

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DE MINAS

Dissertação de Mestrado
Metalurgia da Transformação

**“Estudo de Tenacidade da Zona Termicamente
Afetada dos Aços Inoxidáveis Ferríticos
UNS S40910 e UNS S41003”.**

Autor: Alberto Hisashi Hibino.

Orientador: Prof. Paulo José Modenesi, PhD.

Co-orientador: Prof. Leonardo Barbosa Godefroid, Dr.

Belo Horizonte, junho de 2011

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Alberto Hisashi Hibino

**“ESTUDO DE TENACIDADE DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DOS
AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS UNS S41001 E UNS S41003”**

Dissertação de Mestrado Apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica e de Minas, da Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de Concentração: Metalurgia da Transformação

Orientador: Prof. Paulo José Modenesi, PhD.

Co-orientador: Prof. Leonardo Barbosa Godefroid, Dr.

Belo Horizonte - Minas Gerais

Escola de Engenharia da UFMG

2011

Resumo

Este estudo teve como objetivo a caracterização de tenacidade da zona termicamente afetada (ZTA) pelo processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) em dois aços inoxidáveis ferríticos, UNS S40910 e UNS S41003, ambos com cerca de 6,5 mm de espessura. As amostras dos aços foram retiradas de chapas em processo intermediário em escala industrial após laminação a quente, sendo um dos aços recozido na seqüência. Os corpos de prova utilizados foram dos metais de base e das juntas soldadas do tipo meio-V em 2 energias de soldagem, utilizando arame AWS SFA 5.9 ER 308 LSi com 1,2 mm de diâmetro. A análise foi auxiliada também pelas curvas de ciclo térmico determinadas através de modelos teóricos. Os corpos de prova foram avaliados através de micrografia, microdureza, ensaios mecânicos e fractografia, incluindo ensaios Charpy e *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD) para determinação da tenacidade da zona termicamente afetada. Os resultados foram utilizados para comparar os dois aços, um estabilizado com Ti e o outro sem estabilização nas duas energias de soldagem. As ZTA's dos aços S40910 e S41003 apresentaram comportamento frágil em relação aos respectivos metais de base, nas energias de soldagem utilizadas. Os mecanismos principais para o aumento de fragilidade foram, provavelmente, o crescimento de grãos e formação de martensita.

Palavras chave: Aço inoxidável ferrítico, tenacidade, CTOD, ZTA.

Abstract

This study aimed to characterize of toughness of heat affected zone (HAZ) produced by Gas Metal Arc Welding (GMAW) in two ferritic stainless steels, UNS S40910 and UNS S41003, both at approximately 6.5 mm thick. These samples were obtained from industrial scale hot rolled intermediate plates. One of them was annealed before been used in the present study. Welding was performed in 2 energy levels, using an AWS SFA 5.9 E308 LSi with 1.2 mm in diameter filler wire. The analysis was aided by thermal cycle curves determined by mathematical models. The samples were evaluated by metallography, microhardness measurement, fractography and mechanical testing including Charpy testing and Crack Tip Opening Displacement (CTOD) testing to determine the toughness of HAZ. The results were used to compare the two steels, one stabilized with Ti and the other without stabilization, in two welding energies. The HAZ of both steels were embrittled probably by grain growth in both steels and by martensite formation in the S41003 steel.

Key words: Ferritic stainless steel, toughness, HAZ, CTOD.

**À CL, GrB.
À minha mãe e ao meu irmão.
Ao meu pai, com saudade.**

AGRADECIMENTOS

- ❖ Ao Criador, que a cada dia me permite ver o mundo.
- ❖ À minha mãe e ao meu irmão pelo amor, confiança, dedicação e exemplos de união na nossa família.
- ❖ Ao meu pai, que partiu antes da conclusão desta dissertação e que foi exemplo de honestidade, coragem, amor e dedicação à família e à fé.
- ❖ Ao Prof. Paulo Modenesi pelos valiosos ensinamentos, pelo apoio sempre presente e pelos exemplos de educação, seriedade, paciência e amor à pesquisa e ao ensino.
- ❖ Ao Prof. Leonardo Godefroid por viabilizar os ensaios de tenacidade à fratura, pelos ensinamentos e pela excelente hospitalidade em Ouro Preto.
- ❖ À Gerência de Engenharia de Equipamentos, à Gerência de Manutenção Central e à Gerência de Pesquisa da Aperam (Aperam Inox América do Sul S.A. é a ex-ArcelorMittal Inox Brasil), pelo apoio integral dado a este trabalho.
- ❖ À ESAB, em especial à engenheira mestra Erika Braga por viabilizar a realização de ensaio de impacto Charpy, fundamental neste trabalho, e também pela paciência.
- ❖ Ao pesquisador do Centro de Pesquisa da Aperam Dr. Tarcísio Reis e ao Dr. Ricardo Faria por recomendarem este trabalho, pelos ensinamentos e apoio.
- ❖ Ao Sr. Ricardo José do Centro de Pesquisa da Aperam, por viabilizar as soldagens das amostras e pelos ensinamentos.
- ❖ A Srta. Núbia Marozzi do Centro de Pesquisa da Aperam, pelas excelentes imagens de microscopia ótica.
- ❖ Ao Sr. Alexandre da Silveira do Centro de Pesquisa da Aperam, por viabilizar os ensaios mecânicos.
- ❖ Aos Srs. Anderson Sant`Ana e Robson do Centro de Pesquisa da Aperam, pelas análises no MEV.
- ❖ À equipe da ‘Oficina Mecânica’ da Aperam, pelo grande apoio durante a fabricação dos corpos de prova.
- ❖ Ao Sr. Júlio Amorin do setor de suprimentos da Aperam por viabilizar a conclusão da fabricação de corpos de prova.

- ❖ Ao Sr. Sidney Cardoso de Araújo da UFOP, pela preparação final de corpos de prova de CTOD.
- ❖ Aos meus grandes amigos Daniel, Lúcia e Beatriz que sempre me acomodaram em Belo Horizonte.
- ❖ À UFMG e aos professores e funcionários desta instituição, em especial a Sra Maria A. Pacheco e o Sr. Nelson.
- ❖ À UFOP, pela disponibilização do laboratório para ensaios de tenacidade à fratura.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Relação entre anisotropia normal e teor de carbono do aço (Nooning Jr, 2002).	6
Figura 3.2 - Diagrama de Fe-Cr-C com 13 % de cromo (Lippold e Kotecki, 2005).	7
Figura 3.3 Seção vertical do diagrama de Fe-Cr-C com menos de 0.01% de carbono (Du Toit, Van Rooyen e Smith, 2007).	8
Figura 3.4 Diagrama constitucional de Balmforth para aços inoxidáveis ferrítico-martensíticos (Balmforth e Lippold, 2000).	9
Figura 3.5 Diagrama de transformação isotérmica do aço 410 (Lippold e Kotecki, 2005).	10
Figura 3.6. Efeito da expansão do campo austenítico devido ao carbono e nitrogênio (Moreira, 2009).	12
Figura 3.7. Efeito do cromo e do teor de intersticiais C+N na tenacidade ao impacto das ligas Fe-Cr (Lippold e Kotecki, 2005).	13
Figura 3.8. Temperaturas de dissolução de nitretos e carbonetos de vários elementos (adaptada de Moreira, 2009).	15
Figura 3.9. Representação da relação de Baker-Nutting entre Fe- α e TiC (Nooning Jr, 2002).	16
Figura 3.10 Dimensões envolvidas nos estudos e aplicações da Mecânica de Fratura (Broek, 1983).	19
Figura 3.11 Representação do mecanismo de fratura dúctil em aços (Hippert, 2004). .	19
Figura 3.12 Influência da taxa de carregamento, estado de tensão e temperatura na tenacidade à fratura do material e modo de propagação de trinca.	20
Figura 3.13 Etapas de fratura por clivagem intragranular nucleada a partir de precipitado (a) fratura do precipitado (b) propagação na matriz dos grãos onde ocorreu a nucleação da trinca (c) propagação para grãos adjacentes. (Donato, Cravero e Ruggieri, 2006).	22
Figura 3.14. Representação de uma trinca aguda cujo plano é interceptado por um plano de escorregamento (Beltz, Lipkin e Fischer, 1999).	23
Figura 3.15 Estimativa da zona plástica na ponta da trinca para modo de carregamento I em estado de tensão plana e deformação plana e $\nu = 1/3$ (Gdoutos, 2005).	27

Figura 3.16 Comportamento tensão versus deformação de materiais elástico não linear e elasto-plástico (Hippert, 2004).....	29
Figura 3.17 Uma trinca inicialmente aguda sofre embotamento devido à deformação plástica resultando num deslocamento na direção da trinca e a abertura corresponde a uma das definições de CTOD.	30
Figura 3.18 Corpo de prova SE(B) segundo ASTM 1820 (adaptado de ASTM, 2009).	30
Figura 3.19 Ensaio para determinação de tenacidade à fratura utilizando corpo de prova submetido à flexão em três pontos (adaptado de Hippert, 2004).....	31
Figura 3.20 Curva carga (P) x deslocamento na linha de aplicação de carga (LLD) obtida em duas amostras de aços para duto de petróleo (Hippert, 2004).	33
Figura 3.21 Curva-R típica do tipo $Jx\Delta a$	34
Figura 3.22. Heterogeneidade de deformação em ensaio de tenacidade à fratura com corpos de prova tipo SE(B). (Donato, 2008).	35
Figura 3.23 Variação da geometria da zona plástica devido a heterogeneidade de propriedades mecânicas na junta (Koçak, 2010).	36
Figura 3.24 Equipamento básico do processo GMAW (Lincoln Electric, 2006).....	38
Figura 3.25 Modos de transferência de metal na soldagem GMAW (ASM, 1994).	39
Figura 3.26. Esquema das formas de transferência de metal em soldagem GMAW com proteção de Ar em função da tensão e da corrente (Modenesi, 2007).....	40
Figura 3.27. Efeito da combinação de oxigênio e de CO ₂ com argônio e de CO ₂ puro, na geometria da solda (Lincoln Electric, 2006).....	41
Figura 3.28. Ciclos térmicos calculados para 100μm da linha de fusão em duas energias de soldagem em aço inoxidável ferrítico (Du Toit e Naudé, 2009).....	44
Figura 3.29 Microestrutura da ZTA do aço 1.4003, parcialmente transformável (Du Toit, Van Rooyen e Smith, 2007).....	46
Figura 3.30. Variação da TTDF com o tamanho do grão no aço 12 Cr (Meyer e Du Toit, 2001).....	52
Figura 3.31. Relação entre volume de martensita e tenacidade ao choque segundo Zaayman num aço inoxidável ferrítico com 12% Cr (Meyer e Du Toit, 2007).....	54
Figura 4.1 Ponta de entalhe do corpo de prova para ensaio de tenacidade à fratura com aproximadamente 0,08 mm de raio.....	58

