

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Weber de Almeida Lima

**ESTUDO DA OCORRÊNCIA DE FISSURAÇÃO A FRIO EM UM AÇO
ESTRUTURAL DE ALTA RESISTÊNCIA SOLDADO PELO PROCESSO GMAW**

**Belo Horizonte
Novembro de 2018**

Weber de Almeida Lima

**ESTUDO DA OCORRÊNCIA DE FISSURAÇÃO A FRIO EM UM AÇO
ESTRUTURAL DE ALTA RESISTÊNCIA SOLDADO PELO PROCESSO GMAW**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, na Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa

Belo Horizonte
Novembro de 2018

L732e Lima, Weber de Almeida.
Estudo da ocorrência de fissuração a frio em um aço de alta resistência soldado pelo processo GMAW / Weber de Almeida Lima. – 2018.
99 f. : il.
Orientadora: Maria Celeste Monteiro de Souza Costa

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2018.
Bibliografia.

1. Soldagem. 2. Gas Metal Arc Welding. 3. Aço de alta resistência. 4. Hidrogênio. I. Costa, Maria Celeste Monteiro de Souza. II. Título.

CDD: 671.5212

Nilce, hoje em memória, sua sabedoria e visão projetou minha vida a chegar onde estou.

Agradecimentos

Ao autor da minha vida, Jesus Cristo.

Ao IFMG pela oportunidade para aprimoramento da minha formação como docente concedendo licença para capacitação.

Campus Avançado Ipatinga - IFMG, representado pelo Diretor Alex de Andrade Fernandes, aos professores Márcio Takeshi Sugawara, Ronaldo Guimarães e Gustavo Rafael de Souza Reis.

À Professora Maria Celeste Monteiro de Souza Costa pela orientação, incentivo e apoio na realização deste trabalho, não medindo esforços, contribuindo para minha formação acadêmica e pessoal através do seu exemplo como profissional.

Aos coordenadores do programa de pós-graduação Augusto César da Silva Bezerra e Cláudio Turani Vaz.

Ao Técnico Geraldo Oliveira, fornecendo todo suporte e auxílio.

Ao professor Carlos Eduardo dos Santos e Aderci de Freitas Filho, pelo apoio e prontidão nas etapas de usinagem.

Ao estagiário de usinagem Rafael de Moura Rodrigues e ao Vítor Soares Sodré nas etapas de caracterização.

À professora Ivete Peixoto Pinheiro Silva pela disponibilidade e abertura para compartilhar seu conhecimento e contribuindo para a execução deste trabalho.

Ao colega de curso Juscelino Mendes Prado que trouxe apoio em momentos desafiantes, dando apoio e suporte na execução prática do trabalho.

Ao professor Ernani Rodrigues da Silva e Elaine Carbalho Siqueira Corrêa pela contribuição na etapa de qualificação.

À minha esposa Cynthia Lima, mulher virtuosa, companheira que no início plantou juntamente comigo a idealização deste objetivo e que hoje podemos juntos colher os frutos.

Meus filhos Ana Laura e Samuel, que mesmo sem compreender partilharam seu tempo para execução deste trabalho.

À minha amada mãe Therezinha e meu grande irmão William, família abençoada.

RESUMO

A fabricação e o desenvolvimento de aços estruturais de alta resistência têm avançado nas últimas décadas, sendo utilizado para a obtenção o processo termomecânico controlado – TMCP, que proporciona ganhos de resistência mecânica e tenacidade através da obtenção de uma microestrutura homogênea de grãos refinados, resultando em componentes mais leves, de boa conformabilidade e soldabilidade. Diante destes avanços que proporcionam a entrada de novos materiais no mercado, o estudo das descontinuidades que estão sujeitas as uniões soldadas é necessário, dentre elas a fissuração a frio, conhecido como fissuração por hidrogênio. Para o estudo deste trabalho foi utilizado um aço estrutural de alta resistência, sendo o mesmo submetido ao ensaio de soldabilidade *Tekken Test* (*Y-Groove*) pelo processo *Gas Metal Arc Welding* – GMAW. O objetivo geral do trabalho foi verificar a ocorrência de trincas nas regiões da solda, observando o tipo de microestrutura resultante e fatores que proporcionaram as mesmas. Os resultados obtidos demonstraram o efeito do pré-aquecimento nas amostras soldadas, resultando em mudanças mecânicas e microestrutural, sendo a região de granulação grosseira da zona termicamente afetada que apresentou os resultados significativos quanto à fissuração por hidrogênio.

PALAVRAS CHAVES: soldagem, GMAW, fissuração por hidrogênio, aço alta resistência, y-groove.

ABSTRACT

The fabrication and development of high strength structural steels has advanced in the last decades, being used to obtain the thermomechanical controlled process - TMCP, which provides gains of mechanical resistance and tenacity by obtaining a homogeneous microstructure of fine-grained, resulting in components, with good formability and weldability. In view of these advances that allow the entry of new materials in the market, the study of the discontinuities that are subject to welded joints is necessary, among them the cold cracking, known as hydrogen cracking. For the study of this work a high strength structural steel was used, and it was submitted to the Tekken Test (Y-Groove) welding test by the Gas Metal Arc Welding - GMAW process. The overall objective of the work was to verify the occurrence of cracks in the regions of the weld, observing the type of microstructure resulting and factors that provided the same. The results showed the effect of the preheating in the welded samples, resulting in mechanical and microstructural changes, being the region of coarse-grained of the heat-affected zone that presented the significant results regarding the cracking by hydrogen.

KEYWORDS: welding, GMAW, hydrogen cracking, high strength steel, y-groove.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 3.1 – Processo GMAW | 16 |
| Figura 3.2 – Equipamentos GMAW | 17 |
| Figura 3.3 - Trinca longitudinal | 21 |
| Figura 3.4 - Trinca transversal..... | 22 |
| Figura 3.5 - Classificação das fissuras de soldagem de acordo com sua localização | 23 |
| Figura 3.6 - Teores de Hidrogênio por processo de soldagem..... | 24 |
| Figura 3.7 – Solubilidade materiais ferríticos e austeníticos..... | 26 |
| Figura 3.8 - Difusão do H na poça de fusão | 26 |
| Figura 3.9 - Solubilidade do H no Ferro de acordo com a temperatura..... | 27 |
| Figura 3.10 - Teorias fragilização hidrogênio | 28 |
| Figura 3.11 – Aumento da dureza em diferentes aços conforme o grau de fragilização da microestrutura | 33 |
| Figura 3.12 – Resistência à tração em corpos de prova de baixa liga temperado e revenido entalhados, contendo hidrogênio em função da temperatura de ensaio | 34 |
| Figura 3.13 – Microestrutura obtida pelo processo convencional de laminação e processo TMCP..... | 37 |
| Figura 3.14 - Ilustração esquemática Y-Groove | 38 |
| Figura 3.15 – Taxa de fissuração x temperatura no ensaio Y-Groove | 39 |
| Figura 3.16 – Fissura no corpo de prova..... | 40 |
| Figura 3.17 – Microdureza na região soldada | 40 |
| Figura 3.18 - Relação Dureza x Distância do centro da solda..... | 41 |
| Figura 4.1 – Fluxograma referente às etapas dos procedimentos executados e análises | 42 |
| Figura 4.2 – Amostra após análise por espectrometria de emissão óptica | 43 |
| Figura 4.3 – Região do corte da amostra para a realização da caracterização do material através das técnicas metalográficas (unidade em mm)..... | 44 |
| Figura 4.4 – Amostras embutidas para caracterização metalográfica, sendo “A” da seção sob os efeitos do oxicorte e “B” da região central da chapa de aço | 45 |
| Figura 4.5 – Máquina universal de ensaios Instron 5982 | 46 |
| Figura 4.6 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração | 47 |

| | |
|--|----|
| Figura 4.7 – Realização dos chanfros pelo processo de fresagem nos corpos de prova | 49 |
| Figura 4.8 – Etapas na execução do chanfro por fresagem chapas de teste para soldagem..... | 49 |
| Figura 4.9 – Equipamento para a Soldagem GMAW mecanizada | 50 |
| Figura 4.10 – Forno elétrico utilizado para pré-aquecimento dos corpos de prova ... | 51 |
| Figura 4.11 – Verificação da temperatura na região de soldagem por pirômetro óptico | 51 |
| Figura 4.12 – Superfície do cordão de teste do ensaio de soldagem..... | 53 |
| Figura 4.13 – Região de análise da seção transversal da peça soldada, com comprimento L de cerca de 76mm | 54 |
| Figura 4.14 – Seção transversal e as dimensões H e Hs para mensuração da taxa de fissuração | 55 |
| Figura 4.15 – Trinca na seção transversal em ensaio de | 55 |
| fissuração para análise dos efeitos das inclusões num aço de alta resistência | 55 |
| Figura 4.16 – Análise por MEV de uma microtrinca iniciada pela presença de uma inclusão, ensaio de soldagem Y-Groove | 58 |
| Figura 5.1 – Gráfico tensão versus deformação do aço de alta resistência | 61 |
| Figura 5.2 – Corpo de prova ensaio de tração | 61 |
| Figura 5.3 – Microconstituintes do metal base no modo como recebido | 63 |
| Figura 5.4 – Difratograma de raios X da amostra do aço analisado no modo como recebido | 64 |
| Figura 5.5 – Amostra seccionada para análise da seção transversal quanto a presença de trincas | 64 |
| Figura 5.6 – Seção transversal da amostra soldada com a presença de fissuras decorrente da falta de fusão do metal de base. | 65 |
| Figura 5.7 – Macrografia dos corpos de prova nas temperaturas de soldagem empregado no ensaio <i>Tekken Test</i> | 67 |
| Figura 5.8 – Morfologia da solda na amostra soldada A1 na temperatura ambiente | 68 |
| Figura 5.9 – Região de granulação fina, grosseira e a zona fundida obtido por MEV na amostra A2..... | 69 |
| Figura 5.10 – Estrutura das amostras soldadas A1 e C2 conforme regiões da solda | 71 |

| | |
|---|----|
| Figura 5.11 – Microscopia óptica da Amostra A3 soldada na temperatura ambiente, B2 na temperatura de 65°C e C2 na temperatura de 90°C com ataque do reagente químico LePera | 72 |
| Figura 5.12 – Imagem de MO da amostra A3 e a presença de microtrincas demonstradas pelas setas..... | 73 |
| Figura 5.13 – Imagem de MEV da amostra A2 com a presença de microtrincas na amostra demonstradas pelas setas..... | 74 |
| Figura 5.14 - Imagem de MO da amostra A1 e a presença de microtrincas demonstradas pelas setas..... | 75 |
| Figura 5.15 – Fissura na amostra A2 atravessando a ZTA para a ZF..... | 76 |
| Figura 5.16 – Fissura na amostra A2 na região intragranular na ZTA com a presença de Al na inclusão | 78 |
| Figura 5.17 – Análise em EDS de inclusão com presença de iniciação de fissuras.. | 79 |
| Figura 5.18 – Fissura na amostra A2 no contorno de grão, presença de Nb | 79 |
| Figura 5.19 – Análise por EDS no ponto 1 na região com a presença de fissura | 80 |
| Figura 5.20 – Análise por EDS no ponto 2 na região com a presença de fissura | 80 |
| Figura 5.21 – Difratoograma das amostras soldadas nos intervalos de temperatura.. | 82 |
| Figura 5.22 – Microdureza da solda realizada na temperatura ambiente, medidas de referência tomadas a partir do centro do cordão..... | 83 |
| Figura 5.23 – Microdureza da solda realizada na temperatura 65°C, medidas de referência tomadas a partir do centro do cordão..... | 84 |
| Figura 5.24 – Microdureza da solda realizada na temperatura 90°C, medidas de referência tomadas a partir do centro do cordão..... | 84 |
| Figura 5.25 - Microdureza média para a região da zona fundida nas temperaturas de ensaio..... | 85 |
| Figura 5.26 – Amplitude entre a dureza da ZF e picos alcançados na ZTA juntamente com o valor de referência do MB..... | 87 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 3.1 – Descontinuidades estruturais e dimensionais comuns | 18 |
| Tabela 3.2 - Descontinuidades comuns encontradas nos processos de soldagem .. | 19 |
| Tabela 3.3 – Descontinuidades associadas à fabricação..... | 20 |
| Tabela 3.4 – Fórmulas Carbono Equivalente para aços | 32 |
| Tabela 3.5 - Susceptibilidade por hidrogênio conforme a microestrutura..... | 33 |
| Tabela 4.1 – Amostras e a temperatura de pré-aquecimento para a realização da soldagem..... | 52 |
| Tabela 4.2 – Composição química consumível de soldagem..... | 56 |
| Tabela 4.3 – Parâmetros empregados na soldagem do ensaio <i>Tekken Test</i> | 56 |
| Tabela 5.1 – Composição química obtida pela espectrometria | 60 |
| Tabela 5.2 - Dados do limite de escoamento e resistência do aço de alta resistência | 60 |
| Tabela 5.3 – Medidas obtidas na análise de dureza do material no estado como recebido | 62 |
| Tabela 5.4 – Comprimento médio da ZTA das amostras ensaiadas pelo ensaio Tekken Test..... | 68 |
| Tabela 5.5 – Microdureza média para a região da zona fundida nas temperaturas de ensaio..... | 85 |
| Tabela 5.6 - Picos de dureza nos corpos de prova soldados | 86 |

ABREVIATURAS E SIGLAS

| | |
|-------|---|
| AC | Resfriamento acelerado |
| AHSS | Advanced High Strength Steels |
| AWS | American Welding Society |
| BS | British Standard |
| CCC | Cúbico de corpo centrado |
| Cf | Taxa fissuração na superfície |
| Cr | Taxa fissuração na raiz |
| Cs | Taxa fissuração na seção transversal |
| CE | Carbono Equivalente |
| DIN | German Institute for Standardization |
| EDS | Espectroscopia por energia dispersiva |
| GGZTA | Granulação grosseira na zona termicamente afetada |
| GFZTA | Granulação fina na zona termicamente afetada |
| GMAW | Gás Metal Arc Welding |
| HSLA | High Strength Low Alloy |
| HV | Dureza Vickers |
| IIW | Institute International Welding |
| JIS | Japanese Industrial Standards |
| MAG | Metal Active Gas |
| MB | Metal de Base |
| MEV | Microscopia eletrônica de varredura |
| MIG | Metal Inert Gas |
| MO | Microscopia óptica |
| ppm | partes por milhão |
| QT | Temperado e Revenido |
| SMAW | Shielded Metal Arc Welding |
| TMCP | Processo termomecânico controlado |
| TMR | Laminação termomecânica controlado |
| UHSS | Ultra-High Strength Steels |
| ZF | Zona fundida |
| ZTA | Zona termicamente afetada |

SUMÁRIO

| | |
|---|----|
| 1 INTRODUÇÃO | 13 |
| 2 OBJETIVOS | 15 |
| 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 16 |
| 3.1 Processo GMAW | 16 |
| 3.2 Descontinuidades na soldagem | 18 |
| 3.3 Aço estrutural de alta resistência | 35 |
| 3.4 Teste Y-Groove ou Tekken Test | 37 |
| 3.5 Ensaio de dureza Vickers | 40 |
| 4 METODOLOGIA - MATERIAIS E MÉTODOS | 42 |
| 4.1 Material - Metal de Base e sua composição química | 43 |
| 4.2 Caracterização microestrutural do metal de base | 43 |
| 4.3 Caracterização Mecânica | 45 |
| 4.4 Ensaio Tekken Test ou Y-Groove | 48 |
| 4.5 Análise Metalográfica pós soldagem | 57 |
| 4.6 Ensaio microdureza na região soldada | 58 |
| 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO | 60 |
| 5.1 Caracterização do metal de base | 60 |
| 5.2 Teste de Soldagem | 63 |
| 5.3 Análise Metalográfica | 65 |
| 5.4 Ensaio Mecânico | 83 |
| 6 CONCLUSÃO | 89 |
| 7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS | 90 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 91 |

1 INTRODUÇÃO

A fissuração a frio ou fissuração por hidrogênio está relacionada à degradação das propriedades do material, possuindo boa mobilidade mesmo na temperatura ambiente após o resfriamento da solda, difundido e posicionando-se em regiões de concentração de tensão e microestruturas frágeis. Os mecanismos de formação de trincas estão condicionados a presença de tensão, microestrutura formada e ao intervalo de temperatura.

Mikami et al. (2016) citam outros fatores que devem ser considerados na ocorrência da fissuração por hidrogênio, tais como a composição química, a concentração de hidrogênio, condições de soldagem, espessura da chapa e a geometria do chanfro da chapa a ser soldada, demonstrando peculiaridades no estudo da fissuração por hidrogênio.

Conforme Nevasmaa (2003), a susceptibilidade de fissuras num aço de alta resistência pode ocorrer mesmo com pequenas porções de hidrogênio, de 1 a 3 ppm na região da junta soldada, sendo as regiões de ocorrência mais propícias a zona fundida e a zona termicamente afetada por calor.

Rehrl et al. (2014) descrevem a fissuração por hidrogênio nos aços de alta resistência, ressaltando a necessidade de se considerar este fenômeno, pois ainda no processo de fabricação, no processamento e aplicação, há a possibilidade da introdução do hidrogênio, iniciando um processo de fissura, ocasionando uma falha inesperada.

As portas de entrada do hidrogênio no material são atribuídas segundo Kou (2002) a umidade presente em eletrodos de revestimento celulósicos, uma atmosfera gasosa do arco elétrico rica em hidrocarbonetos, além da mistura de gases inertes com hidrogênio. Devendo-se avaliar também o vapor d'água da atmosfera, decorrentes de ambientes frios e úmidos, podendo gerar em certos casos a contaminação da proteção gasosa e possibilidade de absorção pelos fluxos de soldagem, além da falta de uma preparação adequada com a isenção de contaminantes no metal de adição e de base.

O fenômeno da fissuração por hidrogênio tem seus primeiros relatos conforme Laureys et al. (2016) em 1875 por Johnson, descrito como degradação das propriedades mecânicas do material, sendo que ainda hoje ocorre a produção de falhas imprevistas.

Bailey et al., (2004) cita que na década de oitenta do século passado foram gastos cerca de €240 milhões anualmente somente com problemas relacionados à soldagem somente no Reino Unido, deste total €40 milhões foram despendidos no reparo de ocorrências por hidrogênio.

Porém há relatos de problemas recentes relacionados a fissuras em soldas, como noticiado pela DefenseNews (2018), sobre problemas na fabricação de cascos de tubo de mísseis e carga útil dos submarinos Britânicos da classe Columbia, o valor estimado para fabricação de cada casco é cerca de US\$ 7,2 bilhões, sendo detectado um total de 12 tubos abaixo do padrão especificado em projeto somente para os cascos dos mísseis, destaca-se no artigo a alta reputação da empresa fabricante norte americana. Isto ressalta a importância do estudo, análise e inspeção contínua dos fenômenos de fissuração.

Diante disto, o estudo da soldabilidade de um aço de alta resistência é importante, pois, sabe-se que novas medidas para evitar a fissuração por hidrogênio têm-se alcançado e tornado conhecido nos aços convencionais, no caso do material estudado, por ser um produto que possui uma estrutura multifásica, fabricado por novas tecnologias de processamento do aço, entender seu comportamento proporciona vantagens no processo produtivo. Destaca-se que além de vantagens econômicas, não se deve desconsiderar o fator humano, pois estruturas íntegras irão proporcionar bom desempenho de equipamentos, mas principalmente a conservação de vidas.

2 OBJETIVOS

Objetivo Geral:

Analisar a probabilidade de ocorrência da fissuração a frio em um aço estrutural de alta resistência soldado pelo processo GMAW.

Objetivos Específicos:

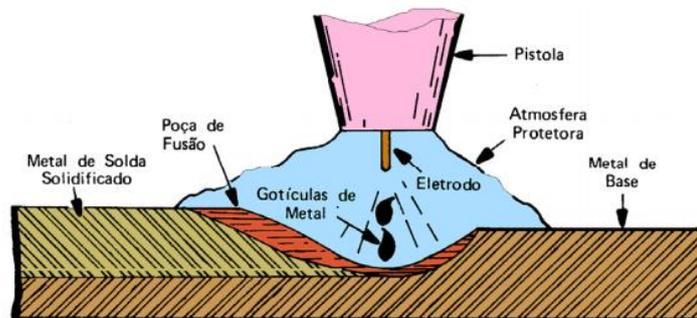
- Verificar após o ensaio de fissuração o comportamento do material quanto à presença de trincas.
- Analisar os efeitos do pré-aquecimento no ensaio de fissuração quanto à presença de trincas, microestruturas formadas e região de ocorrência da trinca.
- Investigar as propriedades mecânicas (dureza e resistência mecânica) do aço como recebido. Verificar a variação da dureza nas regiões da solda.
- Verificar o efeito das inclusões e sua relação com o hidrogênio na ocorrência das trincas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Processo GMAW

O processo *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), conhecido como MIG/MAG se baseia numa fonte de calor gerado por um arco elétrico mantido entre a extremidade do eletrodo e a peça, conforme a figura 3.1.

Figura 3.1 – Processo GMAW



Fonte: FBTS (2013).

A alimentação do metal de adição se processa de forma automática, sendo que o processo de condução da tocha para soldagem pode ser automatizada, quando realizado por equipamento específico. O processo também é composto por uma alimentação gasosa que tem por objetivo a proteção da poça de fusão e para a estabilização do arco de soldagem, contribuindo para boa qualidade da união soldada. O gás pode ter composição inerte, com a utilização, por exemplo, de Ar e He, ou ativa, com a utilização de gases como CO₂ ou mesmo a combinação de gases inertes e ativos.

Segundo Wainer, Brandi e Mello (1992), o processo *Metal Inert Gas* - MIG é adequado para soldagem de aços carbono, de baixa, média e alta liga, o processo *Metal Active Gas* - MAG para aços de baixo carbono e baixa liga. Este processo apresenta a vantagem de ter bom rendimento, com boa taxa de deposição, podendo ser executada a soldagem em todas as posições. Possui a vantagem de ser um processo de baixo teor de hidrogênio, porém, devido ao seu resfriamento rápido

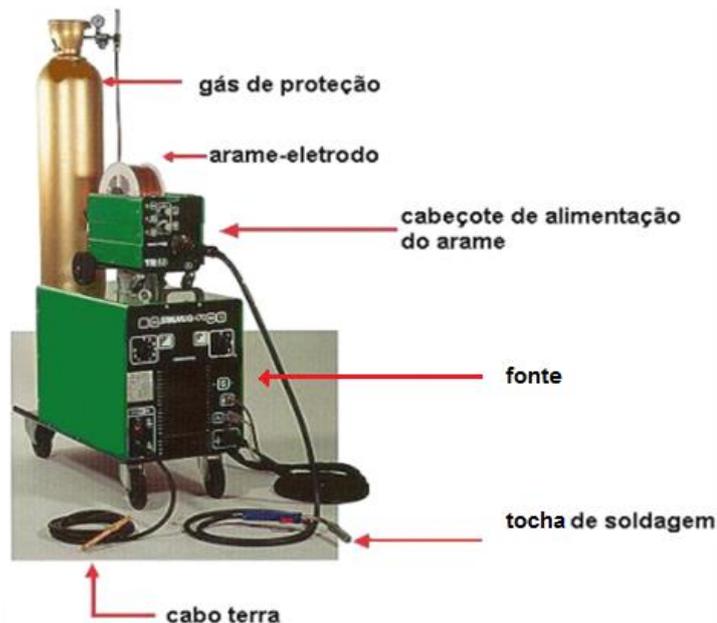
possibilita um estado de tensões internas ocasionando situações de trincas.

Marques et al. (2011) destacam a vantagem deste processo de soldagem pela possibilidade de soldagem numa ampla faixa de espessura do material, de 0,4 mm a 12,7 mm com a utilização de passes múltiplos.

O processo GMAW se destaca pela possibilidade da uniformidade nos parâmetros de soldagem, onde o fator humano é minimizado pela automatização do processo, como na alimentação do arame de solda, contrário ao que ocorre no processo de eletrodo revestido, caracterizado pela baixa taxa de deposição, sendo o cordão de solda resultado do fator humano, podendo haver variações significativas na soldagem de corpos de prova similares.

Os equipamentos para a soldagem GMAW, figura 3.2 são compostos por uma fonte, alimentador de arame, tocha de soldagem, gás de proteção.

