



Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial-SENAI DRB
Faculdade de Tecnologia Senai Cimatec
Curso Superior de Tecnologia em Inspeção de Equipamentos e de Soldagem

MAGNOVALDO SAMPAIO DA SILVA

**A INFLUÊNCIA DO USO DE ANTI-RESPINGOS NO
CORDÃO DE SOLDA**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado à **Faculdade de Tecnologia
SENAI Cimatec** como requisito à obtenção
do título de Tecnólogo em Inspeção de
Equipamentos e de Soldagem.

Salvador
2008



Nacional de Aprendizagem Industrial-SENAI
Faculdade de Tecnologia Senai Cimatec
Curso Superior de Tecnologia em Inspeção de Equipamentos e de Soldagem

MAGNOVALDO SAMPAIO DA SILVA

A INFLUÊNCIA DO USO DE ANTI-RESPINGOS NO
CORDÃO DE SOLDA

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado à **Faculdade de Tecnologia**
SENAI Cimatec como requisito à obtenção
do título de Tecnólogo em Inspeção de
Equipamentos e de Soldagem.

Orientador:
Prof. Manoel Carreira Neto, Dr. Eng.

Salvador
2008

Dedico este trabalho a minha família,
por todo amor, carinho, incentivo,
segurança e apoio incondicional.

Amo vocês!

Ofereço este trabalho a minha querida e amada esposa Alina, pelo amor, carinho, incentivo, apoio e acima de tudo pela paciência dedicada a mim.

Te amo!

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente ao criador Jeová, por ter permitido a conclusão deste projeto e por ter me dado a sabedoria e coragem necessária para lidar com as adversidades deste período.

Ao Prof. Dr. Manoel Carreira Neto pela hábil e capaz orientação, paciência, incentivo e bom exemplo.

Ao Prof. Dr. Alexandre Barros pelo reconhecimento, incentivo, amizade e valorosa ajuda para a conclusão deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Sergio R. Barra pela amizade, confiança e incentivo.

Aos Profs. Paulo Moura e Alexinaldo pelo incentivo, exemplo e colaboração.

Ao corpo docente da faculdade SENAI Cimatec, pelo empenho e habilidade na formação de profissionais capazes.

Aos meus amigos de classe pela amizade e pela contribuição durante este período, pela formação de uma nova família, que é a turma 2005.1 do Curso Inspeção de Equipamentos e Soldagem.

À toda minha família pelo apoio e credibilidade.

Ao Centro de Tecnologia da Rede SARA, pelo apoio e confiança, especialmente a Waldir Silveira, Dr. Francisco, Rosevaldo, Afonso, Mácio, Cesar, Ferreira, Neginho, Miro e Mercedinha.

À secretária acadêmica / biblioteca pelo apoio tão importante.

À Tiara, Fernando e Orli pela ajuda indispensável.

Ao meu irmão Mari, pela silenciosa e importante ajuda.

À minha mãe e ao meu filho que eu amo tanto.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS

RESUMO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1-	INTRODUÇÃO.....	1
2-	JUSTIFICATIVA.....	1
3-	OBJETIVO.....	2
4-	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
4.1-	Difusão de hidrogênio.....	3
4.2-	Mecanismos da fragilização pelo hidrogênio.....	3
4.3-	Teoria de fragilização por formação de hidretos.....	4
4.4-	Teoria da pressão.....	5
4.5-	Teoria da adsorção ou energia superficial.....	5
4.6-	Teoria da decoesão.....	5
4.7-	Teorias baseadas em interações hidrogênio-discordância.....	6
4.8-	Teorias considerando alterações nas ligações entre átomos.....	7
4.9-	Interstícios.....	8
4.10-	Distorções da rede.....	9
4.11-	Presença de hidrogênio durante a soldagem.....	9
4.12-	Fontes de hidrogênio na soldagem.....	10
4.13-	Influência da microestrutura.....	11
4.14-	Influência da temperatura.....	11
4.15-	Influência das tensões residuais.....	12

5- MATERIAIS E MÉTODOS.....	12
5.1- Procedimento experimental.....	13
6- RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	19
7- CONCLUSÕES.....	25
8- SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTURO.....	25
9- REFERÊNCIAS.....	25

RESUMO

A crescente utilização de estruturas metálicas soldadas na construção civil vem criando a necessidade de procedimentos de soldagem adequados para este ramo da engenharia, pois, apesar de algumas estruturas não exigirem o rigor de procedimentos de soldagem exigidos na fabricação e manutenção de equipamentos industriais, fica cada vez mais evidente que tais estruturas oferecem potencialmente riscos que podem levar a graves acidentes. Este trabalho objetiva a discussão do uso do ante-respingos na soldagem de juntas metálicas, procurando obter uma melhor compreensão sobre os efeitos do uso de anti-respingos em união de peças de aço carbono estrutural (SAC-350).

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 - Propagação de uma trinca gerada pelo hidrogênio.....	4
Figura 02 - Sítios intersticiais.....	9
Figura 03 - Modelo de fragilização por hidrogênio durante a soldagem.....	10
Figura 04 - Esquema do corpo de prova do ensaio Tekken.....	14
Figura 05 - Detalhes dos chanfros usinados.....	15
Figura 06 - Dispositivos para controle dimensional da abertura da raiz.....	16
Figura 07 - Detalhe da solda para ancoragem.....	16
Figura 08 - Detalhes do passe de solda central.....	17
Figura 09 - Retirada das amostras para metalografia.....	17
Figura 10 - Lupa estereoscópica usada na macrografia.....	18
Figura 11 - Microscópio óptico usado para o ensaio micrografico.....	18
Figura 12 - Macrografia do corpo de prova sem anti-respingos.....	19
Figura 13 - Macrografia do corpo de prova sem anti-respingos.....	19
Figura 14 - Macrografia do corpo de prova com anti-respingos.....	20
Figura 15 - Macrografia do corpo de prova 02 com anti-respingos.....	20
Figura 16 - Descontinuidade no corpo de prova 03 com anti-respingos.....	21
Figura 17 - Corpo de prova com poros e falta de fusão.....	22
Figura 18 - Detalhes do defeito no corpo de prova.....	22
Figura 19 - Ponta do defeito do corpo de prova com anti-respingos.....	23
Figura 20 - Detalhes da ponta do defeito.....	23
Figura 21 - Defeitos nos corpos de provas do ensaio de tração.....	24
Figura 22 - Corpo de prova de tração sem o uso de anti-respingos.....	24

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 - Composição química do SAC-350.....	14
Tabela 02 - Composição química do ER70S-6.....	14
Tabela 03 - Ensaio para a determinação da susceptibilidade de trincas por hidrogênio..	15
Tabela 04 - Dados da EPS.....	16

LISTA DE SÍMBOLOS

c.c.c. - cúbica de corpo centrado

c.f.c - cúbica de face centrada

h.c. - hexagonal compacta

r - raio do átomo intersticial

R - raio do átomo de metal

CE - carbono equivalente

ZTA - zona térmicamente afetada

1 - INTRODUÇÃO

A utilização da soldagem nos processos de fabricação envolve uma etapa onerosa que é a limpeza e remoção dos respingos. Existem algumas práticas relacionadas ao uso de anti-respingos no procedimento de soldagem, que fogem do uso específico com este produto, originalmente destinado para evitar a ocorrência de respingos no bocal direcionador de gás de proteção do processo de soldagem MIG/MAG e/ou arame tubular. Essas práticas estão ligadas ao uso de anti-respingos nos cordões de solda, a fim de facilitar o processo posterior de limpeza das peças soldadas, com objetivo de melhorar o acabamento, gerando com isso, certo ganho relacionado ao tempo de fabricação gastos com materiais, hora-homem e consumo de energia elétrica. Porém, é importante saber quais são os efeitos que essa prática traz e avaliar se são relevantes ou de pouca significância.

