâmetros fixados. O único parâmetro variável foi a temperatura de pré-aquecimento.

Foram analisados o número, tamanho e a propagação das trincas, além da microestrutura. Ainda foram realizadas medidas de dureza na seção transversal de cada cordão teste.

O número, tamanho e localização das trincas, foram correlacionados ao tipo de microestrutura e a dureza em cada região.

A principal conclusão neste trabalho, é que a temperatura de pré-aquecimento até 50 °C para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura, e até 100 °C para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura, é o fator predominante na formação da trinca a frio. Acima desta temperatura, outros fatores como a microestrutura, teor de hidrogênio, passam a influenciar de uma forma mais significativa.

ABSTRACT

The main objective of the present work is to study the cold crack incidence in high strength low alloy welded steel, using the TEKKEN TEST.

The experimental was carried out in SAR-80 BT plates with 12,7 mm and 25,4 mm thickness.

The E 120 18 M electrode with 3,25 mm diameter was used in all cases studied.

The Shield Metal Arc Welding Process with inverse polarity was used to make the weld beads.

During the experiments the heat-input and the hydrogen content were fixed and the pre-heat temperature was varied.

The number, size and direction of propagation of the cold cracks were correlated with the hardness and microstructure of each weld bead test.

The main conclusion is that the pre-heating temperature, up to 50°C for plates with 12,7 mm thickness and up to 100 °C for plates with 25,4 mm thickness, is the dominant factor in the cold crack formation. Above those values, other factors, as the steel microstructure and the hydrogen content, come to influence more significantly the formation of the cold crack.

ÍNDICE

RESUMO

ABSTRACT

CAPÍTULO I

I.1	- INTRODUÇÃO.....	1
I.2	- OBJETIVOS.....	3

CAPÍTULO II

	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
II.1	- AÇOS BAIXA LIGA ALTA RESISTÊNCIA.....	5
II.1.a	- PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	5
II.1.b	- COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	6
II.1.c	- TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA.....	8
II.2	- SOLDABILIDADE DOS AÇOS ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA...10	
II.3	- TRINCAS A FRIO EM SOLDAS.....	12
II.3.a	- IMPORTÂNCIA DO HIDROGÊNIO.....	14
II.3.b	- INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA.....	19
II.3.b.1	- INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO.....	22
II.3.c	- INFLUÊNCIA DA TENSÃO.....	23
II.4	- TESTE TEKKE.....	25

CAPÍTULO III

	TÉCNICA EXPERIMENTAL.....	31
III.1	- PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA TEKKE.....	33
III.1.a	- LIMPEZA E CORTE DAS CHAPAS.....	33
III.1.b	- MONTAGEM DOS CORPOS-DE-PROVA TEKKE.....	35
III.2	- CONDIÇÕES DE SOLDAGEM PARA CONFECÇÃO DO CORDÃO TESTE.....	37
III.3	- SOLDAGEM DO CORDÃO TESTE.....	41

III.4	- VERIFICAÇÃO DA OCORRÊNCIA DE TRINCAS.....	41
III.4.a	- TRINCAS SUPERFICIAIS.....	41
III.4.b	- TRINCAS TRANSVERSAIS.....	42
III.5	- ANÁLISE METALOGRAFICA.....	43
III.6	- ENSAIO DE DUREZA.....	44

CAPÍTULO IV

RESULTADOS.....	46	
IV.1	- ANÁLISE DO METAL DE SOLDA.....	46
IV.2	- ANÁLISE DAS TRINCAS.....	46
IV.2.a	- PERCENTUAL DE AMOSTRAS TRINCADAS.....	49
IV.2.b	- TAMANHO DAS TRINCAS.....	51
IV.2.c	- LOCALIZAÇÃO DAS TRINCAS.....	52
IV.3	- ANÁLISE METALOGRAFICA DA REGIÃO DA SOLDA.....	57
IV.3.a	- ANÁLISE METALOGRAFICA DA ZONA AFETADA PELO CALOR DECORRENTE DO PROCESSO DE CORTE.....	65
IV.4	- ANÁLISE DAS MEDIDAS DE DUREZA.....	66

CAPÍTULO V

DISCUSSÕES.....	72	
V.1	- INCIDÊNCIA DE AMOSTRAS TRINCADAS.....	72
V.2	- TAMANHO DAS TRINCAS.....	74
V.3	- LOCALIZAÇÃO DAS TRINCAS.....	75
V.4	- ANÁLISE METALOGRAFICA.....	77
V.5	- ANÁLISE DE DUREZA.....	80

CAPÍTULO VI

CONCLUSÃO.....	83
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	85

CAPÍTULO I

1.1- INTRODUÇÃO

O avanço tecnológico tem exigido constantemente, o desenvolvimento de novos materiais, tais como a fibra ótica, supercondutores e os polímeros.

O aço, apesar de ser um material que foi desenvolvido a mais de um século, vem sofrendo constantes mudanças, graças ao desenvolvimento de novas técnicas de fabricação. A utilização de diversos elementos de ligas, tem dado aos novos aços, propriedades mecânicas características para algumas aplicações. Do início do desenvolvimento do aço até as últimas décadas, o elemento químico mais importante presente na composição do aço, era o carbono. Hoje, as atenções têm-se voltado para uma redução do teor de carbono e uma maior aplicação de outros elementos químicos, como o Molibdênio, Boro, Vanádio, Titânio e Nióbio. Dependendo da aplicação, utiliza-se o elemento químico que produza as características necessárias.

Os aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL), não fogem à regra. São aços que foram desenvolvidos para proporcionar uma boa resistência e ao mesmo tempo uma boa tenacidade, possibilitando uma redução no peso das estruturas ou dos equipamentos.

Mesmo com a adição de alguns elementos de liga para proporcionar as propriedades desejadas, normalmente esses aços são ainda tratados termicamente, o que aumenta ainda mais o limite de escoamento e o limite de resistência mecânica.

Especificamente nestes aços, os principais elementos de

liga são: Cromo, Molibdênio, Boro, Vanádio, Titânio e Níquel. Cada elemento químico proporciona uma característica ao material. A redução do carbono é proposital, pois geralmente na maioria das construções, o homem é obrigado a utilizar-se da soldagem como processo necessário da fabricação, quer seja na construção de um vaso de pressão ou na construção de uma plataforma " offshore". Apesar da soldagem ser fundamental nessas construções, este processo causa muitos problemas, especialmente se o teor de carbono for alto. Quanto mais alto o teor de carbono de um aço, mais difícil torna-se para soldá-lo.

A soldagem causa ainda tensões, distorções e empenamentos, devido ao gradiente térmico; porosidade, falta de fusão e falta de penetração, causado por falha do soldador; e ainda as trincas à quente (solidificação), trincas de reaquecimento (alívio de tensão), trincas lamelares (decoesão lamelar) e à trinca à frio (hidrogênio), que são causadas devido as características do metal base e consumíveis (composição química, microestrutura, tamanho de grão, linhas de segregação).

Dentre estes defeitos citados, o mais prejudicial é a trinca à frio. Este defeito ocorre quando a temperatura de resfriamento da solda atinge 150°C e pode surgir até 48 hs após a soldagem.

Como este defeito nem sempre é detectado logo após a soldagem, é necessário antes de soldar qualquer junta, testar quais as melhores condições de soldagem para estes tipos de aços, evitando assim este tipo de trinca, que dificilmente pode ser reparada.

Atualmente, as pesquisas em torno deste aço, têm-se voltado principalmente em relação a suscetibilidade à trinca à frio. Para estudar este problema, alguns testes foram

desenvolvidos nas últimas décadas. Os mais conhecidos são: Teste de Auto Restrição Tekken, Teste de Restrição Lehigh, Teste de Restrição Tensionada e o Teste de Implant.

Com estes testes, os pesquisadores procuram estudar os fatores que influenciam na ocorrência da trinca a frio . O principal fator causador da trinca à frio estudado, é o hidrogênio, pois, quanto maior for seu teor, mais fácil a trinca à frio ocorre. Neste caso, é recomendado na soldagem dos aços ARBL, utilizar tanto eletrodos que tenham revestimento que produza pouco hidrogênio como fazer uma secagem nesses eletrodos antes de usá-lo.

Os outros fatores estudados são: microestrutura, temperatura e tensão residual. Com isso, têm-se procurado desenvolver aços que produzam, após a soldagem, microestruturas menos suscetíveis ao hidrogênio, como a microestrutura acicular e diminuir a taxa de resfriamento da junta soldada através de pré-aquecimento.

Através destes testes, consegue-se determinar as melhores condições de soldagem.

1.2- OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo, estudar a suscetibilidade à trinca à frio na solda dos aços SAR 80 - BT.

Para este estudo, alguns parâmetros foram fixados. São eles:

- Espessura da chapa

Foram utilizadas 2 espessuras de chapas, sendo 12,7 mm e 25,4 mm.

- Tipo de eletrodo

Foi utilizado o eletrodo de alta resistência E 120 18 M, com 3,25 mm de diâmetro. O revestimento desse eletrodo é considerado de baixo teor de hidrogênio.

- Teor de hidrogênio

Foi fixado em 5 ml/100 g. Para se conseguir este índice foi necessário ressecar o eletrodo.

Além destes parâmetros, utilizou-se o processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido (SAER), com corrente contínua e polaridade inversa. A máquina é uma retificadora.

O insumo de calor foi otimizado dentro da faixa fornecida pelo fabricante de eletrodo.

Neste estudo, variou-se a temperatura inicial da chapa antes da soldagem. Cada espessura de chapa foi soldada a temperatura ambiente e em mais 3 temperaturas de pré-aquecimento.

Para o estudo das trincas à frio, utilizou-se o teste de auto restrição Tekken.

As trincas foram analisadas quanto ao início, tamanho e direção de propagação. Além desta análise, foram feitas análise metalográfica e ensaio de dureza.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1- AÇOS BAIXA LIGA ALTA RESISTÊNCIA

A necessidade de se poder contar com um material resistente, tenaz e de boa soldabilidade, conduziu ao desenvolvimento dos aços baixa liga alta resistência (ARBL). Este aço recebe vários nomes, como o WEL TEN, USS T-1, SAR, HY, e muitas vezes são classificados como aço carbono estrutural ou aço baixo carbono (devido ao teor de carbono ser mantido relativamente baixo). A razão principal desse baixo teor de carbono é a soldabilidade do material. Estruturas soldadas com este aço, geralmente não necessitam de tratamento térmico posterior, exceto pós-aquecimento para alívio de tensão em situações especiais.

Os aços ARBL são fornecidos nas condições temperado e revenido, com limite de escoamento variando de 35 a 130 Kgf/ mm² dependendo da composição química, espessura e do tratamento térmico. Esses aços são fornecidos principalmente na forma de chapas (1 e 2).

II.1.a- PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os aços baixa liga alta resistência temperado e revenido, pode associar ao alto escoamento e ao limite de resistência, boa tenacidade ao entalhe, ductilidade e resistência a corrosão.

Dependendo das aplicações, várias combinações dessas propriedades podem ser obtidas, por exemplo: a combinação de tenacidade ao entalhe, resistência a fadiga e resistência a corrosão, podem ser desenvolvidas visando atender as exigências de

aplicações mais específicas, tais como estruturas, vasos de pressão para uso em temperaturas criogênicas ou equipamentos submetidos a elevadas temperaturas (1 e 2).

A tabela I mostra algumas variações das propriedades mecânicas dos aços ARBL.

Tabela I - Propriedade Mecânica de Alguns Aços Alta Resistência Baixa Liga.

Limite de Escoamento	Limite de Resistência	Alongamento (Mínimo) %
Kgf/mm ²	Kgf/mm ²	16 a 20 mm (3 e 4) 50 mm (2)
46 - 70 (3 e 4)	60 - 95 (3 e 4)	16 - 28
35 - 90 (1)	49 - 95 (1)	13 - 22

Obs: As citações (1 e 2), são referentes aos aços da norma ASTM (A 514 e A 517) e HY. Já as citações (3 e 4), são referentes aos aços WEL TEN e SAR, respectivamente.

II.1.b- COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Uma vasta combinação dos elementos químicos podem ser realizadas desde que o aço mantenha suas características. Isto é permitido devido a uma grande faixa percentual de cada elemento químico presente no aço, no qual o mesmo deve estar inserido. Essa faixa percentual varia para cada aço baixa liga alta resistência, seja devido a aplicação, fabricante ou normas.

A tabela II mostra alguns exemplos de aços ARBL de acordo com a composição química.

Cada elemento químico tem sua importância, atuando direta ou indiretamente nas propriedades mecânicas (5). Por exemplo: Carbono - O teor de carbono deve ser mantido baixo para que o aço tenha boa soldabilidade e tenacidade.

Manganês, Cromo, Molibdênio e

Boro. - O uso de pequenos percentuais combinados, aumenta a temperabilidade e garante que a transformação na têmpera ocorra relativamente a baixas temperaturas.

Tabela II - Faixa Percentual dos Elementos Químicos de Alguns Aços ARBL.

A Ç O	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Outros
A 514 D ou A 517 D	0,18 a 0,20	0,4 a 0,7	0,025 Max.	0,04 Max.	0,20 a 0,35	0,85 a 1,22		0,15 a 0,25	0,2 a 0,4	0,0015/ 0,005 ▶ B 0,004 / 0,001 ▶ Ti
A 514 F ou A 517 F	0,10 a 0,20	0,6 a 1,0	0,025 Max.	0,04 Max.	0,15 a 0,35	0,4 a 0,65	0,7 a 1,0	0,4 a 0,6	0,15 a 0,5	0,0005/ 0,0005 ▶ B 0,02 / 0,08 ▶ V
HY 80	0,12 a 0,18	0,10 a 0,4	0,025	0,025	0,15 a 0,35	1,0 a 1,8	2,0 a 3,25	0,2 a 0,6	0,25	0,02 ▶ Ti 0,03 ▶ V
HY 100	0,12 a 0,20	0,10 a 0,4	0,025	0,025	0,15 a 0,35	1,0 a 1,8	2,25 a 3,5	0,2	0,25	0,02 ▶ Ti 0,03 ▶ V
USS T-1	0,1 a 0,2	0,6 a 1,0	0,025	0,04	0,15 a 0,35	0,4 a 0,65	0,7 a 1,0	0,4 a 0,6	0,15 a 0,5	0,002 / 0,006 ▶ B 0,03 / 0,08 ▶ V
USS T-1 A	0,12 a 0,21	0,7 a 1,0	0,35	0,04	0,2 a 0,35	0,4 a 0,65		0,15 a 0,25		0,0005/ 0,005 ▶ B 0,01 / 0,03 ▶ Ti 0,03 / 0,08 ▶ V
SAR 80 BT	0,16	0,6 a 1,2	0,03 Max.	0,03	0,15 a 0,35	0,4 a 0,8	1,5 a Max.	0,3 a 0,6	0,15 a 0,5	0,006 ▶ B 0,01 ▶ V Max.
SAR 80 CT	0,16	0,6 a 1,2	0,03 Max.	0,03	0,15 a 0,40	0,4 a 1,2		0,3 a 0,6	0,15 a 0,5	0,006 ▶ B 0,01 ▶ V Max.

↑ - Quando a resistência corrosão for desejada, acrescentar 0,2 a 0,4 %.

Vanádio - O uso de pequenos percentuais produz resistência

adicional ao revenimento. Isto permite a manutenção de alto limite de escoamento após revenimento a altas temperaturas ou após alívio de tensão prolongado.

Cobre - Pequenos percentuais aumentam a resistência a corrosão

11.1.c- TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA

É necessário conhecer o diagrama de transformação isotérmica, para saber o tipo de microestrutura resultante numa soldagem onde o aquecimento e o resfriamento são bastante rápidos.

O diagrama do aço A514 e A517 é semelhante ao diagrama do aço USS T-1, e será utilizado para demonstrar o que pode acontecer num aço baixa liga alta resistência. Esse diagrama é mostrado na figura II.1 .

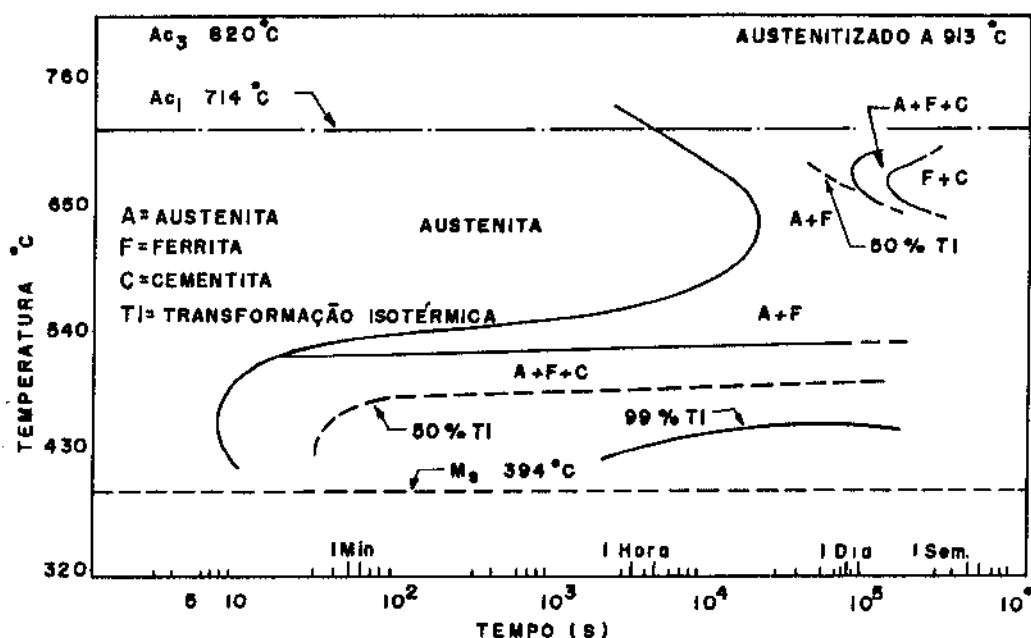


Figura II.1 - Diagrama de Transformação Isotérmica dos Aços ASTM A 514 ou A 517 (1) e USS T-1 (5).

A transformação deste aço tem vários fatores importantes.

1- Um dos fatores é o longo período de tempo que decorre até que

seja atingida a temperatura de início de transformação austenita-perlita, na faixa de 704 °C a 594 °C. Este período de tempo assegura que as microestruturas de alta temperatura de transformação, tais como bainita superior, ferrita e perlita, não se desenvolvam a menos que a taxa de resfriamento seja muito reduzida. A presença dessas microestruturas tem efeito detrimental sobre a resistência e tenacidade.

2- Um longo período de tempo também decorre antes do início de transformação da ferrita e da bainita superior, na faixa de temperatura de 594 °C a 510 °C. Isto permite a têmpera de chapas com até 2" de espessura com pouca ou nenhuma transformação. A transformação da ferrita e da bainita superior pode ser evitada devido a austenita remanescente, que pode ficar retida ou ser transformada tanto em martensita alto carbono como em bainita alto carbono num subsequente resfriamento até a temperatura ambiente. Se ocorrer considerável transformação nessa faixa de temperatura (594 °C a 510 °C) como resultado de um resfriamento lento, a microestrutura final será uma mistura heterogênia de ferrita, bainita superior e austenita retida junto com martensita alto carbono ou bainita. A combinação de ferrita, bainita superior e martensita alto carbono mesmo quando o aço temperado, é muito indesejável, pois essa combinação não produz um alto nível de tenacidade.

3- Se o aço é resfriado com uma taxa de resfriamento relativamente alta, a transformação da bainita inferior ocorre num período relativamente curto a temperaturas abaixo de 483 °C. Desta maneira, a microestrutura é essencialmente homogênia com boa tenacidade, principalmente após o revenimento.

4- A martensita começa a se desenvolver a temperaturas relativamente altas, próximo de 394 °C. Esta característica é um

fator significativo para a redução da trinca por têmpera ocorrer neste aço. É também uma consideração importante na soldagem, porque a formação da martensita a uma temperatura relativamente alta, melhora bastante o grau de alto revenido (1 e 5)

II.2- SOLDABILIDADE DOS AÇOS ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA

Dos processos de soldagem mais comuns usados na indústria, tais como o arco elétrico com eletrodo revestido (SAER), arco submerso (SAS), arco metálico com proteção gasosa (SAMG) e o arco metálico com arame tubular (SAT), podem ser usados na soldagem dos aços Alta Resistência Baixa Liga, Temperado e Revenido com limite de escoamento até 105 kgf/mm^2 (1 e 2). Os processos de soldagem arco tungstênio com proteção gasosa (SATG) e feixe de elétrons (SFE), devem ser usados na soldagem desses aços com limite de escoamento acima de 105 Kgf/mm^2 (2).