Figura 3.2 – Equipamentos GMAW



Fonte: FBTS, 2013 (Adaptado).

3.2 Descontinuidades na soldagem

Tipos de descontinuidades comuns na soldagem

O termo descontinuidade é empregado para explicar uma interrupção ou violação da estrutura típica ou esperada de uma união soldada, que segundo normas específicas, irão nortear o processo de fabricação de certo produto, determinando se a descontinuidade é aceitável ou não e, caso necessário, a tomada de ações corretivas para eliminá-las. A *American Welding Society*, AWS, as classifica em descontinuidades dimensionais, estruturais e de propriedades inadequadas (MARQUES et al., 2011).

A AWS B1.10, que trata da avaliação de soldas por ensaios não destrutivos, enumera algumas descontinuidades estruturais e dimensionais mais comuns (tabela 3.1).

Tabela 3.1 – Descontinuidades estruturais e dimensionais comuns

| Descontinuidades estruturais | Descontinuidades dimensionais |
|------------------------------|-------------------------------|
| Porosidade | Distorções |
| Inclusão de tungstênio | Concavidade do cordão |
| Inclusão de escória | Convexidade do cordão |
| Falta de fusão | Reforço excessivo e etc. |
| Falta de penetração | |
| Mordeduras | |
| Trincas e etc. | |

Fonte: MARQUES et al., 2011 (Adaptado).

A aceitabilidade da descontinuidade irá se basear nos critérios técnicos de fabricação, ou seja, códigos, normas ou especificações particulares.

A tabela 3.2 enumera algumas descontinuidades associadas aos processos de soldagem por arco elétrico. Como exemplo, tem-se o processo GMAW, onde apenas

não se encontra sujeito à ocorrência de inclusão de escória, apresentando vantagem em comparação a alguns processos tais como eletrodo revestido, (SMAW), e arame tubular, (FCAW).

Tabela 3.2 - Descontinuidades comuns encontradas nos processos de soldagem

| Processo de Soldagem | Porosidade | Escória | Fusão Incompleta | Falta de penetração | Mordedura | Falta de fusão | Trincas |
|----------------------------------|------------|---------|------------------|---------------------|-----------|----------------|---------|
| Arco Elétrico | | | | | | | |
| <i>Stud Welding (SW)</i> | X | | X | | X | | X |
| Plasma (PAW) | X | | X | X | X | | X |
| Arco Submerso (SAW) | X | X | X | X | X | X | X |
| TIG (GTAW) | X | | X | X | X | | X |
| Eletrodo Gasoso (EGW) | X | | X | X | X | X | X |
| MIG/MAG (GMAW) | X | | X | X | X | X | X |
| Arame Tubular (FCAW) | X | X | X | X | X | X | X |
| Eletrodo Revestido (SMAW) | X | X | X | X | X | X | X |

Fonte: AWS B1.10, 1999 (Adaptado).

Lippold (2015) enumera as descontinuidades comuns de soldagem associadas ao comportamento metalúrgico, procedimentos de soldagem e relacionados ao processo de fabricação, tendo como critério a faixa de temperatura em que ocorrem estes problemas, ao qual possui a seguinte classificação:

- fissuração a quente líquida;
- fissuração a quente abaixo da linha *solidus*;
- fissuração a frio;
- controle de processos e outros.

A fissuração a quente líquida está associada com a presença líquida na microestrutura e ocorre na zona de fusão e na região de transição da zona fundida e na zona termicamente afetada. Já a fissuração a quente *solidus* ocorre a elevadas temperaturas, similar a fissuração a quente, porém não há a presença de uma região líquida na microestrutura, podendo ocorrer na zona fundida e na termicamente afetada.

A fissuração a frio está associada à fissuração induzida por hidrogênio, ocorrendo em temperatura ambiente ou com uma ligeira variação desta, se manifestando na região intergranular e intragranular.

A tabela 3.3 enumera estas descontinuidades e seus subgrupos, associando também fatores não metalúrgicos.

Tabela 3.3 – Descontinuidades associadas à fabricação

| |
|---|
| Fissuração a quente |
| Solidificação da solda |
| Liquefação da ZTA |
| Liquefação do metal de solda |
| Fissuração a quente <i>solidus</i> |
| <i>Ductility dip</i> |
| PWHT |
| Reaquecimento e tratamento térmico pós soldagem |
| Fragilização metal líquido |
| Fissuração a frio |
| Fissuração induzida por hidrogênio |
| Fissuração retardada |
| Controle de processo |
| Falta de fusão |
| Mordedura |
| Reforço excessivo |
| Falta de penetração |
| Inclusão de escória |
| Outros |
| Defeitos de geometria |
| Anomalias metalúrgicas |
| Porosidade |

Fonte: LIPPOLD, 2015 (Adaptado).

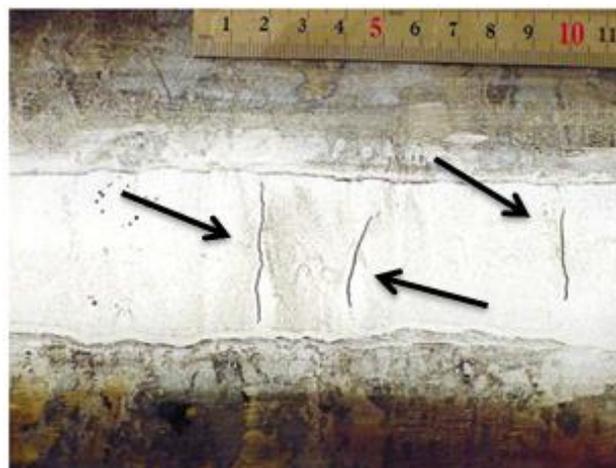
Fissuração na Soldagem

As fissuras ou trincas são consideradas as descontinuidades mais graves numa união soldada. O processo de fissuração é conhecido pela dificuldade do material em responder aos esforços locais decorrente do processo de soldagem, que devido ao aporte de calor, produz um estado de tensões sobre o material gerando efeitos de tração e compressão, além também da mudança microestrutural, ocasionando a mudança do reticulado cristalino com a possibilidade de entrada ou saída de novos elementos na estrutura (MARQUES et al., 2011).

As fissuras podem se manifestar por alguns fatores, alguns anos depois de realizada a solda, consequência das tensões residuais ou durante o processo de manufatura de um conjunto que foi soldado (CARY E HELZER, 2005).

As fissuras podem ser descritas como longitudinais e transversais, de acordo com a sua orientação, quando a fissura se apresenta paralela ao eixo da solda, chamamos de longitudinal (figura 3.3), sendo a sua ocorrência ligada a um resfriamento rápido e uma alta restrição no conjunto soldado, podem estar localizadas tanto no metal de solda ou na zona termicamente afetada, ZTA.

Figura 3.3 - Trinca longitudinal



Fonte: NEVASMAA, 2003 (Adaptado).

No processo arco submerso, a sua ocorrência está associada a uma alta velocidade de soldagem, além de porosidade, já as trincas localizadas na ZTA normalmente são causadas pela presença de hidrogênio. A trinca transversal (figura 3.4) se encontra numa posição perpendicular ao eixo do cordão de solda, em geral é resultado das tensões longitudinais decorrente da contração do metal de solda que apresenta baixa ductilidade (AWS B1.11:2000).

Figura 3.4 - Trinca transversal



Fonte: AWS B1.11 (Adaptado).

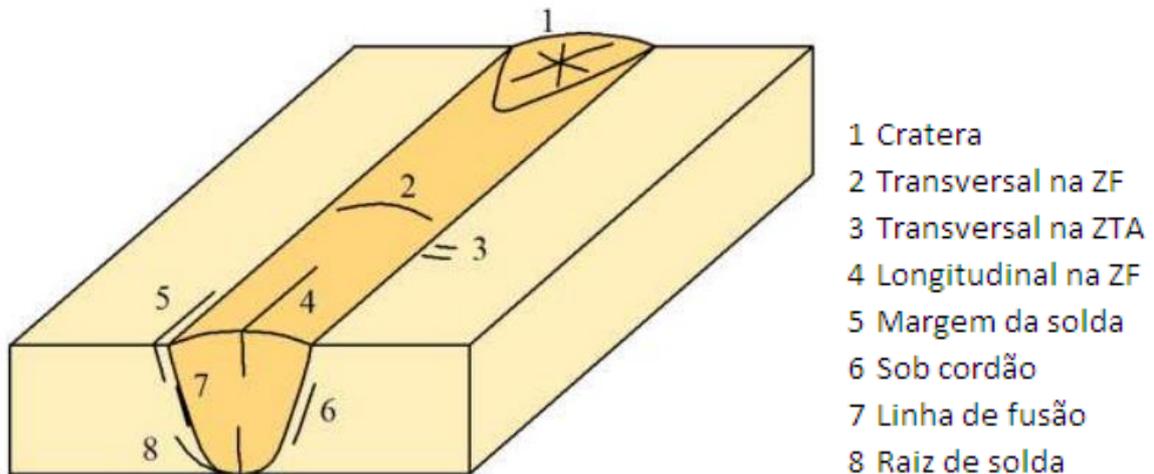
As fissuras podem estar presentes em aços e ligas não ferrosas, ocorrendo no metal de base, ZTA ou zona fundida, ZF, conforme figura 3.5. As fissuras podem ser macroscópicas ou microscópicas (MODENESI et al., 2012).

Cary e Helzer (2005) descrevem que os fatores determinantes que levam à fissuração de uma solda, são dadas pelas seguintes razões:

- seção transversal para deposição da solda insuficiente para suportar as cargas aplicadas;
- ductilidade insuficiente do metal de solda para suportar as tensões envolvidas;
- fatores químicos, como a presença de enxofre e fósforo;
- largura e profundidade do perfil de soldagem desfavorável;

- fissuras sob cordão de solda pela presença de hidrogênio devido endurecimento do metal de base.

Figura 3.5 - Classificação das fissuras de soldagem de acordo com sua localização



Fonte: MODENESI et al., 2012 (Adaptado).

Fissuração por Hidrogênio

A fissuração por hidrogênio está diretamente relacionada à degradação das propriedades mecânicas, tendo seus primeiros relatos do fenômeno realizado por Johnson em 1875, e ainda hoje produz falhas imprevistas, mesmo com pequenas ppm presentes no material, sendo considerado um problema relevante na soldabilidade dos materiais (LAUREYS et al., 2016).

A fissuração por hidrogênio está condicionada a ocorrência de maneira simultânea de quatro fatores:

- presença de hidrogênio;
- susceptibilidade da microestrutura;
- tensões residuais e externas;
- e temperatura.

Hidrogênio

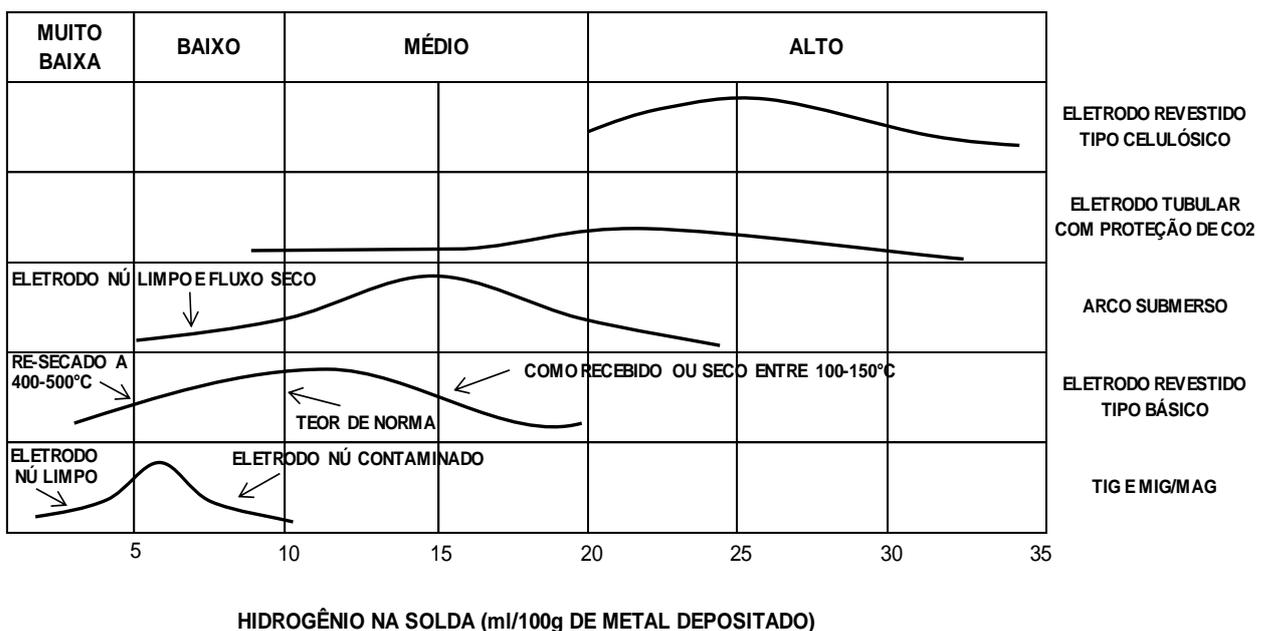
A presença do hidrogênio pode ter origem em diversas fontes, que predispõe à fissuração, como:

- consumíveis;
- o ambiente externo;
- atmosfera de soldagem;
- e metal de base.

Pandey et al. (2016) ressaltam que os consumíveis são as principais fontes de hidrogênio, sendo confirmado pelos principais institutos nacionais e internacionais de soldagem.

Nos consumíveis, pela umidade presente em eletrodos de revestimento celulósicos e no fluxo dos processos de arame tubular e arco submerso, são mais susceptíveis. Na figura 3.6 são exemplificados estes exemplos pela relação, concentração de hidrogênio presente e o processo de soldagem.

Figura 3.6 - Teores de Hidrogênio por processo de soldagem



Fonte: WAINER et al., 1992 (Adaptado).

Ressalta-se também o ambiente e atmosfera de soldagem, que com a presença gasosa rica em hidrocarbonetos no arco elétrico, na mistura de gases inertes com hidrogênio, o vapor d'água presente na atmosfera decorrente de ambientes úmidos, podendo gerar em certos casos a contaminação da proteção gasosa. Metal de base, com a falta de uma preparação adequada, sem a eliminação eficaz de contaminantes, como óleos, graxas e poeiras que propiciam a fissuração a frio (BAILEY et al., 2004; KOU, 2002; LIPPOLD, 2015;).

Devido a estes fatores o hidrogênio possui meios que favorecem a sua entrada, e no caso da poça de fusão, estando sujeita a altas temperaturas pelo arco de soldagem, gera a dissociação do gás hidrogênio, vapor d'água e/ou compostos que possui hidrogênio, formando o hidrogênio atômico, que em partes é absorvido pela poça de fusão e se difunde no material soldado (LIPPOLD, 2015).

O hidrogênio possui uma boa mobilidade, devido a sua forma atômica, possuindo um diâmetro de 0,074nm, tendo cerca de 25% do diâmetro do Fe, que possui 0,286nm, se difundindo com maior facilidade nos interstícios da estrutura cristalina do aço, fato que é favorecido pela energia térmica fornecida pelo processo de soldagem.

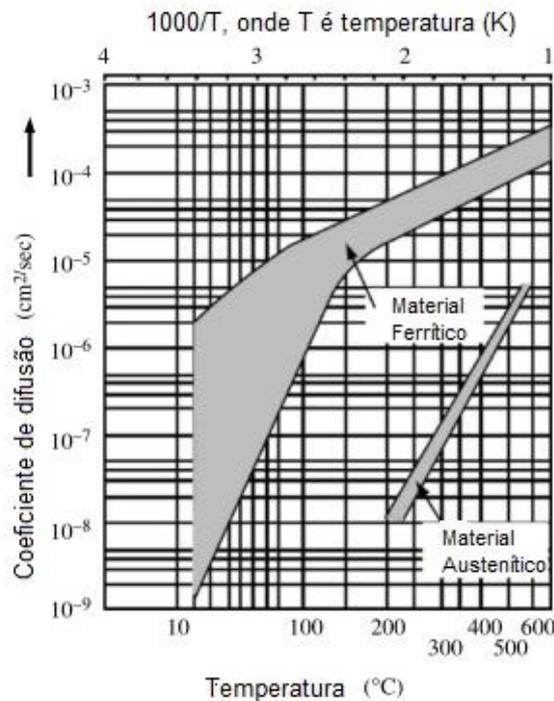
Destaca-se um melhor ajuste do H no reticulado cúbico de corpo centrado (CCC) em sítios tetraédricos, conforme seu parâmetro de rede, que possui um raio de 0,36Å, sujeitando o reticulado a uma menor distorção e um gasto menor de energia, que em comparação a sítios octaédricos que possuem um raio de 0,19Å, se exigindo um gasto maior de energia e um nível de distorção maior, para comportar o H, que possui um raio de 0,37 Å (JIANG e CARTER, 2004).

Na figura 3.7, os materiais ferríticos, que apresentam uma estrutura CCC, possuem uma maior solubilidade em comparação aos austeníticos, além do ponto de destaque que é a solubilidade elevada em temperatura ambiente dos materiais ferríticos, fortalecendo a necessidade do cuidado com os efeitos do hidrogênio e seu efeito tardio em algumas situações.

A difusão do hidrogênio se processa pela sua entrada pela poça de fusão (figura 3.8), que ao se solidificar transforma-se em austenita, havendo saída de parte do

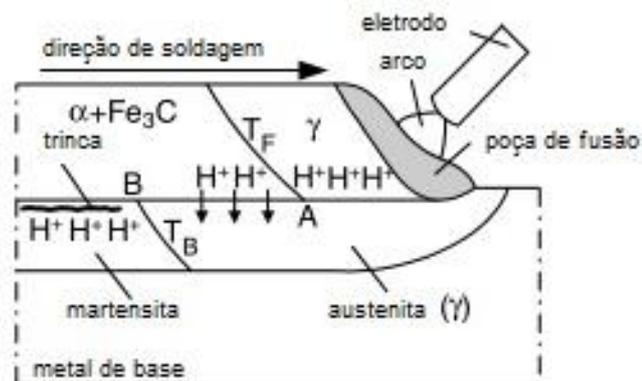
hidrogênio para o ambiente, na sequência com o material se decompondo em cementita mais ferrita, ocorre a diminuição da solubilidade do hidrogênio, havendo deslocamento do H para a ZTA e MB, podendo o H se associar a regiões de microestruturas frágeis, como a martensita.

Figura 3.7 – Solubilidade materiais ferríticos e austeníticos



Fonte: KOU 2002 e LIPPOLD 2015.

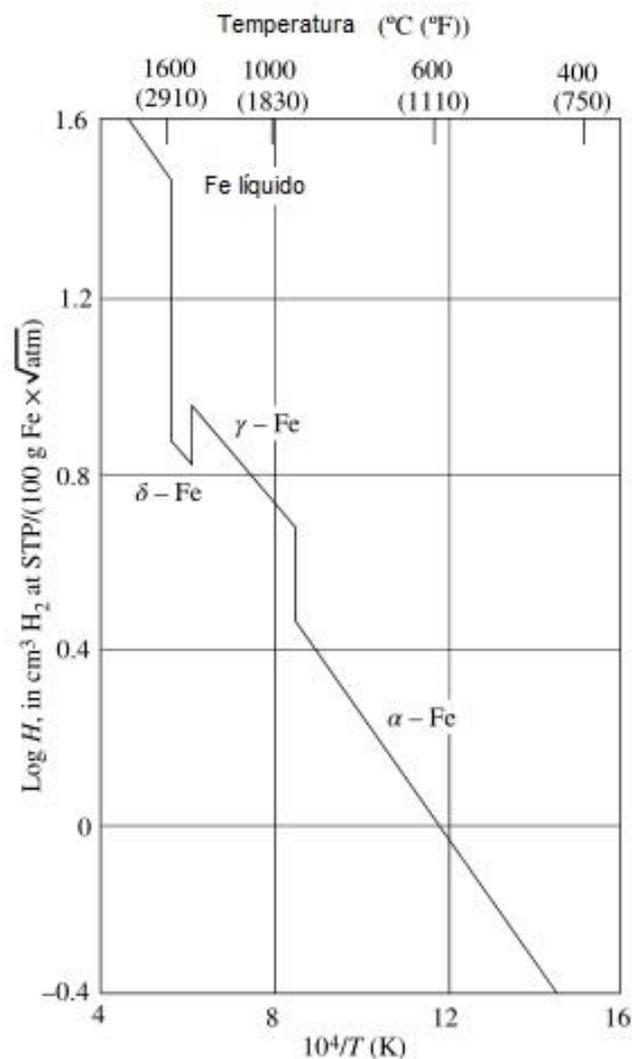
Figura 3.8 - Difusão do H na poça de fusão



Fonte: KOU, 2002.

A figura 3.9 representa a relação da difusão do hidrogênio e a temperatura, de acordo com a fase formada do Fe, havendo uma diminuição da difusão com o decréscimo da temperatura e mudança de microestrutura decorrente deste resfriamento.

Figura 3.9 - Solubilidade do H no Ferro de acordo com a temperatura

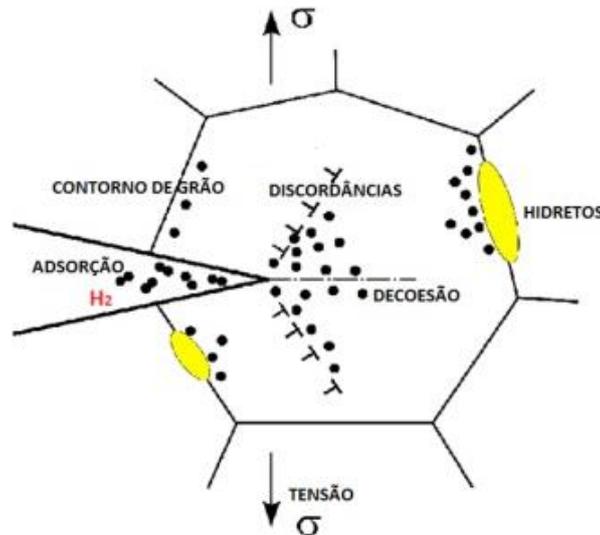


Fonte: LIPPOLD, 2015.

Para demonstrar, a figura 3.10 fornece alguns exemplos de ocorrência da fragilização por hidrogênio num material. Para explicá-los foram propostas teorias, que se baseiam na susceptibilidade do material, fonte de hidrogênio e tensões.

As teorias aceitas pela comunidade acadêmica, segundo Chatzidouros et al. (2011), são a teoria da pressão de hidrogênio, decoesão induzida por hidrogênio, plasticidade localizada induzida pelo hidrogênio e fragilização por hidretos.

Figura 3.10 - Teorias fragilização hidrogênio



Fonte: ICAMS apud MATSUSHITA, 2012.

I - Teoria da Pressão Planar

A teoria da pressão foi proposta por Zapffe e Sims em 1941. O hidrogênio na sua forma atômica é absorvido pelo metal quando da presença de elementos que possibilitem a sua formação molecular, como hidrogênio e sulfetos. Este hidrogênio atômico percorre seu caminho em direção aos sítios de discontinuidades, em regiões de discordâncias, lacunas, recombinao por exemplo, com a molécula de hidrogênio, que se apresenta na forma gasosa, formando bolhas, resultando num aumento da pressão interna acima de 10^5 atm, que mesmo sem a ação externas, mas por apresentar uma tensão superior ao limite elástico, favorece o surgimento e a propagação de trincas, fato determinado também pelo tamanho superior da molécula de H_2 em comparação a forma atômica do H.

Esta teoria é também chamada de teoria da redução da energia superficial, pois a

presença do hidrogênio molecular em regiões de trincas eleva o nível de tensão na sua extremidade, reduzindo a tensão necessária para ruptura. Esta teoria serve como base para fundamentar o que é chamado de empolamento por hidrogênio, que é manifesto por bolhas superficiais, conhecido como *blisters*. (ROSADO, 2011).

II – Teoria da Adsorção Superficial

Esta teoria descreve que a energia livre da superfície é reduzida pela adsorção do hidrogênio pela fissura presente em dado material, sendo necessária uma baixa energia em comparação as demais propostas para a propagação da mesma (PETCH; STABLES, 1952).