Neste estudo, realizado em uma área de produção de estruturas metálicas fabricadas com aço estrutural (SAC-350), é usado um anti-respingos na preparação do depósito do metal de adição, com o objetivo de facilitar a posterior limpeza da peça soldada. Analisando estas condições se observa possíveis problemas neste procedimento de soldagem, pois, o anti-respingos contém hidrocarbonetos na sua composição química o qual, são fontes de hidrogênio, o processo de soldagem fornece a energia necessária, por meio do arco elétrico, para a dissociação dessas moléculas de hidrocarbonetos gerando hidrogênio que será absorvido pela poça de fusão, além disso, as espessuras das chapas dos elementos soldados nesta produção são elevadas, o qual causa alta restrição dos componentes soldados, resultando em elevadas tensões residuais. Estes fatores juntos são relevantes porque em geral aumentam a sensibilidade do material à fissuração pelo hidrogênio.

2 - JUSTIFICATIVA

A crescente utilização de estruturas metálicas soldadas na construção civil vem criando a necessidade de procedimentos de soldagem adequados para este ramo da engenharia, pois, apesar de algumas estruturas não exigirem o rigor de procedimentos de soldagem exigidos na fabricação e manutenção de equipamentos industriais, fica

cada vez mais evidente que tais estruturas oferecem potencialmente riscos que podem levar a graves acidentes. O acidente que ocorreu nas obras do metro de São Paulo, em 2007, exemplifica essa realidade, vidas foram ceifadas e um grande prejuízo financeiro foi causado. É evidente que a utilização de procedimentos inadequados implica em ocorrência de defeitos na soldagem e possíveis falhas dos elementos mecânico soldados. O uso de anti-respingos na preparação dos cordões de solda não é uma exceção.

3- OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é obter uma melhor compreensão sobre os efeitos do uso de anti-respingos em união de peças de aço carbono estrutural (SAC-350).

4 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 – Difusão do hidrogênio

A quantidade de hidrogênio que se propaga no interior dos metais por quaisquer que sejam os meios que os favorecem obedece às leis da difusão (MILLION, 1971).

4.2 - Mecanismos da fragilização pelo hidrogênio

A fragilização por hidrogênio pode causar danos em mais de 80% dos materiais de alta resistência (KLIER, 2000). Os aços de alta resistência são muito suscetíveis à fragilização pelo hidrogênio. Todavia outros aços incluindo aços inoxidáveis e metais como titânio, berílio e cobre, também sofrem com este efeito (SINK, 2000).

A principal fonte de hidrogênio em muitos processos é a própria água, principalmente quando se está trabalhando com processos de eletrodeposição, limpeza catódica, líquidos abrasivos, limpeza ácida etc. Outra fonte de hidrogênio vem do processo de corrosão que é apresentado através da semi-reação na equação 01 que ocorre no processo de corrosão gerando hidrogênio. Durante esta reação, o hidrogênio também pode ser absorvido (RARING, 2000).



(equação 01)

O hidrogênio é o responsável pela fragilização, uma vez que na forma molecular não consegue a difusão devido ao seu diâmetro e a estrutura cristalina do aço naquela condição. Uma vez o hidrogênio iônico (H^+) difundido no metal e, se não eliminado a tempo, em poucas horas se unem formando hidrogênio molecular (H_2) entre os vazios ou defeitos do metal base, dobrando seu tamanho de forma a provocar rompimento da estrutura cristalina do material base, podendo haver propagação da trinca até prejuízo total nesta estrutura (SINK, 2000).

Segundo TELELMAN (1973), Cálculos baseados na pressão requerida para propagação de micro trincas em uma liga de Fe-Si 3% indicam valores da ordem de 1013 MPa para a formação de micro-trincas de tamanho 10 μm que corresponde a valores do tamanho de grão de um aço. Isto representa uma quantidade de hidrogênio da ordem de 1 ppm (LAWRENCE, 2000).

Foi encontrado valores de 10^{-4} a 10^{-1} cm/s para a velocidade de propagação de trincas em aços de alta resistência (JOHNSON, 1973).

Segundo CAHN (1983), a difusão do hidrogênio é influenciada pelos seguintes fatores:

- temperatura;
- gradiente de concentração do hidrogênio;
- gradiente da força aplicada ao material;
- espessura ou sentido dos grãos do material;
- composição e estrutura do material;
- tipo de tensão aplicada;
- inclusões não metálicas.

Segundo JOHNSON (2000), Os íons de hidrogênio se movimentam para locais induzidos por gradientes de tensão. Como no material existe tensão triaxial, ela diminui o potencial de solubilidade química do hidrogênio no material com conseqüente concentração nesta região, e onde se formarão os maiores picos de hidrogênio como ilustra a figura 01. Teoria e prática têm demonstrado que metais com estruturas cúbica de corpo centrada e hexagonal são os mais suscetíveis à fragilização por hidrogênio enquanto que os metais com estrutura cúbica de face centrada (aços inoxidáveis

austeníticos, por exemplo) são geralmente menos suscetíveis à fragilização por hidrogênio.

As quantidades de hidrogênio requeridas para fragilização de aços diminuem à medida que aumenta a resistência do material e ainda, quando o hidrogênio ataca justamente as regiões de maior concentração de tensão. Atualmente, é aceito que o hidrogênio se difunde na rede cristalina do aço sob a forma protônica, localizando-se nos sítios tetraédricos da ferrita e nos sítios octaédricos da austenita. A principal razão para esta hipótese baseia-se nas energias de ionização de ferro e do hidrogênio e no fato de que o ferro, como metal de transição, possui uma estrutura eletrônica com a camada 3d incompleta, capaz de absorver o elétron 1s do hidrogênio, levando-o ao estado protônico (MIRANDA, 1994).

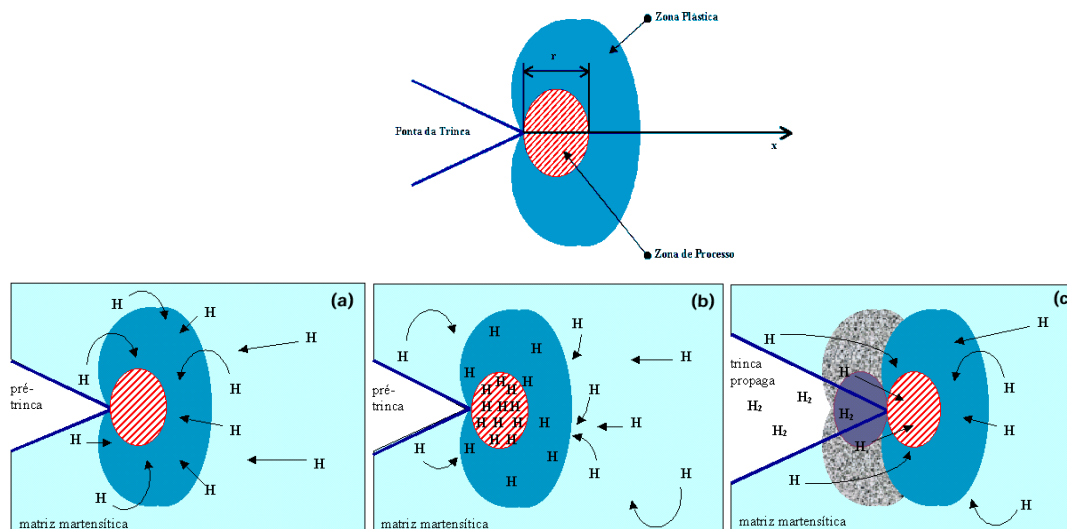


Figura 01 - Esquema representativo, da forma de propagação de uma trinca gerada por fragilização pelo hidrogênio (JOHNSON, 2000).

4.3 - Teoria de fragilização por formação de hidretos

Alguns elementos contidos em ligas de aços como berílio, boro, cálcio, cromo, cobalto, cobre, estranho, magnésio, níquel, nióbio, silício, sódio, titânio, urânio e zircônio, entre outros, formam hidretos. Porém, esta teoria não comprova que estes materiais quando combinados em ligas de ferro possam formar hidretos com conseqüente fragilização destes materiais (MIRANDA, 1994).

4.4 - Teoria da pressão

Esta teoria baseia-se na pressão interna exercida pelo hidrogênio quando aprisionado no interior da estrutura cristalina. Eles estariam concentrados próximos às discordâncias. Toda vez que discordâncias carregadas de hidrogênio se movem durante o deslizamento plástico, descarregam parte do hidrogênio em cavidades criadas pela deformação plástica. Estes átomos de hidrogênio acumulam-se, combinando-se para formar hidrogênio gasoso (H_2), criando então tensões internas necessárias para provocar a fragilização por hidrogênio (ROBERTSON, 1999).