Figura 4.2 Equipamento e dispositivos para ensaio de tenacidade à fratura por flexão em corpo de prova SE(B).....	60
Figura 4.3 Detalhe do dispositivo de ensaio, com corpo de prova deformado após ensaio e clip-gage posicionado para medição de abertura da boca do entalhe (CMOD).	60
Figura 4.4 Perfil do chanfro meio-V utilizado na soldagem.....	61
Figura 4.5 Bancada de soldagem GMAW preparada para soldagem (AMIB).	62
Figura 4.6. Posição de retirada de corpos de prova de CTOD, tração e Charpy, respectivamente, a partir da peça soldada, onde MB é o metal de base (chapa de aproximadamente 6,5 mm).	63
Figura 4.7. Corpo de prova de tração e posição da solda com chanfro meio-V. Dimensões em mm. E = 5 mm.	64
Figura 4.8 Retirada do corpo de prova e posição do entalhe para ensaio de impacto Charpy.	65
Figura 4.9 Posição de preparação dos corpos de prova para metalografia após ensaio de tenacidade ao impacto Charpy.	65
Figura 5.1 Aços S41003 e S40910 no diagrama constitucional de Balmforth.	69
Figura 5.2 Aço S41003 na transversal à direção da laminação. Ataque: Vilella. 16X...	71
Figura 5.3 Representação da microestrutura da região central da espessura da chapa do aço S41003. Ataque: Vilella. Aumento: 100X.	72
Figura 5.4 Microestrutura do aço S41003 na direção longitudinal ou na direção de laminação (a) próxima a superfície e (b) no centro da chapa. Ataque: Vilella. Aumento 100X.....	73
Figura 5.5 Microestrutura do aço S41003 na direção transversal à de laminação. Ataque: Vilella. Aumento: 1000 X.	74
Figura 5.6 Distribuição de tamanho de grão do metal de base do aço S41003. MEV - EBSD.	75
Figura 5.7 Representação da microestrutura do aço S40910 na região central da chapa. Ataque: Vilella. Aumento: 100X.	76
Figura 5.8 Microestrutura do aço S40910 na direção transversal à de laminação e próxima à superfície da chapa. Ataque: Vilella. Aumento: 100X.	77
Figura 5.9 Microestrutura do aço S 40910 na direção transversal à de laminação e na região central da chapa. Ataque: Vilella. Aumento: 100X.	77

Figura 5.10 Presença de precipitados no aço S40910. Ataque: Vilella. Aumento: 1000X.....	78
Figura 5.11 Medição de tamanho de grão do aço S 40910 nas direções transversal (acima) e longitudinal (abaixo) à direção de laminação.	79
Figura 5.12 Curva de tração do aço UNS S40910 na direção transversal.	80
Figura 5.13 Curva de tração do aço UNS S41003 na direção transversal.	81
Figura 5.14 Aspectos de superfície de fratura após ensaio de Charpy em corpos de prova de metal de base do aço S41003 respectivas médias de energia absorvidas na fratura em cada temperatura de ensaio.....	82
Figura 5.15 Curva de comportamento dúctil-frágil do aço S41003 levantado com corpos de prova de ensaio de impacto <i>subsize</i>	83
Figura 5.16 Superfície de fratura dos corpos de prova de Charpy do aço S41003. (A) Ensaiado a -62°C. 12X (B) Anterior com 500X (C) Ensaiado a 0°C. 12X (D) Anterior com 500X. MEV.	85
Figura 5.17 Detalhe da região com delaminação no corpo de prova do aço S41003 ensaiado a -62° C. A cruz indica a região da próxima figura.....	86
Figura 5.18 Alvéolos na superfície de fratura (+ da figura anterior) do ensaio de impacto Charpy do aço S41003 ensaiado a -62° C. MEV. Aumento: 5000X.	86
Figura 5.19 Superfícies de fratura frágil no interior de delaminações dos corpos de prova do aço S41003 (A) ensaiado a -62° e (B) ensaiado a 0° C. MEV. Aumento: 1000X.....	87
Figura 5.20 Comportamento dúctil-frágil do aço S 40910 obtido com corpos de prova de Charpy <i>subsize</i>	88
Figura 5.21 Aspectos de fratura após ensaio de Charpy dos corpos de prova de metal de base do aço S40901 (a) 0°C (b) 22°C (c) 40°C (d) 60°C e (e) 80°C com respectivas energias absorvidas na fratura.....	89
Figura 5.22 Superfície de fratura do corpo de prova de Charpy do aço S40910 ensaiado a 0°C. As setas vermelhas indicam possíveis contornos de grãos. 250X. MEV.	89
Figura 5.23 Clivagem no aço S40910 com um ponto de iniciação localizado de fratura frágil num precipitado de TiN no interior de grão e o aspecto de rio indicando direções cristalinas distintas entre os grão adjacente. Ensaio de Charpy a 0° C. 2000X. MEV. .	90
Figura 5.24 Superfície de fratura do corpo de prova de Charpy do aço S40910 ensaiado a 40°C. 14X. (a) Detalhe com aumento de 200X e (b) com aumento de 2000X. MEV-SE.....	91

Figura 5.25 Comportamento dúctil-frágil dos aços S40910 e S41003.	92
Figura 5.26 Análise com microsonda do MEV sugerindo precipitado de TiN.	93
Figura 5.27 Microestruturas comparadas dos aços S40910 (esquerda) e S41003 (direita), ambas com aumento de 500X. Ataque: Vilella.....	93
Figura 5.28 Curva carga x COD obtida com metal de base do aço S40910.....	95
Figura 5.29 Superfície de fratura do corpo de prova de CTOD do metal de base do aço S40910. Pré-trinca de fadiga (1) e fratura em ensaio (2). MEV-SE. 12X.	95
Figura 5.30 Imagem ampliada do retângulo da figura anterior. MEV-SE. 500X.....	96
Figura 5.31 Curva carga x COD obtida com metal de base do aço S41003.....	97
Figura 5.32 Curva-R ($Jx\Delta a$) obtida com metal de base do aço S41003.	97
Figura 5.33 Curva CTOD x Δa do metal de base do aço S41003.....	98
Figura 5.34 Aspectos da superfície de fratura do corpo de prova de CTOD. MEV-SE.	99
Figura 5.35 Superfície de fratura na região de propagação estável da trinca no aço S41003. 500X. MEV-SE.....	100
Figura 5.36 a) Amostra preparada para soldagem na bancada GMAW (b) Posição da tocha de soldagem GMAW sobre o chanfro meio-V (c) Solda realizada na bancada.	100
Figura 5.38 Oscilogramas de corrente e tensão obtidas na soldagem com 1,8 kJ/mm.	102
Figura 5.39 Oscilogramas de corrente e tensão obtidas na soldagem de 1,1 kJ/mm. ...	103
Figura 5.40 Aspecto dos cordões de solda obtidos com (a) 1,8 kJ/mm e (b) 1,1 kJ/mm.	104
Figura 5.41 Curvas de ciclo térmico obtidas para soldas de 1,1 kJ/mm (Baixa) e 1,8 kJ/mm (Alta).	105
Figura 5.42 Microestrutura de soldas de aço S 40910 (a) 1,1 kJ/mm (b) 1,8 kJ/mm. Lado reto do chanfro. Aumento: 8X. Ataque: Vilella.	107
Figura 5.43 Tamanho de grão (μm) de ZTA do aço S 40901 com 2 energias de arco. (a) 1,1 kJ/mm (b) 1,8 kJ/mm Aumento: 25 X. Ataque: Vilella.	107
Figura 5.44 Microestrutura das ZTAs de soldas de aço S 41003 com 2 energias de soldagem (a) 1,1 kJ/mm (b) 1,8 kJ/mm. Ataque: Vilella. Aumento: 16X.....	108
Figura 5.45 Microestrutura da ZTA-AT de solda de 1,8kJ/mm no aço S41003. Ataque: Vilella. Aumento: 50X.	109

- Figura 5.46 Resultado de medição quantitativa de fases na ZTA-AT de soldas com 2 energias de arco (a) 1,1 kJ/mm e (b) 1,8 kJ/mm. Aumento: 200X. Ataque: Vilella. 110
- Figura 5.47 Microestrutura da ZTA-BT com (A) 200X e (B) 500X. Ataque: Vilella. 111
- Figura 5.48 Microestrutura da ZTA-BT MEV. Aumento: 1000X..... 111
- Figura 5.49 Microdureza na junta soldada do aço S40910 com energia de 1,8 kJ/mm. À direita, detalhe da marca do indentador Vickers dentro de um grão da ZTA-AT. 112
- Figura 5.50 Microdureza em solda com energia de arco de 1,1 kJ/mm em aço S41003. 113
- Figura 5.51 Microdureza em solda com energia de arco de 1,8 kJ/mm em aço S41003. 114
- Figura 5.52 Corpos de prova dos dois aços com solda, após ensaio de tração. Numeração dos corpos de prova: 1 a 4: S40910 e 5 a 7: S41003..... 116
- Figura 5.53 Detalhes do corpo de prova do aço S41030 com junta soldada após ruptura sob tração. 117
- Figura 5.54 Variação de tenacidade a impacto da ZTA do aço S 41003 com 2 energias de arco (a) 1,1 kJ/mm e (b) 1,8 kJ/mm. 119
- Figura 5.55 Aspectos de fratura após ensaios de impacto em diversas temperaturas de corpos de prova soldados do aço S 41003 (a) Alta energia (b) Baixa energia. 120
- Figura 5.56 Procedimento para avaliação microestrutural na região da ponta de entalhe do corpo de prova após ensaio de impacto (face A do croqui) e microestrutura do aço S41003 soldado com energia de 1,1 kJ/mm e ensaiado a 60° C. Ataque: Vilella. 12,5X. 121
- Figura 5.57 Microestrutura na ponta de entalhe de corpo de prova de Charpy de aço S41003 soldado com energia de 1,8 kJ/mm e ensaiado a 60° C. Aumentos: 12,5X e 100X. Ataque: Vilella. 121
- Figura 5.58 Superfície de fratura em ensaio de Charpy na região da ZTA do aço S41003 soldado com 1,8 kJ/mm e ensaiado a 60° C (A) região do entalhe com 30X (B) região do entalhe com 500X (C) região central com 30X (D) região central com 500X. MEV..... 122
- Figura 5.59 Microestrutura na região de fratura no ensaio de impacto Charpy na ZTA de solda do aço S41003 realizado a -20° C (a) croqui do corpo de prova (CP) fraturado (b) microestrutura na região do entalhe na face B do CP (c) detalhe da fratura e microestrutura com aumento de 50X. Energia de solda: 1,8 kJ/mm. Ataque: Vilella. 123