III – Teoria da Decoesão

A proposta inicial foi dada por Troiano (2016), que descreve a presença de um estado tri-axial de tensões em uma região com presença de pequena fissura, ocasionando uma concentração de tensão, em conjunto com um alcance de uma dada concentração de hidrogênio proporcionando a propagação da trinca pela decoesão do material, devido a diminuição da força necessária para propagação da mesma, sendo observado um efeito cíclico, ou seja, aumentando a concentração na região de concentração de tensão, a fissura se propaga, sendo dependente da disponibilidade do H no meio, não havendo esta disponibilidade ocasiona uma estagnação da trinca dentro das condições físicas, químicas iniciais.

A região predominante de ocorrência da fissura por decoesão é intergranular, decorrente de uma alta concentração de hidrogênio e a exigência de um esforço menor. Este processo também é conhecido por *hydrogen enhanced decohesion* (LIPPOLD, 2015; NEVASMAA, 2003).

IV – Teoria da Plasticidade Localizada

É baseada em experimentos e cálculos teóricos e não se caracteriza por um processo de fragilização. A pesquisa se iniciou primeiramente por Beachem em 1972 e Birnbaum em 1980, aos quais definem que o hidrogênio presente em solução

sólida, concentrado próximo às fissuras, favorecem a movimentação das discordâncias junto aos obstáculos, devido a diminuição das forças de repulsão entre os mesmos, melhorando a interação e promovendo o processo de plasticidade do material, resultando na propagação da sua falha, fato importante é que este fenômeno se condiciona a uma dada temperatura e tensão (LIPPOLD, 2015; NEVASMAA, 2003).

Microestrutura

Bailey et al. (2004) descrevem que a ocorrência da fissuração a frio, fissuração por hidrogênio, numa microestrutura de um aço será determinada pelos seguintes fatores:

- a taxa de resfriamento em conjunto com a temperatura de transformação do aço;
- sua composição e dureza;
- e o tamanho do grão antes da sua transformação.

O resfriamento da junta soldada é dependente do calor fornecido a ela, sendo variável conforme a espessura da chapa, a sua geometria e a temperatura empregada antes da soldagem. O endurecimento do aço é determinado pela composição química, e para a análise são utilizadas algumas fórmulas, que leva a uma constante, chamado de Carbono Equivalente.

O Carbono Equivalente é uma fórmula utilizada para determinar a propensão de um aço à fissuração por hidrogênio, ou seja, traz uma medida da temperabilidade. O carbono equivalente, chamado de CE, é utilizado também para determinação da temperatura de pré-aquecimento de uma junta soldada em aços estruturais, sendo relacionado juntamente com o valor da dureza Vickers na região da ZTA, conforme descreve a AWS D1.1 2000 em seu anexo IX.

A fórmula comumente usada para o cálculo do CE é da IIW, conforme equação 3.1, que adota para efeito de cálculo o percentual em peso dos elementos presentes em determinado aço.

$$CE(IIW) = \%C + \left(\frac{\%Mn}{6}\right) + \left(\frac{\%Cu+\%Ni}{15}\right) + \left(\frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5}\right) \quad (3.1)$$

Quando se obtém valor para o $CE < 0,4$ considera-se o aço não propenso à fissuração, já para valores de $CE > 0,6$ como altamente propenso a fissuração.

Segundo Yurioka et al. (1983) existem muitos métodos propostos para cálculo do CE, sendo dois grupos de relevância, o citado anteriormente que segue a IIW e o sugerido por Ito, conforme equação 3.2. Sendo que o proposto por Ito se torna aplicável para ligas e aços de baixo carbono, com percentual de C inferior a 0,16%.

$$CE(Ito) = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn+\%Cu+\%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{15} + 5\%B \quad (3.2)$$

Fydrych et al. (2014) citam o valor de 0,3 obtido de CE pela fórmula do IIW de um dado material, porém as condições práticas na soldagem deste material foram a subaquática com uma alta taxa de resfriamento, imperfeições na execução da solda, além do grande percentual de hidrogênio na junta, que criaram condições adversas, favorecendo a fissuração e resultando em condições inferiores na obtenção das propriedades mecânicas desejadas. Fato relevante, pois, ressalta a necessidade de uma análise criteriosa das variáveis que podem envolver o processo de soldagem e não apenas uma análise teórica para uma avaliação da susceptibilidade.

Como exemplo destes fatores a serem observados, Silva (2010) cita que a norma AWS estabelece para os aços de alta resistência e baixa liga, a susceptibilidade a fissuração para valores de $CE > 0,55$, sendo neste caso os elementos de liga preponderante para esta diferenciação.

Uma forma de classificar e aprimorar o emprego correto dos cálculos de CE foi elaborado por Yurioka e Suzuki (1990), dividindo em quatro grupos específicos as fórmulas para cálculo, sendo o grupo A, para emprego em aços de médio carbono, $C > 0,16\%$, não aplicáveis para aços de baixa liga, grupo B, médio para baixo carbono e baixa liga, grupo C, empregado para aços de baixo carbono e baixa liga, grupo D para uma amplitude de elementos de liga e carbono presentes, apresentando um fator especial para o cálculo do carbono. Estes grupos com as suas respectivas fórmulas são demonstrada na tabela 3.4.

Na análise da microestrutura, a zona termicamente afetada, ZTA, por estar na vizinhança da poça de fusão se caracteriza pela região de maior susceptibilidade à ocorrência de fissuras, fato este determinado pela exposição de um aporte elevado de calor e por uma taxa elevada de resfriamento, formando então, grãos grosseiros que irão ocasionar um aumento da dureza e a diminuição da ductilidade na sua região, diferenciando das regiões adjacentes. Aços carbono/manganes e de baixa liga, apresentarão uma maior dureza, e assim irá proporcionar um maior risco de fissura, diferente de estruturas macias que poderão comportar maior presença de hidrogênio (BAILEY et al., 2004).

Tabela 3.4 – Fórmulas Carbono Equivalente para aços

| Grupo | Fórmulas (valor em percentual) |
|-------|--|
| A | $CE_{IIW} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$ $CE_{WES} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ $CE_{Stout} = C + Mn/6 + Cu/40 + Ni/20 + (Cr + Mo)/10$ |
| B | $CE_{DNV} = C + Si/24 + Mn/10 + (Ni + Cu)/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/10$ $P_N = C + Si/20 + Mn/10 + Cu/20 + Cr/30 + Mo/20 + 4P/3$ |
| C | $P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ $CE_{PLS} = C + Si/25 + Mn/16 + Cu/16 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/40 + V/15$ $CE_{HSLA} = C + Mn/16 + Ni/50 + Cr/23 + Mo/7 + Nb/5 + V/9$ |
| D | $CE_N = C + A(C)[Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B]$ <p>onde , $A(C) = 0.75 + 0.25 \tan h[20(C - 0.12)]$</p> |

Fonte: LIPPOLD, 2015 (Adaptado).

Sendo assim, a composição do aço será determinante para os valores obtidos de dureza na zona termicamente afetada, como exemplifica a figura 3.11, Lippold (2015) ressalta que uma microestrutura que apresente dureza abaixo de 350HV, no geral, não estará sujeito à fragilização.

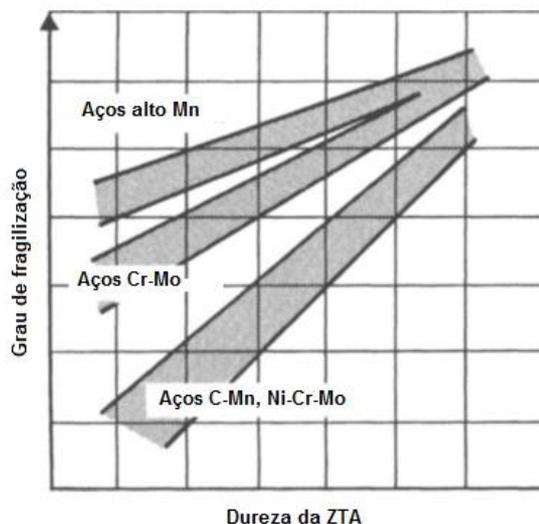
Lippold (2015) destaca que as microestruturas bainíticas e martensíticas não temperadas, resultado da soldagem, são as que apresentam maior grau para a ocorrência de fissuras, e estruturas como ferrita acicular e austeníticas, possuem maior resistência, a tabela 3.5 elenca esta classificação.

Tabela 3.5 - Susceptibilidade por hidrogênio conforme a microestrutura

| Microestrutura | |
|------------------------------------|--|
| Martensita não temperada | ↓ Diminuição da susceptibilidade para fissuração induzida por hidrogênio |
| Martensita e Bainita não temperada | |
| Bainita | |
| Martensita temperada | |
| Ferrita e Perlita | |
| Ferrita acicular | |
| Austenita | |

Fonte: LIPPOLD, 2015 (Adaptado).

Figura 3.11 – Aumento da dureza em diferentes aços conforme o grau de fragilização da microestrutura



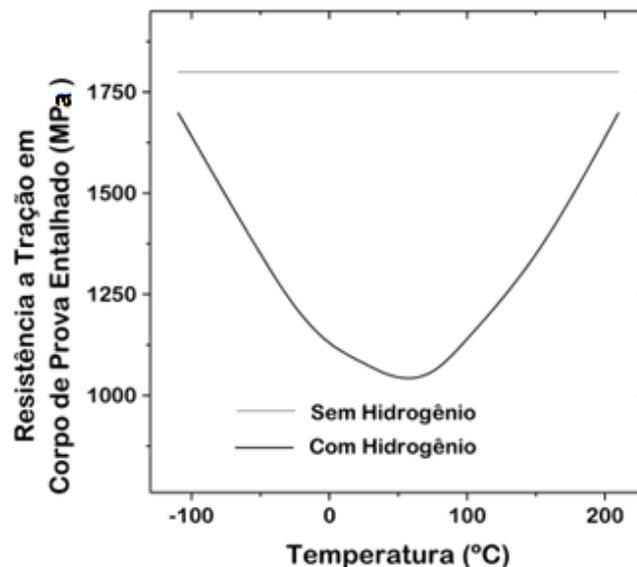
Fonte: BAILEY et al., 2004 (Adaptado).

Temperatura

A temperatura, numa faixa de -100°C a 200°C , é o fator determinante para ocorrência da fissuração a frio, sendo a presença de hidrogênio, tensões e microestrutura fatores interdependentes, ou seja, para o fenômeno basta um deles, sendo necessário estar no intervalo de temperatura citado (MODENESI, 2012).

Na figura 3.12 exemplifica a influência da presença do hidrogênio, onde são analisadas duas amostras entalhadas. Sendo que a faixa de temperatura propícia para a formação da trinca apresenta uma queda na resistência a tração, e o mesmo corpo de prova sem a presença de hidrogênio não há alterações na resistência a tração. Nas temperaturas acima de 200°C o hidrogênio tende a se difundir, atenuando o seu efeito sobre o material, já em temperaturas muito baixas o hidrogênio tende a diminuir a sua mobilidade, minimizando a influência do hidrogênio na microestrutura, porém o seu efeito pode ser mascarado pela formação de estruturas como martensíticas.

Figura 3.12 – Resistência à tração em corpos de prova de baixa liga temperado e revenido entalhados, contendo hidrogênio em função da temperatura de ensaio



Fonte: LANCASTER apud MODENESI, 2012 (Adaptado).

Tensões residuais

Está relacionado à condição de restrição em que uma peça se encontra, sendo a variável mais difícil de ser controlada e ao mesmo tempo de se relacionar com a presença do hidrogênio. Quando se trata de restrições que podem ocasionar tensões residuais se enumeram vários fatores, tais como espessura do material, o tipo de chanfro empregado na solda, distribuição não uniforme de calor, o metal de base e o tipo de fixação externa utilizada para travamento da peça a ser soldada, diante disto e da mobilidade do hidrogênio na estrutura, esta variável se apresenta complexa, sendo que uma ocorrência de inclusão de escória pode ocasionar uma concentração de tensão e proporcionar um sítio para o hidrogênio. Destaca-se que a região limítrofe entre a zona fundida e a zona termicamente afetada, conhecida pela presença de grãos grosseiros é a mais propensa para a ocorrência de fissuras na solda, além do nível elevado de hidrogênio (LIPPOLD, 2015).

3.3 Aço estrutural de alta resistência

Conforme Chiaverini (2012) os aços-carbono para estruturas devem ter como requisitos fundamentais a ductilidade, elevado valor na relação limite de resistência e limite de escoamento, soldabilidade, suscetibilidade de corte por chama sem endurecimento e resistência razoável à corrosão, outro aspecto diz respeito à relação resistência/massa, que na engenharia civil o requisito massa não se apresenta como primordial, podendo apresentar valores altos, porém quando se trata de estruturas móveis exige-se um critério mais rígido, ou seja, estruturas com boa resistência e pouco ganho de massa, fato explicado como no caso de um automóvel que por ser mais leve apresenta uma eficiência energética melhor, consumindo menos combustível.

Os aços estruturais possuem variabilidade no sua utilização, como máquinas e equipamentos, sendo empregado na construção de turbinas, geradores, caixa espiral e conduto forçado para hidrelétricas, torres eólicas, guindastes, pontes e estruturas *offshore*.

Nogueira (2013) cita que em função da resistência e aplicação os aços estruturais podem ser classificados como:

- aços ao carbono;
- aços liga;
- aços de alta liga;
- aços de alta resistência que são divididos em três, os *High Strength Low Alloy* HSLA, *Advanced High Strength Steels* AHSS e *Ultra-High Strength Steels* UHSS.

A obtenção de aços estruturais de alta resistência é alcançado através do emprego do processo termomecânico controlado – TMCP. Segundo Salani (2011), o processo TMCP possui como objetivo a obtenção de uma microestrutura homogênea de grãos refinados, obtendo-se ganho na resistência mecânica, tenacidade, além de diminuir a propensão à fissuração por hidrogênio.

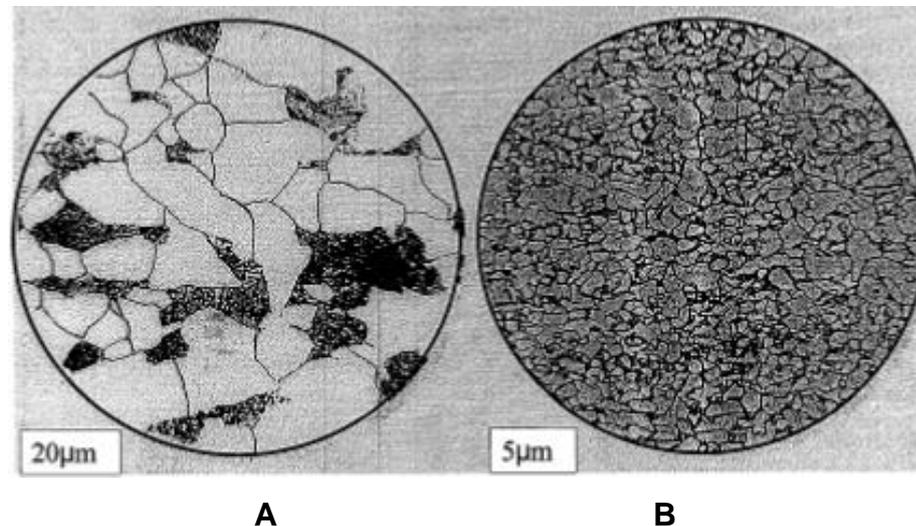
No processamento TMCP segundo Lima (2011) pode-se incorporar três processos:

- a Laminação Termomecânica Controlada - TMR, onde a laminação é realizada nas regiões de recristalização da austenita e na região bifásica, austenita e ferrita;
- o Resfriamento Acelerado – AC, com a finalidade de refino de grão, ocasionando o aumento da estrutura perlítica e bainítica pelo resfriamento controlado;
- a Têmpera e Revenido – QT, proporcionando refino de grão e aumento da dureza.

A escolha do método estará de acordo com o projeto do fabricante, sendo dependente da composição química, espessura da chapa e das propriedades mecânicas desejadas.

Na figura 3.13 demonstra a comparação de uma estrutura obtida pela laminação convencional e pelo processo TMCP, sendo obtido o refino de grão.

Figura 3.13 – Microestrutura obtida pelo processo convencional de laminação e processo TMCP



(A) Processo convencional. (B) Processo TMCP.

Fonte: HOSKINS apud LIMA, 2011, (Adaptado).

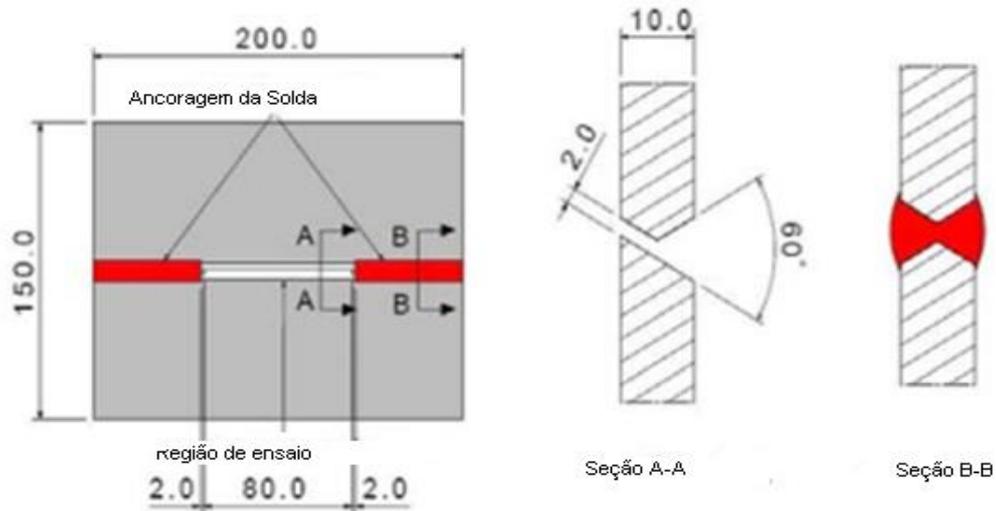
3.4 Teste Y-Groove ou Tekken Test

Classificado como ensaio de auto-restrição, o *Tekken Test* ou teste *Y-Groove*, foi desenvolvido no Japão, pelo Instituto Ferroviário de Pesquisas Tecnológicas do Japão (Tetsudo Kenkyusho), e se baseia na análise da fissuração por hidrogênio em aços estruturais de alta resistência, seguindo a norma JSA JIS Z 3158 (1993). Este teste é aplicado na análise subaquática e a exposição ao ar. Com esta técnica é possível analisar a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF).

Segundo Silva (2010) os fatores para a utilização deste método se baseiam no fato de possuir boa sensibilidade à fissuração, possuindo repetibilidade nos resultados, facilidade na elaboração, baixo custo e a forma relativamente simples na sua avaliação e medição.

O ensaio Tekken, também denominado de *Y-Groove*, devido possuir a configuração em Y do chanfro no corpo de prova. Yi et al. (2011) descrevem o corpo de prova, conforme a figura 3.14.

Figura 3.14 - Ilustração esquemática Y-Groove



Fonte: Yi et al., 2011 (Adaptado).

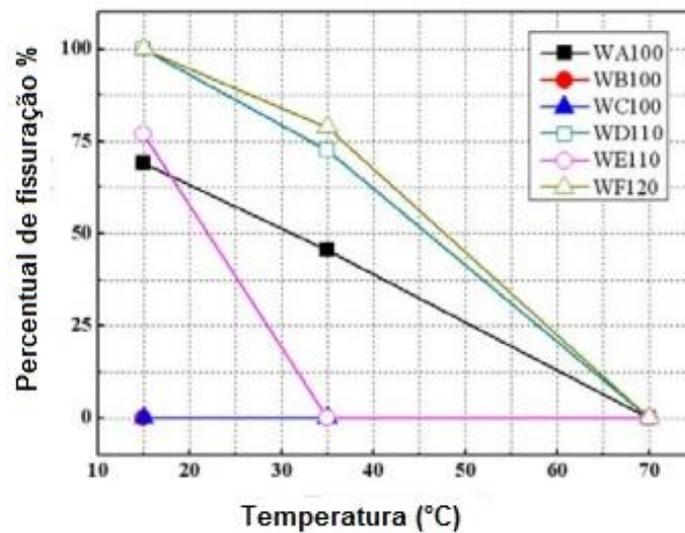
O corpo de prova possui comprimento total de 200mm no sentido paralelo de execução da solda, e 150mm na transversal após a soldagem da amostra, sendo que na seção AA, no centro do corpo de prova são reservados 80mm para preparação do chanfro em Y, onde será a região de análise, este chanfro terá abertura de 60° com raiz de 2mm, o restante da região de solda, seção BB é preparado um chanfro no formato em X, sendo uma solda de ancoragem. É realizado apenas um passe de solda neste ensaio.

Silva (2006) destaca que as variáveis determinantes para a ocorrência da trinca a frio neste ensaio são o formato do chanfro, abertura de raiz e temperatura de pré-aquecimento, ressaltando que segundo experimentos, observa-se que a fissura se inicia na raiz da solda devido a deformação plástica imposto pela raiz e pelo teor de hidrogênio concentrado nesta região.

Com a análise dos corpos de prova é possível obter pontos importantes na soldagem de materiais, como citado por Yi et al. (2011), demonstrando o efeito da utilização de pré-aquecimento e na determinação de intervalos de temperatura de pré-aquecimento de determinado material.

Na figura 3.15, segue o exemplo onde foram utilizadas três temperaturas diferentes, 15°C, 35°C e 70°C, sendo claro que para todas as amostras houve redução no efeito de fissuração a medida que se aumentava esta temperatura, chegando a 0% a ocorrência no mecanismo de fissuração a 70°C, demonstrando um efeito inversamente proporcional.

Figura 3.15 – Taxa de fissuração x temperatura no ensaio Y-Groove



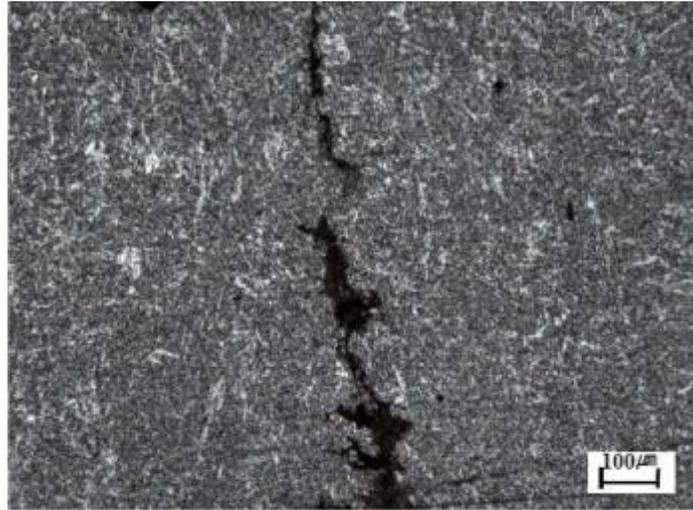
Fonte: Yi et al., 2011 (Adaptado).

Outro aspecto é a relação do pré-aquecimento com a dureza das regiões analisadas, sendo que à medida que aumenta-se a temperatura de pré-aquecimento a dureza nas regiões analisadas também diminuem, demonstrando a relação direta no mecanismo de fissuração.

Com o ensaio também é possível analisar por meio de microscopia como e onde se inicia trinca, como na figura 3.16 de Yi et al. (2011), demonstrando onde se tem o estágio inicial da trinca e seu caminho na estrutura, no contorno de grão ou de maneira intragranular.

Silva (2006) destaca que as limitações deste ensaio se baseiam na impossibilidade de se avaliar os níveis de tensão impostos à solda, além também, que na avaliação de soldas multipasses o resultado obtido se mostra conservador.

Figura 3.16 – Fissura no corpo de prova



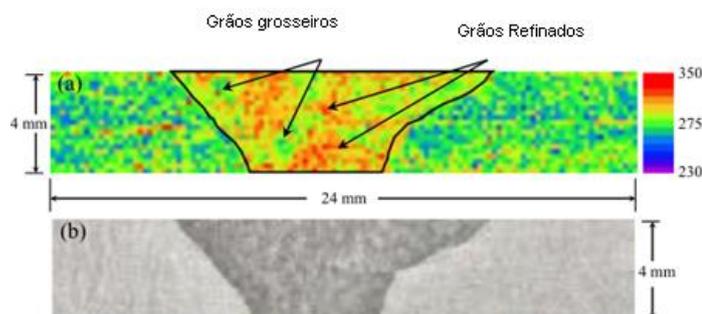
Fonte: YI et al., 2011 (Adaptado).