As teorias envolvendo pressão interna não se aplicam a uma trinca aberta na superfície de um material, além de não evidenciar claramente que a pressão de gás estimada parece não ser suficiente para iniciar e auxiliar a propagação de uma fissura, principalmente nos aços de alta resistência mecânica (BEACHEM, 1972).

4.5 - Teoria da adsorção ou energia superficial

Esta teoria é desenvolvida para fratura retardada sob carregamento estático que ocorre no vidro devido à adsorção de gás nas superfícies de uma trinca, porém faltam explicações já que esta teoria parte do princípio de que as trincas são pré-existentes no sistema cristalino (MIRANDA, 1994).

4.6 - Teoria da decoesão

As discussões desta teoria penetram nos aspectos submicroscópicos da interação do hidrogênio com a rede cristalina isto é, o agente fragilizante passou a ser o átomo de hidrogênio e não mais o gás, como até então. Propõe-se que os elétrons dos átomos de hidrogênio seriam cedidos aos átomos da rede, passando a ocupar a camada 3d incompleta de ferro. Com o aumento eletrônico na concentração nestas bandas tem-se um acréscimo nas forças de repulsão entre os átomos de ferro, tornando-os mais distantes uns dos outros, tendo como consequência uma diminuição nas forças interatômicas de coesão. Como o hidrogênio ficaria agrupado preferencialmente na ponta de uma trinca, onde o efeito de entalhe concentraria mais tensão, o material teria sua resistência à fratura diminuída neste local. Em consequência, seria formado um novo agrupamento de hidrogênio, o que demandaria

algum tempo, justificando então o caráter intermitente e retardado da fratura assistida por hidrogênio (BEACHEM, 1972).

Esta teoria é questionada, já que a propagação de trinca induzida por hidrogênio é um fenômeno intrinsecamente contínuo, não intermitente, e que qualquer caráter descontínuo do avanço da trinca deve-se à heterogeneidade pré-existente no aço. Não existe comprovação prática para esta teoria (MIRANDA, 1994).

4.7 - Teorias baseadas em interações hidrogênio-discordância

Os efeitos prejudiciais do hidrogênio nas propriedades em tração dos metais são causados pela associação e movimentação do hidrogênio com as discordâncias. Nestes estudos, as interações hidrogênio-discordância modificam os processos de deformação plástica pela estabilização de micro trincas, da alteração da taxa de encruamento e pelo endurecimento por solução sólida. A fragilização dependeria ainda das propriedades e estrutura de defeitos da liga não hydrogenada, assim como das variações induzidas pelo hidrogênio nos processos de deformação (ROBERTSON, 1999). Discorda-se que o hidrogênio possa fragilizar o material pelo aprisionamento de discordâncias, é sugerido um modelo onde o hidrogênio se difunde através da rede cristalina até a ponta de uma trinca, auxiliando qualquer processo de deformação que a matriz possa permitir. Assim, o hidrogênio não impede a movimentação de discordâncias, mas simplesmente permite ou força os processos normais de fratura a se tornarem operativos com deformações macroscópicas muito menores que o esperado (ROBERTSON, 1999).

Um estudo experimental, em um filme fino de níquel onde microscopicamente este filme foi filmado, mostra que as discordâncias se movimentam rapidamente a partir do momento que a amostra passa por hidrogenação. Porém, este estudo não se deve refletir em materiais de maior espessura (ROBERTSON, 1999).

Em estudo semelhante, porém agora no ferro eletrolítico deformado a frio, também se afirma que o hidrogênio é o causador de maior mobilidade das discordâncias quando tratado em atmosfera de hidrogênio do que sob vácuo (MIRANDA, 1994).

Ainda nesta teoria, segundo ROBERTSON (1999), propõe-se a seguinte situação:

1º - formação de um agregado de átomos de hidrogênio provocado por tensões trativas em regiões de imperfeições;

2º - repulsão dos elétrons de condução dos átomos da rede para locais mais afastados do agregado, isto devido à expansão da rede cristalina causada pela presença do agregado, provocando, uma redução da força de ligação dos átomos de ferro mais próximos;

3º - geração de discordâncias para acomodar as tensões reinantes gerando também vazios;

4º - surgimento de hidrogênio gasoso nos vazios;

5º - iniciação de uma trinca em função da pressão do gás somado ao enfraquecimento das ligações atômicas entre os átomos da rede;

6º - continuidade da trinca pelo aporte adicional de hidrogênio por difusão. Esta última teoria apresenta um conjunto de mecanismos que, de alguma forma, engloba teorias anteriores já mencionadas, mas que explica de forma bastante simples uma boa possibilidade para a nucleação de uma trinca em função da ação do hidrogênio.

4.8 - Teorias considerando alterações nas ligações entre átomos

Apesar da fragilização por hidrogênio envolvendo ligações químicas já ter sido debatida anteriormente, recentemente busca-se explicação na formação de moléculas a partir da união entre o metal e suas respectivas impurezas. Daí, não somente o hidrogênio seria fragilizante, mas uma gama de outros elementos como enxofre, fósforo, antimônio e boro. Para isto, considera-se que ocorre transferência de carga do átomo do metal para o átomo da impureza, resultando então numa ligação covalente com conseqüente enfraquecimento das ligações metálicas vizinhas. Diante desta possibilidade, as ligações metálicas vizinhas, e agora mais fracas, acabam por romper-se ao longo da rede metal-metal (BEACHEM, 1972).

Para fragilização de contorno de grão, considera-se que a trajetória da fratura é paralela ao conjunto de moléculas metal-impureza ao longo do contorno. Conforme a literatura consultada, estudos da absorção química do hidrogênio no ferro indicam uma

interação Fe (4s) – H (1s). Como o hidrogênio se dissolve na rede cristalina sob a forma de próton, segregando-se principalmente em descontinuidades, ele pode eventualmente formar uma ligação covalente com um átomo da rede na região metal-impureza. Isto facilita uma fratura por enfraquecimento das ligações vizinhas. Estas teorias são questionadas por não considerarem a possibilidade de formação de ligações entre os átomos de impurezas (BEACHEM, 1972).

4.9 - Interstícios

Gases como o hidrogênio, de raio atômico pequeno, dissolvem-se na rede hospedeira do metal ocupando seus sítios intersticiais. Metais que têm as redes cristalinas cúbica de face centrada, hexagonal compacta e cúbica de corpo centrada apresentam dois tipos de sítios intersticiais que são: octaédrais (6 átomos do solvente nos vértices de um octaedro) e tetraédrais (4 átomos do solvente nos vértices de um tetraedro). Nas redes c.f.c. e h.c. estes sítios são centros de poliedros regulares enquanto que, na rede c.c.c. eles são poliedros irregulares (RODRIGUES, 1994).

Segundo RODRIGUES (1994), esta irregularidade dos lugares intersticiais da rede c.c.c. origina efeitos típicos quando ocupados, como por exemplo, o atrito interno e o efeito Snoeck. Pode-se calcular qual o raio atômico de um átomo a ser alojado num lugar intersticial sem que este distorça a rede localmente. Sendo r o raio do átomo intersticial e R o raio do átomo de metal, tem-se a seguinte relação.

Sítio octaedral

c.f.c. e h.c.: $r = 0,414R$

c.c.c.: $r = 0,115R$

Sítio tetraedral

c.f.c. e h.c.: $r = 0,225R$

c.c.c.: $r = 0,219R$

As relações apresentadas mostram apenas os tamanhos relativos dos sítios intersticiais (figura 02), não oferecendo indicações para uma decisão sobre a sua ocupação. Tal fato deve-se a estas relações não servirem para a presença de oxigênio em metais como nióbio e tálio ou mesmo nitrogênio e carbono em vanádio (RODRIGUES, 1994).