Segundo Lancaster (6), os processos SAER e SAS, não são apropriados para soldagem dos aços ARBL, pois causam além de trincas, uma baixa tenacidade no metal de solda. A soldagem desses aços deve ser realizada utilizando os processos SAMG e SATG. O processo SAMG com gás inerte (Argônio), pode ser usado sem problemas de trinca na raiz e a solda pode ser realizada sem pré-aquecimento.

A utilização de excessiva energia de soldagem, pode reduzir a resistência e tenacidade da junta soldada. Tais reduções podem ocorrer na zona afetada pelo calor, no metal base ou em ambos. Por esta razão, a utilização de processos que trabalhem com alto insumo de calor (Eletro-Escória, Eletro-Gás e Arco Submerso com mais de uma cabeçote alimentador de arame), normalmente necessitam de tratamento térmico posterior (Têmpera e revenimento), para obter propriedades mecânicas aceitáveis.

A seleção dos consumíveis é baseado no limite de

resistência, composição e tenacidade ao entalhe do metal de base. Consumíveis que produzam metal de solda com resistência menor do que a do aço, muitas vezes é aceito, pois reduz a suscetibilidade a trinca à frio de margem e a decoesão lamelar do aço, especialmente em junta de canto e em T.

O hidrogênio é muito prejudicial na soldagem desses aços, mesmo em pequenas quantidades podem causar as trinca a frio. Para isto, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) estabeleceu e classificou os níveis de hidrogênio aceitáveis na soldagem, como mostra a tabela III (6).

Tabela III - Níveis de Classificação de Hidrogênio Estabelecido Pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW).

Nível de Hidrogênio	
ml / 100 g	Conceito
0 a 5	muito baixo
5 a 10	baixo
10 a 15	médio
> 15	alto

Recomenda-se a utilização de eletrodos com níveis de hidrogênio baixo ou muito baixo. Para manter esses níveis é necessário além de usar eletrodos ou fluxos que produza baixo teor de hidrogênio, fazer uma ressecagem antes de usá-los.

Além destes cuidados, os metais de adição (Eletrodo revestido, Fluxo e Arame Nu), devem ser mantidos em estufas de estocagem ou de armazenamento antes de usá-los e nunca deixar por muito tempo em contato com o ar. Esse tempo de contato varia com o revestimento de cada eletrodo. Para um eletrodo com revestimento a base de calcário, exposto ao ar com umidade relativa de 60 % por 2

ha, absorve 0,4 % de umidade. A Sociedade Americana de Soldagem (AWS), permite um limite de absorção de 0,2 % de umidade (2). Acima disto deve-se ressecar o eletrodo ou descartá-lo.

Um pré-aquecimento dos aços ARBL para posterior soldagem, devem ser realizados com cuidado, pois ocorre redução da taxa de resfriamento da zona afetada pela solda. Se essa taxa for muito reduzida, a zona reaustenitizada adjacente ao metal de solda pode transformar em ferrita com regiões de martensita alto carbono ou bainita grosseira. Ambas microestruturas carecem de alta resistência e boa tenacidade. Próxima desta zona, o metal base inicialmente temperado e revenido pode ser novamente revenido, apresentando bainita e martensita revenida com diminuição da resistência.

O alívio de tensão é necessário somente quando:

- O aço tem inadequada tenacidade ao entalhe após a soldagem,
- A instabilidade dimensional deve ser mantida durante a usinabilidade,
- O conjunto soldado é suscetível a corrosão sob tensão após soldagem.

A necessidade desse tratamento térmico deve ser cuidadosamente analisada, pois depende de aplicações específicas e pode alterar outras propriedades mecânicas do metal base ou do próprio metal de solda.

A deposição do metal de adição com passe estreito sem oscilação transversal apreciável, é preferido na soldagem dos aços ARBL. A técnica que utiliza passe oscilante, geralmente requer reduzida velocidade de soldagem, aumentando o insumo de calor. A solda produzida por esta técnica, tem baixa resistência e tenacidade (1 e 2).

11.3- TRINCAS A FRIO EM SOLDAS

Entre os defeitos causados pela soldagem, estão as trincas, que se dividem em 4. São elas:

- trincas a quente (solidificação)
- trincas de alívio de tensão (reaquecimento)
- trincas lamelares (decoesão lamelar)
- trincas à frio (hidrogênio)

Dentre estas trincas, a trinca à frio é talvez o maior problema na utilização desses aços após a soldagem, pois essa trinca pode ocorrer várias horas após a junta ter sido soldada e dificilmente pode ser reparada, conseqüentemente ocasionando a perda total do conjunto soldado causando enormes prejuízos. A trinca a frio, é também conhecida como: trincas induzida pelo hidrogênio, trincas assistida pelo hidrogênio ou ainda trincas retardadas.

A trinca a frio pode ocorrer na superfície do cordão teste (chamada de trinca superficial) ou na seção transversal do cordão teste (chamada de trinca transversal). A trinca transversal pode ocorrer tanto na zona afetada pelo calor como no metal de solda.

A trinca a frio pode ser intergranular, transgranular ou ambas (6, 7 e 8)

A forma como a trinca ocorre ou os fatores envolvidos na sua formação, são constantemente estudados principalmente quando se trata de aços ARBL. Este problema torna-se cada vez mais crítico com o aumento do limite de resistência (9) dos novos aços. É consenso entre vários autores (1,7,10,11,12,13,14,15,16 e 17), que este tipo de trinca ocorre pela interação de pelo menos 3 fatores. São eles:

- Teor de Hidrogênio
- Microestrutura Suscetível

- Tensão Residual

No entanto, para alguns autores, existem outros fatores além destes que também influem para que a trinca a frio ocorra.

São eles:

- Temperatura (10,13,14 e 15)
- Limite de resistência (16)
- Tenacidade a fratura da solda e da zona afetada pelo calor (6)

II.3.a- IMPORTANCIA DO HIDROGÊNIO

Por mais cuidado que se tome na operação de soldagem, o metal de solda absorve hidrogênio. Segundo Savage (10), é necessário que a presença de hidrogênio exceda um nível crítico para que a trinca ocorra, e em geral, quanto mais hidrogênio o metal de solda absorver, mais fácil a fragilização ocorre.

Isto pode ser visto claramente na figura II.2. O hidrogênio introduzido no metal de solda difunde para a zona afetada pelo calor durante a transformação de fase austenita-ferrita. Como essa transformação é rápida, o hidrogênio não consegue difundir totalmente ficando preso no reticulado, causando um aumento da pressão com o resfriamento da solda, provocando desta maneira a fragilização (11)

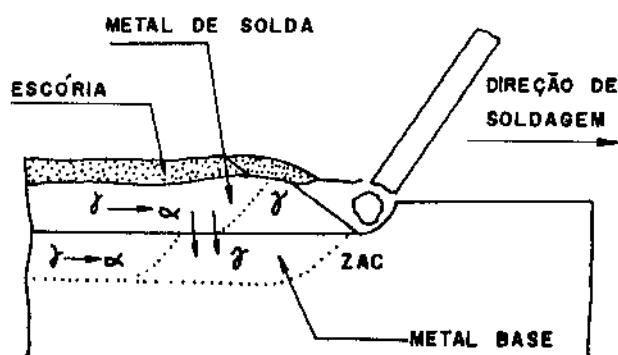


Figura II.2 - Sequência da Transformação Austenita-Ferrita no Metal de Solda e Zona Afetada Pelo Calor. (11)

A maior ou menor quantidade de hidrogênio absorvido é determinada pelas condições de soldagem, tanto no que se refere as fontes de hidrogênio quanto aos métodos utilizados para sua eliminação. As principais fontes de hidrogênio são:

- Umidade do revestimento do eletrodo (1,7,18 e 19)
- Tipo de revestimento (1,6,15 e 18)
- Superfície do metal de base contaminada com óleo, graxa, óxidos. (6,7,15 e 19)
- Atmosfera (6,7,15 e 19)
- óxidos no eletrodo (6 e 15)

O hidrogênio absorvido pela poça de fusão, surge de combinações químicas que são dissociadas pela coluna do arco. Essas combinações são na maior parte hidrocarbonetos ou água (6).

O hidrogênio é um dos maiores causadores da trinca a frio em chapas de aço, porém o seu efeito na formação e crescimento da trinca a frio, é um fenômeno que ainda gera muita controvérsia. Sabe-se no entanto, que o hidrogênio causa fragilização nos materiais. Segundo Barth (20), existe pelo menos 4 tipos diferentes de fragilização causada pelo hidrogênio. São elas:

- Ataque do Hidrogênio. (Por exemplo., formação de água no cobre; reação do metano no aço) (21)
- Formação de Hidretos. (Por exemplo., precipitação de hidretos no Nióbio, Titânio, Zircônio, etc.)
- Trincas Irreversível. (Por exemplo., formação de bolhas no aço, fissuração do Si-Fe)
- Fragilização Reversível. (Por exemplo., falha retardada nos aços alta resistência). Essa fragilização é acentuada pela reduzida taxa de deformação e é observada predominantemente numa

faixa específica de temperatura (20). Segundo Lancaster (6), torna-se mais crítica entre as temperaturas de -100°C a 200°C . A trinca a frio é proveniente deste tipo de fragilização, e algumas teorias foram propostas para explicar o mecanismo de formação e crescimento da trinca, decorrente da fragilização reversível causada pelo hidrogênio (12,13,22,23). As teorias são as seguintes:

1- Teorias que explicam o mecanismo de início ou de formação da trinca a frio.

- Teoria de Zappfe e Sims (24).

Esses autores propuseram que o hidrogênio causa fragilização no ferro da seguinte maneira: o hidrogênio é retido nas disjunções do reticulado, provavelmente como moléculas parcialmente ionizadas. Essa retenção é associada ao desenvolvimento de pressão e quando essa pressão excede a resistência elástica do aço, essa disjunção deforma-se formando planos de escorregamento e de clivagem. Com aplicação de tensão externa, esse material rompe mais facilmente.

Esses autores associam a deformação causada pelo hidrogênio, a deformação causada por um trabalho de deformação a frio.

- Teoria de Troiano (25).

O autor propôs que a segregação do hidrogênio nos interstícios próximo as regiões do reticulado, reduz a resistência a fratura entre os átomos de ferro, causando a fragilização

2- Teorias que explicam o mecanismo de propagação da trinca a frio decorrentes da fragilização.

- Teoria de Petch e Stables (26).

Esses autores não explicam o início de formação da trinca a frio, e sim o seu crescimento. Eles partem da existência de uma trinca e sugeriram que: a adsorção de hidrogênio na nova superfície criada por essa trinca, reduz a energia superficial do metal conseqüentemente reduzindo a resistência mecânica, o que possibilita a propagação da trinca mais facilmente. Petch (27) demonstrou a redução da energia superficial do ferro pela adsorção de hidrogênio.

- Teoria de Oriani e Josephic (28).

Esses autores explicam o crescimento da trinca, tomando-se como base a teoria da fragilização proposta por Troiano. Eles concluíram que: a tensão induzida por grandes concentrações de hidrogênio reduz a resistência coesiva entre os átomos, e quando a máxima tensão elástica interna na região da ponta da trinca for igual a essa resistência coesiva, a trinca se propaga.

- Teoria de Beachen (29).

Propôs que a presença de uma concentração suficiente de hidrogênio dissolvido no reticulado bem a frente da ponta da trinca, ajuda qualquer deformação que a microestrutura possa permitir.

A teoria proposta por Savage (10) explica tanto o mecanismo de início como de propagação da trinca.

- Teoria de Savage

Propôs que as discordâncias criada por um concentrador de tensões como um entalhe, inclusões alongadas, ou a ponta de uma

trinca, empilham-se para formar microtrincas em alguma barreira como um contorno de grão ou uma placa de martensita, a qual intercepta o plano ativo de escorregamento. O hidrogênio transportado para a interface da barreira por discordâncias e por difusão, reduz a energia de ligação da interface. Posteriormente, a tensão externamente aplicada, age sobre o acúmulo de discordância ajudando na nucleação e propagação da trinca. Deste modo, se a concentração de hidrogênio é bastante alta próxima ao concentrador de tensão, a energia de ligação no ponto onde alguma trinca pode formar sem ajuda desse acúmulo de deslocação abaixa, e nenhuma deformação plástica é necessária para formação da trinca. Já que é aceito que o hidrogênio é segregado em contorno de grão tanto do metal de solda como dentro da zona parcialmente fundida, isto pode explicar o fato do contorno de grão agir como ponto preferencial para nucleação da trinca.

Kosatkin (30) estudou o efeito do hidrogênio sobre a suscetibilidade na formação de trincas na zona afetada pelo calor com concentradores de tensões em aços e concluiu que: a presença de um concentrador de tensão como um entalhe ou uma microtrinca, resulta em trincas retardadas e que durante a ruptura do espécime, a máxima concentração de hidrogênio é alcançada a frente da deformação plástica no desenvolvimento da trinca.

Dessas teorias, a teoria de Oriani e Josephic (baseada na teoria de Troiano) e o conceito da interação entre o hidrogênio e a deformação plástica (discutido por Beachen e Savage), são as que tem maior aceitação para explicar os mecanismos de formação e propagação das trincas a frio decorrentes da fragilização do ferro causada pelo hidrogênio. No entanto, ainda não existe consenso entre os autores qual a teoria que melhor explica essa fragilização (13 e 22).

11.3.b- INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA

Alguns cuidados devem ser tomados na soldagem de um aço baixa liga alta resistência, devido as trincas a frio que podem surgir após a soldagem, principalmente se este tipo de aço apresentar estruturas suscetíveis ao hidrogênio. Por isto, é muito importante tanto na fabricação do aço como posterior soldagem, que o mesmo desenvolva uma microestrutura fina como a chamada Ferrita Acicular, que é conhecida por aumentar a tenacidade e a resistência da solda (31).

Geralmente, a trinca produzida pelo hidrogênio ocorre mais facilmente quando o aço tem uma microestrutura martensítica, que é suscetível ao hidrogênio. A suscetibilidade da martensita a este tipo de trinca se deve em parte, pela alta tensão provocada pela transformação local (1), ou seja, pela transformação austenita-martensita.

De acordo com a figura 11.3, a solubilidade do hidrogênio é maior na austenita do que na ferrita.

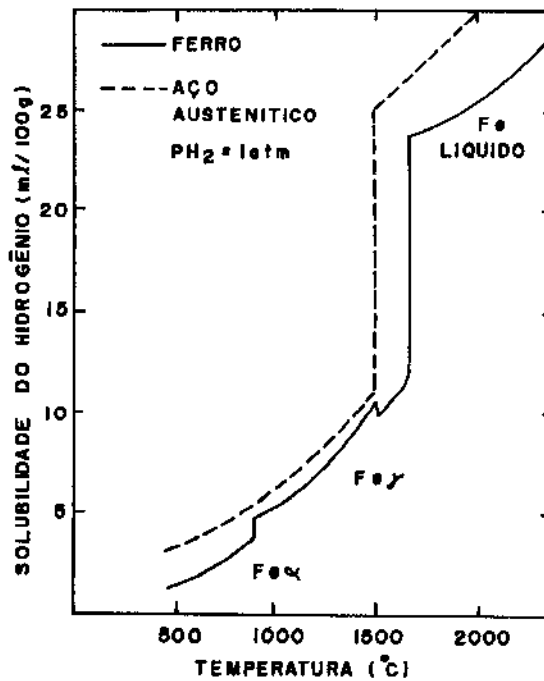


Figura 11.3 - Solubilidade do Hidrogênio no Ferro. (13)

A medida que a transformação da austenita em ferrita inicia, a austenita restante torna-se progressivamente mais enriquecida em hidrogênio. O mesmo acontece na transformação da austenita em martensita que ocorre a baixíssima temperatura. Nesse ponto, a austenita está enriquecida ainda mais em hidrogênio. Isto pode explicar porque a trinca a frio é então sensível a presença de martensita (7).

Existem 2 tipos diferentes de martensita: martensita alto carbono, também conhecida por martensita maclada, e a martensita baixo carbono também conhecida por martensita escorregada ou martensita em ripas. É consenso entre alguns autores (7,10,12,32 e 33), que a martensita alto carbono é mais suscetível a fragilização pelo hidrogênio do que a martensita baixo carbono. Isto pode ser explicado pelo fato da temperatura inicial (M_s) de transformação da martensita alto carbono ser mais baixa do que a martensita baixo carbono, correspondendo a uma maior deformação (7). No entanto, a fragilização da martensita baixo carbono pode aumentar pela presença de traços de martensita alto carbono. Isto pode ocorrer pelo aumento do teor de carbono ou pelo aumento da taxa de resfriamento (32).

Um aço com estrutura predominantemente bainítica, apresenta a suscetibilidade ao hidrogênio semelhante ou pior do que um aço com essa estrutura, martensita baixo carbono com traços de martensita alto carbono. A suscetibilidade da bainita é caracterizado por grandes feixes de estreitas ripas paralelas de ferrita, alinhadas numa direção. Por outra parte, a bainita granular, a qual não forma uma geometria de colônias perfeitas, tem a suscetibilidade a fragilização ao hidrogênio semelhante a martensita baixo carbono (32).

Uma microestrutura composta de ferrita com martensita

alto carbono ou ferrita com bainita, também apresenta suscetibilidade a fragilização pelo hidrogênio. Este tipo de microestrutura é formada durante o resfriamento da austenita, a uma taxa de resfriamento ligeiramente inferior a taxa de resfriamento crítica do aço.

A formação destes tipos de microestruturas na região da solda ocorre com facilidade, pois a zona afetada pelo calor é uma região suscetível a formação dessas microestruturas devido a variação da taxa de resfriamento. Essa variação na taxa de resfriamento pode ser vista na figura 11.4.

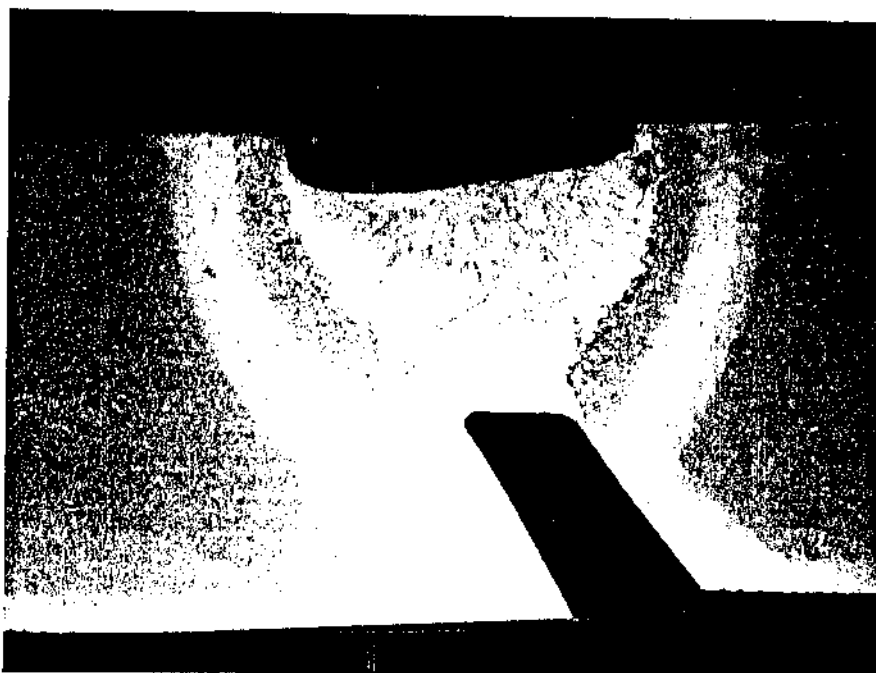


Figura 11.4 - Macrografia Representativa da Zona Afetada Pelo Calor Destacando as Várias Faixas de Resfriamento. (7 X)

Como mostra a figura 11.4, a zona afetada pelo calor apresenta várias tonalidades e cada tonalidade significa uma taxa

de resfriamento. Isso é possível de ocorrer, pois com a soldagem essas regiões atingem temperaturas de autenitização diferentes, e permanecem nessas temperaturas também por tempos diferentes. As regiões mais próximas do metal de solda, apresentam taxas de resfriamentos mais altas, ou seja, o resfriamento é mais rápido do que em outras regiões da zona afetada pelo calor mais distantes do metal de solda. Sabe-se que a taxa de resfriamento influencia bastante na transformação microestrutural, e essa variação no resfriamento pode apresentar uma zona afetada pelo calor com vários tipos de microestruturas.