3.5 Ensaio de dureza Vickers

A AWS B4.0:2007 *Standard Methods for Mechanical Testing of Welds*, determina que para a análise da junta soldada e do metal de base, utilize-se a norma ASTM E-92, devido o tamanho maior da indentação formada no material. Para a análise da seção transversal da solda, ZTA ou áreas extremas da solda recomenda-se a ASTM E-384, que é padronizada para ensaios de microdureza.

Na figura 3.17, traz como exemplo a avaliação por microdureza, onde Ruiz et al. (2016) utilizam os dados medidos nas regiões da solda, numa área útil de 4x24mm, para assim demonstrar a distribuição da dureza na região soldada.

Figura 3.17 – Microdureza na região soldada



Fonte: RUIZ et al., 2016 (Adaptado).

Purwaningrum et al. (2015) fornecem outro exemplo importante na aplicação dos dados obtidos por microdureza (figura 3.18), onde se avalia a dureza do centro da solda até a ZTA, através da análise de três amostras que possuem chanfros com ângulos diferentes, obtendo conforme gráfico resultados diversificados de dureza.

Bertol (2009) cita que os ensaios de microdureza são similares ao do processo Vickers, exceto por se realizar uma análise microscópica do material, possuindo uma necessidade de instrumentos de maior precisão, sendo exigido da superfície de análise um padrão de preparação similar ao metalográfico.

Figura 3.18 - Relação Dureza x Distância do centro da solda

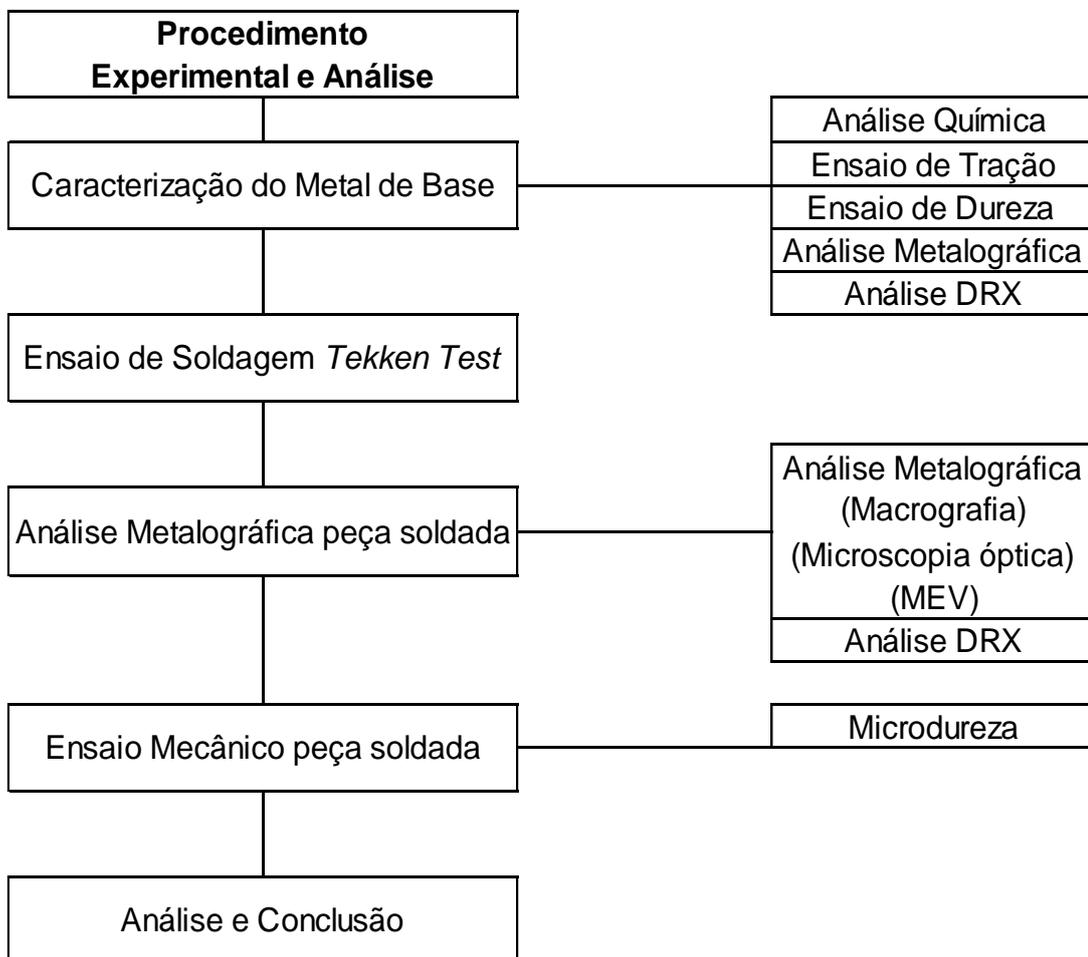


Fonte: PURWANINGRUM et al., 2015 (Adaptado).

4 METODOLOGIA - MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho consiste em analisar por meio do ensaio *Tekken Test* (*Y-Groove*), a ocorrência de fissuração por hidrogênio de um aço estrutural de alta resistência soldado com a utilização do processo GMAW. A sequência das etapas para a execução deste trabalho está apresentada no fluxograma da figura 4.1.

Figura 4.1 – Fluxograma referente às etapas dos procedimentos executados e análises



Fonte: Próprio autor.

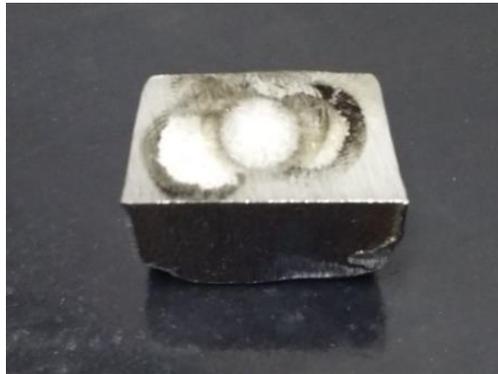
4.1 Material - Metal de Base e sua composição química

O metal de base utilizado para a execução dos testes foi o aço de alta resistência, limite de escoamento mínimo de 750 MPa, obtido por laminação controlada, temperado e revenido, disponível para execução deste trabalho em forma de chapa com 12,7mm de espessura.

A composição química especificada deste aço (% em peso) foi verificada por análise química no estado como recebido empregando um espectrômetro de emissão óptica Shimadzu.

Para a realização da análise química a amostra foi inicialmente cortada com o auxílio de uma serra de fita e a superfície preparada pelo processo de lixamento, nas dimensões de 12,7mm de largura e 25mm de comprimento. A figura 4.2 revela os ataques à superfície da peça após o ensaio, apresentando aspecto característico.

Figura 4.2 – Amostra após análise por espectrometria de emissão óptica



Fonte: Próprio autor.

4.2 Caracterização microestrutural do metal de base

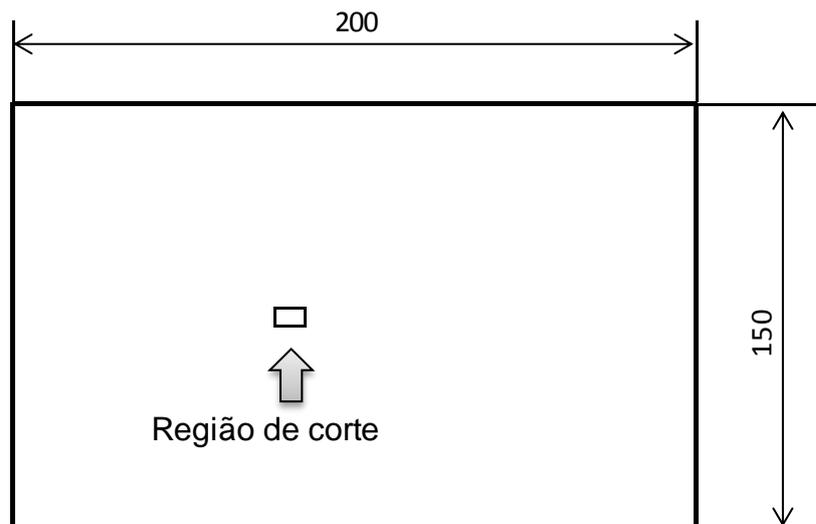
A caracterização microestrutural do metal de base como recebido foi iniciada com a realização do corte com o auxílio da serra de fita de uma pequena seção central da chapa fornecida.

Esta região foi escolhida para que pudesse ser eliminado qualquer possível transformação na sua microestrutura, ocorrida pelo aporte térmico gerado pelo processo oxicorte, o qual foi utilizado para a confecção da mesma, conforme a dimensão e localização apresentada na figura 4.3.

O objetivo da utilização da serra de fita para a retirada da amostra foi devido o seu baixo aporte térmico, não gerando assim mudanças na microestrutura analisada.

Após a obtenção das amostras para a caracterização, as mesmas foram embutidas a frio com a resina polimetilmetacrilato (figura 4.4) e, em seguida, preparadas para a análise micrográfica, seguindo as técnicas metalográficas convencionais, com o auxílio de lixas d'água de granulometrias distintas (#120, #240, #320, #400 e #600) e polimento mecânico utilizando pasta de diamante com granulometria de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m. Após o polimento, todas as amostras foram submetidas ao ataque químico na superfície, conduzido por aplicação do reativo Nital 3% (solução de ácido nítrico e álcool etílico).

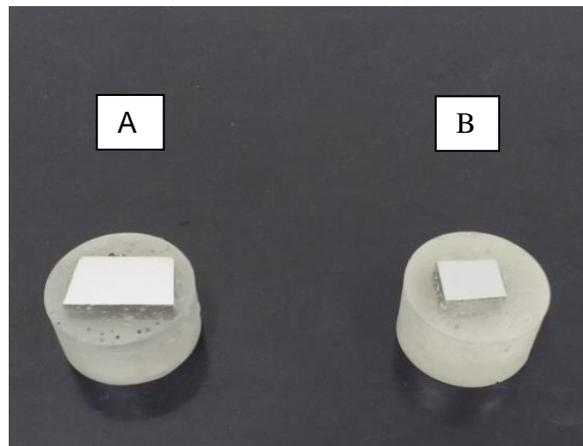
Figura 4.3 – Região do corte da amostra para a realização da caracterização do material através das técnicas metalográficas (unidade em mm)



Fonte: Próprio autor.

Para análise microestrutural do material foi utilizado o microscópio óptico da marca Fortel com câmera de captura de imagens com o auxílio do programa *Scope Photo* para obtenção das imagens da microestrutura.

Figura 4.4 – Amostras embutidas para caracterização metalográfica, sendo “A” da seção sob os efeitos do oxicorte e “B” da região central da chapa de aço



Fonte: Próprio autor.

Em complementação a caracterização foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura (MEV), para obtenção de melhor resolução e para análise comparativa com as amostras soldadas.

4.3 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica do material foi realizada a partir do ensaio de dureza Vickers e do ensaio de tração.

Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza do metal de base como recebido foi realizado com a utilização de um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMV-2T, com penetrador

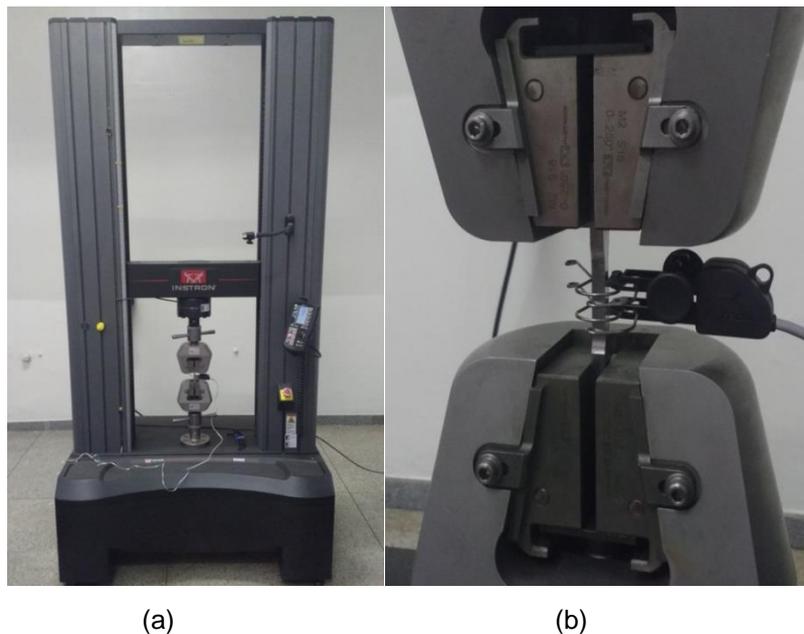
Vickers tendo como parâmetro a norma *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials* - ASTM E384, sendo avaliada a dureza em massa.

A amostra para este ensaio foi preparada da mesma forma que para caracterização da microestrutura. Durante 15 segundos uma carga de 1kgf foi aplicada. Dez impressões foram feitas em cada amostra, obtendo-se o resultado médio dos valores de dureza. A escolha das regiões para a indentação foi realizada de forma aleatoriamente.

Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram conduzidos com a utilização de uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3, empregando ainda o extensômetro tipo agulha Instron modelo 2630-102 com base de medida de 10mm (figura 4.5). A velocidade da garra superior foi de 1,5mm/min, resultando numa taxa de deformação de $0,001s^{-1}$, aplicado a dois corpos de prova. O extensômetro foi retirado após início da estricção.

Figura 4.5 – Máquina universal de ensaios Instron 5982



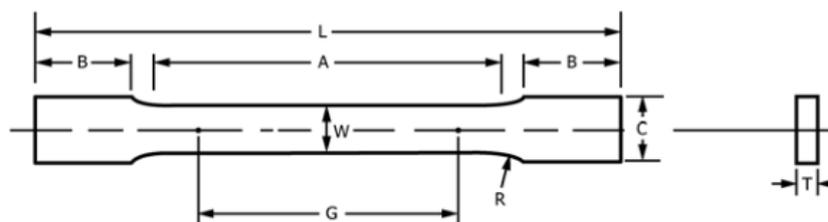
Fonte: Próprio autor.

Os dados gerados neste ensaio possuem como objetivo a obtenção do limite de escoamento e limite de resistência à tração, pelo gráfico tensão *versus* deformação convencional.

Os corpos de prova para a realização do ensaio de tração foram extraídos da chapa de aço recebidas, na mesma direção de laminação, sendo seccionados com o auxílio de uma serra de fita refrigerada e na sequência preparados por usinagem CNC. A confecção dos corpos de prova para os testes de tração seguiu os valores recomendados pela norma *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials* – ASTM E8/E8M-16^a, sendo que foram adotadas as dimensões *subsize*, conforme figura 4.6.

O objetivo da realização do ensaio de tração foi confirmar a classificação do metal de base utilizado como um aço de alta resistência. Segundo a Worldautosteel (2014), o limite de escoamento deveria ser superior a 550MPa e o limite de resistência superior a 780MPa.

Figura 4.6 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração



| Amostra <i>Subsize</i> | |
|------------------------|----------|
| | Dimensão |
| G | 25 ± 0,1 |
| W | 6 ± 0,1 |
| T | 6 |
| R | 6 |
| L | 100 |
| A | 32 |
| B | 30 |
| C | 10 |

Fonte: ASTM E8/E8M-16^a (Adaptado).

Análise Difração de raios X

A utilização da técnica por difração de raios X foi para verificar a presença de austenita retida na estrutura pós-soldagem. A formação da austenita na estrutura é uma das incidências de fissuração, pois é fonte de aprisionamento do hidrogênio.

As amostras para o ensaio foram preparadas por lixamento, sendo verificado o material no estado como recebido e os submetidos ao ensaio *Tekken Test* nos intervalos de temperatura de pré-aquecimento. O material foi escaneado de 10° a 80°, seguindo passos de 0,02° e velocidade de varredura de 2°/min., tendo como alvo o Cu, a uma tensão de 40kV e corrente de 30mA. O equipamento utilizado foi o Shimadzu XRD-7000.

4.4 Ensaio Tekken Test ou Y-Groove

A execução do ensaio *Tekken Test* foi baseada nas seguintes normas: Japonesa *Method of Y-groove weld cracking test* JIS Z 3158 (1993) e *Standard Methods for Mechanical Testing of Welds* AWS B4.0 (2007) item 10.6 *Oblique Y-Groove Test*.

As amostras para realização da soldagem na execução do ensaio de fissuração foram obtidas na dimensão de 200x150x12,7mm conforme a norma JIS Z 3158(1993) e AWS B4.0(2007), sendo cortadas por oxicorte.

Os corpos de provas foram preparados através do seccionamento da região central por serra de fita com a utilização de fluido de corte, conforme estabelecido pelas normas, JIS Z 3158(1993) e AWS B4.0(2007), visando a não ocorrência de modificação da microestrutura por aporte térmico.

Na sequência os chanfros de 30° foram executados pelo processo de fresagem (Figura 4.7).

Figura 4.7 – Realização dos chanfros pelo processo de fresagem nos corpos de prova

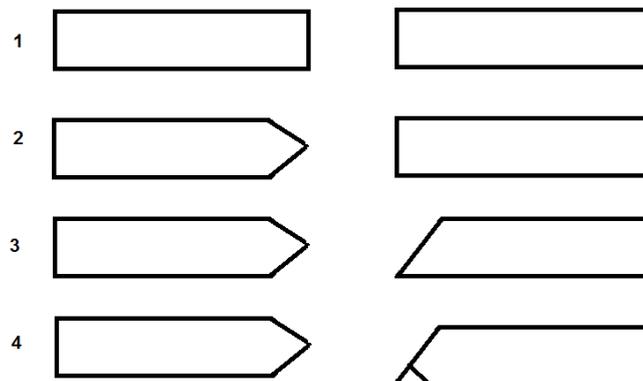


Fonte: Próprio autor.

Esta etapa de preparação dos chanfros pelo processo de fresagem (figura 4.8) seguiu os seguintes passos:

- 1- planificação das superfícies a serem chanfradas;
- 2- execução dos chanfros de 30° simétricos em um dos lados;
- 3- execução do chanfro de 30° sobre toda superfície na peça oposta;
- 4- realização do chanfro simétrico nas região extremidades onde será realizada a deposição para a solda de ancoragem.

Figura 4.8 – Etapas na execução do chanfro por fresagem chapas de teste para soldagem



Fonte: Próprio autor.

A soldagem dos corpos de prova foi executada utilizando o processo GMAW no modo mecanizado (figura 4.9) com o objetivo de manter constante o avanço da tocha e a distância bico de contato peça a ser soldada.

Aspecto importante na execução da soldagem foi o travamento adequado dos corpos de prova, para se evitar descontinuidades dimensionais, ou seja, efeitos da contração e distorções na peça decorrente do aporte térmico.

Figura 4.9 – Equipamento para a Soldagem GMAW mecanizada



Fonte: Próprio autor

Para a realização dos testes foram utilizadas nove amostras (Tabela 4.1), conforme AWS B4.0:2007, item 10.6.6.4.

As amostras A1, A2 e A3 foram soldadas na temperatura ambiente, as amostras B1, B2 e B3 foram soldadas na temperatura de 65°C e as amostras C1, C2 e C3 na temperatura de 90°C.

As escolhas das temperaturas aplicadas no ensaio se baseiam no intervalo de propensão da fissuração por hidrogênio, de -100°C a 200°C, seguindo o proposto por Yurioka e Kasuya (1995) que abordam métodos matemáticos para a determinação da temperatura de pré-aquecimento. Os valores foram obtidos utilizando-se o software da *Japan Welding Engineering Society* (JWES), que trouxe

como resultado a não necessidade do emprego de pré-aquecimento.

Para obtenção da temperatura de pré-aquecimento as peças foram aquecidas em um forno elétrico convencional (figura 4.10) e o alcance da temperatura de pré-aquecimento controlada por pirômetro óptico (figura 4.11).

Figura 4.10 – Forno elétrico utilizado para pré-aquecimento dos corpos de prova



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.11 – Verificação da temperatura na região de soldagem por pirômetro óptico



(A) Medição $T = 65^{\circ}\text{C}$ e (B) Medição $T = 90^{\circ}\text{C}$

Fonte: Próprio autor

Inicialmente foram soldadas as amostras na temperatura ambiente, prosseguindo para a soldagem das amostras nas temperaturas de 65°C e 90°C. Esta sequência de soldagem foi adotada com o objetivo de observar a evolução das fissuras na amostra, visto que à medida que se aumenta a temperatura de pré-aquecimento, têm-se um aumento da mobilidade do hidrogênio na microestrutura, facilitando a sua saída do material e assim atenuando ou eliminando a sua predisposição como agente na ocorrência da fissuração a frio.

Tabela 4.1 – Amostras e a temperatura de pré-aquecimento para a realização da soldagem

| Amostras | Temperatura (°C) |
|----------|------------------|
| A1 | Ambiente |
| A2 | Ambiente |
| A3 | Ambiente |
| B1 | 65 |
| B2 | 65 |
| B3 | 65 |
| C1 | 90 |
| C2 | 90 |
| C3 | 90 |

Fonte: Próprio autor.

Para análise, foram observadas quanto à presença de trincas:

- a superfície do cordão de solda;
- raiz da solda;
- e a seção transversal.

No caso da não ocorrência da identificação visual de fissuras, prosseguiu-se para a análise micrográfica da seção transversal.

Para o cálculo da taxa de fissuras na superfície do cordão da solda de teste (figura 4.12), seguiu-se a seguinte equação, conforme JIS Z 3158:1993:

$$Cf = \frac{\sum Lf}{L} \times 100, \quad (4.1)$$

onde:

Cf = Taxa de fissuração na superfície (%),

$\sum Lf$ = somatório do comprimento das fissuras na superfície (mm);

L = comprimento do cordão de teste (mm).

A taxa de fissuração na raiz da solda seguiu o mesmo critério, o somatório das fissuras na raiz pelo comprimento total do cordão de teste, sendo dada pela seguinte equação, conforme JIS Z 3158:1993:

$$Cr = \frac{\sum Lr}{L} \quad (4.2)$$

onde:

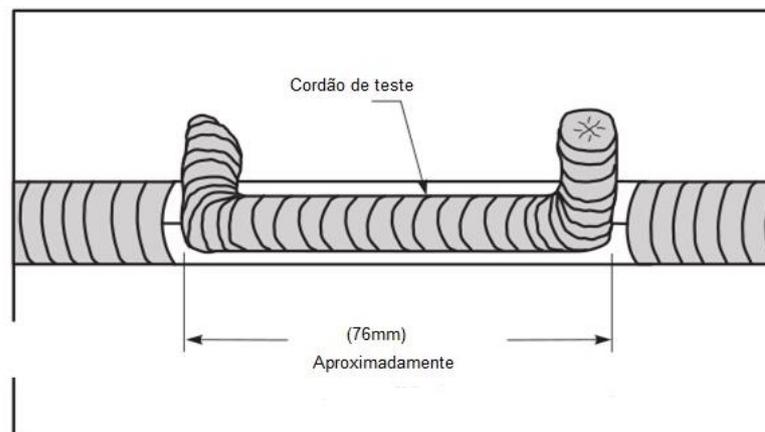
Cr = Taxa de fissuração na raiz (%),

$\sum Lr$ = somatório do comprimento das fissuras na raiz (mm);

L = comprimento do cordão de teste (mm).

A mensuração das fissuras na seção transversal foi realizada após a execução das análises da superfície e da raiz da solda.

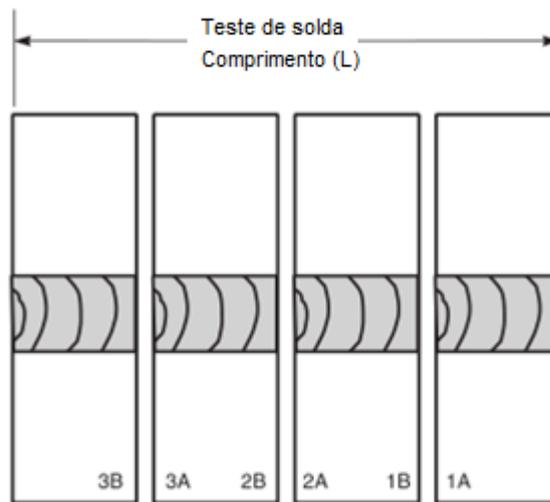
Figura 4.12 – Superfície do cordão de teste do ensaio de soldagem



Fonte: AWS B4.0:2007 (Adaptado).