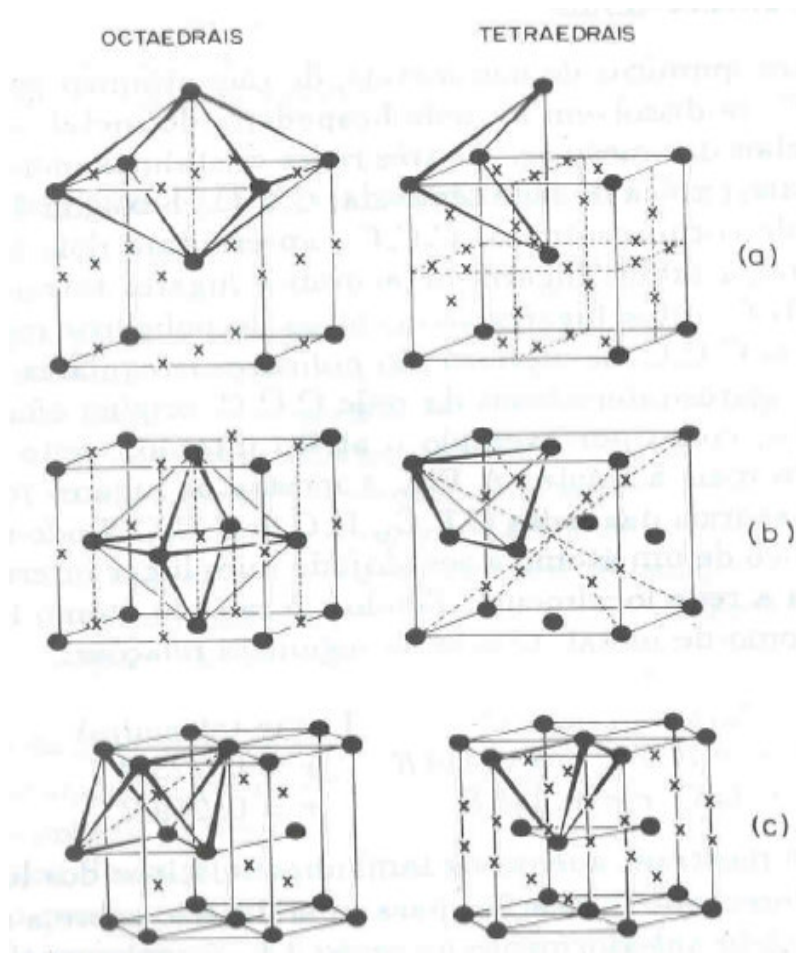


Figura 02 - Sítios intersticiais (x) octaédricos e tetraédricos nas redes (a) cúbica de corpo centrado, (b) cúbica de face centrada (c) hexagonal compacta (RODRIGUES, 1994).

4.10 - Distorções da rede

O hidrogênio mesmo sendo o menor dos átomos intersticiais causa dilatação da rede cristalina tendo a comprovação experimental mostrada através de difração de nêutrons e raios X. Estas distorções causam tensões interna no material podendo nuclear trincas (RODRIGUES, 1994).

4.11 - Presença de hidrogênio durante a soldagem

Segundo KOU (2003), um modelo de fragilização por hidrogênio durante a soldagem foi proposto por Granjon (1972) e pode ser visto esquematicamente na figura 03. O hidrogênio é introduzido pela atmosfera do arco para a poça de fusão que, ao

solidificar, transforma-se em austenita e perde um pouco de hidrogênio para a atmosfera. No metal-base existe uma faixa que também está austenitizada. A partir do momento em que ocorre a decomposição da austenita em ferrita + cementita (ponto I) cai a solubilidade do hidrogênio e este se difunde para a região austenitizada do metal-base. No resfriamento, essa região com maior teor de hidrogênio pode temperar, dando em resultado a martensita (ponto II). Consegue-se dessa forma ter hidrogênio associado a uma microestrutura frágil.

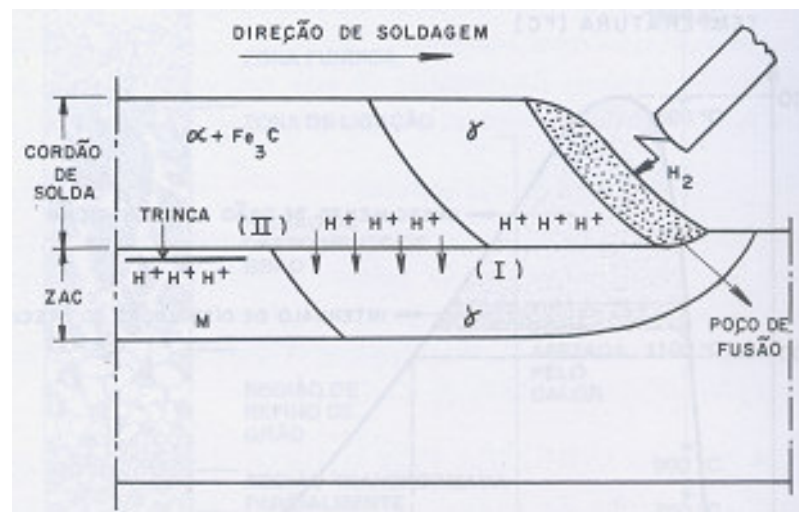


Figura 03 - Modelo de fragilização por hidrogênio durante a soldagem (KOU, 2003).

4.12 - Fontes de hidrogênio na soldagem

Segundo WAINER (1972), as fontes de hidrogênio dos consumíveis de soldagem são:

- Umidade nos revestimentos dos eletrodos, no fluxo para o arco submerso, no fluxo do eletrodo tubular ou no tubo condutor do arame MIG/MAG ou Arame tubular.
- Qualquer outro produto hidrogenado no fluxo ou no revestimento;
- Contaminação de vapor d'água nos gases de proteção para os processos MIG/MAG, Arame Tubular ou TIG;
- Contaminação com óleo, sujeiras ou graxa na superfície dos eletrodos; e
- Óxidos hidratados (ferrugem) na superfície dos arames.

Segundo WAINER (1972), as fontes de hidrogênio no metal-base são:

- Hidrogênio proveniente do processo de fabricação do aço;
- Óleo, graxa, tinta e sujeira na superfície do metal-base;
- Líquidos desengraxantes que deixam resíduos; e
- Óxidos hidratados (ferrugem) na superfície do metal-base.

4.13 – Influência da microestrutura

De maneira geral, a suscetibilidade à trinca induzida por hidrogênio aumenta com o crescimento da resistência do aço. Em termos de micro-constituente, a martensita após a têmpera é a mais sensível à fragilização pelo hidrogênio, característica que aumenta com o teor de carbono do aço e com sua dureza (WAINER, 1972). Sua ocorrência está ligada à temperabilidade dos aços, propriedade que é, basicamente, função da composição química e do tamanho de grão do aço. As fórmulas de **carbono-equivalente**, que representam o efeito dos diversos elementos de liga, na temperabilidade, em termos de seu teor equivalente de carbono, servem para avaliar a sensibilidade do metal base à fissuração pelo hidrogênio. (MODENESI, 2000).

Segundo MODENESI (2000), a susceptibilidade do material às trincas por hidrogênio pode ser determinada por meio do cálculo do **carbono-equivalente** (equação 02), onde considera que, se **CE** < 0.4, o aço é insensível à fissuração e, se **CE** > 0.6, o material é fortemente sensível, exigindo técnicas especiais de soldagem, como por exemplo, o uso de processos de baixo nível de hidrogênio e de pré-aquecimento.

$$CE \text{ (\% em peso)} = \%C + \%Mn/6 + \%Mo/4 + \%Cr/5 + \%Ni/15 + \%Cu/15 + \%P/3 \text{ (equação 02)}$$

4.14 – Influência da temperatura

A temperatura da chapa tem importante papel na prevenção da trinca induzida por hidrogênio. Se a chapa for preaquecida, a velocidade de resfriamento diminui e pode-se reduzir a quantidade de martensita na ZTA. Além disso, o tempo de resfriamento em temperaturas baixas (150 °C +/- 10 °C) aumenta, favorecendo o escape de hidrogênio do metal-base para a atmosfera (COE, 1973).