Figura 5.60 Aspectos de fratura após ensaios de impacto em diversas temperaturas em corpos de prova de aço S40910 soldados com baixa e alta energia. Os valores em Joule referem-se à média de 3 resultados de ensaio de impacto.	125
Figura 5.61 Comportamento dúctil-frágil da ZTA do aço S40910 em 2 energias de soldagem (a) 1,1 kJ/mm e (b) 1,8 kJ/mm.....	125
Figura 5.62 Microestrutura à frente do entalhe do corpo de prova (vide detalhe no lado direito inferior) após ensaio de impacto a 40°C. Aço S40910 soldado com energia de soldagem de 1,8 kJ/mm. Ataque: Vilella. 8X.	126
Figura 5.63 Ampliações da Figura 5.52, próximo ao entalhe, revelando formação de maclas de deformação no interior de grãos próximas a face de fratura. Ataque: Vilella.	127
Figura 5.64 Micrografia na região do entalhe situado na ZTA de solda (face A do croqui) de dois corpos de prova de Charpy de aço S40910, ambos ensaiados a 80°C, com comportamentos distintos em fratura.	128
Figura 5.65 Superfícies de fratura de dois corpos de prova de Charpy ensaiados a 80°C na ZTA de solda de aço S 40910. MEV-SE.	128
Figura 5.66 Aspecto macroscópico da superfície de fratura dos corpos de prova de CTOD.....	130
Figura 5.67 Curva carga x COD do corpo de prova do aço S40910 com solda de alta energia.....	131
Figura 5.68 Superfície do corpo de prova do aço S40910 AE após ensaio de CTOD. MEV - SE. 25X.....	131
Figura 5.69 Curva J x Δa imprópria para obtenção de propriedades de tenacidade no corpo de prova do aço S40910 soldado com energia de 1,8 kJ/mm.	132
Figura A.1 Principais linhas utilizadas na análise de dados de CTOD (ASTM, 2009).	141

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composições químicas dos aços S40910 e S41003 segundo ASTM A240-10a (ASTM, 2010).....	17
Tabela 3.2. Propriedades mecânicas dos aços S40910 e S41003 segundo ASTM A240-10a (ASTM, 2010).....	17
Tabela 3.3. Propriedades físicas dos aços UNS S40910 e S41003. Dados obtidos de Wegst (1998) e catálogos da ArcelorMittal Inox Brasil.	18
Tabela 4.1. Parâmetros para obtenção de trinca de fadiga.....	59
Tabela 4.2 Parâmetros de solagem utilizados.	62
Tabela 5.1 Composição química, em peso, dos aços estudados.	68
Tabela 5.2 Valores de cromo equivalente, níquel equivalente e previsão de quantidade de ferrita segundo relações de Balmforth.	69
Tabela 5.3 Resultados de ensaios de tração na direção transversal dos metais de base.	80
Tabela 5.4 Resultados de ensaio de impacto do metal de base do aço S 41003.....	82
Tabela 5.5 Resultados de ensaio de impacto do metal de base S40910	88
Tabela 5.6 Parâmetros obtidos na soldagem.....	101
Tabela 5.7 Resultados de ciclo térmico.	105
Tabela 5.8 Razão entre valores de microdureza da zona de fusão e adjacências em relação a do metal de base do aço S41003.....	115
Tabela 5.9 Resultados de ensaios de tração das amostras soldadas dos aços S 40910 e S 41003 realizadas conforme ASTM E 8M.....	116
Tabela 5.10 Resultados de ensaio de impacto na ZTA do aço S 41003. Realizados 3 ensaios por condição. Valores em Joule.	118
Tabela 5.11 Resultados de ensaio de impacto na ZTA do aço S 40910. Valores em Joule.	124
Tabela 5.12 Comparação dos resultados obtidos entre os aços S40901 e S41003.	129

LISTA DE ABREVIATURAS

ASM	American Society of Materials International
ASME	American Society for Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT/BT	Alta temperatura / Baixa temperatura
AWS	American Welding Society
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
CCC	Estrutura atômica cúbica de corpo centrado
COD	Abertura da boca da trinca medida com clip-gage
CTOD	Crack tip opening displacement
GMAW	Gas metal arc welding
HAZ	Heat affected zone (vide ZTA)
HV	Dureza Vickers
KFF	Kaltenhauser Ferrite Factor
MB	Metal de base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MEV-SE	Microscópio eletrônico de varredura, elétrons secundários
MEV-BSE	Microscópio eletrônico de varredura, elétrons retroespalhados
MFEP	Mecânica de Fratura Elasto-Plástica
MFLE	Mecânica de Fratura Linear-Elástica
MFM	Mecânica de Fratura Monoparamétrica
LLD	Deslocamento do ponto de aplicação de carga
SE(B)	Corpo de prova de mecânica de fratura com entalhe para flexão em 3 pontos
TTDF	Temperatura de transição dúctil-frágil
UNS	Unified Numbering System
ZF	Zona de fusão
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

$\Delta a_{\text{predicted}}$	propagação da trinca prevista através de flexibilidade do corpo de prova
Δa	crescimento da trinca
Δa_i	crescimento da trinca no ciclo i
Δa_p	propagação da trinca pela medida física
Δa_Q	propagação da trinca correspondente ao ponto δ_Q
ΔP	variação de carga aplicada em ensaio de tenacidade à fratura
$\Delta t_{T1/T2}$	intervalo de tempo de resfriamento entre temperaturas $T1$ e $T2$
ΔT_i	quantidade de T_i em solução sólida na matriz
$\Delta U_{\text{ativação}}$	energia de ativação para emissão de discordância
Δv	variação da abertura da boca da trinca
μ	módulo de cisalhamento
a	comprimento de trinca
a_i	comprimento de trinca no ciclo i
a_c	metade do comprimento de trinca
a_o	comprimento inicial de trinca ou tamanho de trinca inicial obtido por medição direta no corpo de prova
a_{oq}	tamanho de trinca medida pelo método de flexibilidade (<i>compliance</i>)
a_p	tamanho de trinca final medido diretamente no corpo de prova
A_{pl}	área sobre a curva de carga vs deformação correspondente à deformação plástica
b	módulo do vetor de Burgers
B	espessura do corpo de prova
b_c	semi-eixo menor da trinca
B_d	constante experimental de difusão
b_o	ligação remanescente no corpo de prova ou $W-a_o$
c	velocidade do som
C	<i>compliance</i> ou flexibilidade do corpo com trinca
$C_{(i)}$	valor de <i>compliance</i> no ciclo i
C_e	concentração de equilíbrio de carbono e nitrogênio na matriz
C_G	constante envolvida na cinética de crescimento de grãos
C_{req}	cromo equivalente

D	diâmetro médio de grãos
da	propagação do comprimento de trinca infinitesimal
Do	diâmetro inicial de grãos
dU	variação de energia armazenada no corpo
E	módulo elástico do material
Ea	energia de soldagem
ϵ_0	relação entre tensão de escoamento e módulo elástico do material
ϵ	deformação verdadeira
G	variação da energia potencial que acompanha o crescimento de trinca
$g(\theta)$	fator geométrico que relaciona o fator de intensidade com a tensão
G_C	valor de G na propagação instável de trinca
h	espessura do material
I	corrente elétrica em Ampere
J	parâmetro de tenacidade à fratura dada pela integral J
J_{el}	componente elástico do parâmetro J
J_{pl}	componente plástico do parâmetro J
k	coeficiente de Hall-Petch
k_f	coeficiente de Hall-Petch na condição de fratura frágil
k_c	condutividade térmica do material
K_I	fator de intensidade de tensões no modo de carregamento de abertura
$K_{m\acute{a}x}$	fator de intensidade de tensões máxima
LE	limite de escoamento
LR	limite de resistência
m	equação definida pela ASTM E1820 para relacionar os parâmetros δ e J
M	índice de heterogeneidade definido como relação entre tensões de escoamento entre metal de solda e metal de base.
M_{90}	temperatura com 90% da martensita transformada
M_f	temperatura final de transformação martensítica
M_s	temperatura de início de formação da martensita
n	coeficiente de encruamento do material
n_g	expoente de crescimento de grão
Nieq	níquel equivalente

P	carga aplicada no corpo de prova
P_a	potência dissipada pelo arco elétrico
Q	energia de ativação para difusão
Q_g	energia de ativação para crescimento de grãos
R	constante universal dos gases
r	distância entre o ponto definido pelas coordenadas i e j à ponta da trinca
r_n	coeficiente de anisotropia normal
r_p	tamanho da zona plástica
S	distância entre roletes de apoio para corpo de prova no ensaio de tenacidade à fratura
SE(B)	corpo de prova para flexão em três pontos
T	temperatura em Kelvin
T_m	temperatura de fusão do material em Kelvin
T_o	temperatura inicial do corpo
T_p	temperatura de pico
U	tensão elétrica em Volt
v	abertura da boca da trinca ou COD
vs	velocidade de soldagem
W	largura do corpo de prova
α	ferrita alfa
α_d	difusividade térmica do material
γ	austenita
γ_{es}	energia superficial efetiva
γ_s	energia absorvida na propagação da trinca
δ	ferrita delta
δ	abertura da ponta da trinca ou CTOD
δ_i	abertura da ponta da trinca no ciclo i
δ_Q	valor de CTOD provisório, antes da validação como parâmetro de tenacidade monoparamétrica
δ_{IC}	valor de CTOD como parâmetro de tenacidade à fratura monoparamétrica
ϵ_o	relação entre tensão de escoamento e módulo elástico do material
η_μ	coeficiente de dependência do μ com a temperatura
η	fatores adimensionais para determinação do parâmetro J

η_{el}	parcela elástica de η
η_{pl}	parcela plástica de η
η_T	rendimento térmico em soldagem
ν	módulo de Poisson
σ	tensão externa aplicada
σ_{eB}	tensão de escoamento do metal de base
σ_{eS}	tensão de escoamento do metal de solda
σ_f	tensão de fratura do material
σ_i	tensão de fricção ou resistência da rede cristalina contra o movimento de discordâncias
σ_{if}	tensão de resistência da rede cristalina na condição de fratura frágil
σ_{ij}	valor de tensão nas coordenadas i e j
σ_o	tensão de escoamento do material
σ_p	tensão na ponta da trinca
σ_{YS}	o mesmo que LE
σ_{TS}	o mesmo que LR
σ_Y	média aritmética entre σ_{YS} e σ_{TS}