Para a mensuração da seção transversal do corpo de prova, foi realizado o corte em quatro partes semelhantes no cordão de teste, como demonstrado na figura 4.13, gerando seis regiões de análise, 1A e 1B, 2A e 2B, 3A e 3B.

Figura 4.13 – Região de análise da seção transversal da peça soldada, com comprimento L de cerca de 76mm



Fonte: AWS B4.0:2007, (Adaptado).

Para a mensuração da fissura na seção transversal utilizou-se a seguinte equação, conforme JIS Z 3158:1993:

$$C_s = \frac{H_s}{H} \times 100 \quad (4.3)$$

onde:

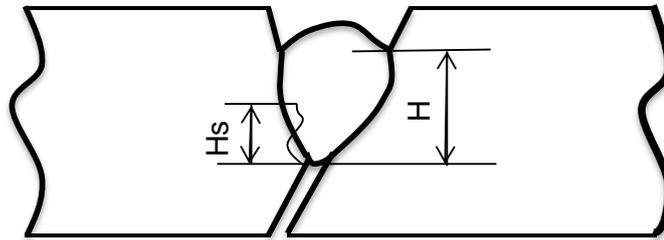
C_s = Taxa de fissuração na seção transversal (%);

H_s = altura da fissura a partir da raiz (mm);

H = menor altura do cordão de teste (mm).

A figura 4.14 apresenta as variáveis (H_s) e (H) utilizadas para o cálculo da taxa de fissuração na seção transversal. Sendo (H) a altura do cordão de solda da raiz até a sua superfície e (H_s) sendo o comprimento da raiz até a altura máxima alcançada pela trinca.

Figura 4.14 – Seção transversal e as dimensões H e Hs para mensuração da taxa de fissuração



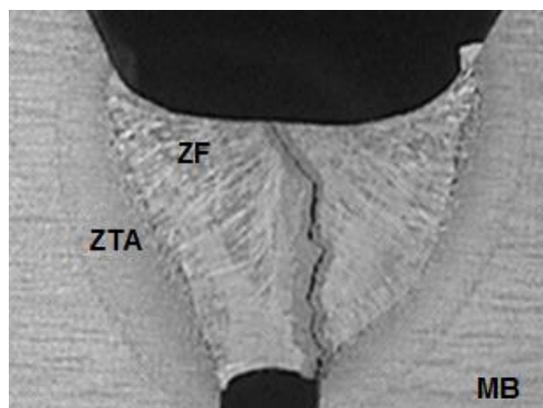
Fonte: JIS Z 3158:1993, (Adaptado).

A norma JIS Z 3158:1993 recomenda a medida de cinco seções transversais para cada amostra, realizando a soma dos valores obtidos, e cálculo do valor médio para (H) e (Hs), com isto, obtêm-se o resultado da taxa de fissuração na seção transversal pelo emprego na fórmula 4.3.

Para a verificação visual dos corpos de prova foi utilizada uma lupa com diâmetro da lente de 22mm com iluminação própria, obtendo-se uma ampliação de até 30 vezes.

Na figura 4.15 é apresentado um exemplo de uma fissura presente na seção transversal analisada num trabalho realizado por Lee et al. (2016).

Figura 4.15 – Trinca na seção transversal em ensaio de fissuração para análise dos efeitos das inclusões num aço de alta resistência



Fonte: LEE et al., 2016.

A soldagem foi executada por uma fonte com inversor de frequência com capacidade para realização de soldagem multiprocessos da Lincoln Electric, modelo *Power Wave® S350* e alimentador de arame modelo LF45.

O consumível utilizado para a soldagem foi o ER110S-1, sua composição química segue na tabela 4.2, sendo a sua seleção devida aos valores aproximados do limite de escoamento e resistência do metal de base utilizado. Sendo o mínimo de 660MPa para o escoamento e 760MPa para o de resistência.

Tabela 4.2 – Composição química consumível de soldagem

| | | | | | | | | | |
|-----------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Elemento | C | Al | Cr | Cu | Mn | Mo | Ni | P | S |
| % em peso | 0,050 | 0,015 | 0,130 | 0,040 | 1,470 | 0,340 | 2,130 | 0,005 | 0,003 |
| Elemento | Ti | V | Zr | Si | | | | | |
| % em peso | 0,002 | 0,003 | 0,003 | 0,430 | | | | | |

Fonte: Belgo Bekaert Arames, 2017 (Adaptado).

Os parâmetros de soldagem seguiram com o emprego de um valor de tensão de 22V, corrente de 165A. A velocidade de soldagem de 22cm/min, proporcionado assim um aporte térmico de 0,74kJ/mm. O gás de proteção utilizado foi uma mistura ativa de CO₂ + Ar, na proporção de 80%+20% respectivamente, sendo a solda realizada com a tocha num ângulo de 22° e a distância bico peça (DBP) de 12mm. Estes dados constam na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Parâmetros empregados na soldagem do ensaio *Tekken Test*

| Corrente (A) | Tensão (V) | Velocidade soldagem (cm/min) | Aporte Térmico (kJ/mm) | DBP (mm) | Ângulo tocha (°) | Gás de Proteção | Vazão do Gás (L/min) |
|--------------|------------|------------------------------|------------------------|----------|------------------|-----------------|----------------------|
| 165 | 22 | 22 | 0,74 | 12 | 22 | Ar+CO2 | 18~20 |

Fonte: Próprio autor.

O emprego destes parâmetros foram aplicados em todas as amostras soldadas, sendo variável somente a temperatura de pré-aquecimento nas mesmas.

4.5 Análise Metalográfica pós soldagem

A verificação macrográfica foi executada visando identificar as regiões do metal de base, zona termicamente afetada (ZTA), zona fundida (ZF) e as regiões fronteiras entre elas.

Esta identificação possibilitou a visualização de qual região ocorreu a fissura e também para determinação dos locais para aplicação das inserções para análise da dureza do perfil da peça soldada.

A análise por microscopia óptica, MO e microscopia eletrônica de varredura, MEV, teve como objetivo a verificação da seção transversal do corpo de prova submetido ao ensaio *Tekken Test* (Y-Groove), visando inspecionar a presença ou não de fissuras na região soldada quando não identificado de forma visual.

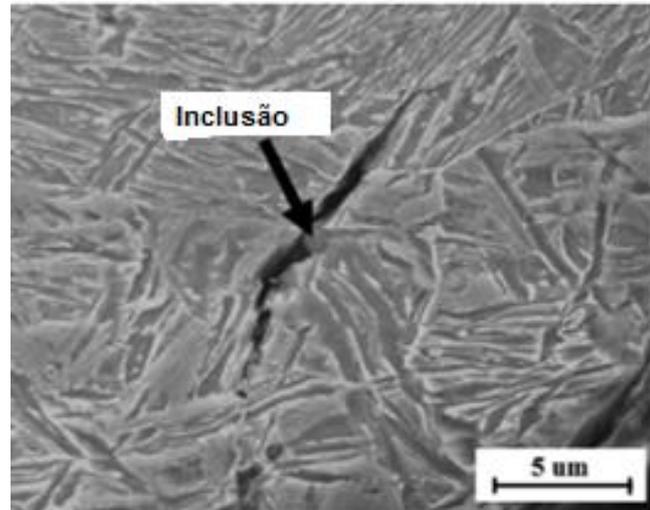
Para a realização da metalografia foram inspecionadas as amostras nos três intervalos de temperatura ao qual foram realizadas as soldas.

A preparação para análise por MEV e MO seguiu os mesmos procedimentos utilizados quando da caracterização da microestrutura, ou seja, embutimento, lixamento, polimento e ataque por reagente químico.

Na figura 4.16, é apresentado um exemplo de uma imagem obtida por MEV de uma nucleação de microtrinca, no estudo dos efeitos do tamanho da inclusão e da formação de ferrita acicular. A análise foi feita num aço de alta resistência por ensaio *Y-groove*. (LEE et al. 2016).

Adicionalmente a esta preparação metalográfica das amostras, visando a complementação dos resultados foi utilizado o reagente LePera para obtenção dos constituintes da ZTA nas três temperaturas empregadas na soldagem.

Figura 4.16 – Análise por MEV de uma microtrinca iniciada pela presença de uma inclusão, ensaio de soldagem Y-Groove



Fonte: LEE et al. (2016)

O reagente foi confeccionado utilizando 12mL da solução aquosa de 7% de tiosulfato de sódio, 12mL de 5% de ácido pícrico dissolvido em álcool etílico e 2mL de Nital 3%. As amostras foram imersas por 15s na solução, depois lavadas em água corrente e feito a aspensão de álcool, na sequência realizada a secagem com jato de ar de modo paralelo, afim de preservar a película do ataque sobre a amostra.

4.6 Ensaio microdureza na região soldada

O ensaio de microdureza foi realizado na seção transversal da peça soldada pelo ensaio *Y-Groove*, visando relacionar a dureza obtida com a presença de trincas e a microestrutura formada pós-soldagem, além de uma análise comparativa da dureza mensurada quando da caracterização do material no estado como recebido.

Para a realização do ensaio as endentações foram feitas na seção transversal do cordão de solda, a uma distância de 2,5mm da borda superior do cordão de solda, percorrendo as regiões de soldagem, ZF, ZTA e MB de modo linear, paralelo à borda superior e observando-se a distância de 0,4mm entre as inserções.

Foram medidas pelo menos três amostras por temperatura empregada na soldagem dos corpos de prova.

Para mensurar esta dureza, a amostra teve seu preparo utilizando a mesma técnica empregada para caracterização microestrutural. Para a realização das medições foi utilizado um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMV-2/HMV-2T, penetrador Vickers, aplicando uma força de 1kgf por 15 segundos.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização do metal de base

Análise química

A tabela 5.1 apresenta o resultado obtido pela análise da composição química do aço. Para verificar a propensão de fissuração do aço, foi calculado Carbono Equivalente com auxílio da equação 3.1, fundamentada pelo IIW. O valor obtido foi 0,4. Este valor é o limítrofe para a não propensão a fissuração, cujo valor para esta característica deve ser <0,4.

Tabela 5.1 – Composição química obtida pela espectrometria

| | | | | | | | | | |
|-----------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Elemento | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Al |
| % em peso | 0,19 | 0,189 | 1,19 | 0,0167 | <0,005 | 0,0088 | <0,005 | 0,0081 | 0,0286 |
| Elemento | Co | Cu | Nb | Ti | V | W | Pb | Sn | |
| % em peso | 0,0064 | 0,0139 | 0,0315 | 0,0381 | 0,0205 | 0,0108 | 0,0082 | 0,0055 | |

Fonte: Próprio autor.

Ensaio de tração do metal de base

A tabela 5.2 apresenta os valores obtidos para o limite de escoamento e o limite de resistência para o aço analisado.

Tabela 5.2 - Dados do limite de escoamento e resistência do aço de alta resistência

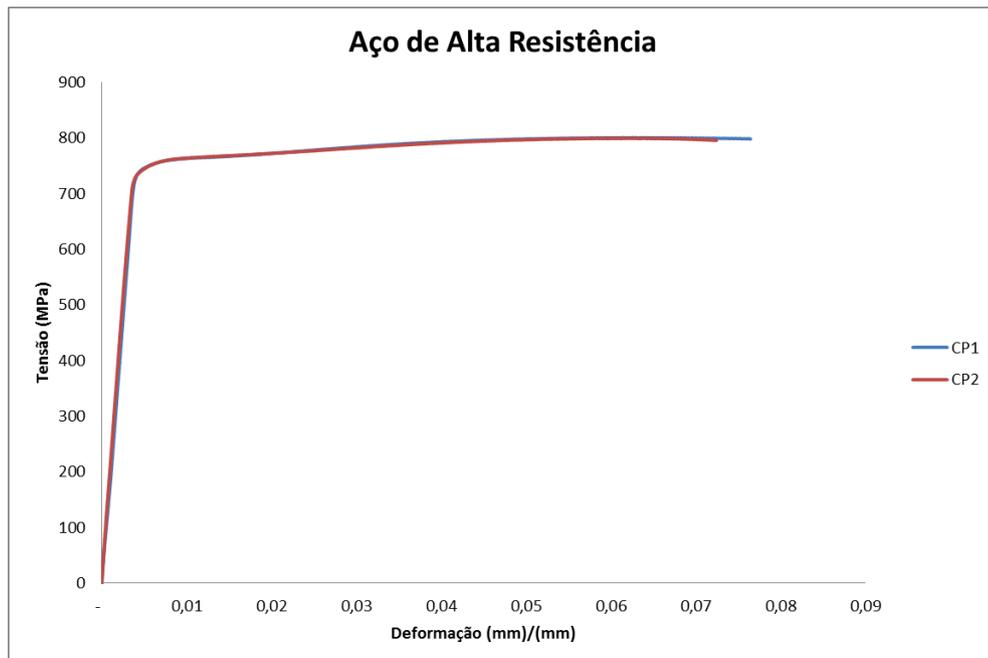
| | |
|-------------------------------|--------------------------------|
| Limite de escoamento (MPa) | Limite de resistência (MPa) |
| 751,5±0,9 | 800,2±0,5 |

Fonte: Próprio autor.

O aspecto da curva tensão *versus* deformação é apresentado na figura 5.1, sendo que foram utilizados dois corpos de prova, que devido os mesmos apresentarem comportamentos similares no escoamento e limite de resistência, incorreu numa boa representatividade do material analisado.

Ressalta-se que os valores máximos obtidos no gráfico não correspondem ao ponto de fratura do material, não representando valores máximos de alongamento e de tensão aplicadas ao material, além de não ser este o objetivo fim do trabalho. A figura 5.2 apresenta um dos corpos de prova ensaiados.

Figura 5.1 – Gráfico tensão versus deformação do aço de alta resistência



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.2 – Corpo de prova ensaio de tração



Fonte: Próprio autor

Dureza Vickers

A tabela 5.3 apresenta as medidas de dureza Vickers adquiridas para o aço analisado no estado como recebido. O valor médio foi de 292 HV e o desvio padrão de 5.

Tabela 5.3 – Medidas obtidas na análise de dureza do material no estado como recebido

| Medida | Dureza (HV) |
|----------------------|--------------------|
| 1 | 286 |
| 2 | 292 |
| 3 | 301 |
| 4 | 292 |
| 5 | 294 |
| 6 | 287 |
| 7 | 287 |
| 8 | 300 |
| 9 | 292 |
| 10 | 289 |
| Média | 292 |
| Desvio Padrão | 5 |

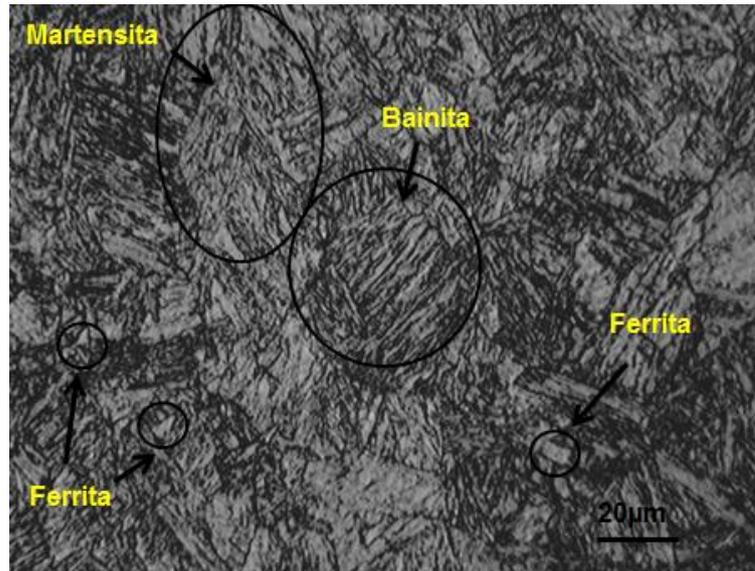
Fonte: Próprio autor.

Análise microestrutural do metal de base

Na análise microestrutural por microscopia óptica do metal de base como recebido foram identificadas três microestruturas distintas, sendo elas: ferrita, bainita e martensita, como indicado pela figura 5.3.

Este resultado está coerente ao processo de resfriamento acelerado empregado na fabricação do aço, cuja curva de resfriamento percorre as regiões de formação da ferrita, bainita e martensita.

Figura 5.3 – Microconstituintes do metal base no modo como recebido



Fonte: Próprio autor.

Difração de raios X

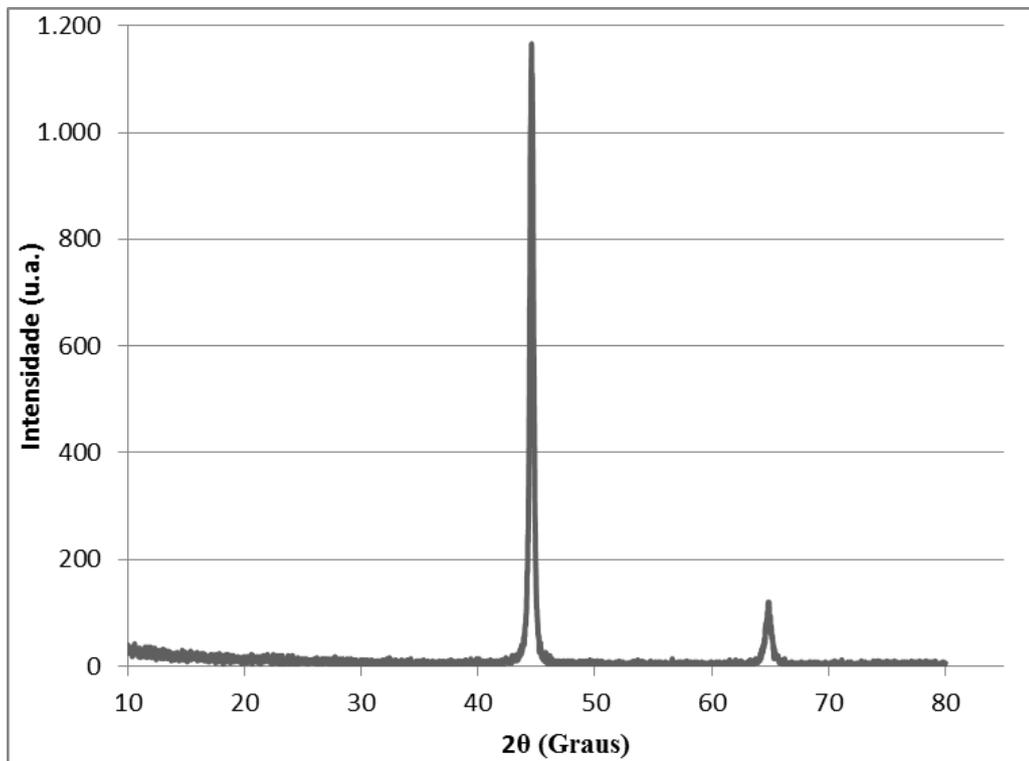
A análise por difração de raios X do aço analisado no modo como recebido, forneceu o difratograma apresentado na figura 5.4. O resultado obtido infere que a amostra é cristalina com os picos típicos do ferro CCC (cúbico de corpo centrado), como referido por Vieira et al. (2015) na ficha cristalográfica JCPDS (#87-0721), apresentando no Fe (110) e Fe (200), $44,58^\circ$ e $64,76^\circ$ respectivamente.

5.2 Teste de Soldagem

As amostras soldadas foram analisadas quanto à presença visual de trincas, como orientado pela norma JIS Z 3158 (1993) e AWS B4.0 (2007). Inicialmente a inspeção foi feita na superfície do cordão de solda seguido pela análise da raiz da solda. Não foi constatada pela inspeção visual a presença de trincas.

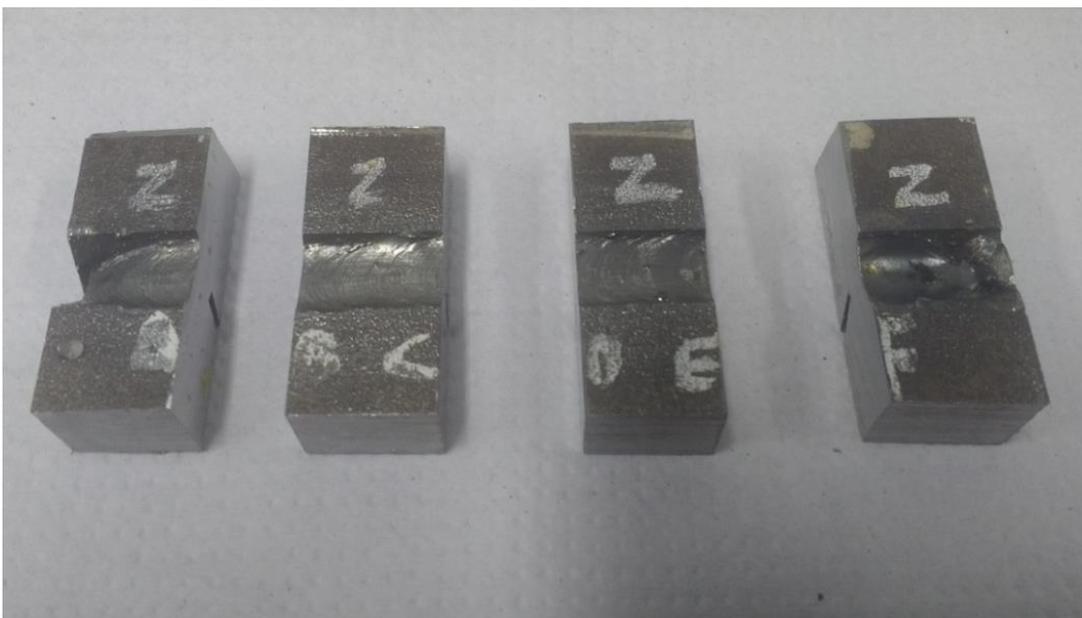
A sequência de análise como apresentada na figura 5.5 determina o seccionamento das amostras para verificação visual da seção transversal da solda.

Figura 5.4 – Difratoograma de raios X da amostra do aço analisado no modo como recebido



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.5 – Amostra seccionada para análise da seção transversal quanto a presença de trincas



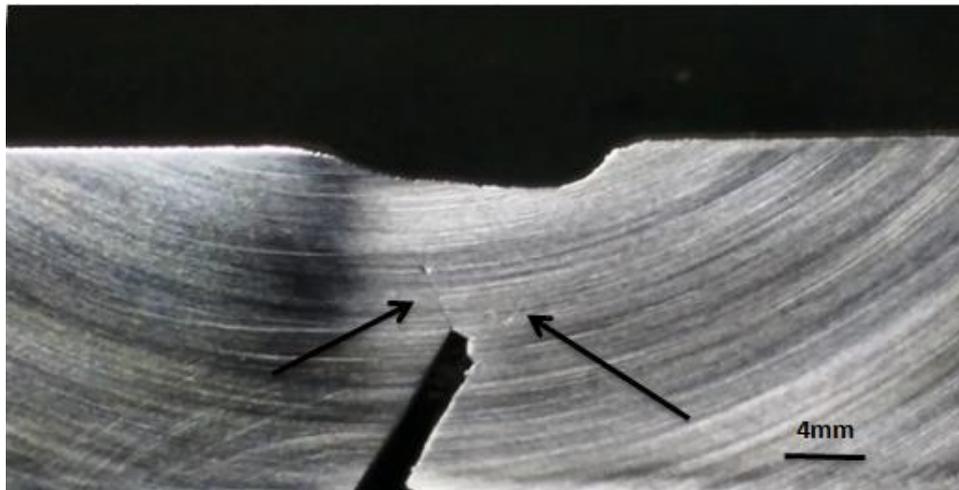
Fonte: Próprio autor.

O resultado da inspeção visual do perfil soldado está apresentado na figura 5.6. As setas indicam falta de fusão, pela integridade do chanfro em função do seu formato linear.

A falta de fusão está relacionada às regiões próximas a raiz da solda receberem menor aporte térmico, além de apresentarem maior dissipação de calor conferido pelo contato com os chanfros do metal de base e pela fluência do metal de adição pela abertura da raiz requerer menor energia do que a execução da fusão com o metal de base.