No caso dos aços temperáveis ao ar, não se consegue evitar a presença da martensita, porém, com o preaquecimento e com um tratamento térmico pós-soldagem, consegue-se diminuir o teor de hidrogênio na junta soldada, modificar a microestrutura e diminuir as tensões residuais (WAINER, 1972).

4.15 – Influência das tensões residuais

A tensão residual na ZTA depende, entre outros fatores, do grau de restrição da junta soldada isto é, da resistência que ela oferece para deformar ou distorcer de tal maneira que alivie as tensões geradas durante o processo de soldagem. A restrição cresce com o aumento da espessura da chapa. O tipo de junta também influi na restrição, por exemplo, uma junta topo-a-topo é menos restrita que uma junta em ângulo que, por sua vez, é menos restrita que uma junta cruciforme, mantendo-se as outras variáveis constantes (WAINER, 1972)..

Outro importante fator é a concentração de tensões. A falta de fusão ou a falta de penetração são defeitos que concentram muita tensão nas extremidades e podem favorecer a trinca induzida pelo hidrogênio. O erro na montagem de uma solda em ângulo, com uma abertura de raiz, causa também uma concentração de tensão, favorecendo o aparecimento de trincas (COE, 1973).

5 – MATERIAIS E MÉTODOS

O aço estrutural SAC-350, usando o cálculo de carbono equivalente expresso na equação 03, baseado na sua composição química (tabela 01), tem um carbono equivalente = **0.61** % (equação 03) e o consumível ER70S-6 (tabela 02) um carbono equivalente = **0.50** % (equação 04) , indicando que o material (metal de base) é potencialmente sensível à fissuração pelo hidrogênio, conforme critério citado por MODENESI (2000) no item 4.13. Esses dados alertam a possibilidade do surgimento deste tipo falha, devido ao uso do anti-respingos no procedimento de soldagem, o qual é fonte de hidrogênio, somando a dureza da micro estrutura (carbono equivalente > 0.60 %) e a presença de levadas tensões residuais (alta restrição devido à elevada espessura).

$$CE_{(SAC-350)} = 0,18 + 1,4/6 + 0,6/5 + 0,42/15 + 0,40/15 + 0,06/3 = \mathbf{0,61 \%}$$
 (equação 03)

$$CE_{(ER-70S-6)} = 0,15 + 1,85/6 + 0,5/15 + 0,025/3 = \mathbf{0,50 \%}$$
 (equação 04)

Tabela 01 - Composição química do SAC-350.

Composição Química Especificada (% em massa)											
Aço	Espessura (mm)	C max.	Mn max.	Si	P	S max.	Cu	Cr máx.	Ni	Ti	Nb
USI-SAC-300 (antigo USI-SAC-41MG)	2,0 ~ 12,70	0,18	1,30	0,50 ~ 1,50	0,010 ~ 0,060	0,030	0,05 ~ 0,40	0,60	Ni ≤ 40	Ti ≤ 0,150	Nb ≤ 0,050
USI-SAC-350 (antigo USI-SAC-50)	2,0 ~ 12,70	0,18	1,40	0,50 ~ 1,50	0,010 ~ 0,060	0,030	0,05 ~ 0,40	0,60	Ni ≤ 0,40	Ti ≤ 0,150	Nb ≤ 0,050

Tabela 02 - Composição química do ER70S-6.

Material	C(%)	Si(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)
ER70S-6 (Arame Sólido)	0,06-0,15	0,80-1,15	1,40-1,85	0,025	0,035	0,50

5.1 – Procedimento experimental

A tabela 03 sumariza os possíveis ensaios para avaliar a susceptibilidade do material as tensões induzidas pelo hidrogênio (MODENESI, 2000).

Para este trabalho foi escolhido o ensaio TEKKEN que foi desenvolvido no Japão tendo se tornado um dos mais utilizados para a avaliação de problemas de fissuração pelo hidrogênio em aços estruturais de alta resistência. Este ensaio é considerado um dos mais sensíveis à fissuração pelo hidrogênio por permitir a avaliação e medição de seus resultados de uma forma relativamente simples e por apresentar uma razoável repetibilidade de resultados (MODENESI, 2000). A figura 04 ilustra o corpo de prova usado neste ensaio. A solda de teste (de um único passe) foi realizada na parte central do corpo de prova de cerca de 80 mm.

Tabela 03 - Ensaios usados para a determinação da susceptibilidade de trincas por hidrogênio em materiais metálicos (MODENESI, 2000).

Testes auto-restringidos	Testes com restrição externa	Testes com juntas simples
Ensaio do cordão de solda circular	Ensaio de Implante	Teste ‘Nick-break’
Ensaio de Severidade Térmica Controlada (CTS).	Ensaio Varestraint	Teste de junta de filete
Ensaio Tekken	Ensaio Murex	
Ensaio Cruciforme		
Ensaio Lehigh		
Ensaio Houldcroft		

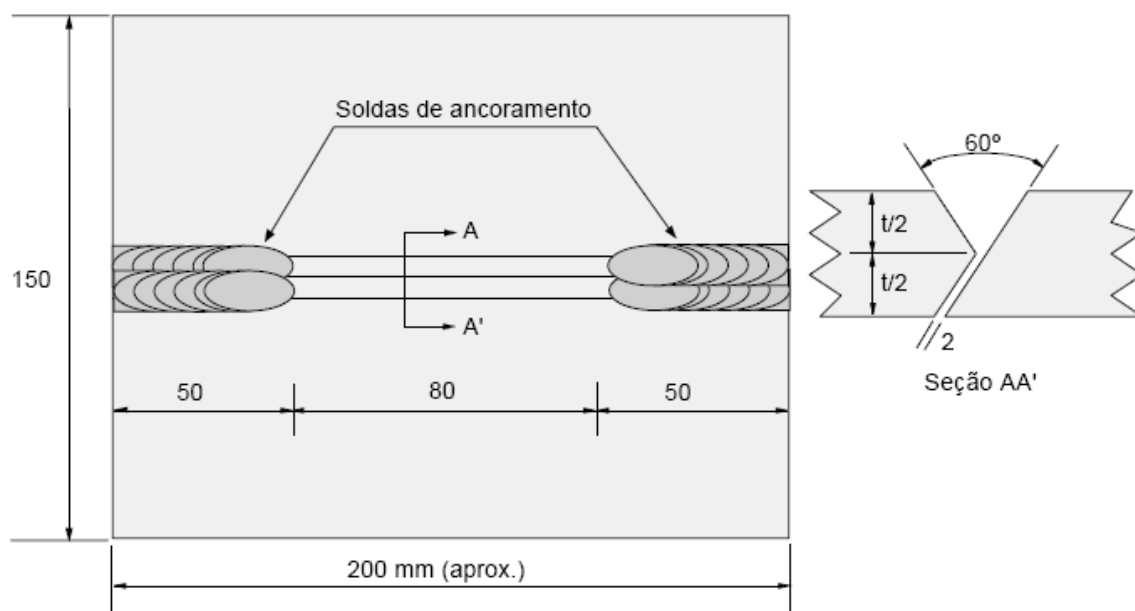


Figura 04 - Esquema do corpo de prova para realização do ensaio Tekken (MODENESI, 2000).

Decorrido um período de tempo após a soldagem, usualmente 48 horas, amostras metalográficas são retiradas da seção transversal da solda de teste e a presença ou não de trincas é observada. As trincas são observadas principalmente na raiz do cordão da solda, tanto na ZTA como na ZF.

Para a confecção dos corpos de provas para o ensaio TEKKEN, foram preparados três corpos de provas, usando o processo MAG.

Sendo que:

O 1º corpo de prova foi soldado sem o uso de anti-respingos.

O 2º e 3º corpos de prova foram soldados com o uso de anti-respingos.

As condições do procedimento de soldagem foram iguais para todos os corpos de prova, conforme tabela 04.

Tabela 04 – Dados da EPS

DADOS DA EPS							
TIPO ARAME	DIAMETRO ARAME	VELOCIDADE ALIMENTAÇÃO	ESPESSURA DA CHAPA	VELOCIDADE SOLDAGEM	CORRENTE CC *	TENSÃO	GÁS
ER 70 S-6	1,2 mm	8 m/min.	19 mm	35 cm/min.	150 A	30 V	Ar+CO ₂ +O ₂

A usinagem dos chanfros (duplo "V" e "V"), em chapa SAC-350 de 3/4", foi realizada em uma fresadora, para garantir a precisão do chanfro, como pode ser visto na figura 05.