11.3.b.1- INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO

O tamanho de grão da austenita prévia também aumenta a fragilização pelo hidrogênio (12, 32 e 33)

Verificou-se que a trinca a frio inicia-se na região de crescimento de grãos da zona afetada pelo calor. O aumento no tamanho dos grãos diminui efetivamente a temperatura de transformação, tanto que um aço com alto C equivalente, o volume das microestruturas com baixa temperatura de transformação como martensita, bainita, aumentam.

Outro efeito do tamanho de grão grande da austenita prévia é o aumento da quantidade de segregação em contorno, na forma de precipitados de contorno de grão (7).

O grão da austenita prévia também influencia na característica da trinca, que pode ser intergranular, transgranular ou ambas (6 e 7).

11.3.c- INFLUÊNCIA DA TENSÃO

A tensão, um dos fatores que influenciam na ocorrência da trinca a frio, pode originar-se das seguintes formas:

- Transformação de Fase (1, 6 e 34)
- Contração Térmica (1, 6, 34 e 35)
- Restrição Mecânica (1 e 6)

Segundo Easterling (34), a temperatura a qual a transformação de fase ocorre durante o resfriamento da solda depende dos seguintes fatores:

- Pico de Temperatura Atingido
- Taxa de Resfriamento,
- Tamanho de Grão

A transformação de fase provoca uma dilatação. O grau dessa dilatação depende do pico de temperatura atingido durante a operação de soldagem. Isto pode ser visto na figura 11.5. A figura mostra a mudança de volume num aço temperado e revenido em função de 3 diferentes picos de temperatura. Observa-se que no maior pico de temperatura, ocorreu maior dilatação. Este efeito aparece porque a medida que a temperatura de transformação Austenita-Ferrita diminui a dilatação na transformação do reticulado cfc em ccc aumenta. Uma dilatação maior é associada a transformação Austenita-Martensita. Essa transformação causa uma dilatação da ordem de 4% correspondendo a 1,4% de deformação linear causando uma grande variação da tensão. A dilatação é uma contribuição importante para a tensão residual, pois a transformação de fase causa tensões adicionais que interagem com as tensões de contração e com as tensões decorrentes da têmpera.

Este mesmo autor afirma que materiais com tamanho de grão grande, favorecem a formação de estruturas de baixa temperatura de transformação devido a redução da superfície de contorno de grão onde a fase ferrita pode nuclear.

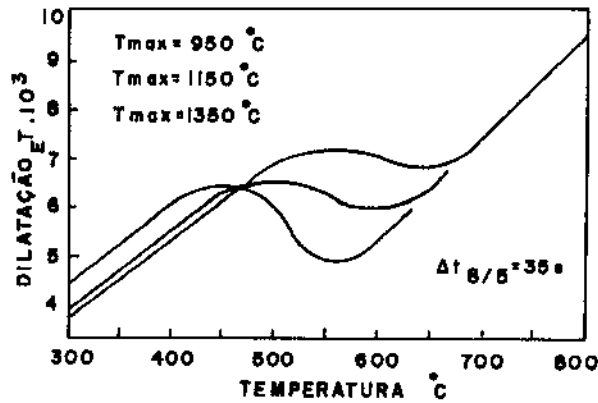


Figura II.5 - Curva Temperatura-Dilatação para um Aço Temperado e Revenido (34).

Segundo Gourd (35), a contração térmica é decorrente dos seguintes tipos de contração:

- Contração devido a solidificação
- Contração do metal já solidificado

A contração térmica ocorre tanto na direção longitudinal como na direção transversal, causando o envergamento da peça nessas duas direções e a ainda provoca a distorção angular.

Para Lancaster (6), a tensão ou deformação desenvolvida na junta durante o resfriamento, pode resultar numa auto restrição, numa restrição externa ou ainda uma combinação das duas. A auto restrição é causada pela contração local da solda relacionada a sua vizinhança imediata, e pela deformação local gerada pela transformação de fase. Já a restrição externa é devido a estrutura que pode ser inflexível ou complacente de acordo com o projeto. A restrição interna pode resultar numa

tensão próxima ao limite de escoamento da zona fundida, e com aplicação de uma tensão externa o material rompe mais facilmente.

11.4- TESTE TEKKEN

Quando um determinado aço é lançado no mercado, normalmente as siderúrgicas procuram dar todas as informações possíveis sobre sua utilização. No caso dos aços Alta Resistência Baixa Liga, a preocupação maior é quanto a sua soldabilidade e os problemas que esta possa causar. Dentre estes problemas, o de maior importância é a trinca a frio.

Para solucionar o problema da trinca a frio, foram desenvolvidos nas últimas décadas, vários testes para analisar a suscetibilidade dos aços ARBL a este tipo trinca. Esses testes foram classificados em 2 grupos, os testes de auto restrição, tais como o teste Tekken, teste de Restrição Lehigh e o teste de Severidade Térmica Controlada; e os testes de restrição externa, tais como o teste de Restrição Rígida, teste de Restrição Tensionada e o teste de Implante (13).

De todos os testes citados, um dos mais usados é o Tekken, devido ao baixo custo, versatilidade, facilidade para quantificar a porcentagem de trincas, além de apresentar boa reprodutibilidade. Através deste teste, também pode-se definir as melhores condições de soldagem, como a temperatura de pré-aquecimento e energia imposta.

O teste Tekken é considerado um teste bastante severo para os aços estruturais (9), como é o caso dos aços ARBL.

Este teste é conhecido pela alta restrição e mais severa geometria de raiz (36)

Segundo Ozaki (37), a intensidade de restrição

envolvida nesse teste, corresponde ao limite superior da intensidade de restrição de uma junta soldada. Por esta razão, o resultado do teste é um indicador razoavelmente preciso da suscetibilidade a trinca ao hidrogênio.

Na avaliação da tendência de trincas a frio na zona afetada pelo calor da solda de um aço C-Mn usando o teste Tekken e o teste de Severidade Térmica Controlada, Campbell (38) concluiu que o teste de Severidade térmica Controlada produz condições menos severa para o desenvolvimento de trincas na zona afetada pelo calor do que o teste Tekken .

Kihara (9), utilizando o teste Tekken e o teste Lehigh para avaliar o eletrodo e o aço alta resistência, concluiu que o teste Lehigh é mais sensível para diferenciar o eletrodo e o teste Tekken é mais sensível para diferenciar o metal base.

O teste Tekken foi desenvolvido no Japão pela Railway Technical Research Institute, Japanese National Railways. O nome Tekken é a abreviação de Tetsudo-Gijutsu Kenkyusho.

Inicialmente, o corpo-de-prova do teste Tekken possuía 2 chanfros para deposição da solda teste, como mostra a figura II.6.

Devido a complexidade do teste, foram feitas algumas modificações no corpo-de-prova, passando a ter somente um chanfro para deposição da solda teste, além de ter suas dimensões reduzidas, como mostra a figura II.7.

O corpo-de-prova para este ensaio é caracterizado por uma abertura oblíqua na base de um chanfro em " V " parcial, formando um " Y ". Este teste é uma amostra do que acontece na prática, por esta razão o corpo-de-prova deve ser confeccionado pelo processo de corte Oxi-Acetileno, como especificado pela norma da indústria japonesa JIS-3158-Z-66. (39)

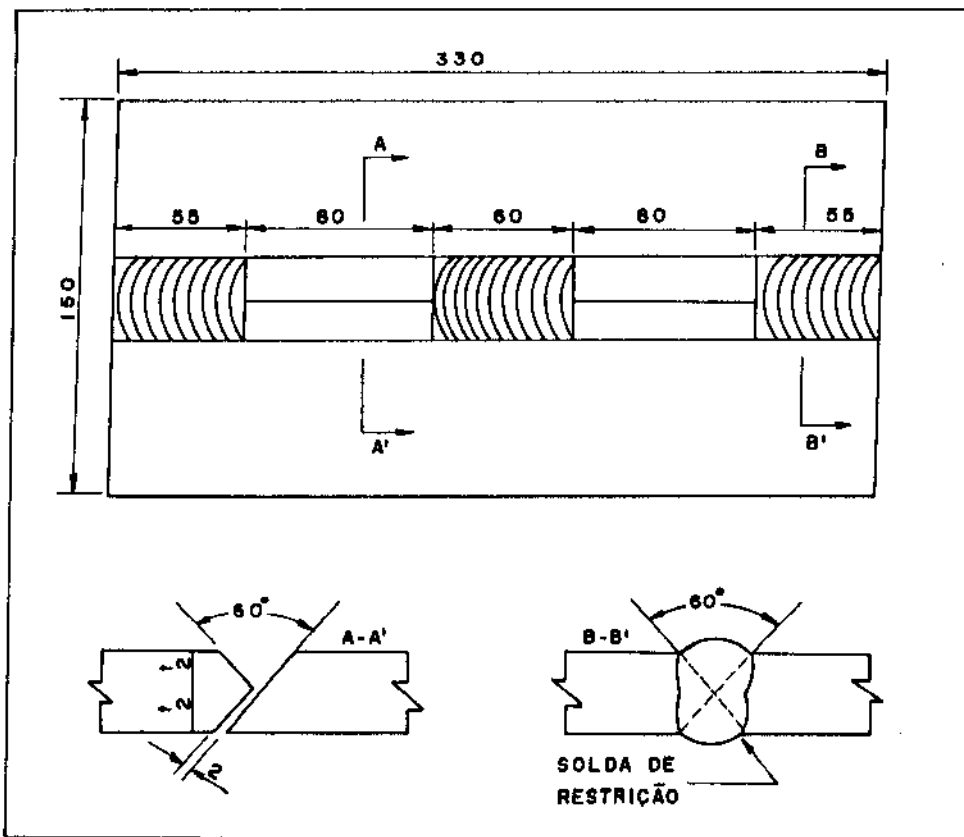


Figura II.6 - Desenho do Primeiro Corpo-de-Prova Usado no Teste Tekken. (9)

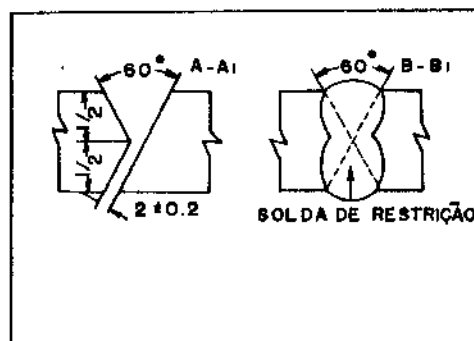
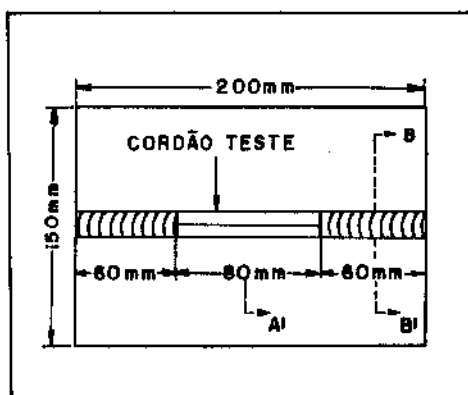


Figura II.7 - Desenho do Corpo-de-Prova Usado Atualmente. (39)

A montagem do corpo-de-prova é feita soldando 60 mm das pontas para o centro, restando um chanfro de 80 mm de comprimento para deposição do cordão teste. O maior problema na montagem do corpo-de-prova, está em se manter a abertura de raiz, que junto com o chanfro formam o grau de restrição do teste. A dificuldade em manter esta abertura, é devido a contração da solda de restrição. Segundo a norma JIS-3158-Z-66 (39), a abertura de raiz deve ser $2,0 \pm 0,2$ mm.

Com o corpo-de-prova montado, faz-se a solda do cordão teste num só passe. Após 48 hs (tempo em que a trinca a frio pode ocorrer), o corpo-de-prova pode ser analisado. A primeira avaliação a ser feita é verificar a ocorrência de trinca na superfície do cordão através de líquidos penetrantes, partículas magnéticas, lupas e até mesmo à olho nu. Após esta análise, é feita a quantificação das trincas, que segundo a norma JIS-3158-Z-66 (39), utiliza a seguinte fórmula:

$$C_f = \frac{\sum LF}{L} \times 100\% \quad (II.1)$$

Onde:

C_f = Trinca Superficial

L = Comprimento do Cordão Teste

$\sum LF$ = Somatória das Trincas Superficiais

Para analisar os outros tipos de trincas (transversal ou seção e de raiz), é necessário seccionar o corpo-de-prova.

Segundo a norma JIS-3158-Z-66 (39), o corpo-de-prova é quebrado pelo método de tração ou dobramento (Root Bending), e em seguida calcula-se a trinca de raiz e a trinca de seção. Para isto é necessário analisar 5 seções transversais a olho nu, com lupas ou método que seja apropriado. Nunes e Cortes (40), sugerem que antes de fraturar o corpo-de-prova, estes devem ser colocados em uma solução de ácido clorídrico a 10 % sobre a solda e, após retirada a solda de restrição, é que se faz o dobramento do corpo-de-prova para análise das trincas de raiz e de seção.

A norma JIS-3158-Z-66 (40), para quantificar as trincas de seção e de raiz, utiliza as seguintes fórmulas.

$$C_s = \frac{H_E}{H} \times 100\% \quad (11.2)$$

Onde:

C_s = Trinca de Seção

H = Altura do Cordão Teste

H_E = Altura da Trinca de Raiz

$$C_R = \frac{\sum L_R}{L} \times 100\% \quad (11.3)$$

Onde:

C_R = Trinca de Raiz

L = Comprimento do Cordão Teste

$\sum L_R$ = Somatória do Comprimento das Trincas de Raiz

Com os resultados obtidos da análise e da quantificação das trincas, pode-se ter a dimensão da suscetibilidade a trinca a frio do aço analisado. Através dos resultados obtidos, determina-se as melhores condições de soldagem para eliminar a trinca a frio.

CAPÍTULO III

TÉCNICA EXPERIMENTAL

Para o estudo da suscetibilidade da trinca ao hidrogênio nas soldas dos aços SAR-80-BT, foram utilizadas chapas com 12,7 mm e 25,4 mm de espessura, sendo as duas chapas temperada e revenida. A tabela IV mostra a composição química e a tabela V mostra as propriedades mecânicas, de ambas chapas. Os dados apresentados nestas tabelas foram obtidos em ensaios realizados para o trabalho.

Tabela IV - Composição Química das Chapas de Aço SAR 80-BT

Espessura das chapas (mm)	Composição Química (%)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Ni	Cu
12,7	0,13	0,87	0,020	0,013	0,20	0,54	0,35	0,10	0,09	0,27
25,4	0,13	0,89	0,019	0,014	0,20	0,58	0,37	0,09	0,07	0,28

Tabela V - Propriedades Mecânicas das Chapas de Aço SAR 80-BT

Espessura das chapas (mm)	Propriedades Mecânicas				
	Limite de Escoamento Kgf/mm ²	Limite de Resistência Kgf/mm ²	Alongamento (50 mm) %	Estricção %	Dureza (Hv)
12,7	85,9	89,1	23,4	69	300
25,4	75,8	83,3	20,6	61	275

Para a realização da solda do cordão teste, utilizou-se o

eletrodo de alta resistência AWS E 120 18 M com 3,25 mm de diâmetro. A composição química desse eletrodo, fornecida pelo fabricante, é mostrada na tabela VI.

Tabela VI - Composição Química do Eletrodo AWS E 120 18 M.

Diâmetro (mm)	Composição Química									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Ni	Cu
3,25	0,063	1,40	0,015	0,011	0,12	0,50	0,30	—	1,77	—

O processo de soldagem utilizado neste trabalho, foi o processo arco elétrico com eletrodo revestido (SAER). A máquina usada é uma retificadora ESAB LHE 250. Para a realização da solda, utilizou-se corrente contínua, polaridade inversa.

Para este trabalho, considerou-se condições de soldagem, as variantes envolvidas na determinação do insumo de calor, tais como:

- Corrente
- Tensão
- Velocidade de soldagem

Como parâmetros de soldagem, adotou-se os seguintes itens:

- Espessura da chapa
- Tipo de eletrodo
- Diâmetro do eletrodo
- Teor de hidrogênio do eletrodo
- Temperatura inicial da chapa
- Insumo de calor

Para avaliar a suscetibilidade do aço a trinca ao

hidrogênio, foi utilizado o teste de auto restrição Tekken, conforme a norma JIS-3158-Z-66 (39). A figura III.1 mostra esquematicamente o corpo-de-prova utilizado no teste Tekken.

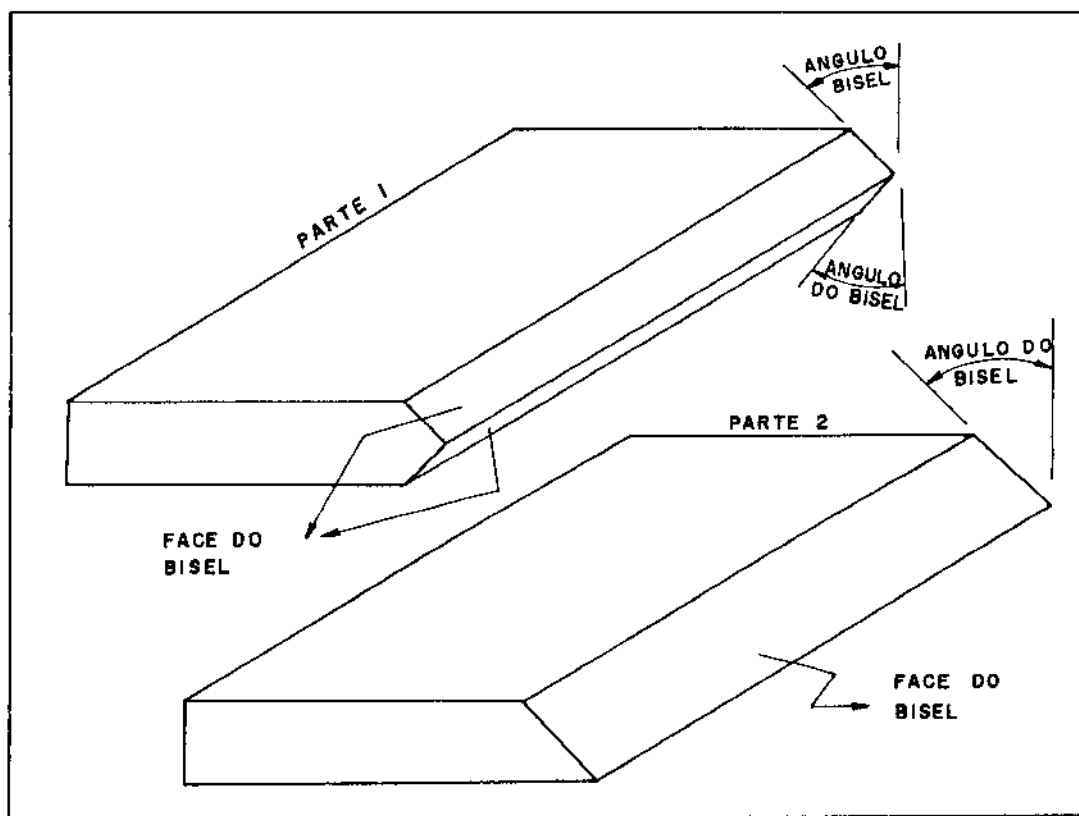


Figura III.1 - Desenho do Corpo-de-Prova Tekken Destacando as Partes 1 e 2.

Para análise das trincas superficiais, foi utilizado a técnica de Líquido Penetrante para auxiliar na visualização das trincas, e para análise das trincas transversais, utilizou-se microscopia ótica.