Nos processos de soldagem convencionais esta falta de fusão é compensada pela técnica de extração de raiz por goivagem com posterior deposição de novo cordão.

Figura 5.6 – Seção transversal da amostra soldada com a presença de fissuras decorrente da falta de fusão do metal de base.



Fonte: Próprio autor.

5.3 Análise Metalográfica

Macrografia

Foram analisadas as macrografias das amostras soldadas nos dados intervalos de temperatura quanto ao comprimento da ZTA a 2,5mm do topo do cordão de solda,

tomando como parâmetro as impressões realizadas no ensaio de microdureza (figura 5.7).

Foi constatado o efeito do pré-aquecimento nas amostras, resultado do ciclo térmico ao qual foi submetido o material, gerando modificações na microestrutura do material, ocasionando aumento gradativo no comprimento da ZTA na medida em que se empregou intervalos maiores de temperaturas.

Na temperatura ambiente foi mensurado comprimento médio de 3,2mm, quando empregado a temperatura de 65°C foi obtido 3,6mm, para 90°C 4mm (Tabela 5.4).

Este resultado está de acordo com Brandi (2011) que afirma que, “conforme a velocidade de resfriamento da junta soldada, podem ocorrer mudanças de morfologia”, ou seja, dependendo da velocidade de resfriamento aplicada à junta a ser soldada, a microestrutura poderá mudar significativamente e apresentar diferentes morfologias para um mesmo material.

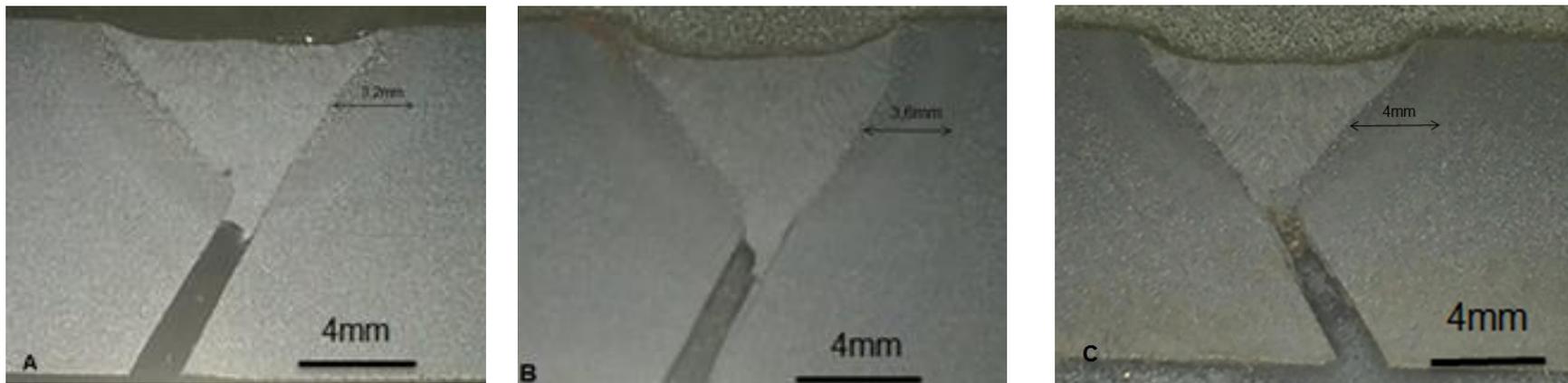
Este fato tem relação com o gradiente de temperatura, ou seja, a diferença de temperatura entre o metal de base e a região da solda.

No caso da amostra em temperatura ambiente, ela apresenta uma taxa de resfriamento maior devido a este maior gradiente, não proporcionando efeitos térmicos significativos para que ocorra o crescimento e refinamento de grãos a distâncias maiores do cordão de solda, ocasionando uma ZTA de menor dimensão.

Nas amostras pré-aquecidas a 90°C este efeito térmico é mais significativo, como há menor gradiente de temperatura, a dissipação de calor é menor, proporcionando efeitos térmicos nas amostras de maneira mais significativa.

A ação do aporte térmico na amostra e por consequência fusão é perceptível também na figura 5.7, onde a figura A soldada na temperatura ambiente apresenta o formato do chanfro da amostra quase de maneira íntegra, linear, e uma ZTA na forma mais estreita, nas demais figuras (B e C) é perceptível uma ZTA mais abaulada.

Figura 5.7 – Macrografia dos corpos de prova nas temperaturas de soldagem empregado no ensaio *Tekken Test*



(A) Temperatura Ambiente; (B) Temperatura 65°C e (C) Temperatura 90°C.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.4 – Comprimento médio da ZTA das amostras ensaiadas pelo ensaio Tekken Test

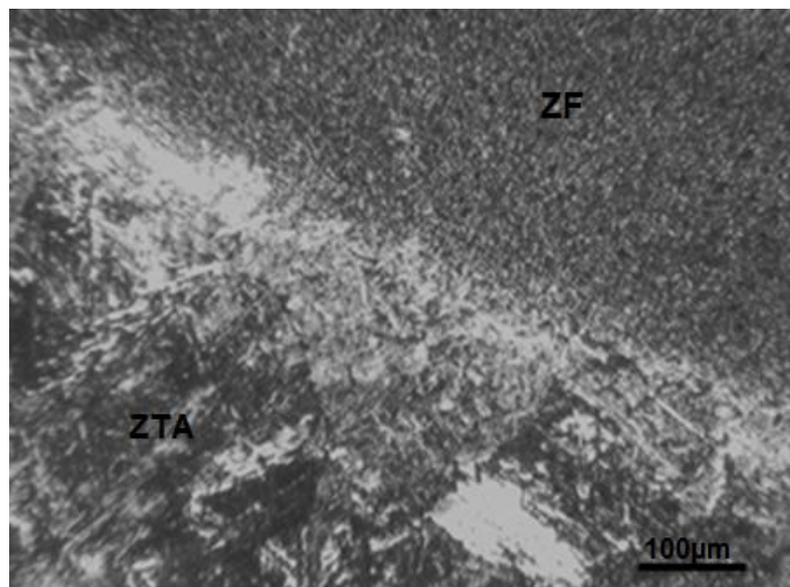
| T (°C) | Distância média (mm) |
|---------------|-----------------------------|
| Ambiente | 3,2 |
| 65 | 3,6 |
| 90 | 4,0 |

Fonte: Próprio autor.

Micrografia das juntas soldadas

Na figura 5.8 é apresentado a microscopia óptica, da amostra soldada A1, apresentando as regiões de soldagem da ZF e a ZTA, sendo típico a morfologia das microestruturas presentes nestas regiões da solda.

Figura 5.8 – Morfologia da solda na amostra soldada A1 na temperatura ambiente



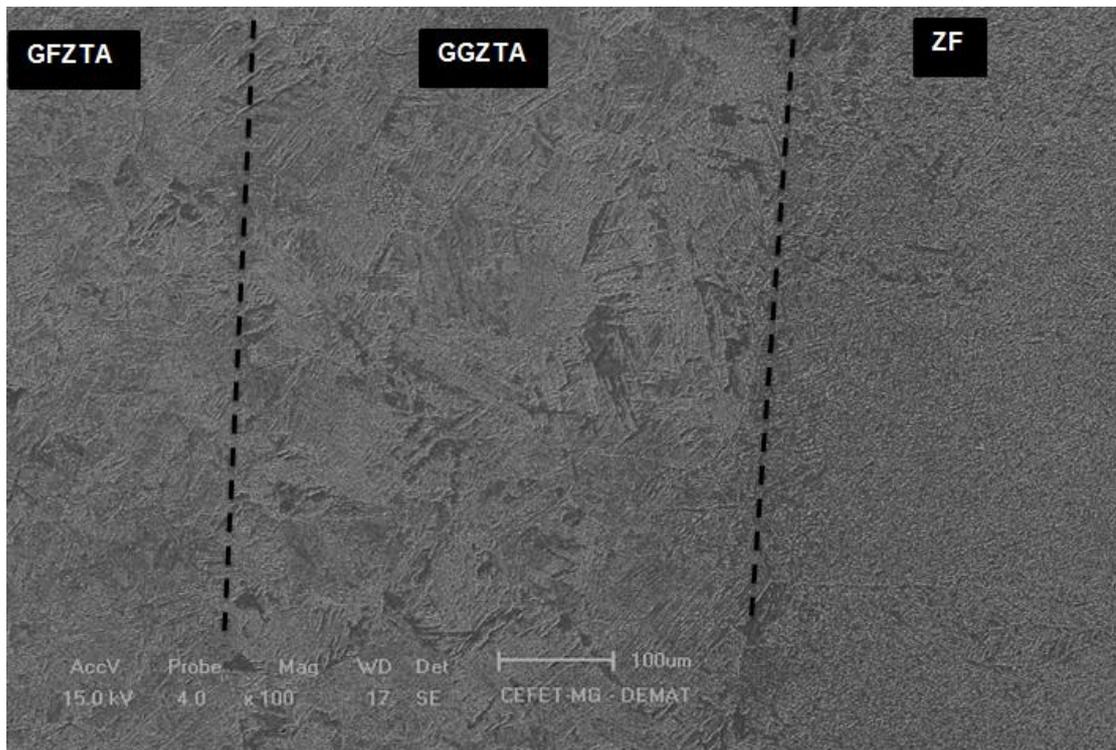
Fonte: Próprio autor.

A figura 5.9, num modo abrangente, pela imagem por MEV da amostra A2, se torna perceptíveis as regiões da soldagem, abrangendo a zona fundida, com formato de

grãos homogêneos, a zona termicamente afetada, se dividindo em granulação grosseira, GGZTA e granulação fina, GFZTA. As regiões foram separadas por linha tracejada entre elas.

Na figura 5.10 estão representadas as regiões da junta soldada na temperatura ambiente (A) e na temperatura de 90°C (B). A diferença entre as amostras já se torna perceptível na ZF, onde na temperatura de 90°C apresenta uma microestrutura mais uniforme.

Figura 5.9 – Região de granulação fina, grosseira e a zona fundida obtido por MEV na amostra A2



Fonte: próprio autor.

Na região da ZTA que recebeu o pré-aquecimento de 90°C os grãos possuem aspecto mais fino, contrário à amostra que foi soldada na temperatura ambiente, que na própria região de GFZTA apresenta grãos bem robustos, bem distinto do aspecto da amostra soldada com pré-aquecimento a 90°C.

Bailey et al. (2004) destacam que na análise da microestrutura, a zona termicamente afetada, ZTA, por estar na vizinhança da poça de fusão se caracteriza pela região de maior susceptibilidade à ocorrência de fissuras, fato este determinado pela exposição de um aporte elevado de calor e por uma taxa elevada de resfriamento, formando então, grãos grosseiros que irão ocasionar um aumento da dureza e a diminuição da ductilidade na sua região, diferenciando das regiões adjacentes.

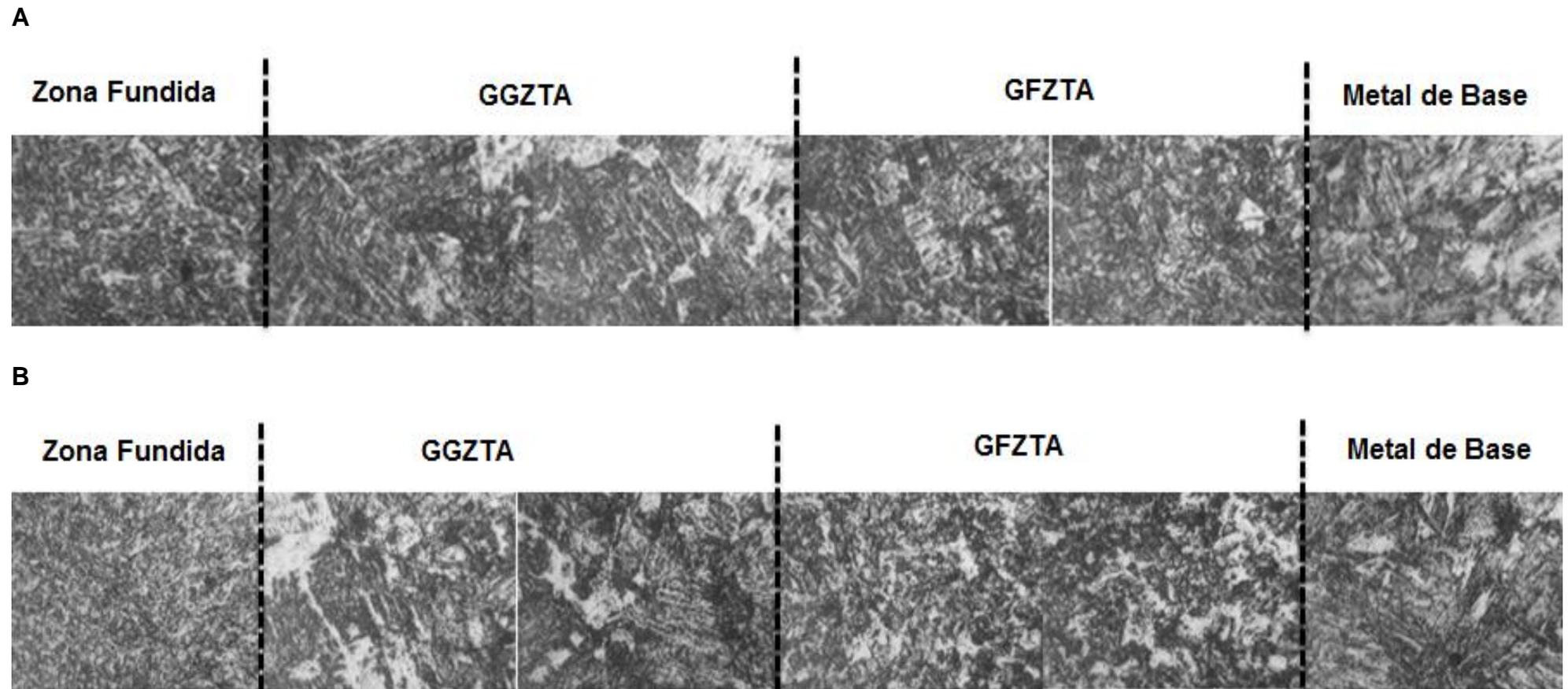
Na figura 5.11 A há duas regiões, na cor laranja claro a ZF e na ZTA a presença multifásica. Na ZTA a presença de martensita na cor branca apresenta grande aglomeração nas proximidades da ZF, nos seus contornos na cor esverdeada a presença de ferrita, grãos marrons de bainita apresenta aumento na quantidade à medida que se aumenta a distância da ZF. A presença da martensita de forma predominante ressalta o aspecto de fragilização e condição propícia para a ocorrência de fissuras por hidrogênio.

Na figura 5.11 B há destaque para a predominância da estrutura bainítica na cor marrom-alaranjada, possuindo grãos de tamanho significativo característico da região GGZTA com a presença de pequenos grãos martensíticos associados à presença de ferrita, proporcionando maior ductilidade em comparação as fases formadas na amostra A3, porém ainda com presença martensítica na região vizinha à ZF.

Na amostra C2 (figura 5.11 C) destaca-se o aumento na proporção dos grãos ferríticos na cor esverdeada na região limítrofe com a ZF, distribuição de maneira homogênea dos grãos martensíticos e bainíticos apresentando aspecto de granulação fina em comparação ao aspecto apresentado pelas amostras A3 e B2, justificado pelo pré-aquecimento empregado e a diminuição da velocidade de resfriamento no material.

O aspecto apresentado pelas amostras (figura 5.11) corresponde aos efeitos do ciclo térmico proporcionado pelas temperaturas empregadas na soldagem de cada amostra, influenciando diretamente o comportamento das amostras, nas propriedades mecânicas do material e a morfologia dos grãos.

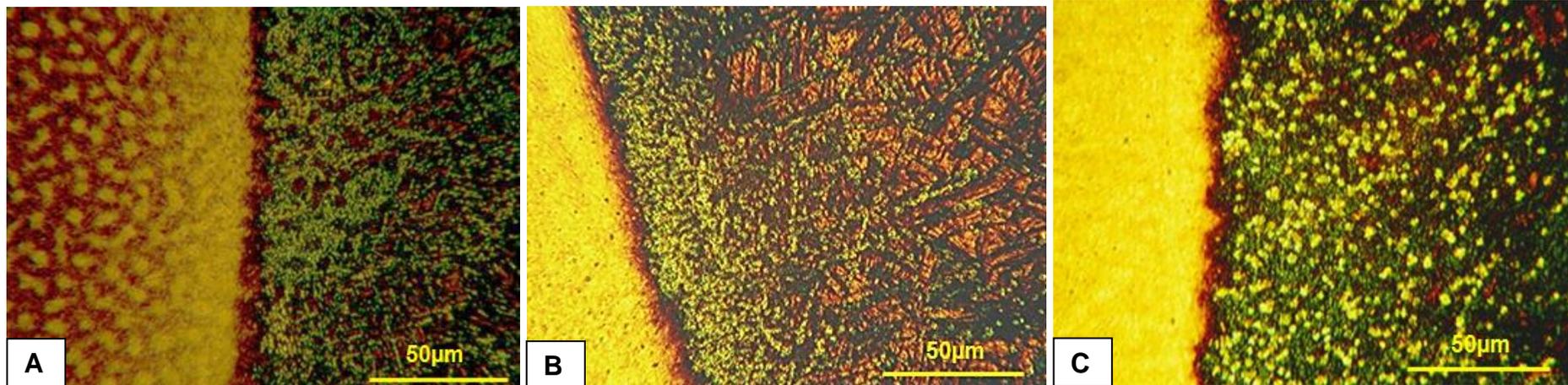
Figura 5.10 – Estrutura das amostras soldadas A1 e C2 conforme regiões da solda



(A) Temperatura Ambiente (B) Temperatura 90°C.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.11 – Microscopia óptica da Amostra A3 soldada na temperatura ambiente, B2 na temperatura de 65°C e C2 na temperatura de 90°C com ataque do reagente químico LePera



(A) Temperatura Ambiente; (B) Temperatura 65°C e (C) Temperatura 90°C.

Fonte: Próprio autor.

Estas variações microestruturais correspondem às micrografias obtidas onde houveram fissuras encontradas e aos valores de dureza das regiões de soldagem que ocasionou fragilização do material na temperatura ambiente.

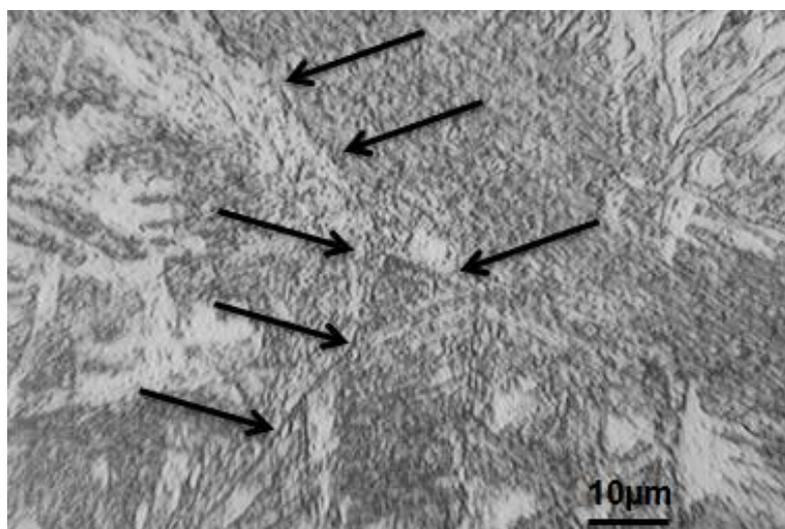
Micrografias de fissuras por hidrogênio

Através da análise por MO e MEV (figura 5.12, 5.13 e 5.14), foi possível identificar microtrincas em fase inicial de propagação nas três amostras soldadas à temperatura ambiente, A1, A2 e A3.

As amostras que foram submetidas ao pré-aquecimento de 65°C e 90°C, permaneceram de uma forma geral íntegras em sua microestrutura, não sendo detectadas fissuras.

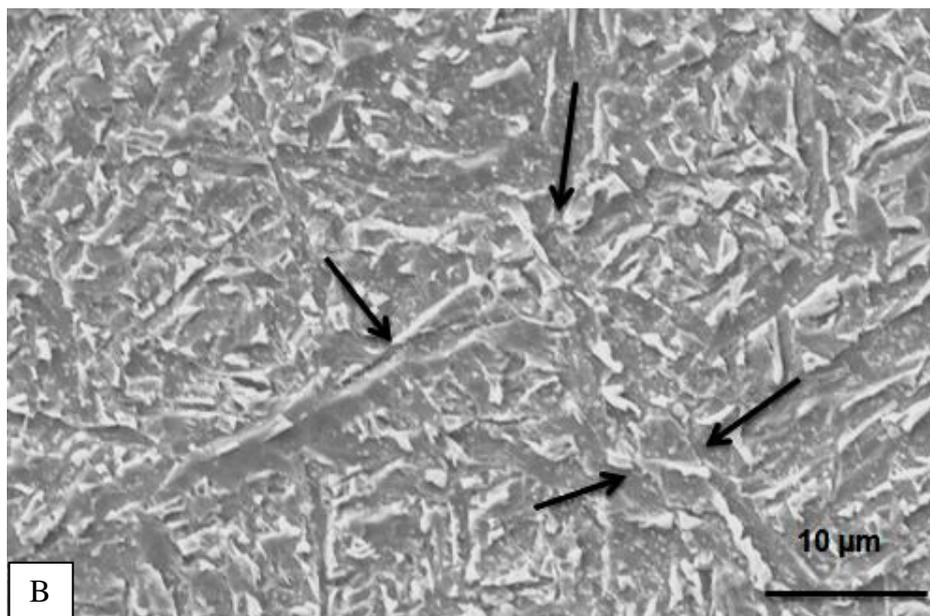
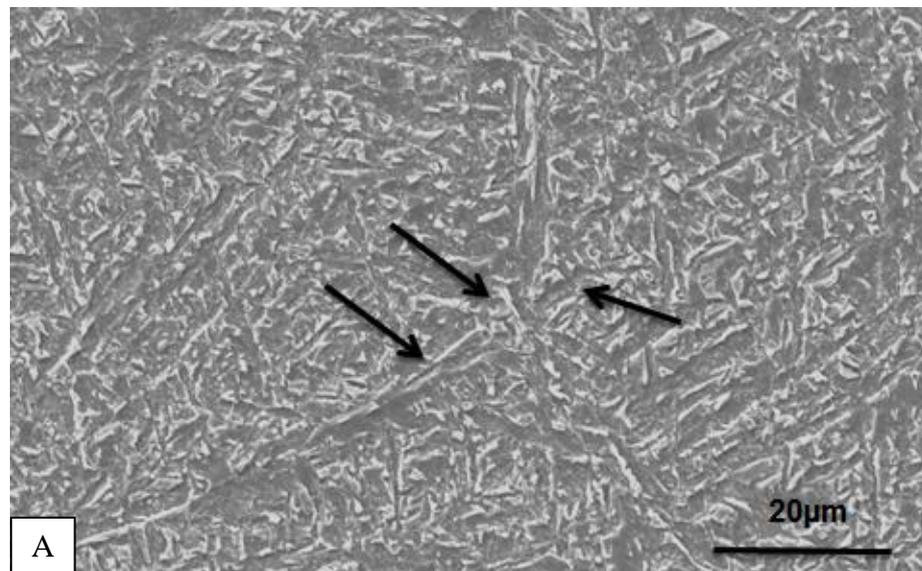
As trincas estão presentes exclusivamente na região de granulação grosseira na ZTA (GGZTA) nos limites com a ZF, estando associadas à presença de inclusões intragranulares e intergranulares, e em conjunto com a microestrutura formada, tipicamente martensítica e bainítica.