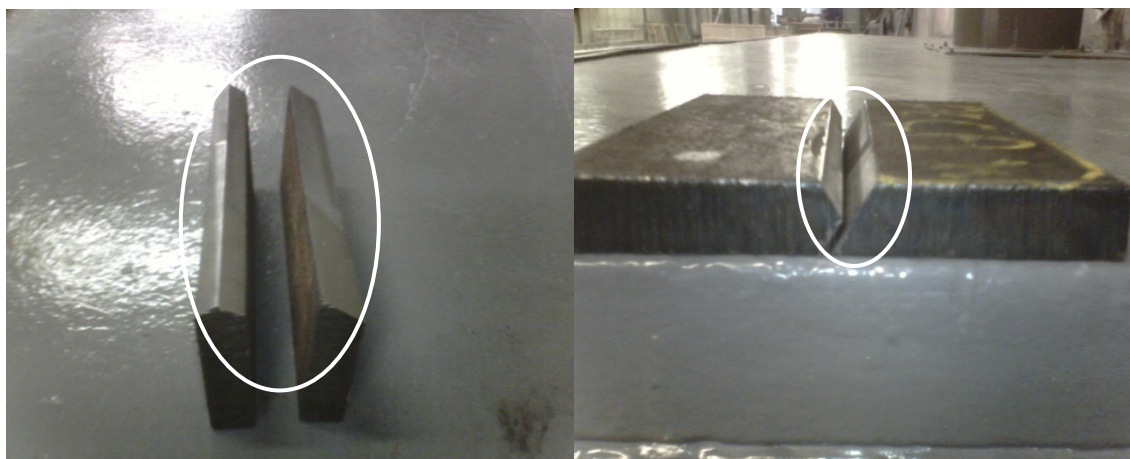


Figura 05 - Detalhes dos chanfros usinados.

O alinhamento e a fixação da abertura de raiz com 2 mm (MODENESI, 2000), foram realizados com o auxílio de um gabarito e chapas de travamento padronizado, a fim de garantir a mesma abertura de raiz para todas as amostras. Como pode ser observado na figura 06.

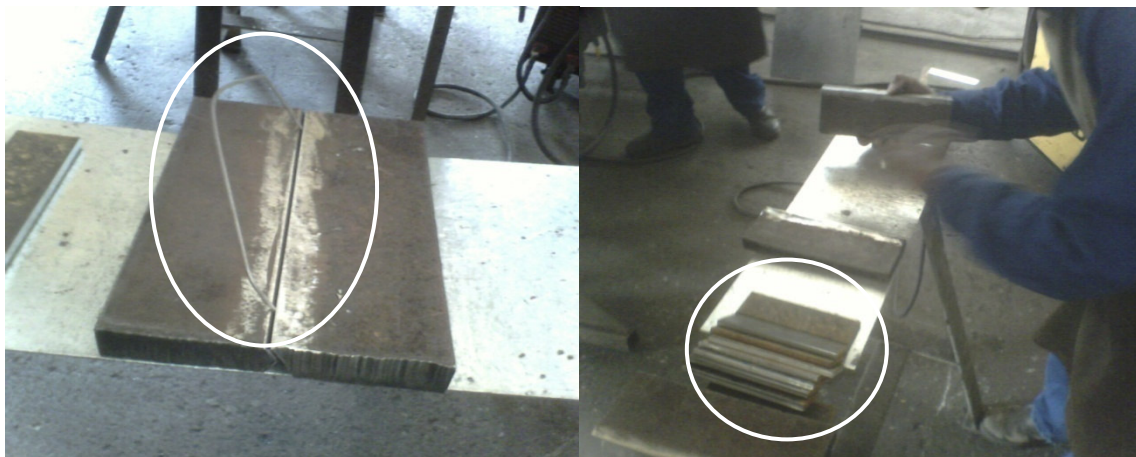


Figura 06 - Dispositivos usados para alinhamento e controle dimensional da abertura de raiz.

Realização do primeiro e segundo passes para ancoragem como pode ser visto na figura 7, com 50 mm de comprimento nas extremidades da peça. Esta restrição induzirá uma alta tensão residual no cordão de solda a ser testado, revelando a suscetibilidade ou não do material ao surgimento de trincas provocadas pelo hidrogênio.

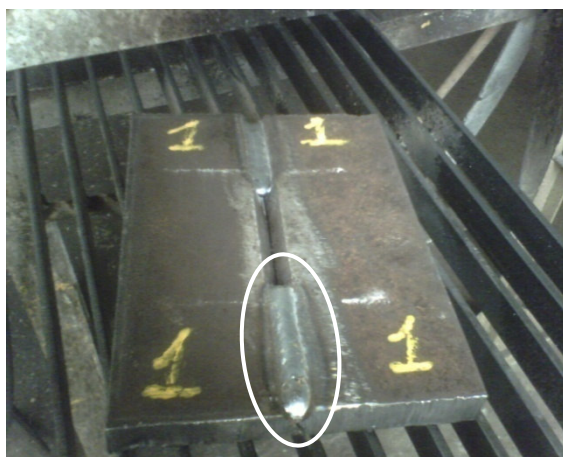


Figura 07 - Detalhe da solda para ancoragem.

O cordão de teste foi realizado em um único passe na parte central do corpo de prova como pode ser visto na figura 8, com um comprimento de cerca de 80 mm.



Figura 08 - Detalhe do passe central.

Após 48 horas, foram retirados amostras do corpo de prova para realização do ensaio de metalografia. A figura 9 mostra a retirada dos corpos de prova para o ensaio metalográfico, onde foi realizada em uma máquina de serra, arrefecendo o corpo de prova com emulsão para usinagem. A refrigeração do corpo de prova no momento do corte é importante porque ajuda a manter as características metalúrgicas da liga. As amostras foram preparadas com lixamento progressivo com lixas de água de 100, 220, 360, 400, 600 e 1200 mesh. Alternando a direção de lixamento em 90°, entre a mudança de lixa.

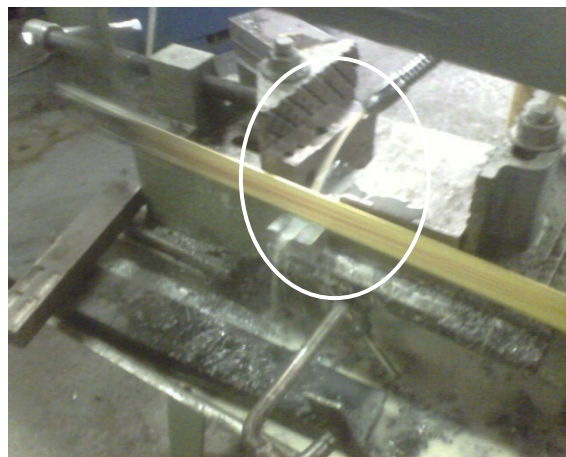


Figura 9 - Retirada das amostras para metalografia.

Depois de realizado o lixamento foi realizado a macrografia em uma lupa estereoscópica modelo *MC3 100*, marca *WILD HEERDRUGB* (Figura 10).



Figura 10 - Lupa estereoscópica usada na macrografia

Após o polimento das amostras com pasta de diamante de 1 e 6 microns e o ataque com Nital 3%, foi avaliada a microestrutura em um microscópio óptico modelo *Axiovert 100A* do fabricante *ZEISS Germany* (Figura 11).



Figura 11 - microscópio óptico usado para o ensaio micrografico

6- RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nas amostras do corpo de prova sem anti-respingos, não foi observado descontinuidades nas regiões analisadas do corpo de prova, conforme pode ser constatado nas figuras 12 e 13.