III.1- PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA TEKKEN

III.1.a- LIMPEZA E CORTE DAS CHAPAS

O corpo-de-prova Tekken é composto de 2 partes, como é

mostrado na figura III.1. De acordo com a norma JIS-3158-Z-66 (39) tanto a parte 1 como a parte 2 do corpo-de-prova devem ser cortados pelo processo de corte oxi-acetilénico. No entanto, esta técnica exige uma certa precaução, pois qualquer variação nas dimensões desse corpo-de-prova pode conduzir a erros, nos resultados do teste.

Neste trabalho, os primeiros corpos-de-prova cortados pelo processo de corte oxi-acetilénico, apresentaram variações no ângulo ao longo do chanfro além da ocorrência de estrias. Notou-se que o problema era decorrente de uma camada superficial de óxidos existente na superfície das chapas devido a contaminação atmosférica. Para solucionar este problema as chapas foram lixadas com lixadeira manual para retirada desta camada.

Após esta etapa, as mesmas foram cortadas em tiras de 200 mm de largura, sendo esta medida, a dimensão de comprimento final do corpo-de-prova Tekken especificado pela norma.

Dessas tiras, foram preparadas alternadamente de acordo com a face do bisel, as partes 1 e 2 que compõe o chanfro do corpo-de-prova.

O bisel da parte 1 como é mostrada na figura III.1, é bem mais trabalhosa para ser retirada pelo processo de corte utilizado do que o bisel da parte 2, pois esta parte do corpo-de-prova possui duas faces, que se encontram exatamente na metade da espessura da chapa. Quanto menos espessa a chapa, mais difícil fica para preparar esta parte do corpo-de-prova devido a precisão do processo de corte.

III.1.b- MONTAGEM DOS CORPOS-DE-PROVA TEKKEN

Após o corte de todos os corpos-de-prova (partes 1 e 2), o chanfros foram limpos para retirada da carepa resultante do processo de corte. Essa limpeza foi feita com jateamento de esferas de vidro.

Após a limpeza (partes 1 e 2), era feita a montagem.

Esta montagem, seguindo a norma JIS-3158-Z-66 (39), era feita soldando 60 mm da ponta para o centro, de cada lado do corpo-de-prova restando no centro um chanfro de 80 mm de comprimento para deposição do cordão teste. Essa solda é chamada solda de restrição tem a finalidade de restringir o corpo-de-prova para que não ceda as deformações decorrentes da contração do cordão teste. Esta solda é mostrada na figura III.2.

Soldas
de
Restricao.

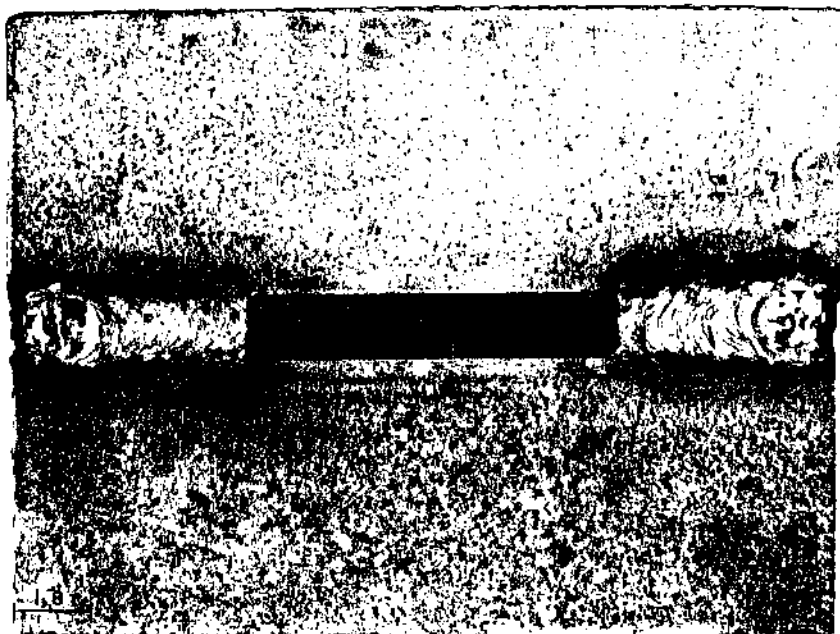


Figura III.2 - Macrografia de um Corpo-de-Prova com a Solda de Restrição. (0,5 X)

O número de passes da solda de restrição variou de acordo

com a espessura do corpo-de-prova. Para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura, foram necessário 3 passes para a solda de restrição, e para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura, foram necessários 5 passes.

O maior problema na montagem do corpo-de-prova é a abertura de raiz, que a norma especifica em 2 mm com uma variação de $\pm 0,2$ mm. É muito difícil manter esta abertura, devido a contração decorrente durante as solda de restrição, principalmente nos 2 primeiros passes. Para manter esta abertura, utilizou-se 1 gabarito de arame (alma de um eletrodo) com 2,25 mm de diâmetro. Além deste gabarito, mais 2 gabaritos foram utilizados na montagem do corpo-de-prova. Um gabarito com a forma do chanfro (V), de 78 mm de comprimento. Este gabarito foi utilizado para evitar que a solda de restrição, quando no estado líquido escorresse, diminuindo o comprimento do chanfro para deposição do cordão teste. Um terceiro gabarito, com a seguinte dimensão: 80 mm de comprimento, 4 mm de largura, uma das pontas com 2,1 mm de espessura e a outra ponta com 1,9 mm de espessura; foi utilizado para fazer o teste passa não passa na raiz do chanfro. Esses 2 gabaritos eram de cobre.

Para se montar o corpo-de-prova, adotou-se o seguinte procedimento:

- 1º ► Fixar a parte 1 do corpo-de-prova com pontos de solda na mesa de soldagem.
- 2º ► Fixar também a parte 2 do corpo-de-prova com pontos de solda na mesa de soldagem, formando-se com a parte 1 o chanfro do corpo-de-prova. Mas antes de realizar os pontos de solda, colocar os gabaritos de arame e de cobre com o formato do chanfro entre as partes 1 e 2, mantendo-se assim a abertura na raiz e conseqüentemente a abertura do chanfro.

- 3º ▶ Retirar o gabarito de arame e manter o gabarito de cobre. Fazer a deposição do primeiro passe da solda de restrição nas duas pontas do corpo-de-prova. O gabarito de cobre é mantido durante a soldagem dos primeiros passes para garantir que o chanfro fique com a dimensão correta no comprimento que é de 80 mm, e que a solda de restrição fique com 60 mm em cada uma das pontas do corpo-de-prova.
- 4º ▶ Retirar o corpo-de-prova da mesa e virar do lado oposto para a deposição do segundo passe de solda.
- 5º ▶ Em seguida, fazer o enchimento de toda solda de restrição, tomando-se o cuidado para que a deposição do mesmo passe nas duas pontas do corpo-de-prova seja concluída antes de iniciar um novo passe.
- 6º ▶ Após o corpo-de-prova montado, com o terceiro gabarito de cobre, fazer o teste passa não passa em toda extensão do chanfro.

A figura III.3, mostra a sequência usada para montagem dos corpos-de-prova e a figura III.4 mostra o procedimento adotado na confecção da solda de restrição.

O procedimento adotado, foi utilizado para montagem dos corpos-de-prova tanto da chapa de 12,7 mm como da chapa de 25,4 mm de espessura.

III.2- CONDIÇÕES DE SOLDAGEM PARA CONFECÇÃO DO CORDÃO TESTE

Alguns fatores foram considerados na determinação das melhores condições de soldagem para deposição do cordão teste.

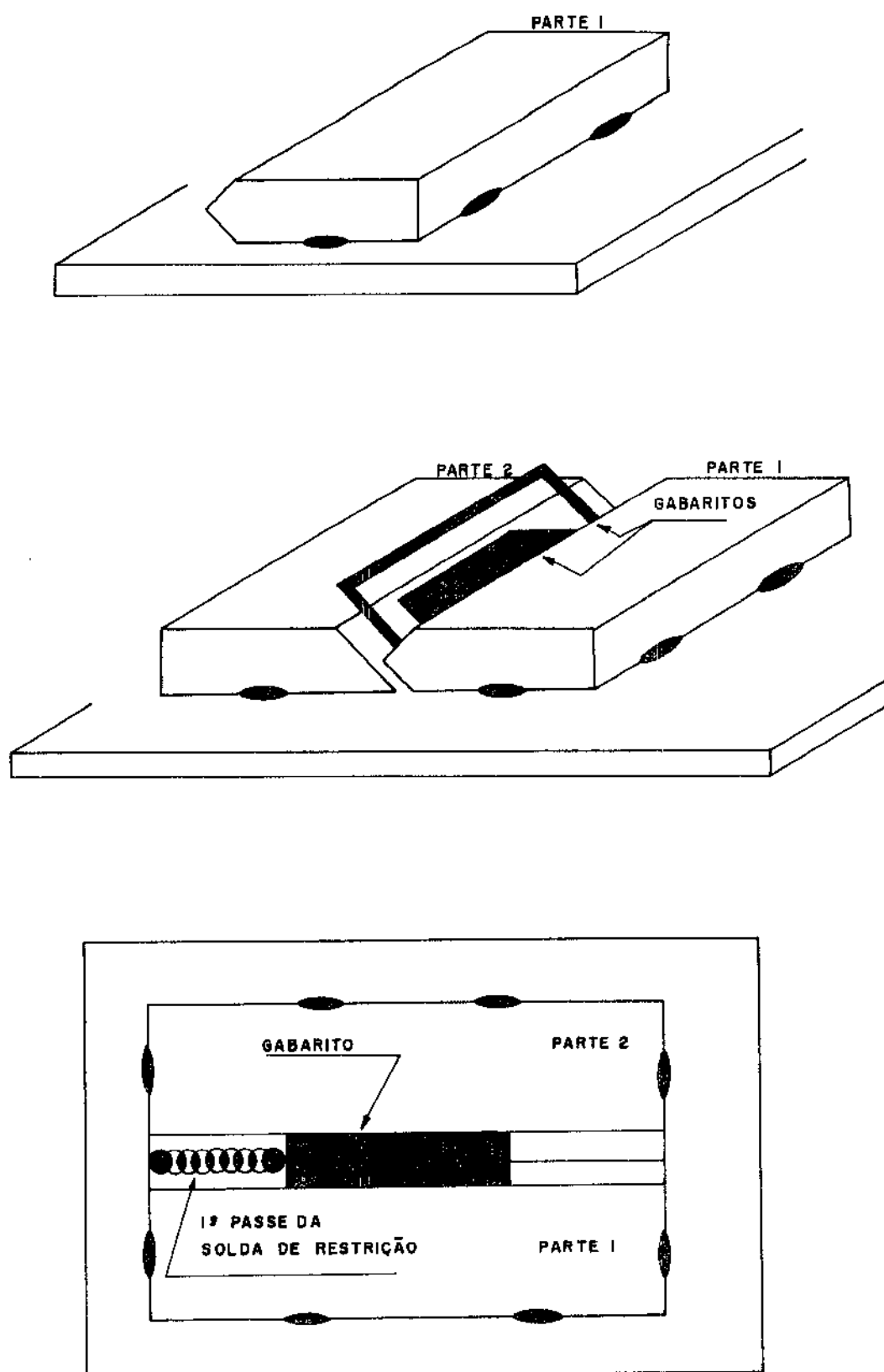


Figura III.3 - Sequência Usada na Montagem dos Corpos-de-prova Tekken

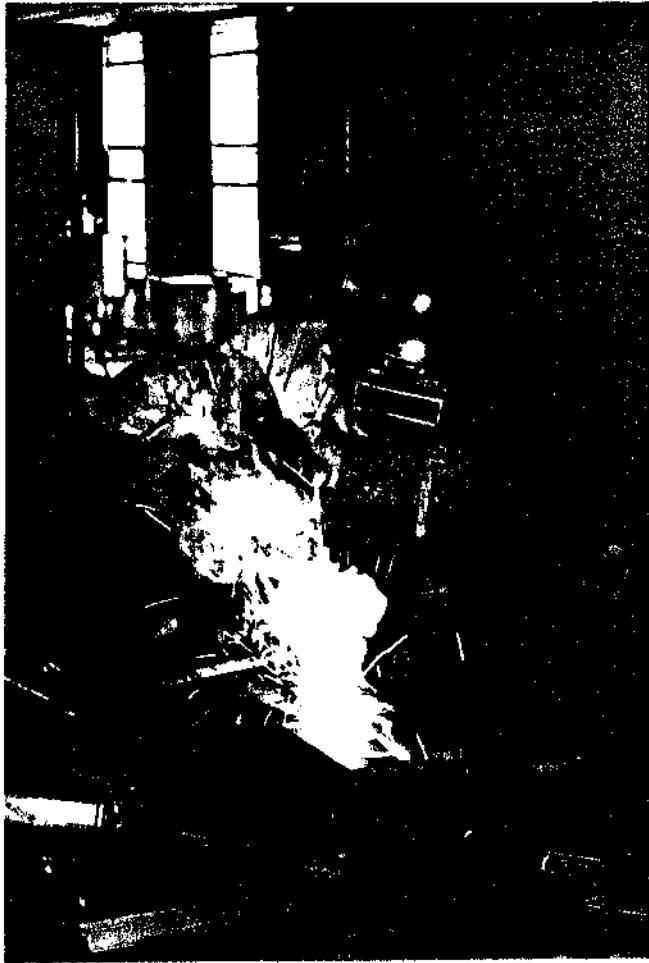


Figura III.4 - Montagem dos Corpos-de-Prova para o Teste Tekken

São eles:

- Dados fornecidos pelo fabricante do eletrodo,
- Quantidades de respingos produzidas na solda de cada condição verificada,
- Aspecto superficial do cordão,,
- Profundidade de penetração da solda em cada condição.

Devido ao processo de soldagem utilizado ser um processo manual, a velocidade de soldagem teve que ser cronometrada e procurou-se manter a posição do eletrodo constante. Dos testes realizados, as condições de soldagem foram otimizadas, tanto para o corpo-de-prova de 12,7 mm de espessura como para o

corpo-de-prova de 25,4 mm de espessura. Tais condições são mostradas na tabela VII

Tabela VII - Condições de Soldagem Utilizadas na Solda do Cordão Teste.

Espessura das chapas (mm)	Corrente I = (A)	Tensão V = (V)	Velocidade de Soldagem v = (mm/min)
12,7	130	22 a 25	≈ 130
25,4	140	22 a 25	≈ 130

O material, espessura da chapa, tipo e diâmetro do eletrodo, foram parâmetros fixados pelo projeto inicialmente proposto. Para se assegurar o baixo nível de hidrogênio, procurou-se ressecar o eletrodo a 450°C por 1:20 hs, e só foi retirado da estufa 5 min antes da soldagem (19 e 41).

De todos os parâmetros envolvidos no estudo, o único variável foi a temperatura inicial da chapa antes da realização da solda do cordão teste. Para isso, os corpos-de-prova foram pré-aquecidos em estufa a temperatura desejada, e mantidos nesta temperatura por 60 min.

A tabela VIII mostra as temperaturas as quais foram pré-aquecidos os corpos-de-prova das duas chapas antes da soldagem do cordão teste.

Tabela VIII - Temperaturas as Quais as Chapas Foram Pré-Aquecidas Para Soldagem.

Espessura das chapas (mm)	Temperatura Inicial das Chapas Antes da Soldagem (°C)			
	12,7	Ambiente	50	90
25,4	Ambiente	60	100	140

III.3- SOLDAGEM DO CORDÃO TESTE

Determinado os parâmetros, iniciou-se a soldagem dos cordões testes. Como o único parâmetro variável era a temperatura dos corpos-de-prova antes da soldagem, em cada temperatura foram soldados 5 corpos-de-prova.

A soldagem dos corpos-de-prova nas temperaturas subsequentes, eram feitas após análise das trincas na temperatura soldada.

III.4- VERIFICAÇÃO DA OCORRÊNCIA DE TRINCAS

III.4.a- TRINCAS SUPERFICIAIS

Após 48 hs da realização da soldagem (tempo em que a trinca induzida pelo hidrogênio pode ocorrer), foi feito a retirada da escória e a limpeza do cordão teste com escova de aço. Em seguida, foi feito a verificação de trincas superficiais. Nos casos em que a trincas não foram detectadas a olho nu, foi necessário a utilização da técnica de líquidos penetrantes. As trincas foram medidas quanto ao seu comprimento e analisadas quanto a sua direção de propagação. A figura III.5 mostra uma macrografia de um corpo-de-prova com uma trinca superficial.

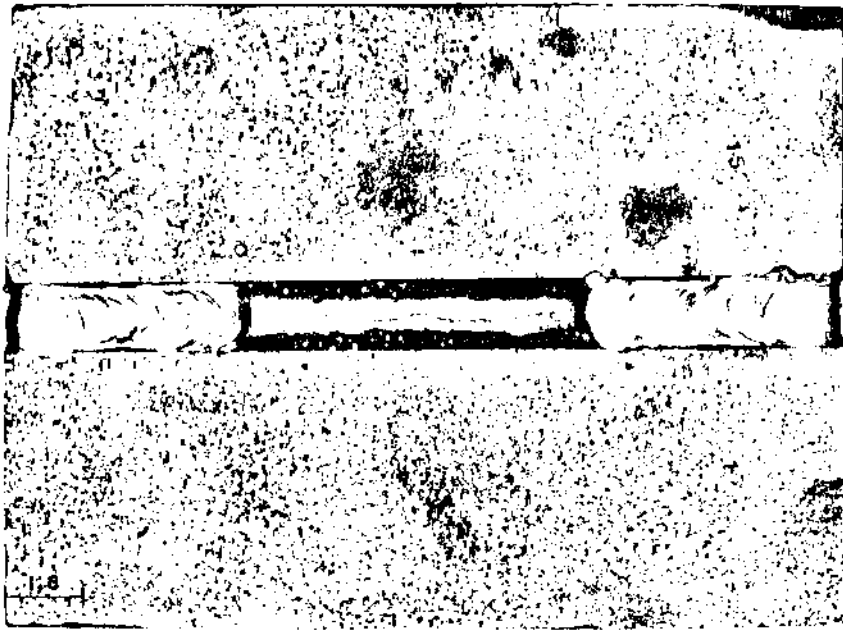


Figura III.5 - Macrografia de um Corpo-de-Prova com uma Trinca Superficial. (0,5 X)

III.4.b- TRINCAS TRANSVERSAIS

Após verificada e analisada a trinca superficial, os corpos-de-prova foram cortados em 8 partes iguais na direção transversal em relação ao comprimento do cordão teste, como mostra a figura III.6.

Cada uma dessas partes (amostras), foi lixada nas lixas de número 150, 220, 320, 400 e 600 e em seguida polida em pasta de diamante com granulação de 6, 3 e 1 μm . Após o polimento, as amostra foram atacadas com reagente de nital 2% e levadas ao microscópio ótico para análise das trincas transversais. Essas trincas também foram medidas quanto ao seu comprimento e classificadas quanto ao início e direção de propagação.

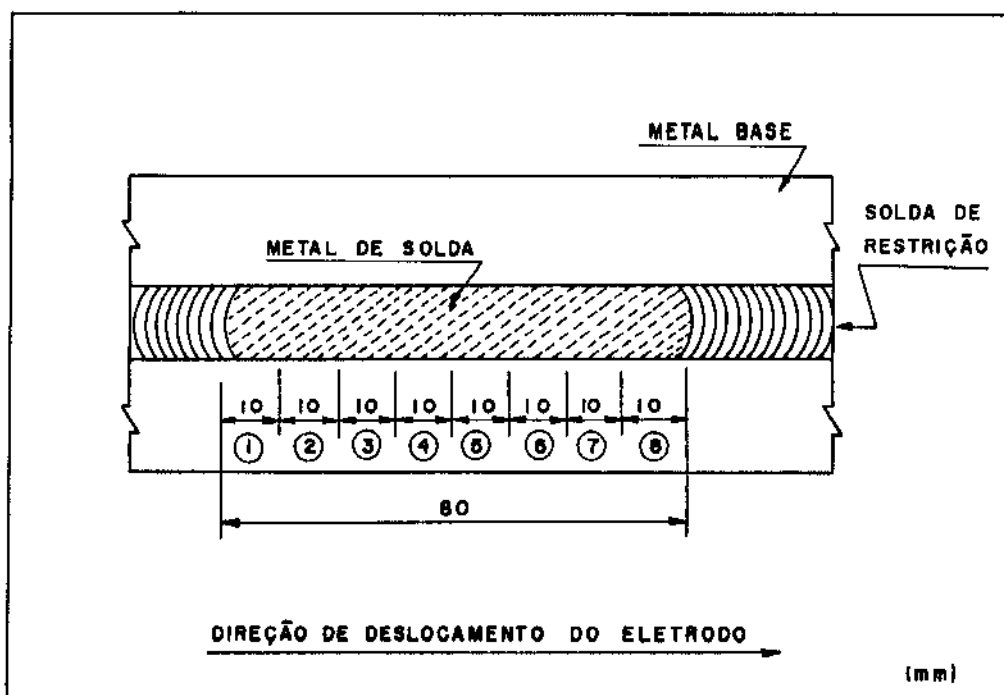


Figura III.6 - Desenho do Cordão Teste Cortados em 8 Partes Iguais.