Figura 5.12 – Imagem de MO da amostra A3 e a presença de microtrincas demonstradas pelas setas



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.13 – Imagem de MEV da amostra A2 com a presença de microtrincas na amostra demonstradas pelas setas



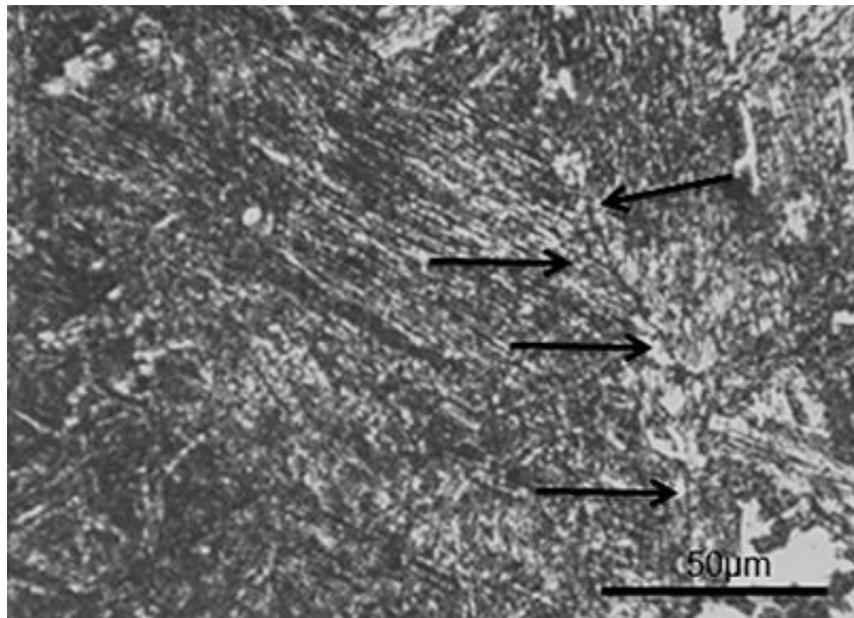
(A) Aspecto da Fissura no contorno de grão.

(B) Aspecto da fissura associado a inclusão.

Fonte: Próprio autor.

Um dos fatores da região de GGZTA apresentar fissuras está relacionado ao ciclo térmico no qual está sujeita e o aporte térmico elevado recebido, caracterizando assim por sua fragilização e pela formação de microestruturas menos dúcteis.

Figura 5.14 - Imagem de MO da amostra A1 e a presença de microtrincas demonstradas pelas setas



Fonte: Próprio autor

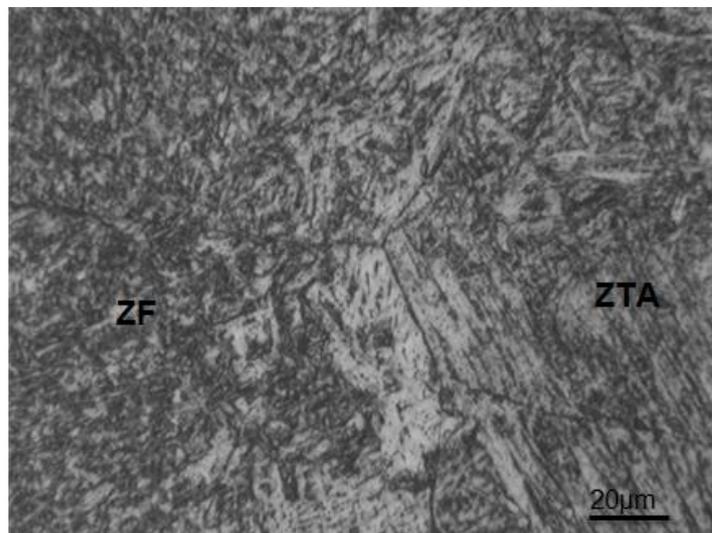
Pandey et al. (2016) destacam que esta região, a GGZTA como relevante no estudo da susceptibilidade do material na soldagem, pois é nesta região que apresenta mudanças significativas em variáveis como a microestrutura, estado de tensões e composição química do metal de adição, resultando em mudanças significativas na ZTA.

A iniciação de trincas foi constatado por Saini et al. (2017) na mesma região, GGZTA, associado à microestrutura martensítica formada e a constatação de valor de dureza elevada.

Foi avaliado que a fissura pode percorrer tanto a direção da ZF quanto a própria ZTA. No presente trabalho também foi observado esta característica, na imagem da figura 5.15 na amostra A2, o caminho da fissura percorre a região da ZTA para a ZF.

Na análise dos corpos de prova foi observado como as inclusões possuem papel relevante na ocorrência da fissura a frio por hidrogênio.

Figura 5.15 – Fissura na amostra A2 atravessando a ZTA para a ZF



Fonte: Próprio autor

Lee et al. (2016) em seu trabalho em soldas de aço de alta resistência, relatam que o número de fissuras a frio apresenta aumento à medida que se tem a presença de inclusões, pois as mesmas elevam a sensibilidade a frio do material, enfim, dado material estando sob o estado de tensões como proporcionado no ensaio *Tekken Test*, gerado pelo tipo de chanfro empregado, terá a inclusão como um concentrador de tensões, devido a diferença nos módulos elástico da matriz e a inclusão.

Outro aspecto relevante, diz respeito ao efeito que o tamanho da inclusão possui na nucleação de uma trinca por hidrogênio, sendo que quanto maior a inclusão, maior a probabilidade de ocorrências de fissuras. Este aumento da inclusão pode ser proporcionado por um resfriamento mais lento da microestrutura na região da ZTA, porém, no caso de um resfriamento mais rápido na região de GGZTA nas amostras soldadas à temperatura ambiente, torna-se necessário considerar outros fatores, como a microestrutura formada e o estado de tensões, pois, mesmo com inclusões de dimensões menores ainda há o risco da fragilização por hidrogênio gerando trincas.

O pré-aquecimento na ocorrência da fissuração por hidrogênio é uma variável importante, pois o seu emprego juntamente a um maior aporte térmico, resultam na

atenuação da susceptibilidade a fissuração na GGZTA, como ponderam Pandey et al. (2018).

Kim e Kang (2002) descreveram o efeito do emprego de pré-aquecimento nos resultados da ocorrência de fissuração por hidrogênio, onde foi possível redução na densidade de fissuras, concluindo que há uma temperatura ótima, ideal, para obtenção de uma amostra íntegra.

Esta queda no percentual de fissuras é justificada por Padhy et al. (2012) como o efeito do pré-aquecimento para a diminuição do percentual do hidrogênio difusível na solda, principalmente quando se tem a manutenção do aquecimento da peça em dada temperatura por tempo determinando, obtendo-se resultado satisfatório em relação àquela que não recebeu pré-aquecimento.

Esta atuação do hidrogênio na ocorrência das fissuras é mencionado por Laureys et al. (2016), quando regiões pontuais submetidas a alta concentração de tensão, pela presença de grãos deformados em pontas de trincas, ocasiona o aumento da mobilidade neste local, crescimento da trinca, devido a presença do hidrogênio, gerando uma região de plasticidade localizada, caracterizado pela mobilidade dos planos cristalográficos.

Este mecanismo é baseado nos estudos de Beachem em 1972 e Birnbaum em 1980, aos quais definem que o hidrogênio presente em solução sólida, concentrado próximo às fissuras, favorecem a movimentação das discordâncias junto aos obstáculos, devido a diminuição das forças de repulsão entre os mesmos, melhorando a interação e promovendo o processo de plasticidade do material, resultando na propagação da sua falha, sendo este fenômeno condicionado a dada temperatura e estado de tensão (LIPPOLD, 2015) (NEVASMAA, 2003).

Análise por EDS na região de microtrinca

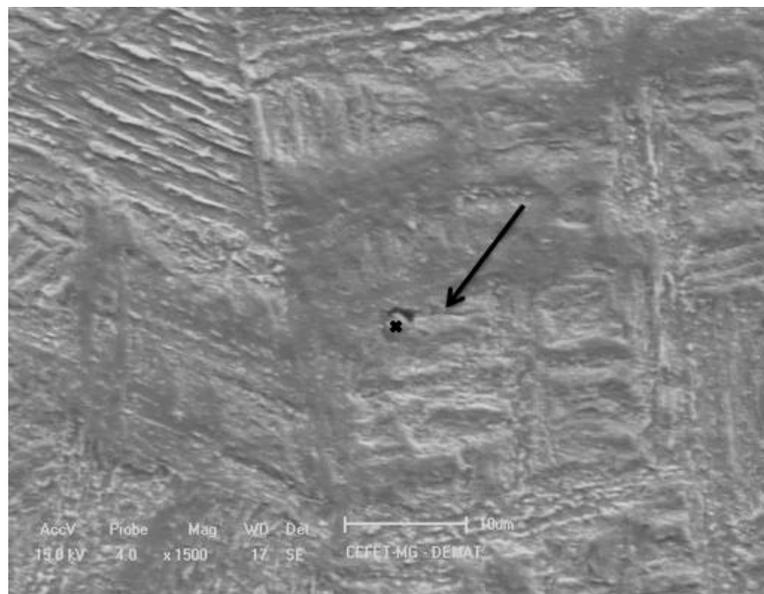
Foi realizada a análise utilizando a espectroscopia por energia dispersiva (EDS) para a identificação sobre o tipo de inclusão presente em casos onde houve a ocorrência de fissuras na região da ZTA.

Na figura 5.16 é apresentada trinca intragranular em fase inicial de propagação e a presença de uma inclusão com formato globular, onde foi realizada a análise pontual, a indicação do local da análise foi demarcada com x.

Na figura 5.17 o resultado do espectro apresentou como destaque picos de Al, O, Nb e Mg. Diante disto conclui-se uma provável formação de alumina (Al_2O_3) e óxido de magnésio (MgO).

Yi et al. (2011) citam o papel da alumina que possibilita a nucleação de ferrita acicular na região intragranular. Moraes (2009) associa os picos de nióbio à alumina e o óxido de magnésio, visto que no seu estudo de macro e micro inclusões em aços detectou o nióbio justamente nestas composições.

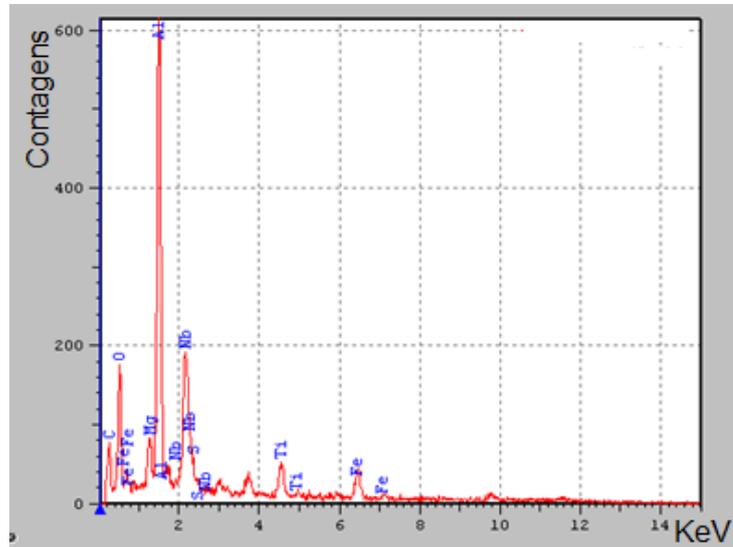
Figura 5.16 – Fissura na amostra A2 na região intragranular na ZTA com a presença de Al na inclusão



Fonte: Próprio autor.

A presença do magnésio na inclusão não ficou bem definida quanto a sua origem, pois a análise por espectrometria do aço analisado no modo como recebido não foi identificado a presença deste elemento. A possibilidade que possa justificar a presença do magnésio é a sua presença no consumível de soldagem.

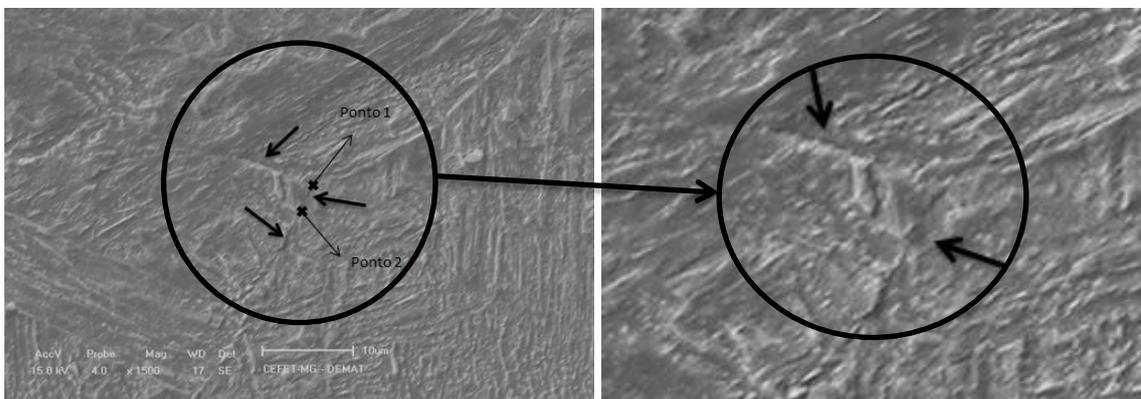
Figura 5.17 – Análise em EDS de inclusão com presença de iniciação de fissuras



Fonte: Próprio autor.

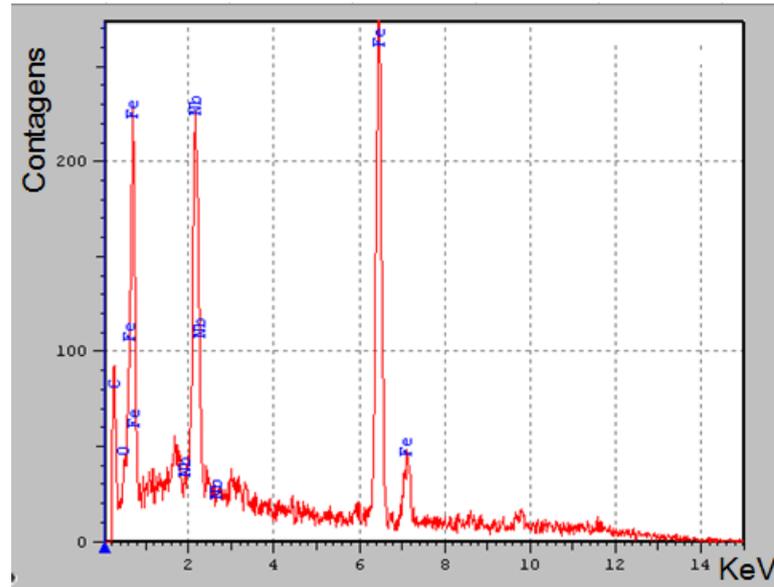
Na figura 5.18 a fissura está presente no contorno de grão como indicado pelas setas, foram tomados dois pontos para análise por EDS (figura 5.19 e 5.20), foi constatado como destaque pelo espectro picos de Fe e Nb, a presença dos mesmos segundo Moraes (2009) está associada à adição FeNb nas etapas de fabricação para a composição do aço.

Figura 5.18 – Fissura na amostra A2 no contorno de grão, presença de Nb



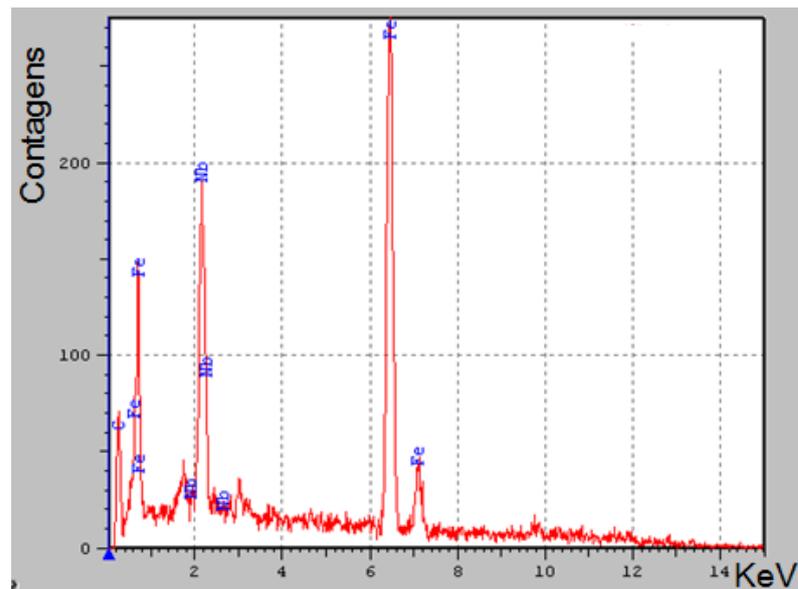
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.19 – Análise por EDS no ponto 1 na região com a presença de fissura



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.20 – Análise por EDS no ponto 2 na região com a presença de fissura



Fonte: Próprio autor.

Análise difração raios X junta soldada

O difratograma das amostras nos três intervalos de temperatura em que foram realizadas as soldas não apresentaram alterações, não possuindo nos três casos austenita retida conforme figura 5.21, que poderia ser justificativa da presença do hidrogênio, por desempenhar papel de sítio aprisionador de hidrogênio.

Compreende-se que a presença de austenita se resume a um percentual quase nulo, quantidades não significantes, não suficientes para gerarem o aprisionamento do hidrogênio e ser uma fonte de fragilização do material.

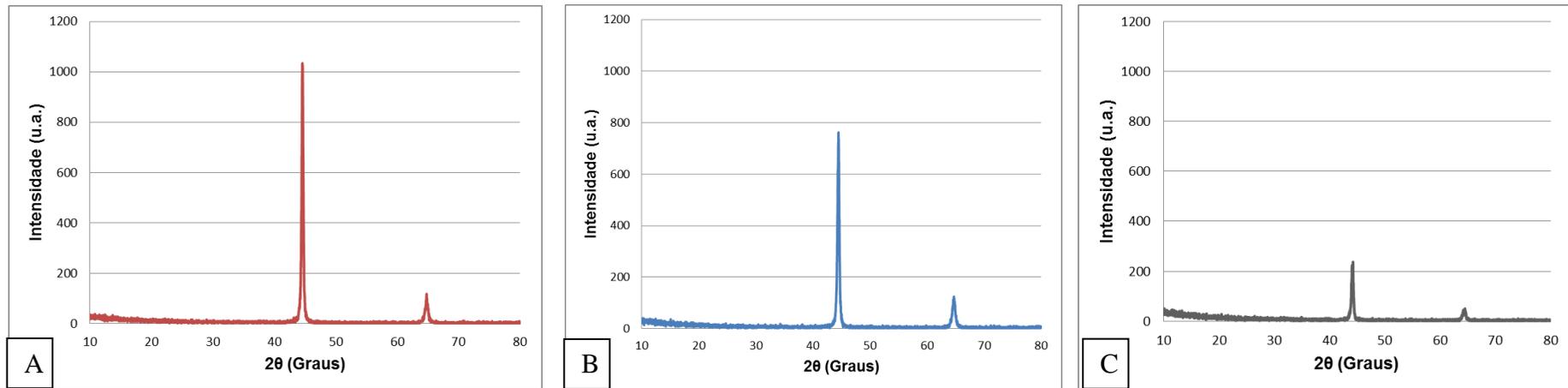
Lee et al. (2016), Yi et al. (2011) justificam este resultado devido a baixa temperatura de pré-aquecimento, abaixo de 100°C, o aporte térmico menor que 1,5kJ/mm e a taxa de resfriamento elevada na soldagem nas amostras do *Tekken Test* que apresentam o chanfro em Y.

No presente estudo o aporte térmico foi de 0,74kJ/mm e as temperaturas de pré-aquecimento máximas utilizadas não ultrapassaram 90°C.

Foi constatado conforme figura 5.21 que os difratogramas apresentaram picos decrescentes de A para C, na medida em que há o emprego de uma maior temperatura de pré-aquecimento nas amostras. Este fato é justificado, visto o ensaio ser uma análise da cristalinidade do material, pelo efeito que o aumento da temperatura provoca na célula unitária, causando distorções na estrutura.

Cullity (1978) aborda que o aumento da temperatura provoca vibrações nos átomos, resultando distorções na célula unitária, causando mudanças no espaçamento dos planos, diminuindo a intensidade das linhas de difração devido a mudança nas posições angulares dos picos difratados, e gerando também, o aumento na intensidade do espalhamento de fundo.

Figura 5.21 – Difratoograma das amostras soldadas nos intervalos de temperatura



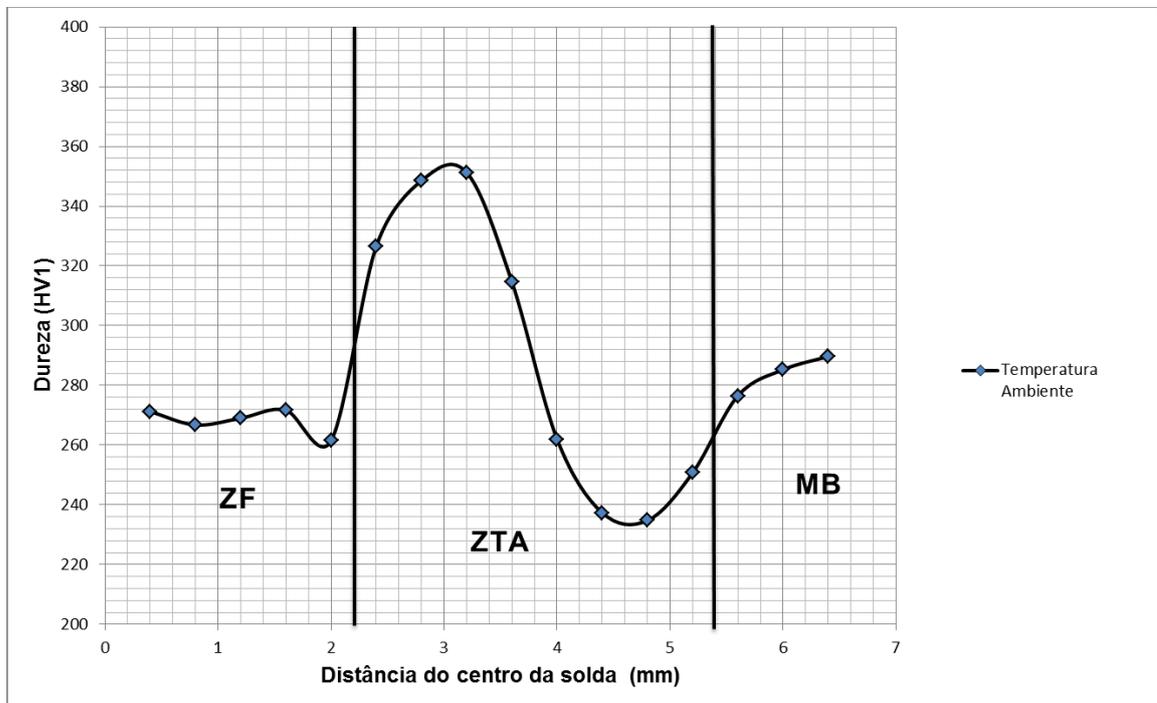
(A) Temperatura Ambiente, (B) Temperatura 65°C e (C) Temperatura 90°C

Fonte: Próprio autor.

5.4 Ensaio Mecânico

A dureza dos corpos de prova para as três temperaturas ensaiadas seguem nas figuras 5.22, 5.23 e 5.24, foi tomado como referência para estes dados a dureza do centro do cordão de solda na ZF, percorrendo a ZTA até ao MB.