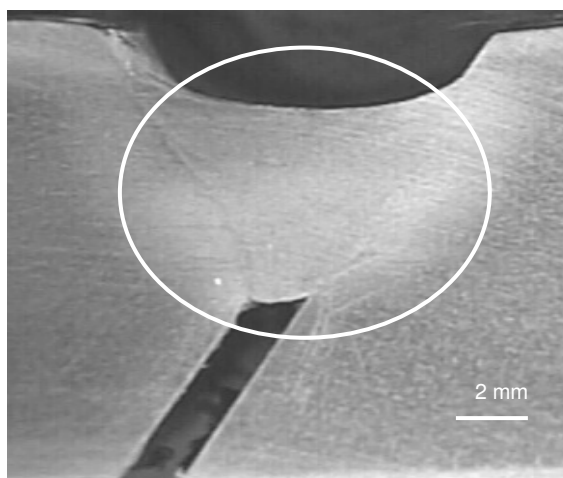


Figura 12 – Macrografia do corpo de prova sem anti-respingos.

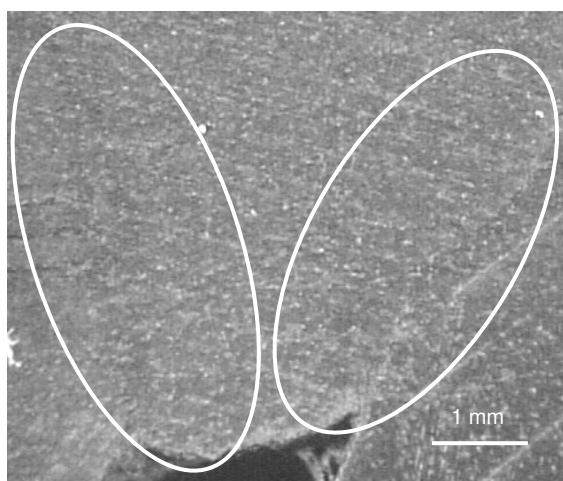


Figura 13 – Detalhe da raiz do depósito no corpo de prova sem anti-respingos.

O ensaio metalográfico (macrografia) revelou descontinuidades na interface do chanfro e metal de adição dos corpos de prova soldados com anti-respingos. Foram encontradas descontinuidades nas regiões analisadas. Na figura 15 é possível observar

uma dessas descontinuidades geradas no procedimento de soldagem. As descontinuidades apareceram em ambos os lados dos corpos de prova, diminuindo em torno de 50% a seção resistente da junta soldada, conforme pode ser observado nas figuras 14 e 16.

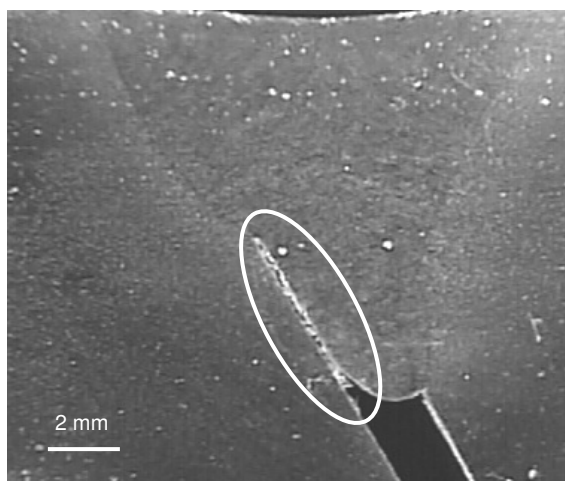


Figura 14 – Descontinuidade observada em macrografia do corpo de prova 02 com anti-respingos.

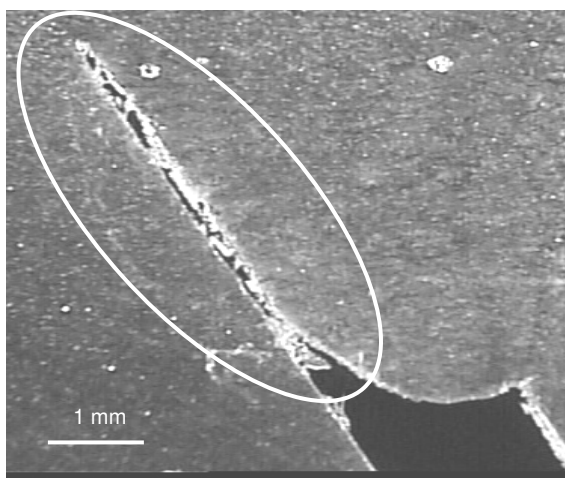


Figura 15 - Descontinuidade observada em macrografia do corpo de prova com anti-respingos.

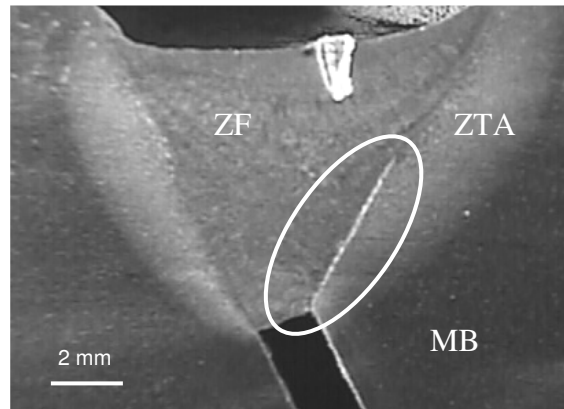
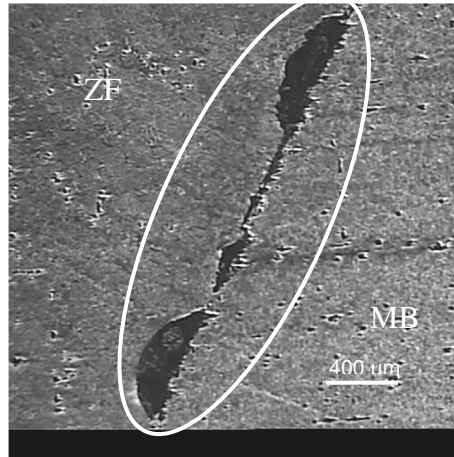


Figura 16 – Descontinuidade observada em macrografia do corpo de prova 03 com anti-respingos.

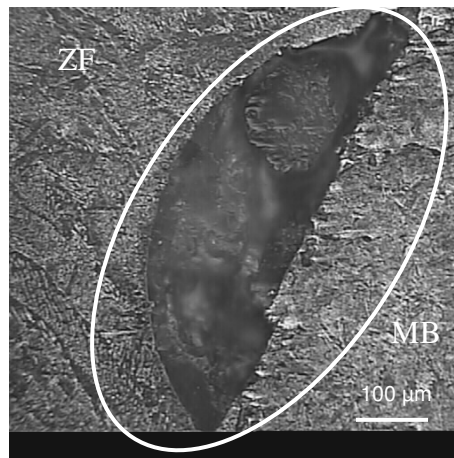
Na micrografia dos corpos de prova, é possível observar a formação de semicírculos no lado da poça de fusão e a falta de fusão do chanfro. Inicialmente na inspeção visual esses defeitos pareciam trincas, o ensaio metalográfico possibilitou a identificação dos reais defeitos, bolsas de gás e falta de fusão da superfície chanfrada próxima a raiz do depósito.

É possível que a falta de fusão tenha sido causada por uma ação de um isolante elétrico gerado pelo gás desprendido no momento da soldagem, causando a extinção momentânea e localizada do arco elétrico. Esta possibilidade precisa ser estudada, pois o anti-respingos utilizado neste estudo têm como composição básica o óleo de girrasol. Esse óleo é largamente usado como óleo isolante elétrico para a extinção do arco elétrico em vários equipamentos elétricos industriais, em temperaturas de trabalho em torno de 50° C, não tendo informações para temperaturas elevadas, como é o caso da região do arco. Na figura 16, observa-se que a ZTA na região do defeito não teve significativa alteração dimensional em relação a outras regiões da ZTA, essa observação gera outra possibilidade que é a influência exercida pelo soldador na geração dos defeitos encontrados.

As figuras 17 e 18 da micrografia do corpo de prova 03 com anti-respingos, permitem perceber claramente a formação do poro na zona fundida e a falta de fusão da superfície chanfrada.