Alguns corpos-de-prova apresentaram trinca superficial em toda a extensão longitudinal do cordão, essas trincas também atingiram toda extensão do cordão na seção transversal, da superfície até a raiz. Quando esses corpos-de-prova foram cortados pelo cut-off, as amostras tiradas se separaram em 2 partes. Essas amostras tiveram que ser embutidas em baquelites para serem lixadas e polidas, como mostra a figura III.7.

III.5- ANÁLISE METALOGRAFICA

A análise metalografica foi realizada na seção transversal do cordão teste. Para manter o mesmo procedimento de análise em cada temperatura de pré-aquecimento, adotou-se que seria analisada a amostra nº 5 das 8 amostradas cortadas de cada cordão teste. A região a qual foram retiradas as amostras nº 5, é próxima do centro do cordão, como mostra a figura III.6.

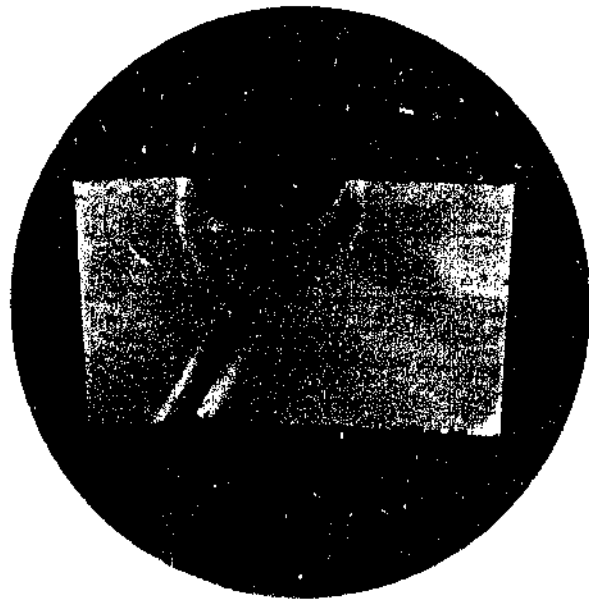


Figura III.7 - Macrografia de uma Amostra Embutida em Baquelite
Cujas Trinca na Seção Transversal foi de 100%. (2 X)

Escolheu-se essa amostra, considerando que nesta região temos uma boa homogeneização do cordão teste.

Essa amostra foi polida até a pasta de diamante com granulação de 1 μm , e atacada com reagente Nital 2% e a microestrutura foi analisada através de um microscópio ótico com capacidade de até 1000 X.

III.6- ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado na seção transversal do cordão teste. Para manter a mesma regularidade, adotou-se o mesmo procedimento usado na análise metalográfica, só que neste caso, foi usada a amostra nº 4 das 8 amostras cortadas de cada cordão teste, tendo em vista ser uma região também de homogeneização do cordão teste.

A amostra foi polida até a pasta de 6 μm e atacada com reagente de nital 2%. Isto foi necessário para uma melhor visualização da região onde seria feita as medidas de dureza (MB, ZAC e MS).

As medidas de dureza foram realizadas pelo método de dureza Vickers com carga de 5 kg e o tempo foi de 15 seg. Essa carga foi escolhida devido as deformações provocadas pela medida ser menor e com isso realizar o maior número de medidas possíveis na zona afetada pelo calor, que tem uma dimensão em média de 3 mm.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS

IV.1 - ANÁLISE DO METAL DE SOLDA

Para se fazer a análise da composição química do cordão soldado, resultante da mistura do metal base e do metal de adição, escolheu-se os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura soldados a temperatura ambiente. Considerou-se que não haveria variação significativa da composição química tanto para os cordões soldados nas diversas temperaturas, como para as duas espessuras de corpos-de-prova, pois o metal base e o metal de adição foram os mesmos para todas condições soldadas.

O resultado desta análise química, é mostrado na tabela IX.

Tabela IX - Composição Química Representativa do Metal de Solda.

Composição Química (%)									
C	MN	P	S	SI	CR	MO	V	NI	CU
0,10	0,96	0,015	0,009	0,3	0,56	0,33	0,03	0,71	0,23

IV.2 Análise das Trincas

Neste estudo, foram analisadas as trincas de hidrogênio que ocorreram tanto na superfície do cordão teste (Trincas superficiais ou longitudinais), como na seção transversal do cordão teste (trincas transversais ou de seção). A figura IV.1 mostra uma macrografia representativa de uma trinca longitudinal e

a figura IV.2 mostra uma micrografia representativa de uma trinca transversal.

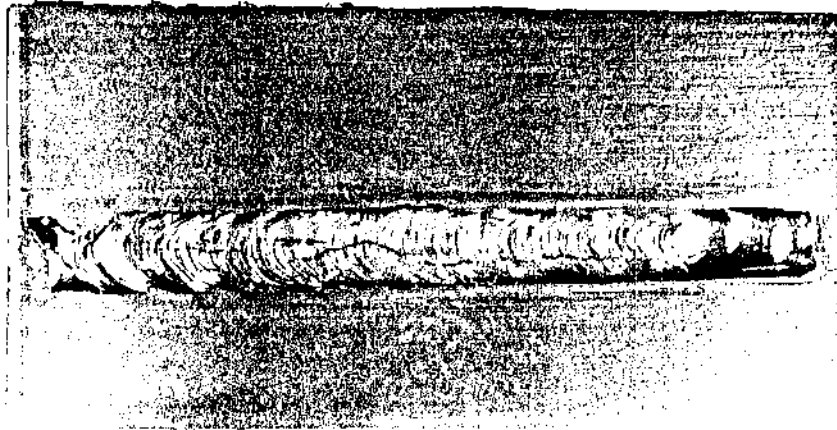


Figura IV.1 - Macrografia Representativa de uma Trinca Superficial. (1,5 X)



Figura IV.2 - Micrografia Representativa de uma Trinca Transversal. (380 X)

Os resultados obtidos nos experimentos com relação a essas trincas em função do teste Tekken , são mostrados nas tabelas X e XI para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura e nas tabelas XII e XIII para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura.

Tabela X - Resultados Obtidos da Análise das Trincas em Relação as Amostras Trincadas e o Tamanho das Trincas dos Corpos-de-Prova de 12,7 mm de Espessura.

Temp. Inic. de Sold.	Trincas					
	Amostras Trincadas		Superficial		Transversal	
	Superf.	Transv.	Tamanho	Quantidade	Tamanho	Quantidade
Ambiente	20%	57,0%	100%	1	0 a 1% 1 a 5% 5 a 10% 10 a 20% 20 a 30% 30 a 50% > 50%	1 5 1 1 1 1 13
50°C	0%	27,0%	—	—	0 a 1% 1 a 5% 5 a 10%	2 7 2
90°C	0%	17,0%	—	—	1 a 5% 5 a 10%	5 2
130°C	0%	2,0%	—	—	5 a 10%	1

Tabela XI - Resultados Obtidos da Análise das Trincas em Relação a sua Localização nos Corpo-de-Prova de 12,7 mm de Espessura.

Temperatura Inicial de Soldagem	Localização			
	Metal de Solda	Zona Afetada pelo Calor	ZAC ← MS →	Linha de Fusão
Ambiente	10	5	6	2
50°C	2	7	—	2
100°C	1	2	—	4
130°C	—	—	—	1

Tabela XII-Resultados Obtidos da Análise das Trincas em Relação o as Amostras Trincadas e o Tamanho das Trincas dos Corpos-de-Prova de 25,4 mm de Espessura.

Temp. Inic. de Sold.	Trincas					
	Amostras Trincadas		Superficial		Transversal	
	Superf.	Transv.	Tamanho	Quantidade	Tamanho	Quantidade
A M B	100 %	100%	100%	5	100%	40
60°C	0 %	32,0%	—	—	0 a 1% 1 a 5% 5 a 10% 10 a 20% 20 a 30% 30 a 50% > 50%	3 4 1 0 3 2 0
100°C	0 %	10%	—	—	0 a 1% 1 a 5%	2 2
140°C	0 %	5%	—	—	0 a 1% 1 a 5%	1 1

Tabela XIII- Resultados Obtidos da Análise das Trincas em Relação a sua Localização nos Corpos-de-Prova de 24,5 mm de Espessura.

Temperatura Inicial de Soldagem	Localização			
	Metal de Solda	Zona Afetada pelo Calor	ZAC ← MS →	Linha de Fusão
Ambiente	40	—	—	—
60°C	2	7	2	2
100°C	—	—	—	4
140°C	—	—	—	2

IV.2.a - PERCENTUAL DE AMOSTRAS TRINCADAS

Para quantificar a porcentagem de corpos-de-prova com trincas superficiais mostrada nas tabelas X e XII, analisou-se

para cada temperatura de pré-aquecimento, o número de cordões testes trincados independente do tamanho das trincas.

Para quantificar a porcentagem de amostras com trincas transversais mostradas nas tabelas X e XII, analisou-se em cada temperatura de pré-aquecimento, o número de amostras trincadas provenientes dos 5 cordões testes.

A incidência em porcentagem tanto da trinca longitudinal como transversal em função da temperatura de pré-aquecimento é mostrado nos gráficos das figuras IV.3 e IV.4, respectivamente para os corpos-de-prova de 12,7 mm e 25,4 mm de espessura. Estes gráficos ilustram de uma outra maneira os resultados já apresentados nas tabelas X e XII.

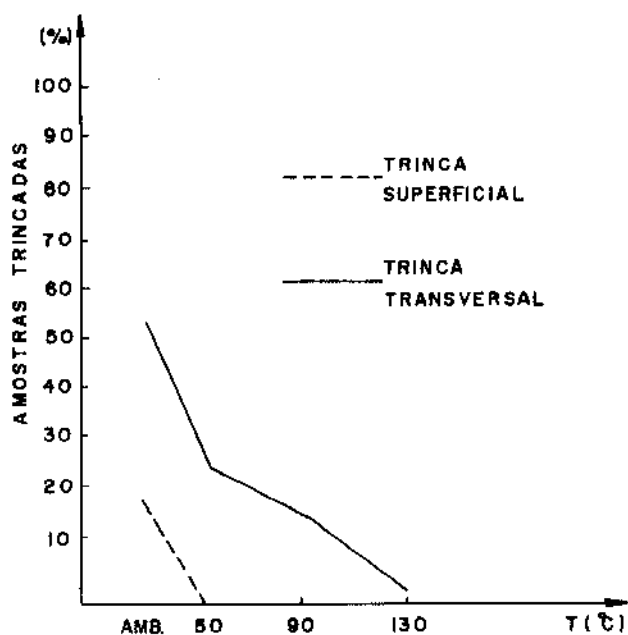


Figura IV.3 - Percentual de Amostras Trincadas em Função da Temperatura de Pré-Aquecimento, dos Corpos-de-Prova de 12,7 mm de Espessura.

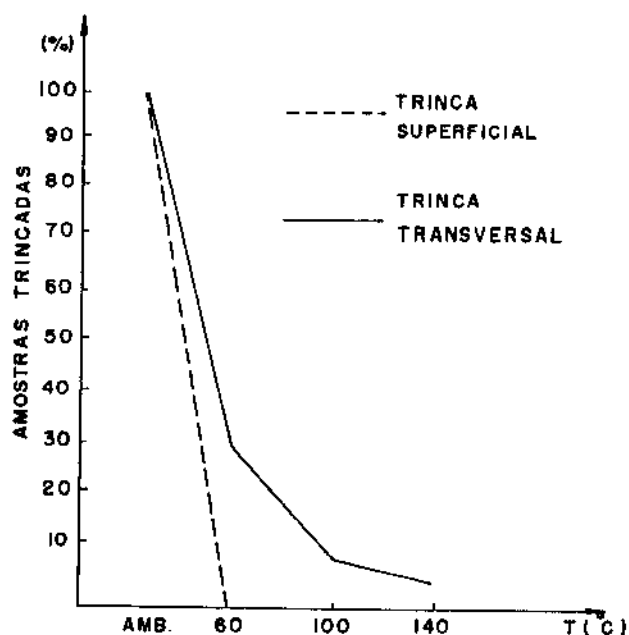


Figura IV.4 - Percentual de Amostras Trincadas em Função da Temperatura de Pré-Aquecimento, dos Corpos-de-Prova de 25,4 mm de Espessura.

IV.2.b - TAMANHO DAS TRINCAS

Com relação ao tamanho das trincas registrados nas tabelas X e XII, estes foram obtidos de acordo com a norma JIS-3158-Z-66 (39), utilizando-se as fórmulas II.1 e II.2 respectivamente para quantificar as trincas longitudinais e transversais.

Os resultados obtidos em relação as trincas transversais, apresentaram uma variações no tamanho . Para uma melhor visualização dos resultados, estabelecemos algumas faixas de tamanho, sendo estas usadas tanto para os corpos-de-prova de

12,7 mm de espessura como para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura.

A quantidade de trincas para cada faixa de tamanho em relação a temperatura de pré-aquecimento, é mostrada nos gráficos das figuras IV.5 e IV.6. Estes gráficos ilustram os dados já apresentados nas tabelas X e XII.

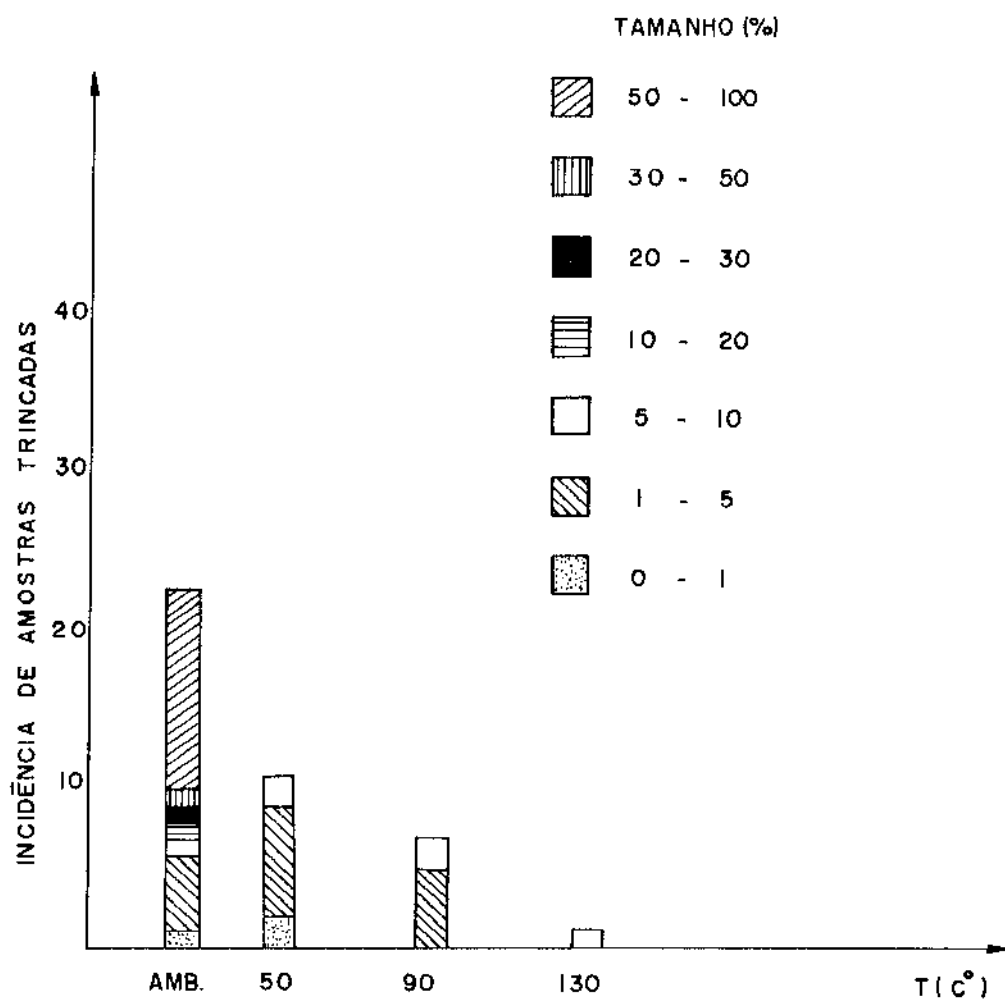


Figura IV.5 - Incidência de Amostras Trincadas em função da Temperatura de Pré-Aquecimento e do tamanho das trincas dos Corpos-de-Prova de 12,7 mm de Espessura.

IV.2.c - LOCALIZAÇÃO DAS TRINCAS

Além do tipo e tamanho, as trincas foram também

classificadas de acordo com a sua localização, ou seja, início e direção de propagação.

Com relação as trincas longitudinais ou superficiais, as mesmas ocorreram na extensão do cordão teste, tendo a maior parte da trinca caminhado pelo centro do cordão, como mostra a figura IV.1.

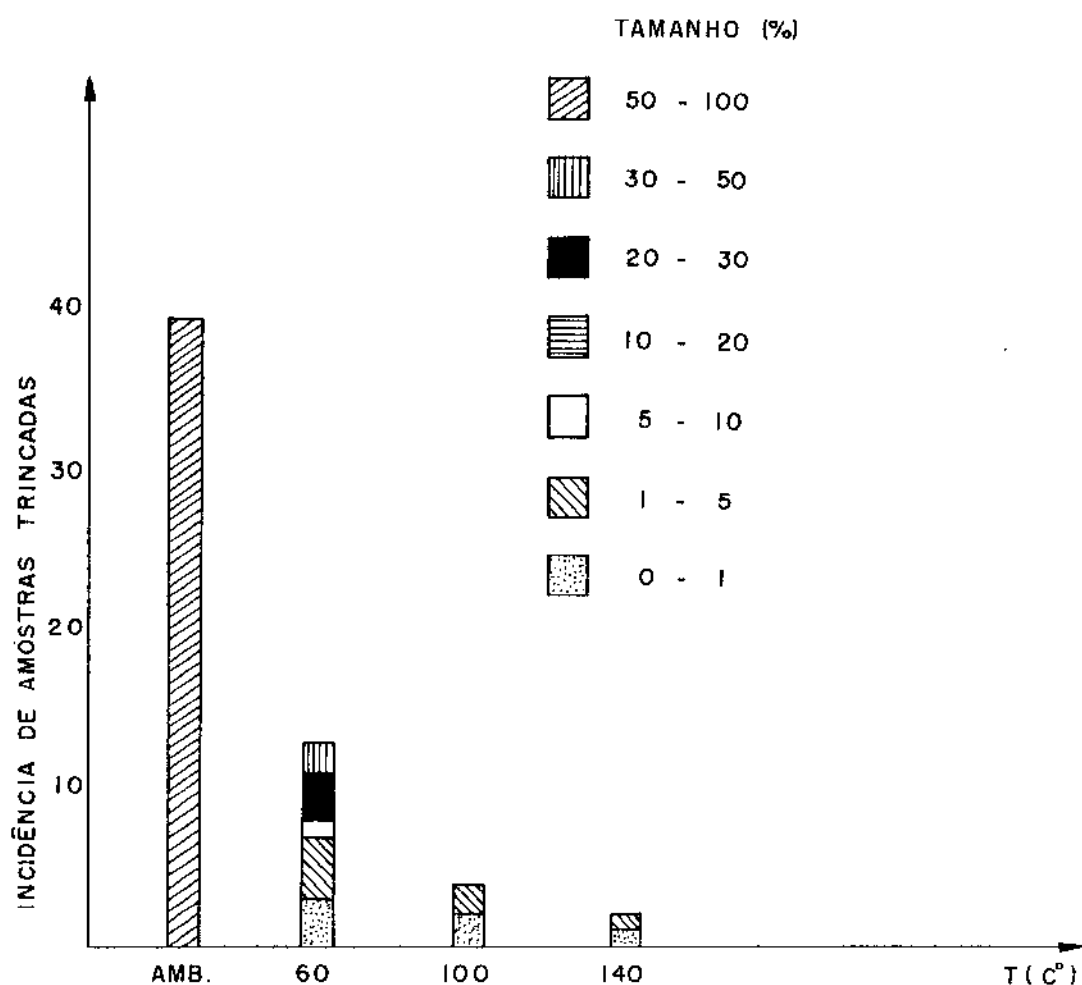


Figura IV. 6 - Incidência de Amostras Trincadas em Função da Temperatura de Pré-Aquecimento e do Tamanho das Amostras Trincadas dos Corpos-de-Prova de 25,4 mm de Espessura.