SUMÁRIO

1	Introdução.....	1
2	Objetivos.....	3
3	Revisão Bibliográfica	4
3.1	Aços inoxidáveis ferríticos	4
3.1.1	Diagrama de fases.....	6
3.1.2	Elementos intersticiais.....	11
3.1.3	Estabilização.....	13
3.1.4	Aços inoxidáveis ferríticos UNS S40910 e UNS S41003.....	16
3.2	Mecanismos de fratura e tenacidade.....	18
3.3	Mecânica de fratura.....	25
3.3.1	Determinação experimental de CTOD.....	29
3.3.2	Efeito de heterogeneidades mecânicas na tenacidade à fratura.....	34
3.4	Soldagem.....	37
3.4.1	Processo GMAW.....	37
3.4.2	Ciclos Térmicos de Soldagem.....	41
3.4.3	Zona termicamente afetada.....	45
3.5	Fatores influentes na tenacidade da ZTA dos aços inoxidáveis ferríticos.....	46
3.5.1	Efeito dos elementos intersticiais e cromo.....	47
3.5.2	Efeito do crescimento do grão.....	49
3.5.3	Formação da martensita.....	52
4	Metodologia.....	55
4.1	Visão Geral.....	55
4.2	Materiais.....	55
4.3	Caracterização dos aços (metais de base).....	56
4.3.1	Análise química e Microestrutura.....	56

4.3.2	Ensaio Mecânico	57
4.4	Soldagem	61
4.4.1	Análise microestrutural da ZTA	63
4.4.2	Propriedades mecânicas da ZTA	63
4.4.3	Ciclos térmicos	66
4.4.4	Análise Fractográfica	67
5	Resultados e Discussões	68
5.1	Caracterização dos metais de base	68
5.1.1	Microestrutura	70
5.1.2	Ensaio de tração e dureza	79
5.1.3	Ensaio de impacto Charpy	81
5.1.4	Ensaio de CTOD	94
5.2	Soldagem	100
5.2.1	Ciclo Térmico	104
5.2.2	Microestrutura	106
5.2.3	Microdureza	111
5.2.4	Ensaio de tração	115
5.2.5	Ensaio de impacto Charpy	118
5.2.6	Ensaio de CTOD	129
6	Conclusões	133
7	Sugestões para Trabalhos	135
8	Bibliografia	136
9	ANEXOS	144

1 Introdução

A produção anual de aços inoxidáveis no mundo em 2008 atingiu cerca de 26 milhões de toneladas. A participação do Brasil foi próxima de 380 mil toneladas, com consumo per capita tímido de 1,93 kg/habitante por ano. Ainda, considerando a produção mundial em 2007, 62% do total foram da série 300, 10% da série 200, 27% da série 400 e 1% do tipo duplex (NucleoInox, 2009). A série 300, constituída pelos aços austeníticos, utiliza o elemento níquel na sua composição, variando de 7 a 20% em peso, cujo preço no mercado é de cerca de US\$ 28,00/kg (Infomine, 2011). Isto faz com que as ligas da série 300 sejam dispendiosas, constituindo uma barreira para a expansão do mercado de aços inoxidáveis. Desta forma, há uma tendência mundial em substituir os aços da série 300 pelos aços que não utilizam o níquel ou que o tenha em menores teores. Uma das estimativas de mercado aponta que em 2020 os aços da série 400 aumentarão para 37%, enquanto os da série 300 sofrerão uma queda para 53%, dentro de um cenário de produção mundial que alcançará 45 milhões de toneladas/ano (Moll, 2008). Isto parece bastante promissor particularmente para os aços ferríticos que compõem a série 400 ao lado dos aços martensíticos. Contudo, a aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos em substituição aos austeníticos não é uma tarefa fácil devido às diferenças de propriedades destes materiais, sendo as características mecânicas uma destas variáveis relevantes. Segundo Peckner e Bernstein (1977), os aços inoxidáveis ferríticos apresentam menor ductilidade em relação aos aços austeníticos, suscetibilidade a fenômenos de fragilidade, sensibilidade ao entalhe (maior propensão a apresentar comportamento frágil, particularmente na presença de entalhes) e soldabilidade inferior.

Após a sua soldagem, os aços inoxidáveis ferríticos podem apresentar fragilidade devido à precipitação de carbonitretos, crescimento de grão, além da possibilidade fragilização devido à formação de martensita, dependendo da composição química. Como consequência destes fatores, muitas aplicações são limitadas a espessuras reduzidas, abaixo de 3 mm (Lula, 1980) e muitos esforços tem sido realizados para viabilizar a aplicação destes materiais em estruturas mais pesadas. Alguns dos problemas citados anteriormente foram minimizados pelos avanços nos processos de aciaria, os quais permitiram melhorar a soldabilidade destes aços.

Em contrapartida, as vantagens do aço ferrítico sobre os austeníticos são a melhor usinabilidade e maior imunidade à corrosão sob tensão em ambiente com cloretos em relação aos austeníticos. Em algumas aplicações, como em trocadores de calor, a maior condutividade térmica e o menor coeficiente de dilatação térmica dos aços inoxidáveis ferríticos também representam vantagens em relação aos austeníticos. Além disso, existem aplicações em que o uso dos aços inoxidáveis ferríticos é crescente porque o custo elevado dos aços inoxidáveis austeníticos torna a sua aplicação basicamente inviável (Van Zwieten e Bulloch, 1993).

Atualmente, a aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos está consolidada em sistemas de exaustão automotiva, em bens de capital nas indústrias de celulose, sucro-alcooleira e cítrica, trocadores de calor, caçambas de mineração e petroquímica (ArcelorMittal Inox Brasil S.A., 2009) e contêineres marítimos (Lula, 1980). Em diversas aplicações, os aços inoxidáveis ferríticos, sobretudo as ligas com menor teor de cromo, podem substituir o aço carbono com algumas vantagens: dispensar pinturas contra corrosão ou a construção de estruturas mais leves, reduzindo a espessura de compensação para corrosão (Meyer e Du Toit, 2001).

Considerando o contexto acima, o presente trabalho visa formar subsídios técnicos para estudos de diversificação do uso dos aços inoxidáveis ferríticos, sobretudo em estruturas soldadas e com espessuras acima daquelas normalmente utilizadas nestas ligas. A outra razão para este estudo é o fato dos modernos projetos mecânicos utilizarem cálculos cada vez mais precisos, que permitem a redução dos fatores de segurança, e desta forma, resultam em menor custo de fabricação devido à redução da quantidade de material utilizado. Este processo requer melhor conhecimento das propriedades dos materiais aplicados, assim como as propriedades oriundas dos processos envolvidos no processamento destes materiais.

2 Objetivos

O objetivo primário deste trabalho foi estudar através de caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas, a tenacidade da zona termicamente afetada (ZTA) de solda dos aços inoxidáveis ferríticos UNS S40910 e UNS S41003 obtidas pelo processo GMAW com dois níveis energia.

Os resultados obtidos no estudo caracterizaram os seguintes aspectos:

- Microestrutura e propriedades mecânicas dos metais de base;
- Influência dos níveis de energia de soldagem na geometria, microestrutura e na tenacidade da ZTA dos aços analisados;
- Avaliação dos ciclos térmicos de soldagem na microestrutura e na tenacidade da ZTA;
- Influência da composição química dos aços na microestrutura e na tenacidade da ZTA;
- Discussões sobre as metodologias aplicadas no estudo comparado aos trabalhos de outros autores.

3 Revisão Bibliográfica

3.1 Aços inoxidáveis ferríticos

A origem dos aços inoxidáveis data de 1912 e é atribuída aos estudos da Krupp Stahl, na Alemanha (Silva, 2009). Inicialmente foi desenvolvido o sistema Fe-Cr e trabalhos posteriores levaram a criação de ligas no sistema Fe-Cr-Ni e outros amplamente aplicados atualmente. O cromo é o principal elemento responsável pela resistência à corrosão destes aços e apesar deste elemento ser menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas, as ligas com pelo menos 10% de cromo são capazes de formar uma camada de óxido contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel em numerosos reagentes (Modenesi, 2001). Os tipos de aços inoxidáveis atualmente existentes são classificados de acordo com a microestrutura presente à temperatura ambiente, que por sua vez depende do balanço da capacidade dos elementos químicos presentes em estabilizar a fase austenita ou a ferrita. A partir deste balanço podem ser fabricados os aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos, martensíticos e os duplex. Existem ainda os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, que são aços cuja estrutura inicial pode ser martensítica, semi-austenítica ou austenítica e que atingem elevada resistência mecânica, boa ductilidade e elevada tenacidade após tratamento para formação de precipitados finos, obtidos geralmente pela adição de elementos como Ti, Cu, Nb e Al (Modenesi, 2001). Os principais aços inoxidáveis padronizados podem ser encontrados na Norma ASTM A 240 (ASTM, 2010) com designação UNS e listadas com respectivas composições químicas e propriedades mecânicas básicas. Além disso, a descrição detalhada de cada classe de aço pode ser encontrada em inúmeras literaturas técnicas e catálogos de fabricantes e será dispensada nesta revisão bibliográfica.

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas à base de ferro com aproximadamente 12 a 30% de cromo (Peckner e Bernstein, 1977). Cronologicamente, o desenvolvimento desta classe de ligas pode ser dividido em três gerações. A primeira geração é formada por aços com 11,5 a 27% de cromo e teor de carbono relativamente elevado e, desta forma, com possibilidade de formação de austenita quando aquecida a temperaturas elevadas e martensita após resfriamento rápido subsequente. A segunda geração são aços com conteúdo de carbono menor e com adição de elementos estabilizantes de carbonitreto (Nb e Ti), conferindo melhor soldabilidade para estes aços. Finalmente, a terceira geração é

composta por aços com teor elevado de cromo e baixo teor de elementos intersticiais, carbono e nitrogênio (Lippold e Kotecki, 2005).

Em geral, estes aços são formulados de forma que sejam essencialmente ferríticos desde a temperatura de fusão até a temperatura ambiente, isto é, não podem ser completamente austenitizados e, desta forma, não são endurecíveis através de tratamento térmico de têmpera. Alguns mecanismos de endurecimento através de precipitação são considerados pouco significativos na prática, principalmente devido ao efeito prejudicial de fragilização e/ou perda de tenacidade. A deformação a frio é o método mais comumente utilizado para endurecer estes aços (Lippold e Kotecki, 2005). A microestrutura destes aços também só pode ser refinada através da combinação adequada de deformação e recristalização (Modenesi, 2001).