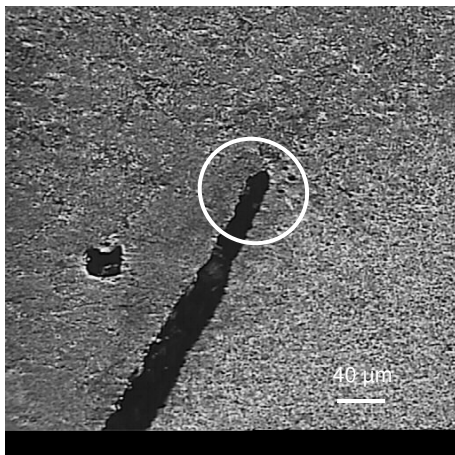
Figuras 17 - Corpo de prova gerado com o uso anti-respingos com poros e falta de fusão.



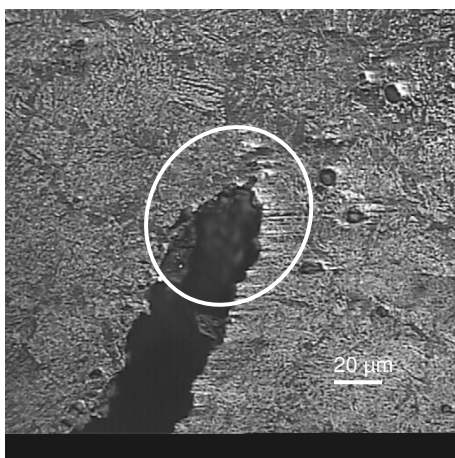
Figuras 18 - Detalhe do defeito no corpo de prova gerado com o uso anti-respingos com poros e falta de fusão.

As figuras 19 e 20 mostram as pontas arredondadas na extremidade da descontinuidade revelando a ausência de trincas.

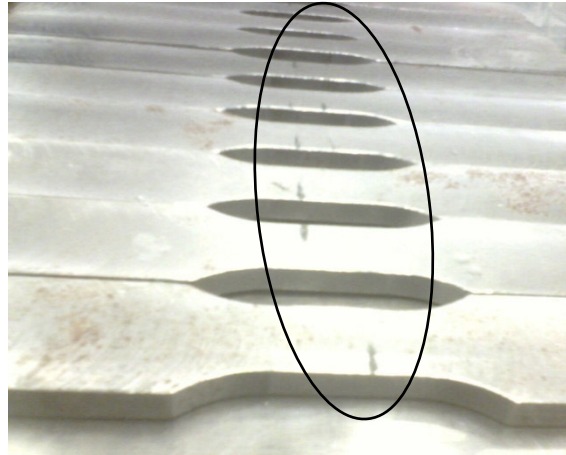
Adicionalmente nos corpos de prova do ensaio de tração foram observados os mesmo defeitos encontrados nos corpos de prova do ensaio TEKKEN, conforme pode ser visto na figura 21. Esses defeitos não foram observados nas amostras do corpo de prova soldado sem o uso de anti-respingos, conforme mostra a figura 22.



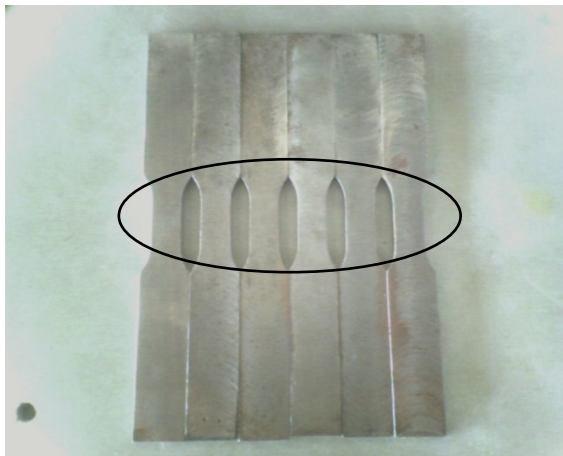
Figuras 19 - Ponta do defeito do corpo de prova com anti-respingos.



Figuras 20 - Detalhe arredondado da ponta do defeito revelando ausência de trincas.



Figuras 21 – Defeitos encontrados nos corpos de provas usinados para o ensaio de tração.



Figuras 22 - Amostras do corpo de prova soldado sem o uso de anti-respingos sem defeitos na área soldada.

Cabe ainda ressaltar que neste trabalho não foi levado em conta o fato da soldagem ter sido feita de forma manual. Desta maneira não houve controle de fatores induzidos pelo soldador como por exemplo o trabalho de oscilação da tocha de soldagem que pode constituir uma fonte indutora de descontinuidades

7 – CONCLUSÕES

- Foi observado a ocorrência de descontinuidades dos tipos poros e falta de fusão nas regiões analisadas do corpo de prova com o uso de anti-respingos.
- Não foi observado trincas induzidas por hidrogênio nos ensaios realizados nos corpos de prova com e sem anti-respingos.

8 - SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTURO

- Avaliação do efeito da utilização de anti-respingos na microestrutura da junta soldada.
- Avaliação do efeito da utilização de anti-respingos nas propriedades mecânicas da junta soldada.
- Avaliação do efeito do soldador nas propriedades mecânicas da junta soldada.

9 - REFERÊNCIAS

BEACHEM, C. D.. **A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking (Hydrogen Embrittlement)**. Metallurgical Transactions, Vol.3, 437- 451, 1972.

CAHN, R ; HAASAN, P. . **Physical Metallurgy – Part II**, 3º Edition, pg. 386, Morth Holland, 1983.

COE, F. R. - **Welding Steels Without Hydrogen Cracking**; The Welding Institute, London, 1973.

GRANJON, H. **La Fissuration à Froid en Soudage d'Aciers**; Soud. Tec. Conn., 26(3/4): 155-164. mar/avr, 1972.

JOHNSON, H.H.. **Hydrogen in Metals – Conference** - Cornell University, Ithaca, N.Y., p. 41 – 1973.

JOHNSON, Herbert H.. **Keynote Lecture, Overview on Hydrogen Degradation Phenomena, HE and SCC**. ed. R. Gabala and R.F. Hehemann, American Society of Metals, pp. 7, 9 - 1984 (Training - Lawrence Electronics Co., Seattle, WA, USA) - 2000.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. A John Wiley & Sons, inc., publication – 2003.

- KLIER, E.P. B.B. **G. Proc. ASTM**, 58 pp. 597-619. (Training - Lawrence Electronics Co., Seattle, WA, USA) - 2000.
- LAWRENCE, Gary; LAWRENCE, Gauge, **Hydrogen Embrittlement Testing Training Course** – Lawrence Electronics Co. Seattle, WA, USA - 2000.
- MILLION, A. ; MILLION, C.. **Influence de L' Hydrogène Sur Les propriétés Des Aciers**. Chapitre II, Éditions D I `académie Roumaine, Bucarest., pgs. 16, 22, 23, 92, 181, 1971.
- MODENESI, Marques Santos. **Metalurgia da Soldagem**. (apostilas 6 e 7)
- MIRANDA, Paulo Emílio Valadão. **Gases em Metais e Ligas – “Efeitos do Hidrogênio em Aços Inoxidáveis Austeníticos”**. Editora Didática e Científica - 1994.
- RARING, R.H.; RINEBOLT, J.A.. **Trans. A.S.M.**, 48, 1956, p.p. 198-212. (Training - Lawrence Electronics Co., Seattle, WA, USA) – 2000.
- ROBERTSON, IM. **The Effect of Hydrogen on Dislocations Dynamics**. ENG FRACT MECH 64: (5) 649-673 NOV 1999.
- RODRIGUES, José de Anchieta. **Gases em Metais e Ligas – “ Fundamentos da Reação Metal-Gás”**. Editora Didática e Científica - 1994.
- SINK, Glenn T. **Hydrogen Absorption by Steel During Cleaning**, Douglas Paper 4849, Douglas Aircraft Co., McDonnell Douglas Corp. 1968, pp.2-3-5-10. (Training - Lawrence Electronics Co., Seattle, WA, USA) - 2000.
- TELELMAN, A. S. - University of California: **Fracture of Solids, Interscience**, p. 24, 671 (Hydrogen in Metals – Conference) – 1973.
- WAINER, Emilio; BRANDI, Sergio Duarte; MELLO, Fabio Decourt. **Soldagem, Processos e Metalurgia**. Edgar Blucher – 1972.