Ao contrário das trincas longitudinais, as trincas

transversais ocorreram em várias regiões da seção transversal do cordão teste, mas sempre iniciando na raiz como é mostrado na figura IV.7.

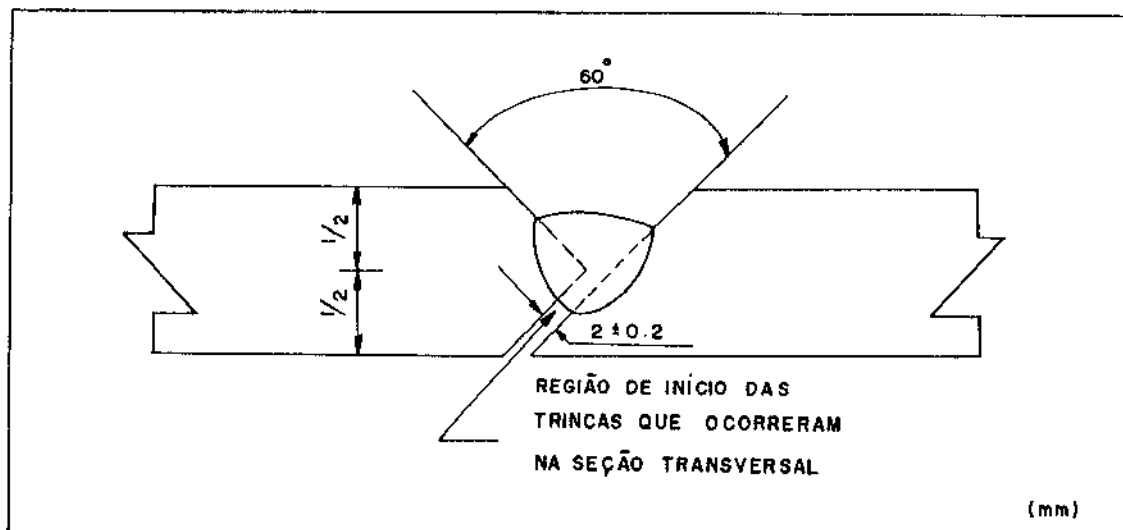


Figura IV.7 - Região Onde as Trincas Transversais Iniciam na Raiz.

Para uma melhor avaliação dos resultados, as trincas que ocorreram na seção transversal, foram classificadas em 4 tipos ou regiões, como é registrado nas tabelas XI e XIII. Os 4 tipos são:

- 1- Trincas que ocorreram ou propagaram somente no metal de solda (MS), figura IV.8.
- 2- Trincas que ocorreram ou propagaram somente na zona afetada pelo calor (ZAC), figura IV.9.
- 3- Trincas que propagaram da zona afetada pelo calor para o metal de solda ou vice-versa, figura IV.10.
- 4- Trincas que ocorreram ou propagaram pela linha de fusão (LF),

figura IV.11.

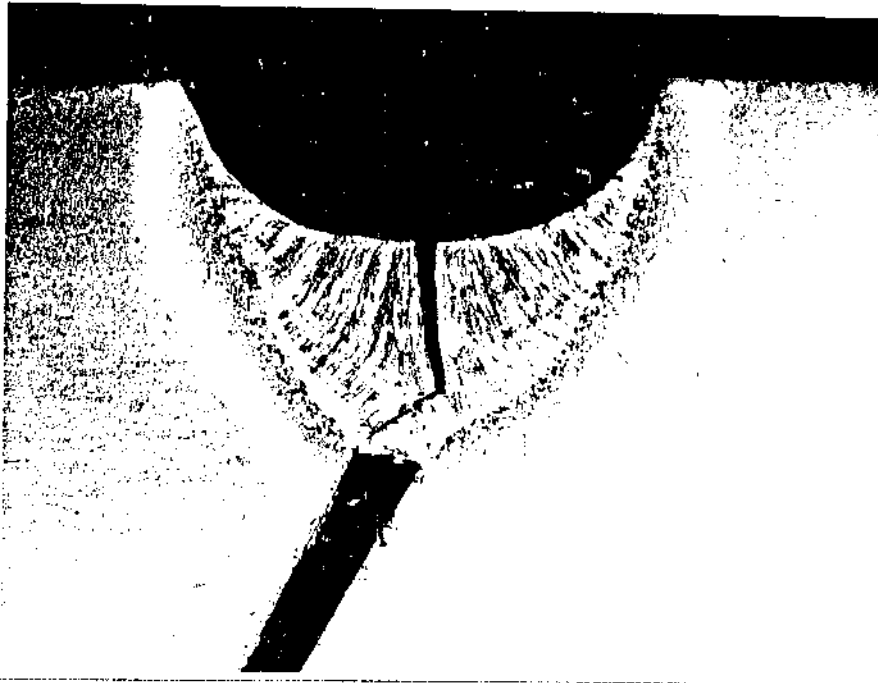


Figura IV.8 - Macrografia de uma Trinca no Metal de Solda
(5 X)



Figura IV.9- Micrografia de uma Trinca na Zona Afetada Pelo Calor
(190 X)



Figura IV.10 -Micrografia de uma Trinca que se Propagou da Zona Afetada Pelo Calor para o Metal de Solda (95 X).



Figura IV.11 - Micrografia de uma Trinca na Linha de Fusão
(190 X)

IV.3- ANÁLISE METALOGRAFICA DA REGIÃO DA SOLDA

As amostras tanto de 12,7 mm como de 25,4 mm de espessura, não apresentaram variações significativas na dimensão da zona afetada pelo calor com a variação da temperatura de pré-aquecimento. Independente do tamanho da zona afetada pelo calor, essa apresentou várias regiões, ou seja, várias faixas com diferentes tamanho de grãos. Para analisar a microestrutura formada na zona afetada pelo calor, dividimos essa zona em quatro regiões. Chamamos ainda o metal de solda de região 6 e o metal

base de região 1. Isto pode ser visto na figura IV.12.



Figura IV.12 - Micrografia das Várias Regiões da Zona Afetada pelo Calor (95 X).

Analisando a microestrutura, observamos que houve variação microestrutural do metal base até o metal de solda, e mesmo entre as diferentes regiões da zona afetada pelo calor houve variação da microestrutura. Porém, não houve variação microestrutural em função da espessura dos corpos-de-prova.

Os resultados obtidos através da análise metalográfica em cada região da zona afetada pelo calor, do metal base e do metal de solda, são apresentados na tabela XIII.

Ainda com relação a análise metalográfica, comparou-se respectivamente as diferentes regiões da zona afetada pelo calor, metal de solda e metal base, entre as temperaturas de pré-aquecimento, e observou-se que não houve variação da microestrutura. Para uma melhor visualização desse resultado, escolheu-se a região do metal de solda dos corpos-de-prova de 25,4

mm de espessura, soldados em cada temperatura de pré-aquecimento como exemplo, como mostram as figuras IV.13, IV.14, IV.15 e IV.16.

Tabela XIII - Resultados da análise metalográfica realizada na seção transversal do cordão teste.

Região	Localiz.	Microestrutura
1	Metal Base	Constituído de martensita revenida com pequenas áreas de bainita não bem definidas. Apresenta ainda pequenas inclusões de sulfeto de manganês. Figura IV.17
2	Zona Afetada pelo Calor	Constituído de grãos de ferrita e um pouco de martensita não transformada. A ferrita aparece devido a transformação da martensita baixo carbono. Os grãos escuros espalhados que aumentam a medida que caminha na direção do metal de solda, como mostra a figura IV.18, possivelmente são constituído de uma microestrutura lamelar ultra-fina denominada cementita. (A observação no microscópio óptico aparece como manchas escuras).
3	Zona Afetada pelo Calor	Constituído de ferrita com partículas irregulares de carbeto (não esferoidizados), alguns dos quais estão presentes nos contornos de grãos Figura IV.19
4	Zona Afetada pelo Calor	Constituído de martensita de grão fino. Em algumas regiões, apresenta quantidades muito pequenas de precipitados de ferrita, principalmente nos contornos de grãos. Figura IV.20
5	Zona Afetada pelo Calor	Apresenta martensita de grão grosso a qual tem aparência de martensita revenida. Próximo a linha de fusão, observou-se uma região de transição constituída por uma mistura de ferrita acicular com martensita. Figura IV.21
6	Metal de Solda	Apresenta como constituinte predominante a ferrita. A microestrutura é formada por ferrita acicular ferrita de WIDMANSTATEN. Figura IV.22



Figura IV.13 -Micrografia do Metal de Solda do Corpo-de-Prova Soldado a temperatura Ambiente. (1470 X)

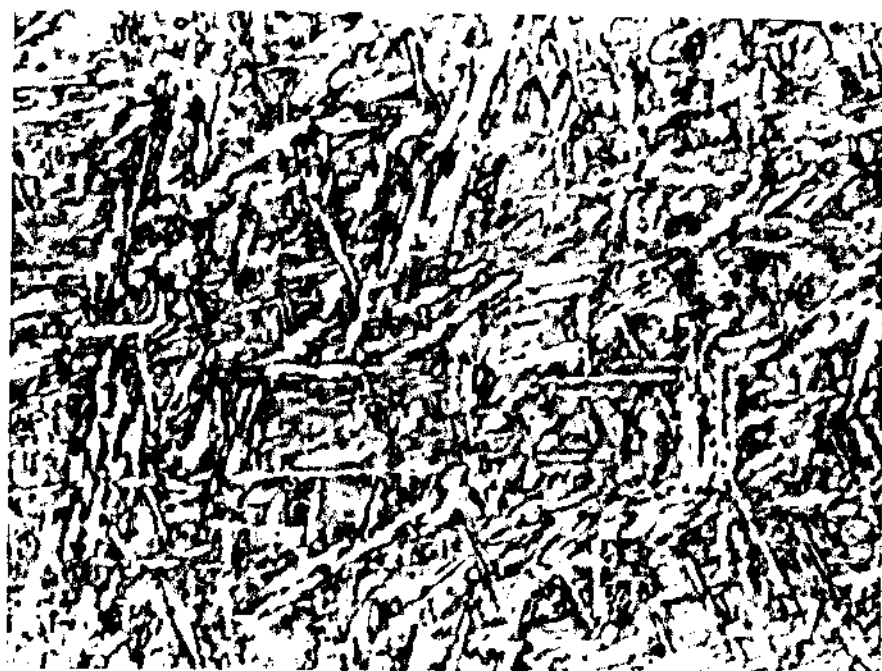


Figura IV.14 - Micrografia do Metal de Solda do Corpo-de-Prova Soldado com 60°C de Pré-Aquecimento. (1470 X)

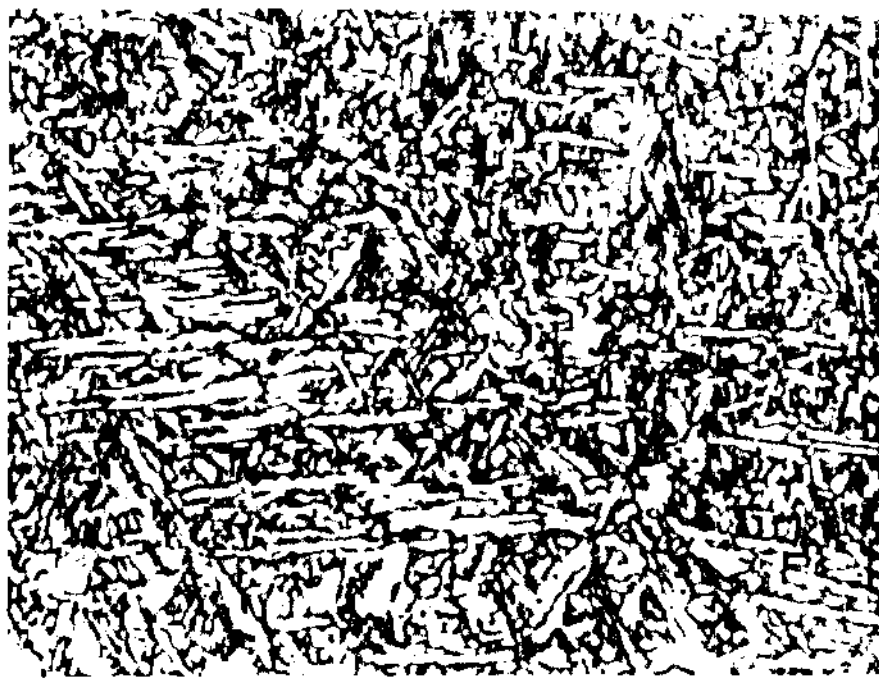


Figura IV.15 - Micrografia do Metal de Solda do Corpo-de-Prova Soldado com 100^oC de Pré-Aquecimento. (1470 X)



Figura IV.16 - Micrografia do Metal de Solda do Corpo-de-Prova Soldado com 140^oC de Pré-Aquecimento. (1470 X)

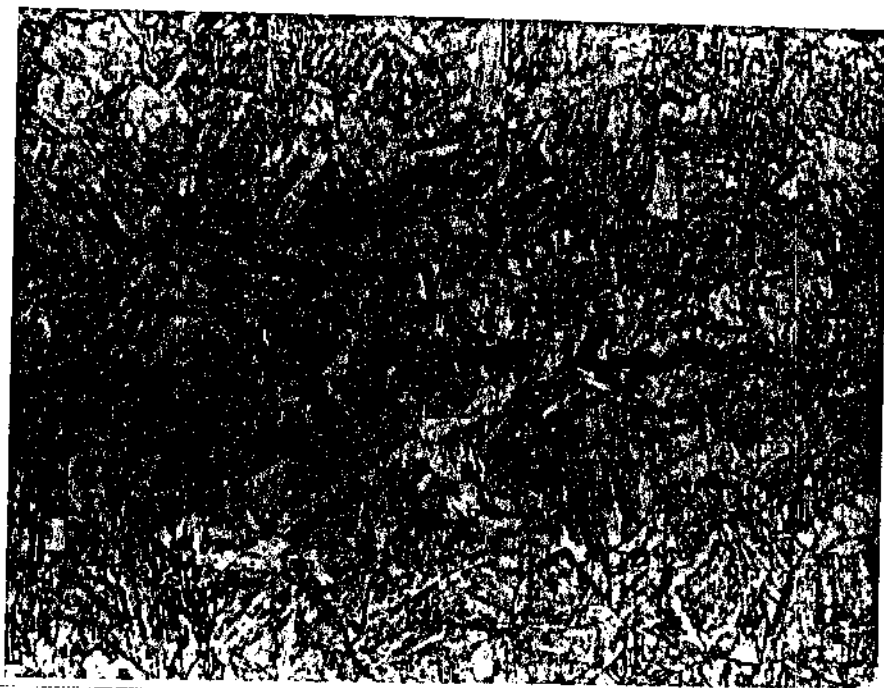


Figura IV.17 - Micrografia do Metal Base (760 X)

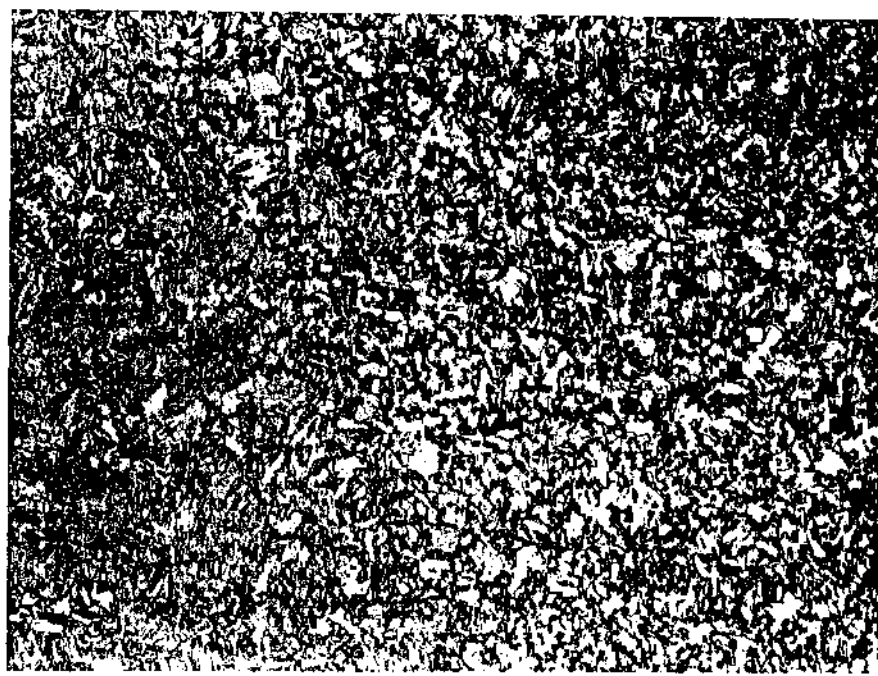


Figura IV.18 - Micrografia da Linha de Transição Metal Base/Zona Afetada Pelo Calor (região 2). (190 X)

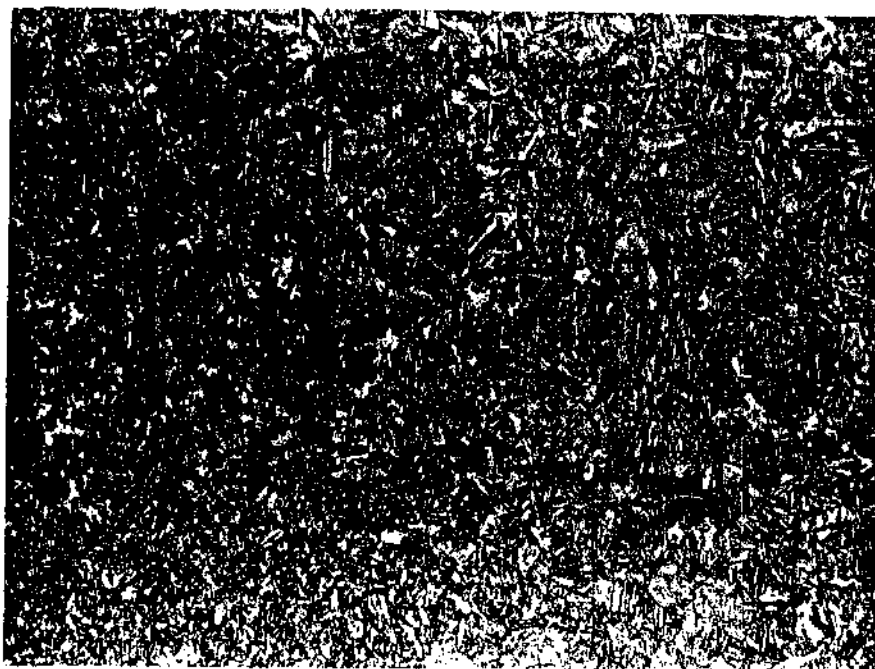


Figura IV.19 - Micrografia da Região de Grãos Escuros/Grãos Pequenos (região 3) da Zona Afetada Pelo Calor (190 X)



Figura IV.20 -Micrografia da Região de Grãos Pequenos (região 4) da Zona Afetada pelo Calor. (760 X)