Este trabalho será focado nos aços inoxidáveis ferríticos com baixo teor de cromo, variando de 10,5 a 12,5 % em peso, sendo um deles estabilizado com Ti. Este teor de cromo está na faixa inferior para promover uma proteção contra processos corrosivos e a estrutura cristalina estável a temperatura ambiente é a cúbica de corpo centrado (CCC). Esta estrutura está associada a algumas características importantes para aplicação de alguns aços inoxidáveis ferríticos, das quais se pode destacar a boa embutibilidade devido à sua textura. A outra característica, comum a todos os aços ferríticos, é a existência da temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) abaixo da qual o aço passa a apresentar comportamento frágil, o que representa uma limitação para determinadas aplicações. Uma das formas de diminuir a TTDF é reduzir o teor de elementos intersticiais, carbono e nitrogênio, e o efeito da redução destes elementos também melhora a embutibilidade do aço. Como regra geral, os aços inoxidáveis ferríticos com boa embutibilidade são as ligas estabilizadas com Ti e/ou Nb (Bamenga, 2004). A Figura 3.1 mostra o efeito do teor de carbono no coeficiente de anisotropia normal do aço (r_n) que afeta diretamente a embutibilidade (Nooning Jr, 2002). O aço com conteúdo de carbono reduzido apresenta $r_n > 1$, isto é, o material apresenta maior facilidade de deformação no plano da chapa em relação à espessura do mesmo. Esta característica é muito importante no processo de embutimento, onde é necessária uma alimentação constante do material para o interior da matriz.

Nos itens seguintes, seguem-se revisões sobre o diagrama de fases importantes para o estudo dos aços inoxidáveis ferríticos, influência dos elementos intersticiais, estabilização e um resumo sobre os aços UNS S40920 e UNS S41003.

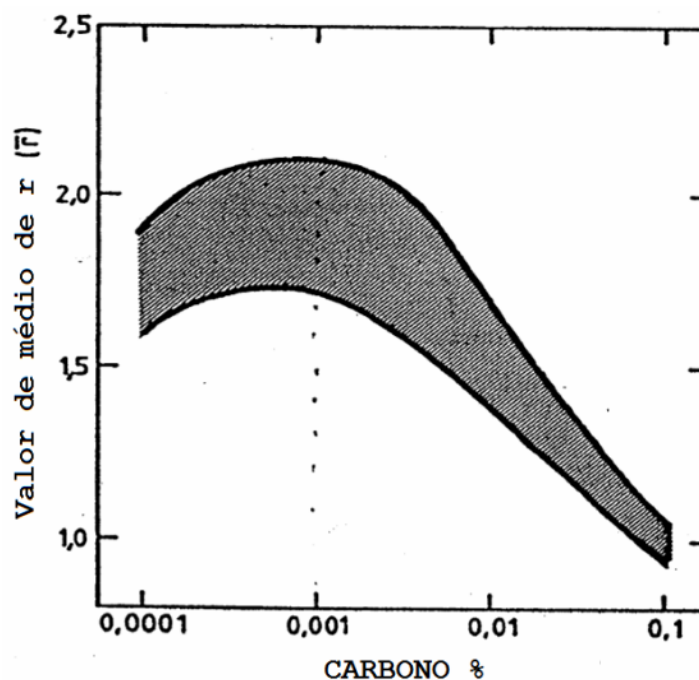


Figura 3.1 - Relação entre anisotropia normal e teor de carbono do aço (Nooning Jr, 2002).

3.1.1 Diagrama de fases.

A estrutura cristalina à temperatura ambiente do aço inoxidável ferrítico é a cúbica de corpo centrado e é formada por uma solução sólida de Fe e Cr (ferrita). Nestas condições, a liga contém muito pouco carbono dissolvido e a maioria deles está precipitado na forma de carbonetos mais ou menos finamente divididos (Peckner e Bernstein, 1977). Considerando os principais elementos presentes nesta liga, o diagrama pseudobinário Fe-Cr-C apresentado na Figura 3.2 descreve as transformações de fase que podem ocorrer nestes aços durante a solidificação e no estado sólido. Este diagrama prevê que, para teores de carbono abaixo de aproximadamente 0,05%, a fase inicial na solidificação é a ferrita (δ). Seguindo o resfriamento, para esta faixa de composição, surge uma região bifásica, com formação de austenita além da ferrita ($\gamma + \delta$). Esta região bifásica também é mostrada na Figura 3.3 que apresenta um diagrama Fe-Cr-0,01%C. Voltando à Figura 3.2, abaixo de cerca de 800° C, as fases em equilíbrio presentes sob resfriamento lento são ferrita (α) e carboneto $Cr_{23}C_6$. Sob condições de resfriamento rápido, tais como as encontradas durante a soldagem, a austenita formada durante as temperaturas intermediárias se transforma em martensita. A quantidade de martensita formada depende

da quantidade de elementos estabilizantes da austenita e, desta forma, com teores de carbono maiores, o campo de estabilidade da austenita aumenta resultando numa estrutura com maior volume de martensita após o resfriamento. O conteúdo maior de carbono resulta também na formação de martensita mais dura e frágil, aumentando a suscetibilidade à fratura frágil. Por outro lado, o aumento do teor de cromo, a redução do teor de carbono e/ou a adição de elementos estabilizantes podem diminuir ou suprimir totalmente a passagem do material pelo campo austenítico. Isto pode ser observado também na Figura 3.3, onde acima de aproximadamente 13% de cromo não há mais formação de austenita e, assim, a possibilidade de formação da martensita é totalmente eliminada.

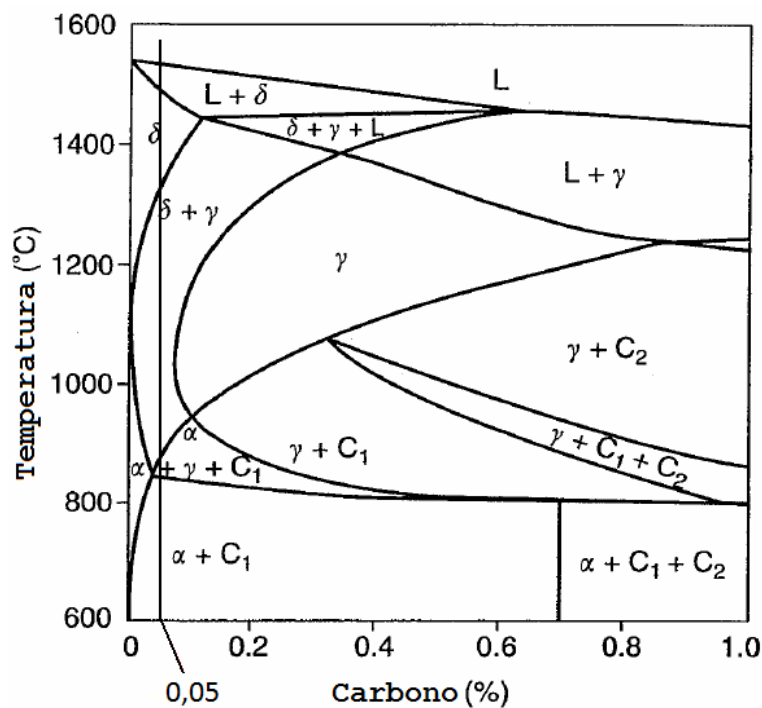


Figura 3.2 - Diagrama de Fe-Cr-C com 13 % de cromo (Lippold e Kotecki, 2005).

Uma forma de quantificar o balanço entre elementos alfa-gênicos e gama-gênicos (elementos que promovem a estabilização da ferrita e da austenita, respectivamente) no sistema ferrítico-martensítico é dada pelo *Kaltenhauser Ferrite Factor* (KFF) cuja equação é:

$$\text{KFF} = \text{Cr} + 6\text{Si} + 8\text{Ti} + 4\text{Mo} + 2\text{Al} - 40(\text{C}+\text{N}) - 2\text{Mn} - 4\text{Ni} \quad (3.1)$$

O KFF não quantifica as fases presentes numa liga assim como não existe um valor definido para classificar todos os tipos de aços inoxidáveis ferríticos. Assim, para as ligas

de baixo teor de cromo como as exploradas neste estudo, o valor crítico de KFF é de 13,5, e acima deste valor é esperada uma estrutura totalmente ferrítica (Lippold e Kotecki, 2005).

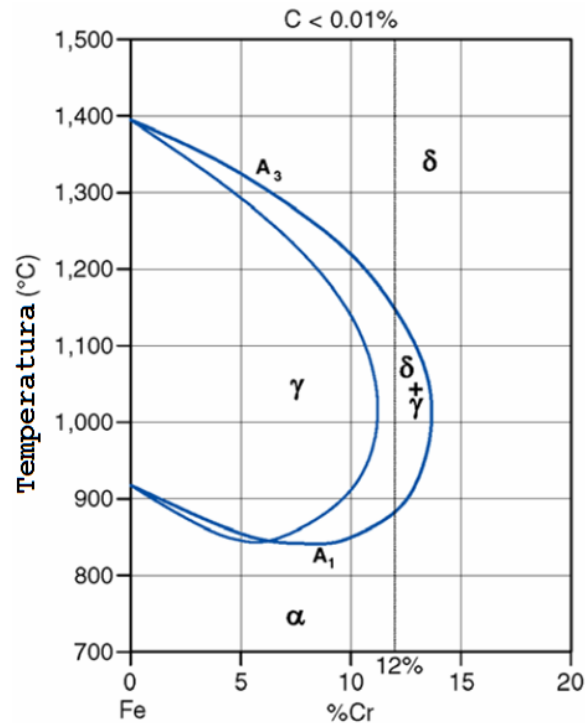


Figura 3.3 Seção vertical do diagrama de Fe-Cr-C com menos de 0,01% de carbono (Du Toit, Van Rooyen e Smith, 2007).

Outra relação, específica para ligas ferríticas e martensíticas, é dada pelo diagrama constitucional de Balmforth (Balmforth e Lippold, 2000), apresentada na Figura 3.4 que compreende as faixas de composição dos aços utilizados no presente estudo. Da mesma forma que o KFF, a posição das ligas no diagrama é definido pelos valores percentuais em peso de elementos estabilizadores de ferrita e austenita através de valores equivalentes em cromo e níquel (Cr eq e Ni eq, respectivamente), conforme a seguir:

$$\text{Cr eq} = \text{Cr} + 2\text{Mo} + 10 (\text{Al} + \text{Ti}) \quad (3.2)$$

$$\text{Ni eq} = \text{Ni} + 35\text{C} + 20\text{N} \quad (3.3)$$

Este diagrama foi criado para obter melhor precisão na previsão de microestrutura para ligas ferrítico-martensíticas do que outros diagramas, tais como o de Schaeffler. No entanto, os autores atentam para algumas limitações deste diagrama e não recomendam a sua utilização para ligas com $\text{Ni eq} < 0,5$ e que a precisão do diagrama é reduzida para

ligas com teor de carbono muito baixo, sendo indicado para faixa deste elemento entre 0,07 e 0,2% em peso.