Figura 5.22 – Microdureza da solda realizada na temperatura ambiente, medidas de referência tomadas a partir do centro do cordão

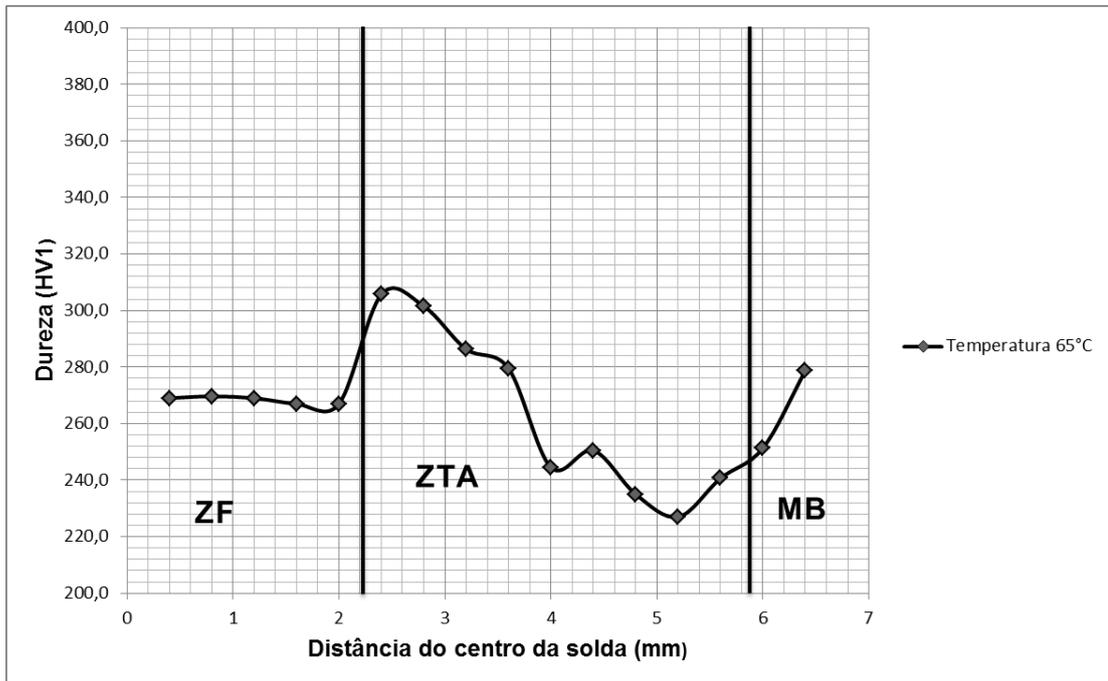


Fonte: Próprio autor.

Os valores para a dureza do MB dos corpos soldados nas três temperaturas apresentaram-se coerentes com os valores obtidos de dureza do MB no modo como recebido, 292HV, estando dentro do desvio padrão de 5,21.

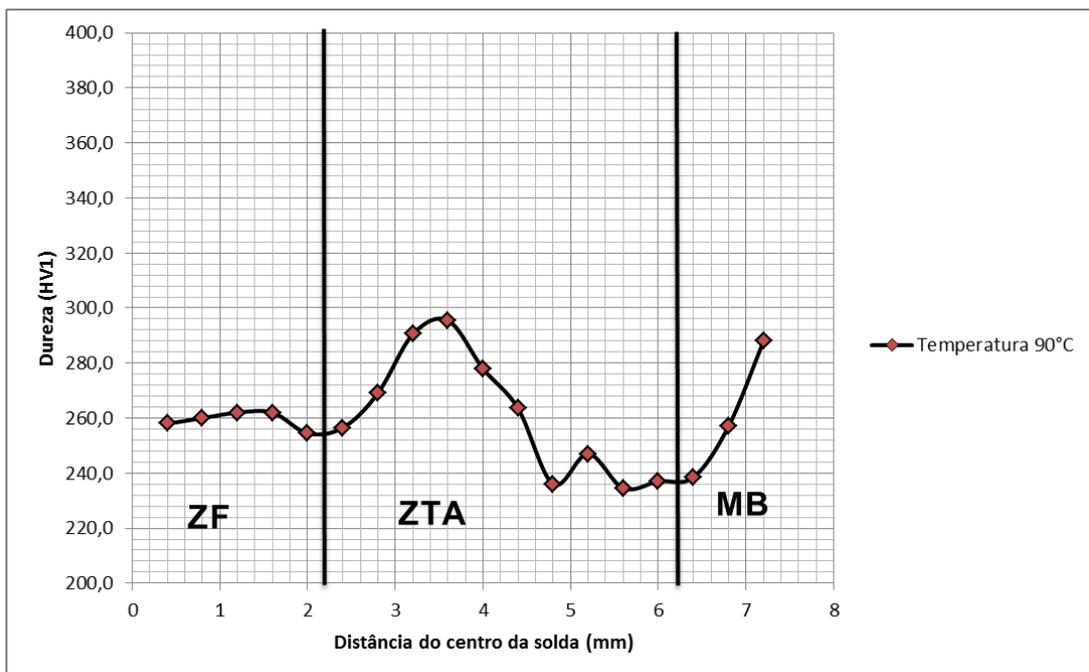
No caso da ZF, a medição de dureza reportou os seguintes valores médios, 267HV, 265HV e 259HV para as temperaturas ambiente, 65°C e a 90°C respectivamente (Tabela 5.5) (Figura 5.25).

Figura 5.23 – Microdureza da solda realizada na temperatura 65°C, medidas de referência tomadas a partir do centro do cordão



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.24 – Microdureza da solda realizada na temperatura 90°C, medidas de referência tomadas a partir do centro do cordão



Fonte: Próprio autor.

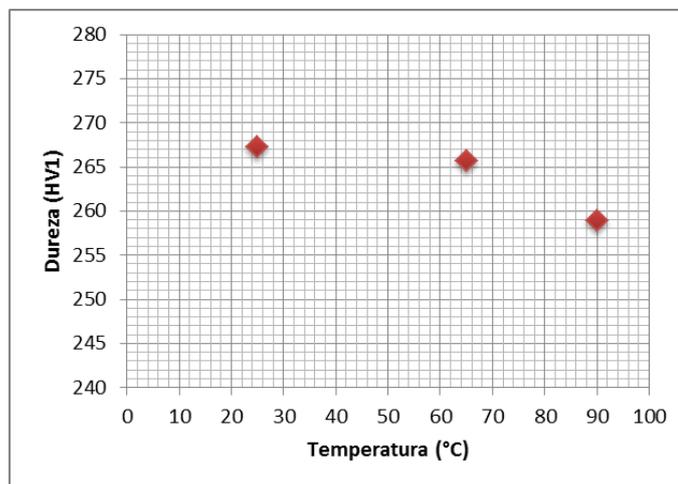
Tabela 5.5 – Microdureza média para a região da zona fundida nas temperaturas de ensaio

| Tempratura (°C) | Dureza (HV1) | Desvio Padrão |
|-----------------|--------------|---------------|
| Ambiente | 267,2 | 3,5 |
| 65 | 265,7 | 5,0 |
| 90 | 258,9 | 3,0 |

Fonte: Próprio autor.

Esta queda gradativa da dureza na ZF se atribui ao efeito do pré-aquecimento, porém não apresentando valores consideráveis, outro aspecto é o valor de dureza da ZF, estando cerca de 10% menor que o valor de dureza mensurado do MB no modo como recebido que foi de 292HV, representando de certa forma estabilidade do metal de adição em meio aos parâmetros de soldagem empregados.

Figura 5.25 - Microdureza média para a região da zona fundida nas temperaturas de ensaio



Fonte: Próprio autor.

A região ao longo da ZTA é onde se apresenta maior variação nos valores mensurados. A região de granulação fina na ZTA, GFZTA, apresentou os menores valores de dureza mensurados na junta soldada, cerca de 20% abaixo do valor de referência do MB, com valores médios de 238HV, 241HV e 236HV para as

temperaturas ambiente, 65°C e 90°C respectivamente. Estes valores se concentraram na região de transição da ZTA com o MB.

No caso dos picos de dureza mensurados nas amostras foi constatado um elevado desvio padrão (Tabela 5.6) nas três temperaturas empregadas, típico dos efeitos gerados pelo ciclo térmico ao qual está sujeito esta região, a junção da ZF com a GGZTA, produzindo efeitos significativos na microestrutura do material.

Tabela 5.6 - Picos de dureza nos corpos de prova soldados

| Temperatura (°C) | Dureza (HV1) | |
|------------------|--------------|---------------------|
| | Valor Médio | Desvio Padrão Médio |
| Ambiente | 351 | 19,7 |
| 65 | 305,7 | 17,5 |
| 90 | 295 | 10,1 |

Fonte: Próprio autor.

Os picos de dureza mensurados para as temperaturas de pré-aquecimento ensaiadas apresentaram valores diversificados na GGZTA conforme a temperatura de pré-aquecimento empregada.

Na figura 5.26 está representada a amplitude entre a dureza da ZF na cor azul, com os picos de dureza obtidos na cor vermelha, para cada temperatura utilizada no pré-aquecimento na solda dos corpos de prova, além da representação da dureza do MB do material no modo como recebido.

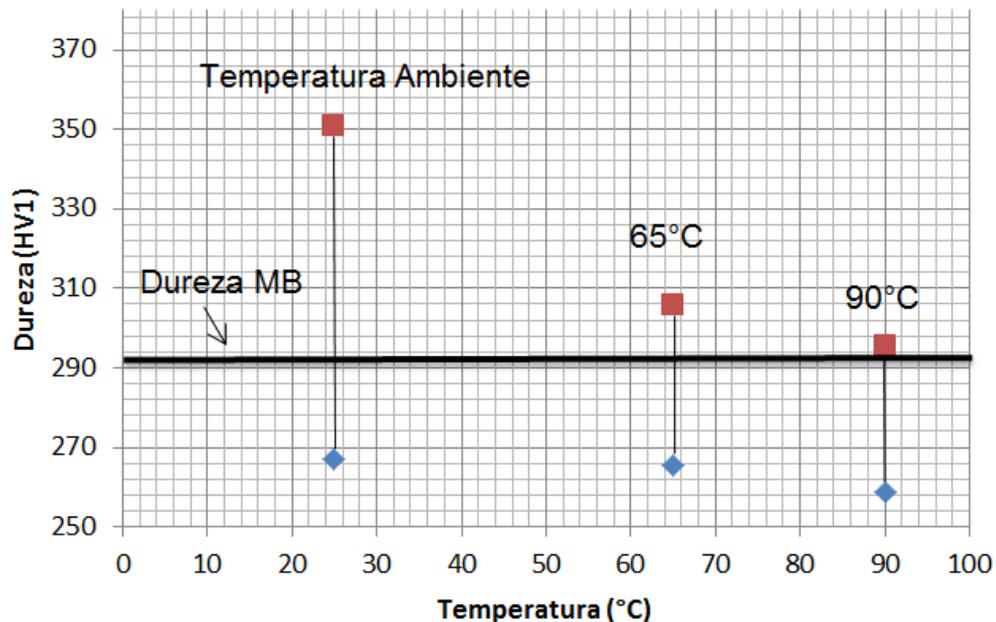
Então, destaca-se a relevância da análise para o comportamento do material, pelos valores do pico da dureza alcançada na solda à temperatura ambiente, possuindo percentual de cerca 25% maior do valor da dureza do MB, determinando alterações significativas nas propriedades mecânicas nesta região da junta soldada.

Diante disto, segundo Layus et al. (2018) por meio de observações práticas concluíram que se a dureza da ZTA exceder entre 20% a 30% ao do MB, a

probabilidade para fissuras a frio aumenta-se significativamente, justificando assim, a relação da ocorrência das fissuras e o valor de pico de dureza mensurados na GGZTA nas amostras soldadas na temperatura ambiente.

Nas temperaturas de pré-aquecimento de 65°C e 90°C o valor de pico da dureza apresenta redução significativa, estando abaixo do patamar de 310HV.

Figura 5.26 – Amplitude entre a dureza da ZF e picos alcançados na ZTA juntamente com o valor de referência do MB



Fonte: Próprio autor.

O padrão de dureza apresentado foi similar ao apresentado por Tawengi et al. (2014), sendo os valores de dureza inversamente proporcional à temperatura de pré-aquecimento, concluindo que quanto maior o pré-aquecimento menor o valor de dureza. A dureza demonstrou-se maior na região da ZTA, exatamente no limite da ZF com a GGZTA, para todas as temperaturas empregadas.

Pandey et al.(2016) descrevem que este valor elevado de dureza da região de GGZTA é devido a alta temperatura ao qual está sujeita a região em comparação as demais da ZTA, ocasionando na dissolução dos precipitados e por consequência

aumento no teor de C e N, resultando na formação de estrutura martensítica em ripas, gerando elevada dureza em comparação as outras regiões da ZTA.

6 CONCLUSÃO

As amostras soldadas à temperatura ambiente resultaram numa microestrutura frágil na região de granulação grosseira da zona termicamente afetada, apresentando maior propensão à fissuração por hidrogênio, devido a alta taxa de resfriamento e num valor de dureza ligeiramente maior que ao do MB, que associados ao estado de tensões decorrente do tipo de chanfro empregado resultaram na iniciação de fissuras por hidrogênio.

Os processos de fissuras por hidrogênio ocorrem em regiões de contornos de grãos, contornos de grãos com a presença de inclusões e em inclusões intragranular, respaldando os principais locais de sítios aprisionadores de hidrogênio.

O emprego do pré-aquecimento agiu de modo a prevenir a formação de estruturas frágeis, e em conjunto proporcionou a mobilidade do hidrogênio atômico ao longo do material evitando aprisionamento em regiões de fragilização.

As inclusões possuem papel relevante na obtenção de propriedades mecânicas e formação de constituintes, porém sob a ação do ciclo térmico decorrente da soldagem e presentes em microestruturas frágeis como a martensita podem desempenhar o papel de concentrador de tensão e fontes de aprisionamento de hidrogênio devido o contraste dos módulos de elasticidade.

O fenômeno de fissuração por hidrogênio ocorreu mesmo em condições limitadas quanto à presença de hidrogênio, como o emprego do processo GMAW, considerado de baixo potencial de hidrogênio em relação aos demais processos de soldagem, reforçando a necessidade de medidas preventivas quanto a preparação da soldagem.

O ensaio y-groove proporcionou uma avaliação crítica do comportamento do material em relação à soldagem, mesmo sendo um modelo conservador, possibilitando compreender o comportamento do aço de alta resistência empregado neste trabalho.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar o estudo baseado na variação do aporte térmico nas amostras quanto à presença de fissuras por hidrogênio.

Verificar a relação do tamanho das inclusões e a ocorrência de fissuração.

Analisar propriedades do material ao longo do cordão da solda de teste.

Executar comparação da ocorrência de fissuração por hidrogênio mediante o emprego de outros processos de soldagem.

Realizar a análise de fractografia nos corpos de prova aos quais apresentaram trincas, por meio de fratura forçada.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E260-96**: standard practice for packed column gas chromatography. Pennsylvania, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-16**: standard test method for microindentation hardness of materials. West Conshohocken, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M-16a**: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E92-82**: standard test method for Vickers hardness of metallic materials. Pennsylvania, 1982.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS B1.10M/B1.10:2009**: guide for the nondestructive examination of welds. Miami, 2009.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS B1.11:2000**: guide for the visual inspection of welds. Miami, 2000.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A4.3 93**: standard methods for determination of the diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding. Miami, 1993.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS B4.0 2007**: standard methods for mechanical testing of welds. Miami, 2007.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D1.1 2000**: structural welding code – steel. Miami, 1999.

BAILEY, N.; COE, F. R.; GOOCH, T. G.; HART, P. H. M.; JENKINS, N.; PARGETER, R. J. **Welding steels without hydrogen cracking**. 2. ed., Cornwall: Woodhead Publishing Limited, 2004.

BERTOL, H. C. **Determinação de critérios para aceitação de medições de dureza realizadas com durômetros portáteis em regiões de soldas**. 2009. 71 f. Dissertação (Mestrado) – UFRGS, Porto Alegre, 2009.

CALLISTER, Jr. W. D. **Ciência e engenharia de materiais uma introdução**. 7. ed., Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

CARY, H. B.; Helzer, S. C. **Modern welding technology**. 6. ed. New Jersey: Pearson, 2005. 715p.

CATÁLOGO BELGO BEKAERT ARAMES, 2010. Disponível em: <belgobekaert.com.br/Produtos/Documents/Folder-Solda.pdf>. Acesso em: oito de abril de 2018.

CHATZIDOUIROS, E. V. et al. Hydrogen effect on fracture toughness of pipeline steel welds, with in situ hydrogen charging. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 36, p. 12626 e12643, Sep. 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed., São Paulo: ABM, 2012. 599p.

CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction**. 2 ed., Reading: Addison-Wesley, 1978. 555p.

FATTAHI, M., et al. Reduction of weld metal diffusible hydrogen content by adding colloidal nanosilica to the electrode coating. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 41, p. 13294-13298, Aug. 2016.

FBTS. **Curso inspetor de solda**. Rio de Janeiro, 2013. Disponível em: <www.fbts.org.br/quantum/cursos/.../M1_D4_T4_MIG%20MAG.pdf>. Acesso em: 30 nov. 2016.

FYDRYCH, D., et al. Weldability of s500mc steel in underwater conditions. **Advanced in Materials Science**, Gdańsk, v. 14, n. 2, p. 37-45, Jul. 2014.

JAPANESE INDUSTRIAL STANDARDS. **JIS Z 3158:1993**: Method of y-groove weld cracking test. 1993.

JAPAN WELDING ENGINEERING SOCIETY – JWES. **Minimum necessary preheat temperature**, 21 Jan. 2014. Disponível em: <[www-it.jwes.or.jp/weld_simulator/en/cal4.jsp](http://www.it.jwes.or.jp/weld_simulator/en/cal4.jsp)>. Acesso em: 20 de Nov. de 2018.

JIANG, D. E.; CARTER, E. A. Diffusion of interstitial hydrogen into and through bcc Fe from first principles. **Physical Review B**. v. 70, 064102, Aug. 2004.

KIM, H. J.; KANG, B. Y. Effect of microstructural variation on weld metal cold cracking of HSLA-100 steel, **ISIJ International**, v. 43, n. 5, p. 706-713, Nov 2002.

KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. 2.ed. New Jersey: Wiley Interscience 2002 461 p.

LARTER, D. B. The US Navy's top acquisition priority stumbles out of the gate. **DefenseNews**, 6 Aug. de 2018. Disponível em: <www.defensenews.com/breaking-news/2018/08/06/the-us-navys-top-acquisition-priority-stumbles-out-of-the-gate-after-bad-welds-discovered-in-missile-tubes/>. Acesso em: 18 de Out. de 2018.

LAUREYS, A; DEPOVER, T; PETROV, R; VERBEKEN, K. Microstructural characterization of hydrogen induced cracking in TRIP-assisted steel by EBSD. **Materials Characterization**, v. 112, p. 169-179, Feb 2016.

LAYUS, P.; KAH, P.; KHLUSOVA, E.; ORLOV, V. Study of the sensitivity of high-strength cold-resistant shipbuilding steels to thermal cycle of arc welding. **International Journal of Mechanical and Materials Engineering**, v. 13, Feb 2018.

LEE, M; KANG, S; LIU, S; CHO, K. Effects of inclusion size and acicular ferrite on cold cracking for high-strength steel welds of ys 600 MPa grade. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 21, p.711-719, May 2016.

LIMA, Carlos Augusto Silveira. **Influência do tratamento térmico de alívio de tensões associado à elevada energia de soldagem na tenacidade da zona**

termicamente afetada de um aço tmcp microligado aplicado em estruturas off-shore. 2011. 110 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Campus Guaratinguetá – UNESP, Guaratinguetá, 2011.

LIPPOLD, J. C. **Welding metallurgy and weldability.** 1. ed. New Jersey: Editora Wiley, 2015. 400 p.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: fundamentos e tecnologia.** 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011. 363 p.

MATSUSHITA, Juliana Midori. **Permeação de hidrogênio em aço ultrabaixo carbono:** influência da fração recristalizada e do acabamento superficial. 2012. 85 p. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Química, UFMG, Belo Horizonte, 2012.

MIKAMI, Y.; KAWABE, N.; ISHIKAWA, N.; MOCHIZUKI, M. Evaluation of cold cracking in high-strength steel weld metal based on local critical conditions incorporating stress and diffusible hydrogen distributions. **Quarterly Journal of the Japan Welding Society**, v. 34, n. 2, p. 67-80, Feb 2016.

MODENESI, J. P.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem.** Belo Horizonte, 2012. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>>. Acesso em: 28 mar 2016.

MODENESI, J. P. **Soldabilidade de aços transformáveis.** Belo Horizonte, 2012. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metferritic1.pdf>>. Acesso em: 28 mar 2016.

MORAES, Luís Augusto Batista de. **Caracterização de macro e micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzido por lingotamento contínuo.** 2009. 162 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Departamento de Engenharia Metalúrgia e de Materiais, USP, São Paulo, 2009.

NEVASMAA, P. **Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds**. 2003. 254 f. Dissertação (...) – Department of Mechanical Engineering - University of Oulu, Oulu, 2003.

NOGUEIRA, Rosiane de Castro. **Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350**. 2013. 134 f. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Campus Guaratinguetá – UNESP, Guaratinguetá, 2013.

PADHY, G., K. et al. Effect of preheat and post-heating on diffusible hydrogen content of welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 17, n. 5, Mar, 2012.

PANDEY, C., et al. Hydrogen induced cold cracking of creep resistant ferritic P91 steel for different diffusible hydrogen levels in deposited metal. **International Journal of Hydrogen Energy**, Utrakhand, v. 41, n. 39, p. 17695-17712, Oct. 2016.

Pandey, C.; Mahapatra, M. M.; Kumar, P.; Saini, N. Some studies on P91 steel and their weldments. **Journal of Alloys and Compounds**. Jan. 2018.

PETCH, N. J.; STABLES, P. Delayed fracture of metals under static load. **Nature**, Leeds, v. 169, p. 842-843, May, 1952.

PURWANINGRUM, Y et al. Joints properties of one side welded of ship materials with variation of angle groove. **International Journal of Engineering Research**, v.4, n. 5, p. 268-271, May 2015.

REHRL, J; MRACZEK, K; PICHLER, A; WERNER, E. Mechanical properties and fracture behavior of hydrogen charged AHSS/UHSS grades at high- and low strain rate tests. **Materials Science & Engineering**, v. 590, p. 360-367, Jan. 2014.

ROSADO, D. B. **Comparação do efeito da fragilização por hidrogênio em aços com alta resistência à tração acima de 1000 MPa**. 2011. 76 f. Dissertação

(Mestrado) - Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, PPGEU UFRGS, Porto Alegre, 2011.

RUIZ, A. et al. Microstructural and ultrasonic characterization of 2101 lean duplex stainless steel welded joint. **Applied Acoustics**, v. 117, p.12-19, Feb. 2017.

SAINI, N; PANDEY, C; MAHAPATRA, M. M. Effect of diffusible hydrogen content on embrittlement of P92 steel. **International Journal of Hydrogen Energy**, Uttarakhand, v. 42, n. 27, p. 17328-17338, Jun. 2017.

SALANI, Marcelo. **Estudo das propriedades mecânicas de aços microligados produzidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado para tubos api/dnv usados no projeto pré-sal**. 2011. 80 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Campus Guaratinguetá – UNESP, Guaratinguetá, 2011.

SILVA, H. R. Estudo dos métodos de determinação da sensibilidade ao trincamento à frio em juntas soldadas. In: SIMPÓSIO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, 16., 2006, Uberlândia. **Anais...Uberlândia: FEMEC**, 2006.

SILVA, H. R. **Metodologia para análise de trincas de hidrogênio em soldas através de ensaios destrutivos e emissão acústica**. 2010. 140 f. Dissertação (Mestrado) – UFU, Uberlândia, 2010.

SILVA, W, C, D. **Efeito da profundidade de soldagem sobre o hidrogênio difusível das soldas molhadas**. 2012. 122 f. Dissertação (Mestrado) – UFMG, Belo Horizonte, 2012.

TAWENGI, A. S. et al. Cold weld cracking susceptibility of high strength low alloyed (hsla) steel nionikral 70. **Metalurgija**, vol. 53, n. 4, Nov 2014.

TROIANO, A. R. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, vol. 5, n. 9, p. 557-569, Dec 2016.

YI, Hui-Ju et al. Effect of microstructure and chemical composition on cold cracking susceptibility of high-strength weld metal. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 25, n. 9, p. 2185-2193, May 2011.

YURIOKA, N. et al. Determination of necessary preheating temperature in steel welding. **The Welding Journal**, Kansas, p. 147s-153s, Jun. 1983.

YURIOKA, N.; KASUYA, T. A chart method to determine necessary preheat temperature in steel welding. **Quarterly Journal of Japan Welding Society**, v. 13, n. 3, p. 347-357, 1995.

YURIOKA, N.; SUZUKI, H. Hydrogen assisted cracking in c-mn low alloy steel weldments. **International Materials Reviews**, v. 35, p. 217-249, 1990.

VIEIRA, Débora. Albuquerque et al. Processamento e caracterização de núcleo de ferro puro obtido por metalurgia do pó para aplicação como captador em *energy harvesting*. **Holos**, [S.l.], v. 3, p. 74-81, jul. 2015.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blucher, 2004. 494 p.

WORLD AUTOSTEEL. **Advanced high-strength steels application guidelines**. Version 5.0, May 2014.