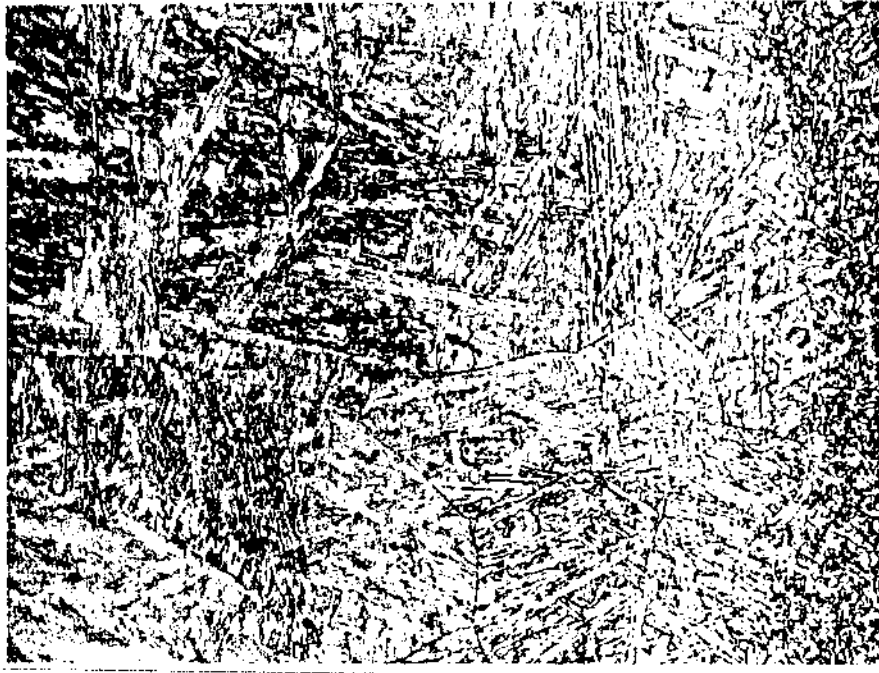


Figura IV.21 - Micrografia da Região de Grãos Grandes (região 5)
da Zona Afetada pelo Calor. (380 X)

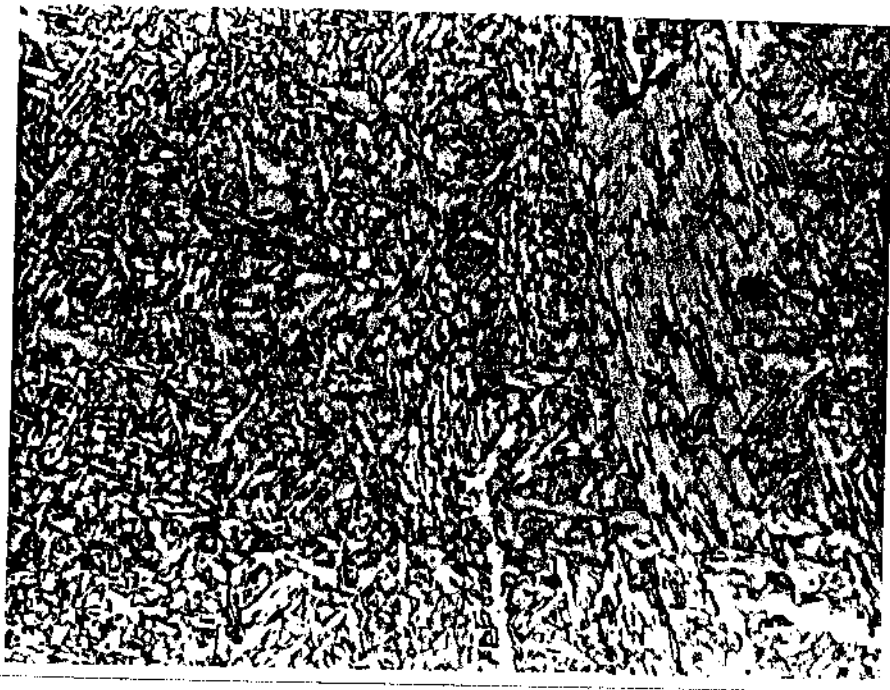


Figura IV.22 - Micrografia do Metal de Solda. (760 X)

IV.3.a-ANÁLISE METALOGRAFICA DA ZONA AFETADA PELO CALOR DECORRENTE DO PROCESSO DE CORTE.

Os chanfros dos corpos-de-prova Tekken (parte 1 e 2), como mostra a figura III.1, foram confeccionados pelo processo de corte oxi-acetilénico. Devido ao calor gerado pela chama ($\approx 3000\text{ }^{\circ}\text{C}$), o corte do chanfro provocou a formação de uma zona afetada pelo calor próxima a região de corte. A taxa de resfriamento dessa região também foi alta provocada pela alta extração de calor da chapa, principalmente a chapa de 25,4 mm de espessura.

Foi feita uma análise metalográfica nessa zona afetada pelo calor e o resultado mostrou que esta zona afetada possui 3 regiões ou faixas diferentes, no entanto não apresenta crescimento de grãos considerável como a zona afetada pelo calor decorrente da soldagem.

Essas 3 regiões apresentam a mesma microestrutura das regiões 2,3 e 4 da zona afetada pelo calor da soldagem. Apesar disto, a mesma desaparece na região do cordão teste devido a fusão provocada pela soldagem. No entanto, essa região se mantém onde o calor provocado pela soldagem atinge temperaturas menores.

Uma dessas regiões onde a zona afetada pelo calor se mantém, é próxima da raiz do cordão teste soldado, e duas amostras, sendo uma de 12,7 mm e a outra de 25,4 mm de espessura, apresentaram trincas nessa região. A figura IV.23 mostra essa trinca numa amostra do corpo-de-prova de 25,4 mm de espessura.

As trincas apresentadas nessas amostras não foram relacionadas ao conjunto das amostras que apresentaram trincas, pois essas trincas aconteceram em regiões não previstas pela norma JIS-3158-Z-66 (39).



Figura IV.23 - Micrografia de uma Trinca Localizada na Zona Afetada pelo Calor do Processo de Corte. (760 X)

IV.4- ANÁLISE DAS MEDIDAS DE DUREZA

As primeiras medidas de dureza, foram feitas numa mesma direção, caminhando do metal base, passando pela zona afetada pelo calor, metal de solda, novamente zona afetada pelo calor alcançando o outro lado do metal base. Os resultados obtidos mostraram que não houve variações significativas tanto de um lado como do outro lado da solda. Adotamos então o seguinte critério: medir a dureza somente de um lado da amostra, caminhando do metal base até o centro do metal de solda, mantendo-se a mesma direção. Este procedimento pode ser visto na figura IV.24

As amostras analisadas para a mesma temperatura de pré-aquecimento, também não apresentaram variações da dureza. Para

uma melhor avaliação dos resultados, adotamos uma média da



Figura IV.24 - Macrografia de um Corpo-de-Prova mostrando as medidas de dureza. (7 X)

dureza em cada região das 5 amostras testadas para cada temperatura de pré-aquecimento.

Os resultados das medidas de dureza podem ser vistos nos gráficos das figuras IV.25, IV.26, IV.27 e IV.28 para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura e nas figuras IV.29, IV.30, IV.31 e IV.32, para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura.

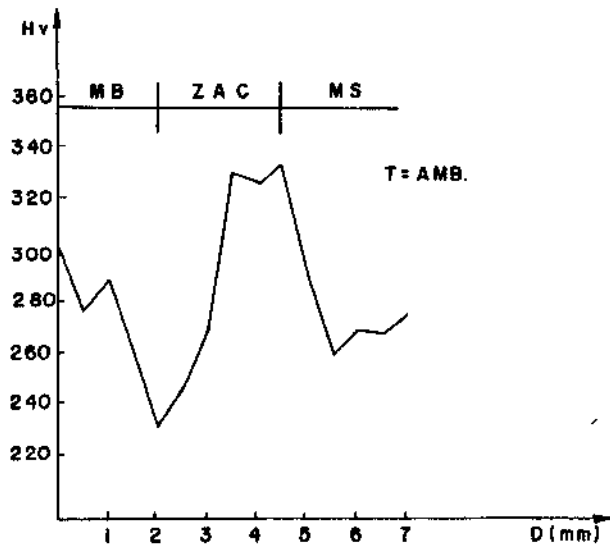


Figura IV.25 - Dureza do Corpo-de-Prova de 12,7 mm de Espessura Soldado a Temperatura Ambiente.

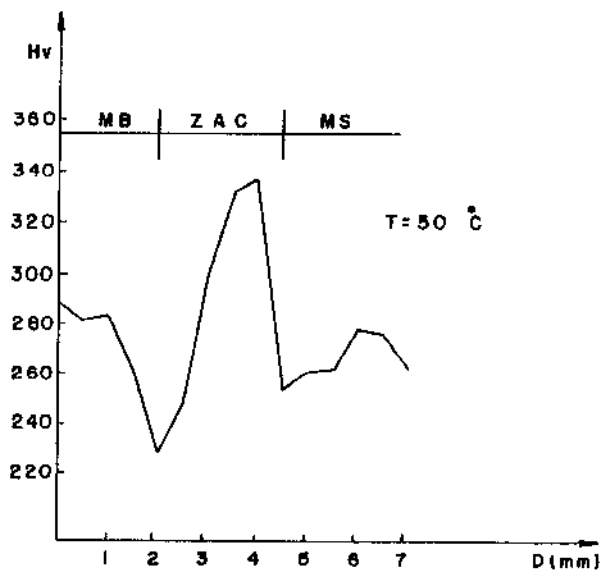


Figura IV.26 - Dureza do Corpo-de-Prova de 12,7 mm de Espessura Soldado com 50°C de pré-aquecimento.

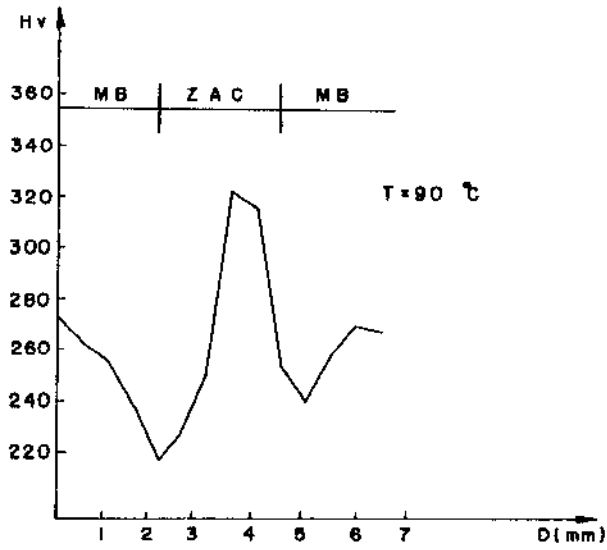


Figura IV.27 - Dureza do Corpo-de-Prova de 12,7 mm de Espessura Soldado com 90°C de Pré-Aquecimento.

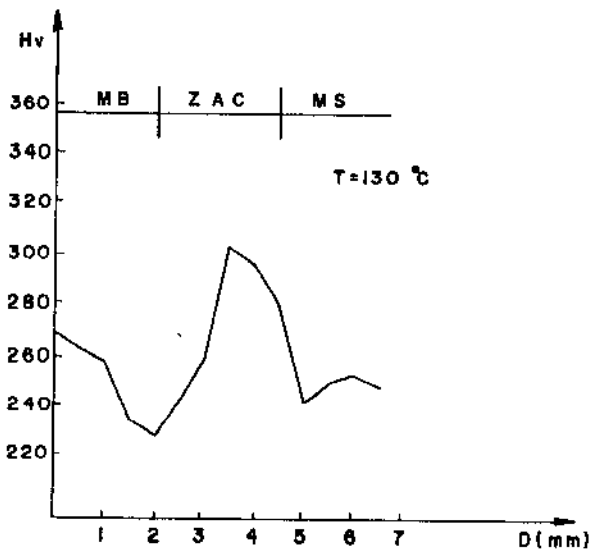


Figura IV.28 - Dureza do Corpo-de-Prova de 12,7 mm de Espessura Soldado com 130°C de Pré-Aquecimento.

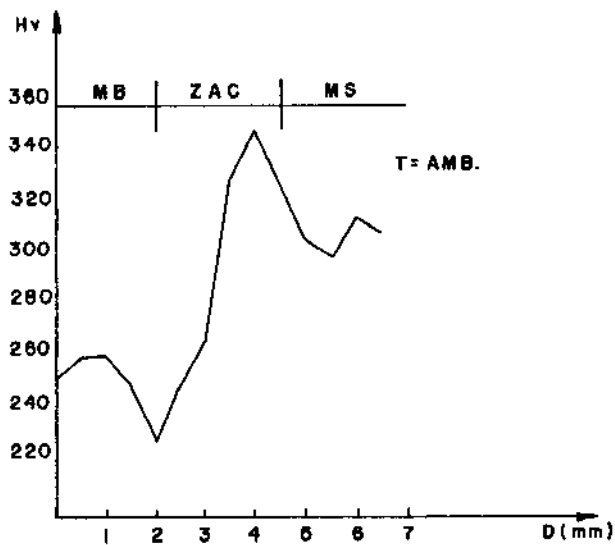


Figura IV.29 - Dureza do Corpo-de-Prova de 25,4 mm de Espessura Soldado a Temperatura Ambiente.

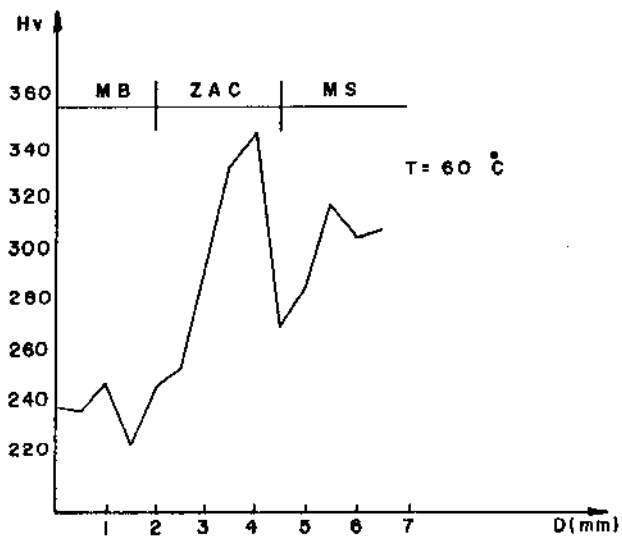


Figura IV.30 - Dureza do Corpo-de-Prova de 25,4 mm de Espessura Soldado com 60°C de Pré-Aquecimento.

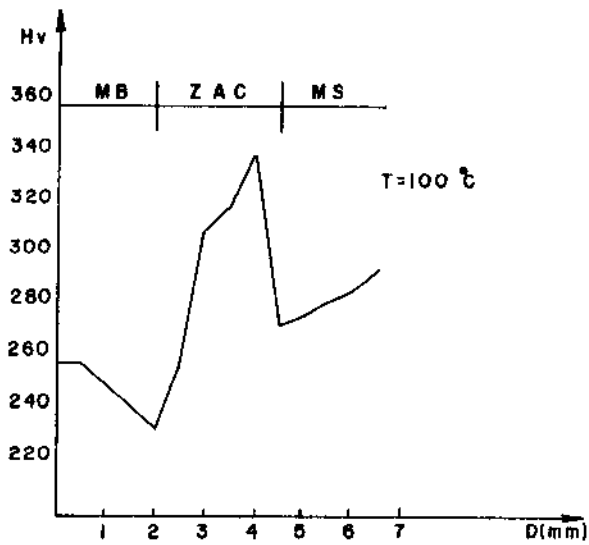


Figura IV.31 - Dureza do Corpo-de-Prova de 25,4 mm de Espessura Soldado com 100 °C de Pré-Aquecimento.

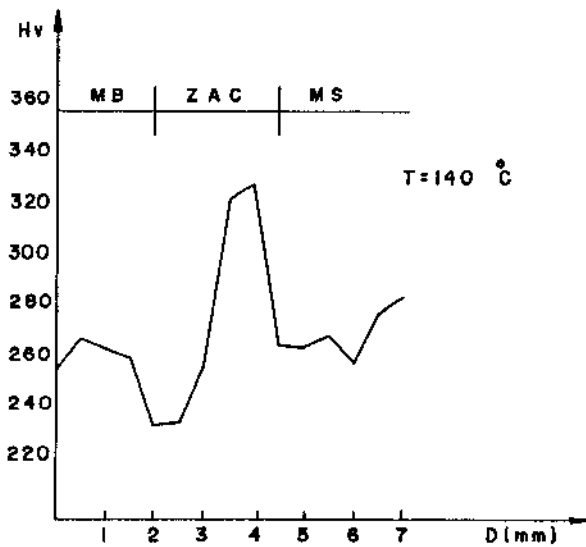


Figura IV.32 - Dureza do Corpo-de-Prova de 25,4 mm de Espessura Soldado com 140 °C de Pré-Aquecimento.

CAPÍTULO V

DISCUSSÕES

V.1- INCIDÊNCIA DE AMOSTRAS TRINCADAS

Como pode-se observar tanto nas tabelas X e XII, assim como gráficos das figuras IV.3 e IV.4, a quantidade de amostras trincadas diminuíram com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Com relação aos tipos de trincas, a trinca superficial foi mais fácil de ser eliminada para as duas espessuras de corpos-de-prova. Já a trinca transversal nos corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura, teve uma redução bastante significativa, mas mesmo soldando o corpo-de-prova com 130 °C de pré-aquecimento, a trinca não foi eliminada. Nos corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura, a trinca transversal também teve uma redução significativa, mas menos pronunciada acima de 100 °C. Neste caso, mesmo soldando o corpo-de-prova com 140 °C de pré-aquecimento, a trinca também não foi eliminada.

Para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura, a temperatura de pré-aquecimento foi o fator predominante na minimização da trinca a frio, entre os fatores que influenciam para que a trinca ocorra. Já para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura, a temperatura de pré-aquecimento até 100 °C tem uma maior influência na formação da trinca a frio. Acima desta temperatura, outros fatores como o hidrogênio e a microestrutura, passam a influenciar de maneira mais significativa.

O efeito da temperatura de pré-aquecimento pode ser explicado através da taxa de resfriamento. Pelo menos 3 fatores influenciam na taxa de resfriamento de um material. São eles:

- Insumo de calor
- Espessura da chapa
- Temperatura de pré-aquecimento

O insumo de calor age no sentido de reduzir a taxa de resfriamento, ou seja, conforme aumenta-se o insumo de calor, a taxa de resfriamento diminui.

A espessura da chapa age ao contrário do insumo de calor. Quanto mais espessa a chapa, mais alta é a taxa de resfriamento.

Já a temperatura da chapa no momento da soldagem, age de maneira parecida com o insumo de calor. Quanto mais alta a temperatura da chapa, menor é a taxa de resfriamento.

Neste estudo, podemos afirmar que desses 3 fatores que influenciam na taxa de resfriamento, o insumo de calor e a espessura da chapa foram praticamente constantes, ou seja, o insumo de calor só variou de uma espessura de corpo-de-prova para outra, mas dentro da mesma espessura, o insumo de calor foi constante, e se compararmos os resultados obtidos para uma única espessura de corpo-de-prova e não compararmos os resultados entre as duas espessuras, podemos afirmar que a espessura também foi constante.

O único fator que variou, foi a temperatura da chapa antes da soldagem. Para isso, as chapas foram pré-aquecidas, e o pré-aquecimento reduz a taxa de resfriamento dos corpos-de-prova soldados. A transformação microestrutural depende da velocidade de resfriamento, portanto varia com as diferentes temperaturas de pré-aquecimento. O microconstituente pode até ser o mesmo, mas o estado em que este se encontra após a transformação, pode ser diferente. A martensita por exemplo, é uma microestrutura que quanto mais rápida a sua transformação, mais deformada ela fica,

consequentemente mais frágil se tornará a matriz.

Assim, se aumentarmos a temperatura de pré-aquecimento, reduziremos o estado de deformação da microestrutura, reduzindo com isso a tensão causada pela transformação de fase possibilitando uma microestrutura mais dútil.

Uma outra influência da temperatura de pré-aquecimento, é relacionada ao hidrogênio. O hidrogênio é um elemento químico que encontra-se em solução sólida, nos interstícios do reticulado. O hidrogênio se movimenta por difusão. Se a taxa de resfriamento é diminuída, o hidrogênio tem mais tempo para se difundir reduzindo o risco da fissuração do reticulado.

Isto pode explicar também porque os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura soldados a temperatura ambiente, apresentaram menor porcentagem de trinca superficial, do que os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura. Os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura por serem mais finos, apresentam uma taxa de resfriamento menor, comparando-se com os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura.

V.2 - TAMANHO DAS TRINCAS

Da mesma forma ocorrida em relação a incidência de amostras trincadas, o tamanho das trincas também diminuíram com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Isto pode ser visto nas tabelas X e XII, e nos gráficos das figuras IV.5 e IV.6.