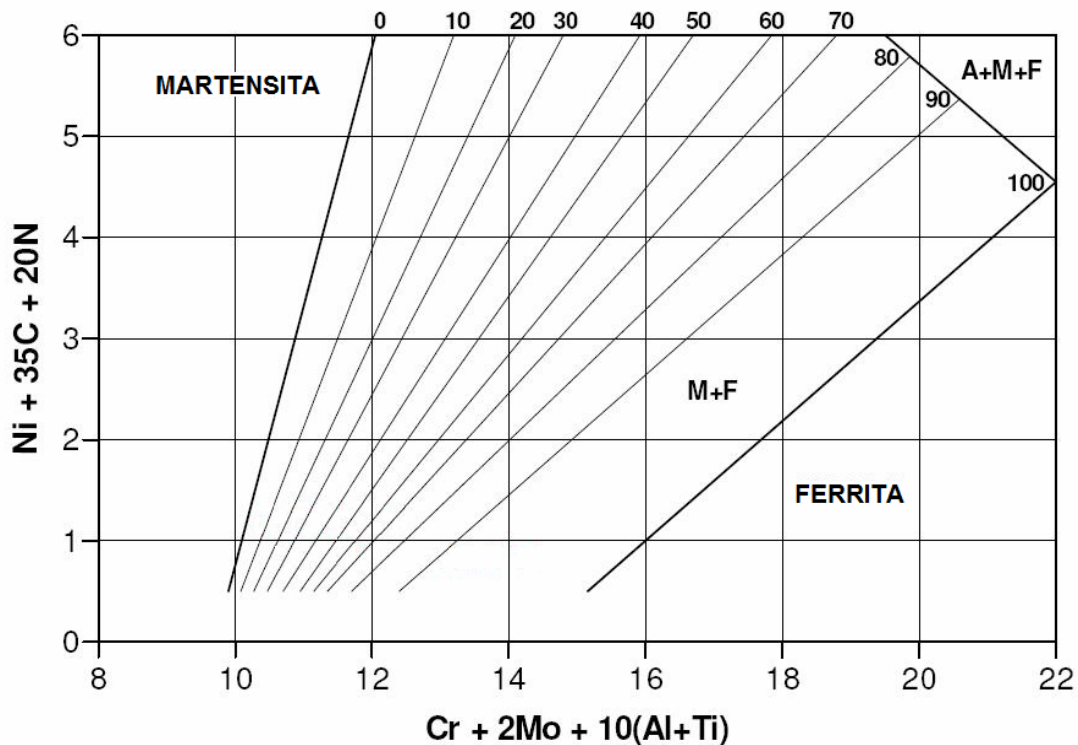


Figura 3.4 Diagrama constitucional de Balmforth para aços inoxidáveis ferrítico-martensíticos (Balmforth e Lippold, 2000).

Outras relações entre elementos formadores de ferrita e de austenita e também os diagramas constitucionais utilizadas para determinar as fases presentes em metais de solda em aços inoxidáveis são apresentadas, por exemplo, por Lippold e Kotecki (2005) e Balmforth e Lippold (2000).

A influência de elementos intersticiais, principalmente o carbono e o nitrogênio, nos aços inoxidáveis ferríticos é particularmente importante, e está apresentada no item 3.1.2

Este estudo não envolve os aços inoxidáveis martensíticos. No entanto, o aço S41003 que é considerado ferrítico devido ao seu baixo teor de carbono, é um aço não estabilizado e pode apresentar a formação de martensita durante o resfriamento rápido a partir de temperaturas elevadas. A Figura 3.5 mostra, como um exemplo, o diagrama de transformação isotérmica de um aço martensítico UNS S41000, com teor máximo de 0,15% de carbono. O diagrama mostra a faixa de temperatura na qual ocorre a

decomposição da austenita e formação da martensita, delimitada entre as temperaturas M_s e M_{90} .

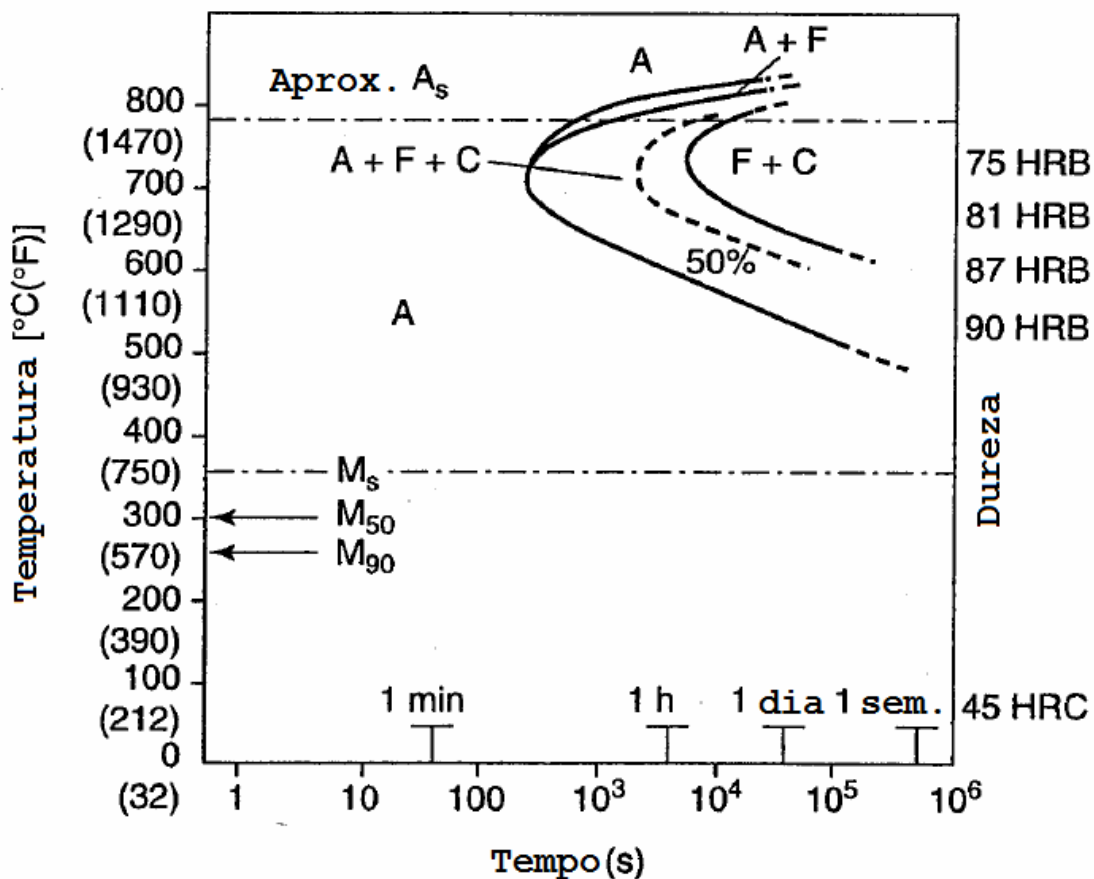


Figura 3.5 Diagrama de transformação isotérmica do aço 410 (Lippold e Kotecki, 2005).

A temperatura de início da formação da martensita, M_s , é uma função da composição química da liga, podendo também ser influenciada pelas tensões externas aplicadas no material (Meyers e Chawla, 2009). Diversos autores definiram coeficientes para os elementos presentes numa liga, formando equações para previsão de M_s , como por exemplo, a equação segundo Gooch (porcentagem dos elementos em peso), citado por Lippold e Kotecki (2005):

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 540 - (497C + 6.3Mn + 36.3Ni + 10.8Cr + 46.6Mo) \quad (3.4)$$

No exemplo desta equação, observa-se que quantidades maiores de elementos de liga diminuem a temperatura de início de formação da martensita. Este fato é atribuído ao

efeito de endurecimento por solução sólida que aumenta a resistência contra mobilidade das discordâncias (Cahn e Haasen, 1996). A temperatura de final de transformação, M_f , é aproximadamente 100°C menor do que M_s (Lippold e Kotecki, 2005).

3.1.2 Elementos intersticiais.

Os elementos intersticiais, carbono e nitrogênio ou (C+N), estão presentes em praticamente todas as ligas ferrosas e suas concentrações de equilíbrio (C_e) na matriz seguem uma relação do tipo $C_e = B e^{-Q/RT}$, onde B é uma constante obtida experimentalmente, Q é a energia de ativação para difusão, R é a constante universal dos gases e T é a temperatura em Kelvin. Nos aços inoxidáveis ferríticos, à temperatura ambiente, a solubilidade destes elementos é baixa e, desta forma, quando uma liga ferrítica é resfriada lentamente a partir de altas temperaturas, estes elementos precipitam-se nos contornos e no interior dos grãos na forma de carbonetos $M_{23}C_6$ e $M_{23}(C,N)_6$ e nitreto Cr_2N . À medida que aumenta a taxa de resfriamento, predominam as precipitações intragranulares devido ao menor tempo disponível para a difusão dos elementos intersticiais para os contornos dos grãos (Peckner e Bernstein, 1977). A estrutura e a morfologia dos precipitados durante os ciclos térmicos, como existentes num processo de soldagem, afetam grandemente a tenacidade dos aços inoxidáveis ferríticos.

Outro efeito importante dos elementos carbono e nitrogênio nos aços inoxidáveis ferríticos é a sua influência sobre a extensão do campo austenítico, presente a partir de aproximadamente 850°C . A Figura 3.6 mostra a expansão do campo austenítico à medida que aumentam os teores dos elementos intersticiais, estando esta fase presente mesmo numa liga com mais de 20% de cromo quando os teores de elementos intersticiais são suficientemente elevados. Desta forma, para evitar a formação de austenita em qualquer faixa de temperatura em ligas de baixo e médio teor de cromo é necessária a redução dos teores de carbono e nitrogênio e/ou adição de elementos estabilizantes de carbonitretos.

Os elementos intersticiais e o cromo são também responsáveis pela *sensibilidade ao entalhe* (propensão à fragilidade que é ampliada devido à presença de entalhe) dos aços inoxidáveis ferríticos, independente dos processos térmicos envolvidos. Esta característica é marcante nos aços inoxidáveis ferríticos e é praticamente ausente nos aços inoxidáveis

austeníticos, pois estes últimos apresentam maior solubilidade de elementos intersticiais e a sua estrutura cristalina (CFC) favorece a deformação plástica no lugar do comportamento frágil. Os trabalhos de Binder e Spindelow (citados por Peckner e Bernstein, 1977) comprovaram que este fenômeno é causado pelo efeito combinado do cromo e elementos intersticiais carbono, nitrogênio e oxigênio.

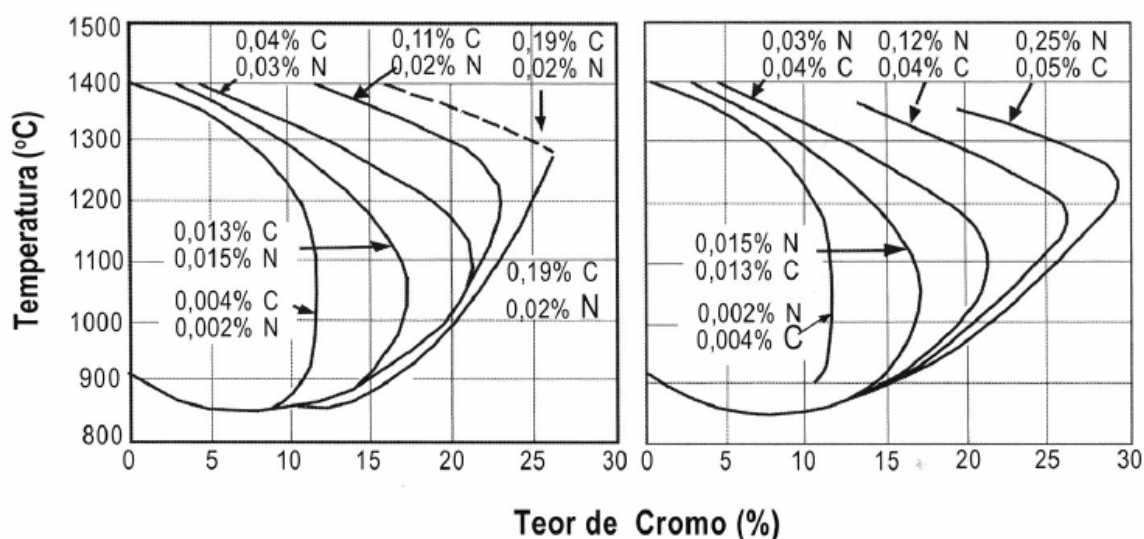


Figura 3.6. Efeito da expansão do campo austenítico devido ao carbono e nitrogênio (Moreira, 2009).

A Figura 3.7 mostra que acima de aproximadamente 15% de cromo o teor de elementos intersticiais (C+N) deve ser drasticamente baixo para atingir elevada tenacidade ao impacto à temperatura ambiente. Baerlecken (citado por Peckner e Bernstein, 1977) estudou vários aços com teores de cromo variáveis (16 a 30%) e verificou que aqueles com baixos níveis de intersticiais sempre apresentaram tenacidade ao impacto superior.

A influência dos elementos intersticiais sobre as propriedades de tenacidade dos aços inoxidáveis ferríticos está exposto com mais detalhes no item 3.5.1.

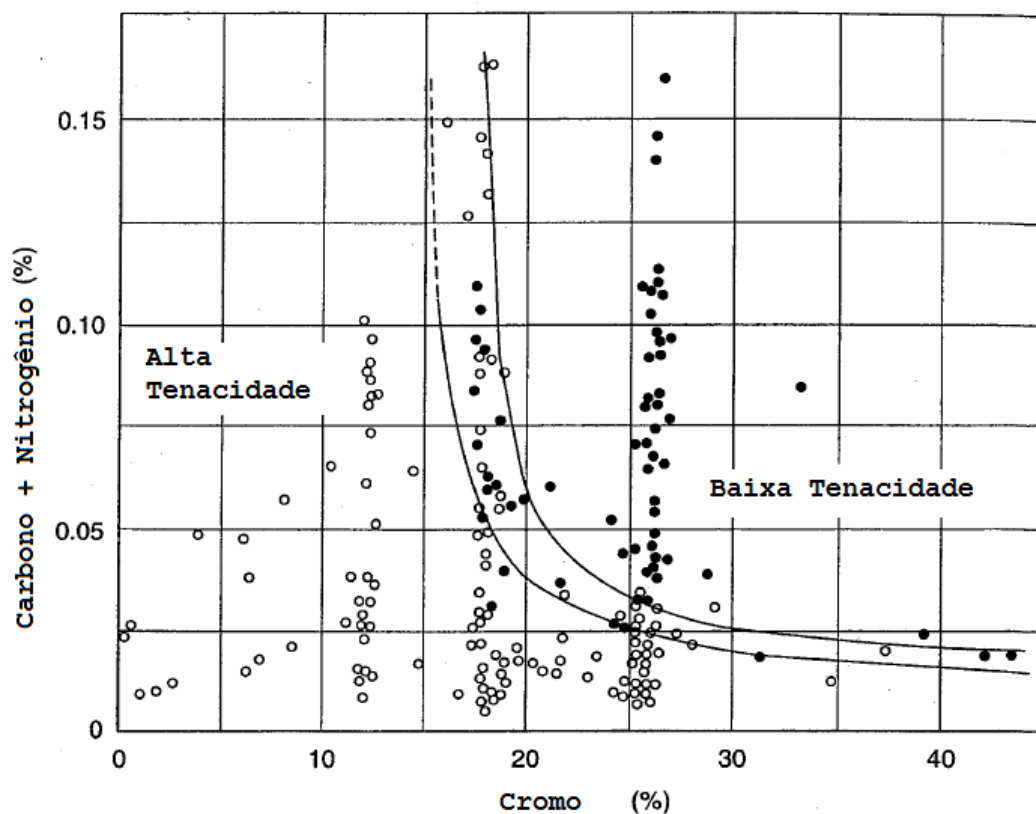


Figura 3.7. Efeito do cromo e do teor de intersticiais C+N na tenacidade ao impacto das ligas Fe-Cr (Lippold e Kotecki, 2005).

3.1.3 Estabilização.

A estabilização através da adição de elementos tais como Ti, Nb, Zr e Ta no aço inoxidável tem como objetivo a formação preferencial de carbonetos, nitretos e carbonitretos destes elementos, minimizando-se a presença de elementos intersticiais em solução sólida. A primeira aplicação de aço inoxidável ferrítico estabilizado ao Ti (tipo 409) em sistema de exaustão de automóveis ocorreu em 1961 no Ford Thunderbird (Nooning Jr, 2002). Sem a estabilização, se o material é submetido a temperaturas elevadas, acima de 500° C, os elementos intersticiais difundem-se rapidamente para os contornos dos grãos e precipitam-se na forma de carbonetos $Cr_2_3C_6$ e nitretos Cr_2N , provocando empobrecimento de cromo no contorno de grão, visto que a difusão do cromo é mais lenta. Quando esta redução localizada do teor de cromo em solução sólida atinge um teor abaixo do mínimo necessário para manter a passivação do aço, em torno de 10%,

o material fica susceptível à corrosão intergranular, denominada sensitização. Acima de 700° C, para tempos longos de exposição, este efeito é reduzido devido à maior difusividade do cromo e ocorre reposição deste elemento nestas regiões a partir de regiões vizinhas. Uma descrição detalhada sobre sensitização e outros fenômenos de corrosão dos aços inoxidáveis pode ser encontrada em Peckner e Bernstein (1977).

A adição de elementos estabilizantes diminui a quantidade de elementos intersticiais em solução sólida visto que estes formam compostos estáveis a temperaturas mais elevadas (Figura 3.8). Desta forma, mesmo uma liga com teor de Cr abaixo da região de estabilidade da ferrita para o seu teor de elementos de intersticiais, a adição de elementos estabilizantes pode garantir uma estrutura totalmente ferrítica devido à redução do campo austenítico pelo aprisionamento dos elementos intersticiais.

Os aços inoxidáveis podem ser estabilizados através da adição de um ou mais elementos estabilizantes. Neste trabalho, somente um dos aços (S40910) tem adição de Ti como estabilizante e, neste caso, diz-se que o aço é monoestabilizado. A quantidade de Ti necessária para uma adequada estabilização é citada por vários autores e atualmente a Norma ASTM A 240 (ASTM, 2010) considera várias relações para diferentes aços classificados conforme código UNS.

A Figura 3.8 mostra as temperaturas de solubilização de diferentes carbonetos e nitretos de vários elementos, incluindo o Ti e o Nb, utilizados amplamente como elementos estabilizantes em aços inoxidáveis. Os requisitos para o uso de um elemento como estabilizante inclui o custo e a afinidade para formar compostos com ambos os elementos intersticiais C e N (Moreira, 2009).

A relação empírica ΔTi , dada pela Equação 3.5, representa a quantidade de Ti em solução sólida no aço monoestabilizado, isto é, a parcela não utilizada para a formação de Ti (C,N).

$$\Delta Ti = [Ti] - 48/12[C] - 48/14[N] \quad (3.5)$$

A existência de Ti em solução sólida ($\Delta Ti > 0$) tende a reduzir a ductilidade do aço devido ao efeito de endurecimento por solução sólida (Faria, 2006).

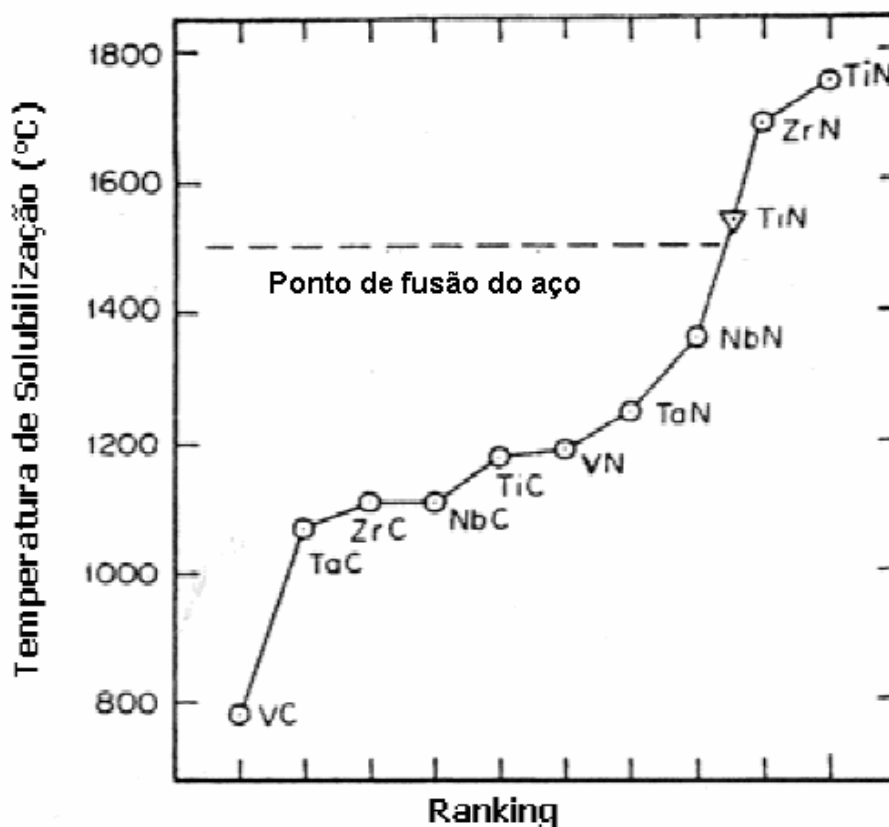


Figura 3.8. Temperaturas de dissolução de nitretos e carbonetos de vários elementos (adaptada de Moreira, 2009).