Em relação a trinca superficial, a mesma já foi eliminada com a primeira temperatura de pré-aquecimento usada, tanto para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura como para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura.

Em relação a trinca transversal nos corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura, a redução do tamanho dessa trinca, foi menos

pronunciada acima de 50 °C. Observando tanto a tabela X como o gráfico da figura IV.5, as trincas transversais ocorridas nas temperaturas de 90°C e 130°C, tiveram praticamente a mesma faixa de tamanho das trincas ocorridas na temperatura de 50 °C.

Para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura, a redução do tamanho das trincas transversais foi menos pronunciada acima de 100 °C. As trincas que ocorreram nas temperaturas de 100 °C e 140°C de pré-aquecimento, praticamente tiveram a mesma faixa de tamanho. Só ocorreu redução em relação ao número de amostra trincadas dentro destas faixas de tamanho.

V.3 - LOCALIZAÇÃO DAS TRINCAS

Como mostra as tabelas XI e XIII, em cada temperatura de pré-aquecimento, a localização das trincas foi predominante numa região. Tanto para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura como para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura soldados a temperatura ambiente, as trincas transversais predominaram na região do metal de solda, com maior incidência para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura. A grande incidência de corpos-de-prova com trinca nessa região, pode ser explicado através das trincas superficiais. Essas trincas ocorreram em toda extensão longitudinal do cordão teste, e na seção transversal, essas trincas também atingiram toda sua extensão, desde a superfície até a raiz. As trincas na seção longitudinal predominaram no centro do cordão, e como essas trincas ocorrem caminhando da superfície para a raiz, mostra que a maioria das trincas ocorridas na seção transversal do cordão de solda, são na realidade a extensão das trincas superficiais, ou seja, a profundidade atingida pela trinca superficial. Isto fica mais claro, quando observamos os corpos-de-prova. Todos os

corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura soldados a temperatura ambiente, apresentaram trincas superficiais, e o tamanho dessas trincas foram de 100%. Na seção transversal, todas as amostras apresentaram trincas no metal de solda, também com tamanho de 100%. Dos corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura soldados a temperatura ambiente, apenas 1 apresentou trinca superficial com tamanho de 100%. Na seção transversal, apenas 10 amostras apresentaram trincas no metal de solda, das quais 8 amostras são provenientes do corpo-de-prova que apresentou trinca superficial.

Nas temperaturas de 50 °C e 60°C de pré-aquecimento, respectivamente para os corpos-de-prova de 12,7 mm e 25,4 mm de espessura, as trincas transversais predominaram na zona afetada pelo calor. Nas outras temperaturas de pré-aquecimento, tanto para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura como para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura, as trincas transversais predominaram na linha de fusão.

A predominância dessas trincas, tanto na zona afetada pelo calor como na linha de fusão, pode ser explicado pela influência do tamanho de grão (11,31 e 32). Essa região onde as trincas predominaram, é a região da zona afetada pelo calor que apresenta maior tamanho de grão. O grão da austenita prévia sendo grande, favorece a formação de microestruturas suscetíveis, como a martensita, bainita; aumentando a fragilização pelo hidrogênio.

Um outro fator que pode explicar a predominância das trincas nesta região, é a rápida transformação de fase. A zona afetada pelo calor apresenta várias regiões (1), ou seja, diferentes microestruturas com diferentes tamanhos de grãos. Devido a microestrutura formada como pode ser visto na tabela XIV, nem todas as regiões atingiram a temperatura de austenitização, ou se atingiram, o tempo de permanência nesta temperatura foi menor.

Como resfriamento caminha do centro do cordão para a periferia do metal base, a transformação de fase também ocorre no mesmo sentido. Isto significa, que a transformação de fase do metal de solda tem mais tempo para ocorrer do que em outras regiões. Como a solubilidade do hidrogênio é maior na austenita do que na ferrita, com a transformação, o hidrogênio caminha por difusão para essas regiões austeníticas, que são as regiões da zona afetada pelo calor. Nessas regiões, a transformação ocorre mais rapidamente e com isso o hidrogênio não consegue se difundir, ficando preso nessa região. Com o resfriamento posterior, ocorre uma contração do reticulado desenvolvendo uma grande pressão devido ao hidrogênio retido, o que pode causar a trinca.

V.4 - ANÁLISE METALOGRAFICA

Como pode ser observado na tabela XIV e na figura IV.12, ocorreu uma variação tanto da microestrutura como do tamanho de grão, na região da junta soldada. Como as transformações que ocorrem devido a soldagem, iniciam-se no metal de solda e caminham para o metal base, analisaremos essas transformações iniciando-se na região 6 (metal de solda).

Região 6 - Essa região, apresenta uma microestrutura formada por ferrita acicular com uma morfologia semelhante a morfologia de Widmanstätten. A formação dessa microestrutura pode ser explicada de 2 maneiras: (42)

a- Sabe-se que a ferrita forma-se por difusão, nucleando preferencialmente nos contornos dos grãos da austenita. Com o aumento da taxa de resfriamento, a ferrita passa a nuclear também no interior do grão austenítico, formando a ferrita de Widmanstätten Intragranular. Se o resfriamento for mais rápido,

forma-se então a ferrita acicular. Esta ferrita é constituída de ripas de ferrita com cementita entre as ripas.

b- A formação da ferrita pode ser facilitada ou dificultada pela presença de elementos de liga. Por exemplo, o vanádio é um elemento de liga que prejudica a nucleação da ferrita, pois é um forte formador de carboneto. Ainda o níquel e o manganês, são elementos de liga que diminuem a temperatura de transformação austenita-ferrita, favorecendo a formação de microestruturas de baixa temperatura de transformação, como a bainita inferior e martensita baixo carbono. A segregação de elementos de liga nos contornos do grãos austeníticos, também diminui a nucleação da ferrita, diminuindo a difusividade do carbono nesta região. Por outro lado, a presença de elementos de liga como o silício, cromo e molibdênio, favorecem a formação da ferrita, restringindo o campo austenítico. O silício, cromo e molibdênio, são estabilizadores da ferrita.

Analisando a composição química do metal de solda, como mostra a tabela IX, com excessão do manganês e do níquel, o cromo, silício e molibdênio, são os elementos químicos com maior percentual presentes na composição química do cordão teste.

Região 5 - é a região da zona afetada pelo calor mais próxima do metal de solda. Essa região apresenta martensita de grão grosso com aparência de martensita revenida. Por estar bem próxima ao metal de solda, essa região certamente atingiu temperaturas austeníticas altas favorecendo a um crescimento de grãos relativamente maior. O crescimento do grão austenítico é um processo que depende da temperatura e do tempo. Desses 2 fatores, a temperatura tem maior influência, pois para uma determinada

temperatura, o grão austenítico tende a estabilizar-se com o tempo. O caso da soldagem é típico, pois atinge-se altas temperaturas por tempos relativamente pequenos (42).

O resfriamento rápido favorece a formação da martensita. O fato da martensita apresentar a aparência de revenida, é possível se considerarmos que nestes aços, existe algum grau de auto-revenimento, pela alta temperatura de transformação da martensita (Ms). Ainda como é mostrado na tabela XIV, a presença de uma mistura de ferrita acicular com martensita numa região próxima a linha de fusão pode confirmar que a taxa de resfriamento foi o fator predominante na formação da ferrita acicular. Neste caso, a taxa de resfriamento foi próxima da taxa de resfriamento da martensita. A formação dessa mistura de microestrutura, tem um leve aumento com o aumento da temperatura de pré-aquecimento.

Região 4 - Região também da zona afetada pelo calor, apresenta microestrutura martensítica, só que com grãos finos. Essa região também atingiu a região austenítica, só que a temperaturas mais baixas com relação a região 5.

Região 3 - Região da zona afetada pelo calor que apresenta ferrita com partículas irregulares de carbonetos (não esferoidizados). Provavelmente, essa região ficou próxima da zona subcrítica de transformação. Por isso, mesmo a microestrutura tendo transformado em austenita, a austenita nessa região é muito heterogênea, o que facilita a nucleação de carbonetos e a formação da ferrita.

Região 2 - Região da zona afetada próxima ao metal base. Essa região atingiu uma faixa de temperatura abaixo da temperatura

crítica. A microestrutura dessa região, (ferrita com martensita revenida), mostra que houve simplesmente um alto revenimento da martensita, ou seja, a martensita proveniente do metal base. Quanto mais alta for a temperatura de revenimento, maior é a probabilidade da martensita se transformar em ferrita, pois nessas temperaturas, inicia-se o coalescimento da cementita, ocorre uma redução da densidade de discordâncias e a ferrita formada apresenta os mesmos contornos das antigas ripas de martensita. Esse processo de coalescimento, pode explicar também a presença de carbonetos na região 3 (42). Ainda na região 2, a microestrutura denominada cementita, pode-se formar devido a presença de bainita no metal base, como também a presença de austenita retida.

Região 1 - A microestrutura encontrada no metal base, se deve ao processo de tratamento térmico que passa este tipo de material. O metal base foi temperado e revenido.

V.5 - ANÁLISE DA DUREZA

Como é mostrado nas figuras IV.25 a IV.28 para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura, e nas figuras IV.29 a IV.32 para os corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura, ocorreu uma variação significativa da dureza entre as regiões do metal base, zona afetada pelo calor e metal de solda, independente da temperatura de pré-aquecimento soldada.

A variação dessa dureza, pode ser explicada pelo tipo de microestrutura formada em cada região. Isto fica mais claro se analisarmos principalmente a região da zona afetada pelo calor. A primeira região que apresenta uma variação significativa, é próxima da linha de transição metal base / zona afetada pelo calor, como mostra a figura IV.18. Essa região apresenta a menor

dureza de todas as regiões testadas.

A segunda região que apresenta uma variação de dureza significativa, é na zona afetada pelo calor próximo ao metal de solda como mostra a figura IV.21. Esta região apresenta a maior dureza de todas as regiões testadas.

Analisando a microestrutura, ambas regiões apresentam microestruturas diferentes. A região de baixa dureza, apresenta ferrita, que é conhecida justamente como uma microestrutura de baixa dureza. A região de alta dureza, apresenta martensita, que é a microestrutura mais dura em relação as outras.

Os gráficos mostram ainda, que independente da temperatura de pré-aquecimento, praticamente não ocorreu mudança no tamanho da zona afetada pelo calor, e sim uma redução da diferença de dureza entre as regiões de maior e menor dureza. Essa redução foi mais significativa na região da zona afetada pelo calor próximo ao metal de solda, do que na região próxima ao metal base, e também foi mais significativa para os corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura. Isto pode ser explicado também pela taxa de resfriamento. Ao aumentar a temperatura de pré-aquecimento, a transformação microestrutural nesta região acontece mais lentamente, o que deforma menos a matriz, e devido a esse material apresentar algum grau de alto revenimento, essa microestrutura recém transformada, em seguida é revenida. O grau de revenido depende do tempo de permanência dessa microestrutura na temperatura de revenimento. A redução das trincas nesta região pode ser atribuída esse revenimento, pois a microestrutura torna-se mais dútil.

No metal de solda, também ocorreu variação na dureza. A faixa de dureza apresentada pelo metal de solda, reduziu com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Essa diferença pode ser vista mais claramente, se compararmos os gráficos de dureza dos

corpos-de-prova soldados na temperatura ambiente e dos corpos-de-prova soldados na máxima temperatura de pré-aquecimento, respectivamente. Provavelmente, nesta região ocorreu uma homogenização da microestrutura, ou seja, a variação da taxa de resfriamento proporcionou maior tempo para formação de uma microestrutura ferrítica melhor distribuída. Isto pode explicar a redução e eliminação das trincas nesta região com o aumento da temperatura de pré-aquecimento.

A região chamada de metal base nos gráficos de dureza, é uma região que fica fora da coloração apresentada pela zona afetada pelo calor, ou seja, essa região não apresentou variação microestrutural. A microestrutura apresentada nesta região é a mesma microestrutura apresentada pelo metal base no estado não soldado. No entanto, essa região apresentou uma variação bastante significativa de dureza principalmente se compararmos com dureza do metal base no estado não soldado, como mostra a tabela V. Essa diferença de dureza é devido ao revenimento da microestrutura dessa região, causado pela soldagem. Essa região atingiu temperaturas próxima da temperatura de transformação da martensita. Essa região também teve um aumento na ductilidade devido ao aumento da temperatura de pré-aquecimento.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos no desenvolvimento experimental da solda dos aços SAR - 80 BT, podemos concluir que:

- O teste de alto restrição Tekken é um teste que apresenta boa repetibilidade.
- A temperatura de pré-aquecimento dos corpos-de-prova, tem influência significativa na formação e no tamanho das trincas a frio durante o processo de soldagem.
- A temperatura de pré-aquecimento tem maior influência na eliminação da trinca superficial.
- Temperaturas de pré-aquecimento até 50 °C tem influência significativa na redução do número e tamanho das trincas transversais ocorridas nos corpos-de-prova de 12,7 mm de espessura.
- Temperaturas de pré-aquecimento até 100 °C tem influência significativa na redução do número e tamanho das trincas transversais ocorridas nos corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura.
- As taxas de resfriamento decorrentes das várias temperaturas de pré-aquecimento, influenciaram apenas na velocidade de transformação dos microconstituintes.

- A linha de fusão é a região mais suscetível a incidência de trincas a frio.
- A predominância da trinca transversal na região do metal de solda na temperatura ambiente, é decorrente da trinca superficial.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] American Welding Society, Carbon and low alloy steels. in:-----, Welding Handbook 4: 7th Ed. Maimi, AWS, 1984.
- [2] American Society for Metals, Arc welding of hardenable carbon and alloy steels. in:-----, Metals Handbook 6: 9th Ed. Ohio, ASM, 1983.
- [3] Nippon Steel Corporation, Wel ten high-strength steels for industrial machineries - Tokyo, Japan, 1979.
- [4] United States Steel Export Company, USS T1 constructional alloy steels. New York, N. Y.
- [5] Usiminas, Aços de alta resistência temperados e revenidos. Belo Horizonte, MG, Fev. 1982.
- [6] Lancaster, J. F. Carbon and ferrit alloy steel. in:-----, Metallurgy of Welding. 4th Ed. London, Allen & Unwin, 1987.
- [7] Easterling, K. Cracking and fracture in welds. in:-----, Introduction to the physical metallurgy of welding, Lulea, Butterworths, 1985.
- [8] Nippes, E. F. & Xiong, D. J. Investigation of hydrogen - assisted cracking in FCA welds on HY-80 steels. Welding Journal. 67(8): 131s-137s, Jun. 1988.
- [9] Kihara, H. at alii. Weld cracking tests of high-strength steels and electrodes. Welding Journal 41(1): 36s-48s, Jan. 1962.
- [10] Savage, W. F. at alii. Hydrogen induced cracking in HY-130 steel weldmentes. Welding Journal 57(4): 118s-126s, Apr. 1978.

- [11] Polak, P. & Rajec, S. Propertiness of welded joints in high strength thermomechanically treated steels. *Welding International* (8): 790-793, 1987.
- [12] Vasudevan, R. at alii. Hydrogen - assisted cracking in HSLA pipeline steels. *Welding Journal* , 155s-168s, Sep. 1981.
- [13] Alcântara, N. G. Weld metal hydrogen cold cracking. Ph.D. Thesis. Cranfield Institute of Technology, 1982, 322p
- [14] Rodwell, M. H. & Evans, S. M. A microcomputer program for guidance on the prevention of HAZ hydrogen cracking when arc welding carbon and carbon-manganese steels. The Welding Institute, Jan. 1986, 27p.
- [15] Guimarães, A. S. at alii. Teste de soldabilidade: Uma revisão necessária. III Congresso Latino Americano e V Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. Guarujá, São Paulo, Out. 1979, 6p. Anais.
- [16] Okuda, N. at alii. Hydrogen - induced cracking susceptibility in high - strength weld metal. *Welding Journal* 66(5): 141s-166s, May, 1987.
- [17] Chakravarti, A. P. & Bala, S. R. Evaluation of weld metal cold cracking using the G - BOP test. *Welding Journal* 68(1): Jan. 1989.
- [18] Lesnewich, A. Avoiding hydrogen problems. *Welding Review*, 34-36, Feb.1983.
- [19] gorton, O. K. Baking of electrodes. Seminar at Cranfield Institute of Techenology on 20th March 1981, Cranfield, 17p.
- [20] Barth, C. F. & Steigerwal, E. A. Evaluation of hydrogen embrittlement mechanisms. *Metallurgical Transaction* 1(12): 3451-3455, Dec. 1970.

- [21] Parthasaraty, T. A. & Shewmon, P. G. Hydrogen attack behavior of the heat affected zone of a 2,25Cr-1Mo steel weldment. Metallurgical Transaction 18A: 1309-1312, Jul. 1987.Y
- [22] Cornet, M. & Besnard, S. T. Present ideas about mechanisms of hydrogen embrittlement of iron and ferrous alloys. Metals Science 12(7): 335-339, Jul. 1978.
- [23] Bernstein, I. M. The role of hydrogen in the embrittlement of iron and steel. Materials Science Engineering 6: 1-19, 1970.
- [24] Zapffe, C. A. & Sims, C. E. Hydrogen embrittlement, internal stress and defects in steel. Transaction AIME (145): 225-271, Feb. 1941.
- [25] Troiano, A. R. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. Transaction American Society Metals 52(1): 54-80, 1960.
- [26] Petch, N. J. & Stables, P. Delayed fracture of metals under static load. Nature 169(4307): 842-843, May 1952.
- [27] Petch, N. J. The lowering of fracture - stress due to surface adsorption. Phil. Mag. 1(4): 331-337, Apr. 1956.
- [28] Oriani, R. A. & Josephic, P. H. Testing of the decohesion theory of hydrogen - induced crack propagation. Scripta Metallurgica 6(8): 681-688, Jun. 1972.
- [29] Beachen, C. D. A new model for hydrogen - assisted cracking (hydrogen " Embrittlement "). Metallurgical Transactions 3: 437-451, Feb. 1972.

- [30] Kostkin, B. S. at alii. Effects of hydrogen on susceptibility to the formation of cracks in a heat affected zone with a stress raiser. *Welding International* (8): 716-719, 1987.
- [31] Ricks, R. A. at alii. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals. *Journal of Materials Science* 17: 732-740, 1982.
- [32] Boniszewski, T. & Watkinson, F. Effect to weld microstructures on hydrogen - induced cracking in transformable steels: Part I and II. *Metals and Materials* 7(2): 90-96, Feb. 1973, e 7(3): 145-151, Mar. 1973.
- [33] Boniszewski, T. at alii. Hydrogen embrittlement and heat - affected zone cracking in low-carbon alloy steels with acicular microstructures. *British Welding Journal* 12(7): 14-36, 1965.
- [34] Easterling, K. Fusion welding - process variables. in:-----, *Introduction to The Physical Metallurgy of Welding*, Lulea, Butterworths, 1985.
- [35] Gourd, L. M. Shrinkage and distortion in Fusion Welding. in:-----, *Principles of Welding Technology* 2th Ed. London, Edward Arnold, 1988.
- [36] Matharu, I. S. & Hart, P. H. M. Heat-affected zone (HAZ) hydrogen cracking behavior of low carbon equivalent C-Mn Structural steels. The Welding Institute, Nov. 1985, 28p.
- [37] Osaki, H. at alii. A study of hydrogen cracking in underwater steel welds. *Welding Journal* 56(8): 231s-237s, Aug. 1977.

- [38] Campbell, W. P. Experiences with HAZ cold cracking tests on a C-MN structural steel. *Welding Journal* 55(5): 135s-143s, May, 1976.
- [39] Japanese Industrial Standard - JIS-3158-Z-66.
- [40] Nunes, E. C. & Cortes, C. O. S. Soldabilidade dos aços SAR - 50 e 55. *Metalurgia - ABM* 31(207): 91-100, Fev. 1975.
- [41] Alcântara, N. G. Influência do ciclo térmico nas trincas a frio causadas pelo hidrogênio. *Metalurgia - ABM* 39(311): 545-550, Out. 1983.
- [42] Silva, A. L. C. & Mel, P. R. Influência dos elementos de liga nos aços. in:-----, *Aços e Ligas Especiais* 2th Ed. Sumaré, Eletrometal S. A. Metais Especiais, 1988.