A adição de Ti forma precipitados duros e de formato angular e podem agir como concentradores de tensão na matriz ferrítica. Desta forma, a quantidade excessiva de estabilizante deve ser evitada para não afetar negativamente a ductilidade e a tenacidade do aço (Modenesi, 2001).

Segundo Noonig (2002), o efeito de endurecimento secundário no aço AISI 409 estabilizado com Ti é limitado e pouco relevante nas condições normais de processamento deste aço. O mecanismo de endurecimento ocorre devido à precipitação de carbonetos e nitretos finos incoerentes onde as discordâncias devem ultrapassá-los, ao invés de cisalhá-los como acontece com partículas coerentes, e assim, podem envolver níveis de tensões mais elevadas, levando ao efeito endurecedor. A orientação do precipitado (incoerente) de TiC em relação à matriz ferrítica é representada pela relação de Baker-Nutting, mostrada na Figura 3.9.

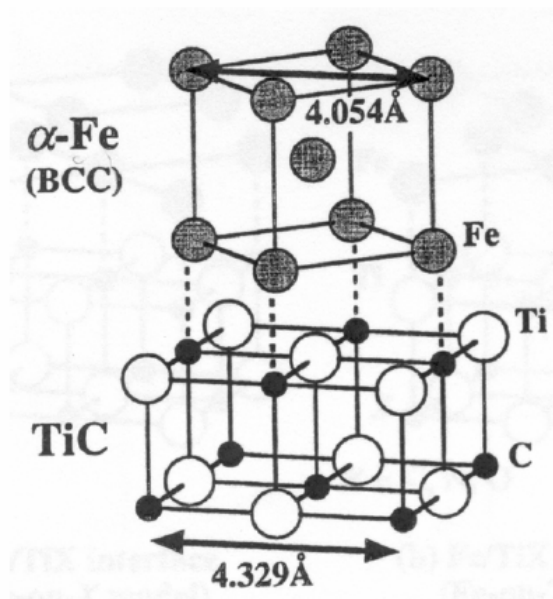


Figura 3.9. Representação da relação de Baker-Nutting entre Fe- α e TiC (Nooning Jr, 2002).

3.1.4 Aços inoxidáveis ferríticos UNS S40910 e UNS S41003.

Os aços UNS S40910 e UNS S41003, utilizados neste estudo, pertencem à segunda geração dos aços inoxidáveis ferríticos, isto é, à categoria das ligas com menores teores de carbono e cromo. Em vista do conteúdo baixo de cromo, de aproximadamente 11%, estes dois aços não são aplicados em ambientes muito agressivos e, em determinados ambientes, podem surgir manchas ou formar uma fina camada de óxidos (ArcelorMittal Inox Brasil S.A., 2009).

O aço S40910 é monoestabilizado com Ti cujo teor mínimo é estabelecido pela relação $6(C+N)$ segundo a norma ASME AS 240 (ASTM, 2010). Este aço não pode ser temperado e a estabilização também minimiza a precipitação de carbonetos durante resfriamento a partir de temperaturas elevadas, inclusive nos processos de soldagem. Esse teor de Ti é abaixo do estabelecido para o aço S40920 cujo teor mínimo é $8(C+N)$, que é considerado como totalmente estabilizado. Por outro lado, o teor de Ti acima do limite de solubilidade na temperatura de solidificação do aço é relacionado à ocorrência de defeitos superficiais em placas devido a precipitação de TiN. Alguns aços inoxidáveis ferríticos, que necessitam conciliar a qualidade superficial e total estabilidade da ferrita, são ligados com

Ti e Nb (Nooning Jr, 2002). O aço S40910 é considerado um dos aços inoxidáveis de menor custo, boa soldabilidade e estampabilidade; é aplicado em sistemas de exaustão automotiva, trocadores de calor e também em substituição a alguns aços ao carbono estruturais em condições que requerem resistência à corrosão superior em relação à deste último. Como desvantagem, é conhecida a perda de tenacidade provocada pelo crescimento de grão durante o processo de soldagem. As propriedades típicas do aço S40910 são apresentadas nas Tabelas 3.1, 3.2 e 3.3. O aço S41003 apresenta resistência mecânica superior em relação ao S40910 e é utilizado em aplicações que requerem resistência à abrasão, principalmente na presença de água ou em ambiente úmido, substituindo os aços galvanizados, aluminizados e pintados (ArcelorMittal Inox Brasil, 2009). São aplicados em mineração, indústria sucroalcooleira, indústria de celulose, entre outras. Conforme mostra a Tabela 3.1, este aço não é um aço inoxidável estabilizado e contém níquel na sua composição e isto pode promover a formação de martensita durante a soldagem. Segundo o fabricante de aço, esta martensita é associada à melhoria da tenacidade na zona termicamente afetada da solda (ArcelorMittal Inox Brasil, 2009). A formação da martensita na ZTA e sua relação com os parâmetros de soldagem e a variação da tenacidade da ZTA serão discutidas no item 3.5.3.

Tabela 3.1 – Composições químicas dos aços S40910 e S41003 segundo ASTM A240-10a (ASTM, 2010).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	N	Outros
S40910	0,03	1,00	1,00	0,04	0,02	10,5-11,7	0,50	0,03	6(C+N) <Ti<0,5
S41003	0,03	1,50	1,00	0,04	0,03	10,5-12,5	1,50	0,03	-

Obs: exceto os valores em faixas, os teores indicados são valores máximos em percentual de cada elemento em peso.

Tabela 3.2. Propriedades mecânicas dos aços S40910 e S41003 segundo ASTM A240-10a (ASTM, 2010).

Aço	Limite de resistência, mín. (Mpa)	Limite de escoamento 0.2%, mín. (Mpa)	Alongamento em 50 mm, mínimo (%)	Módulo de elasticidade (Gpa)	Dureza max.	Embutimento Erichsen (mm)
S40910	380	170	32	215	88 HRB	10
S41003	455	275	18	220	20HRC	-

Tabela 3.3. Propriedades físicas dos aços UNS S40910 e S41003. Dados obtidos de Wegst (1998) e catálogos da ArcelorMittal Inox Brasil.

Aço	Densidade (g/cm ³)	Calor específico 20-400oC (J/g oC)	Coefficiente médio de dilatação térmica entre 20° C e 500° C (μm/m oC)	Temperatura de fusão (oC)	Resistividade e elétrica a temperatura ambiente (μΩ-cm)	Condutividade térmica a 20° C (W/m oC)
S40910	7,7	0,46	12,0	1483	61	25
S41003	7,7	0,43	11,9	1460	60	25

3.2 Mecanismos de fratura e tenacidade.

Neste trabalho foram abordados os mecanismos de fratura envolvendo fratura dúctil com formação de microcavidades e a fratura frágil, tanto por clivagem como intergranular. Estas formas de fratura podem ocorrer separadamente ou de forma mista no mesmo evento ou como seqüência de eventos.

Os estudos envolvendo mecanismos de fratura levam em consideração eventos em escalas dimensionais muito amplas como pode ser visto na Figura 3.10.

A fratura dúctil ocorre quando o mecanismo de escorregamento é favorecido, sobretudo nos planos cristalinos de maior densidade atômica do material, resultando em deformações plásticas consideráveis.

Segundo Anderson (1995), nas ligas metálicas comumente usadas, a fratura dúctil é constituída por três etapas: (1) Formação de superfície sobre uma partícula de segunda fase ou inclusão através da decoesão ou fratura da partícula (devido aos defeitos internos presentes nas mesmas). Uma forma de decoesão é promovida pela incompatibilidade de deformação entre a matriz e a partícula, causando acúmulo de discordâncias nos planos de escorregamento que circundam a partícula; (2) Crescimento da cavidade ao redor da partícula através de deformação plástica e (3) Coalescimento das cavidades formando uma trinca macroscópica. O mecanismo descrito acima está ilustrado na Figura 3.11.

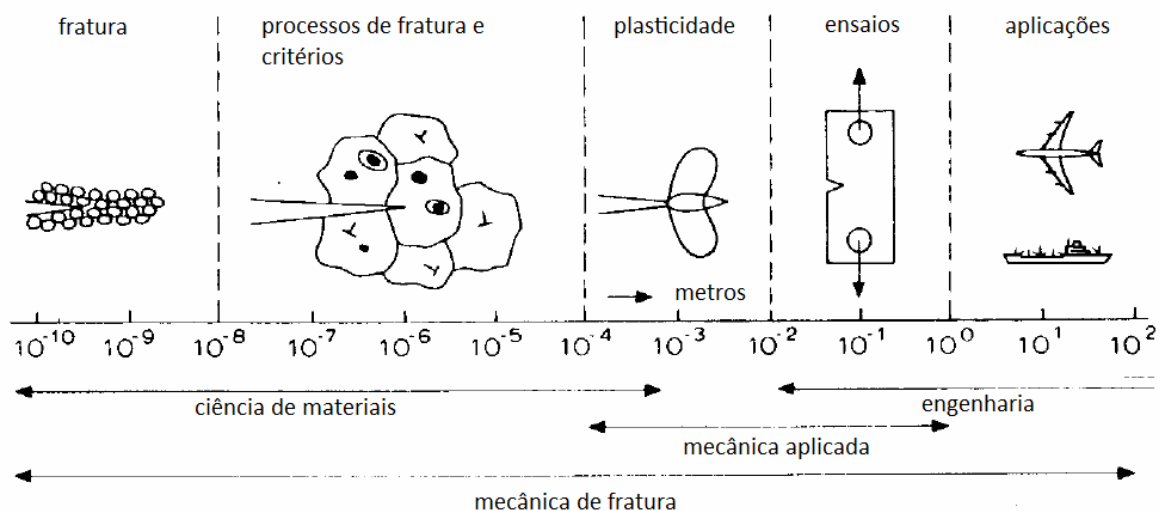


Figura 3.10 Dimensões envolvidas nos estudos e aplicações da Mecânica de Fratura (Broek, 1983).

A propagação de uma trinca na forma dúctil também é resultado de decoesões em torno de partículas existentes à frente da ponta da trinca macroscópica. O crescimento e coalescimento subsequente das cavidades na ponta da trinca provocam um arredondamento na ponta da trinca, podendo mudar o comportamento de propagação posterior da mesma. Microscopicamente, a propagação da trinca na forma dúctil pode ocorrer em zigue-zague nas regiões do material em estado triaxial de tensões, isto é, na parte central do material onde a propagação da trinca é aparentemente plana. O estado localizado de tensão plana devido à presença da trinca causa propagação dúctil em 45° , mas a trajetória global da trinca segue um plano devido à restrição global, daí o comportamento em zigue-zague como resultado de competição entre os dois comportamentos (Anderson, 1995).

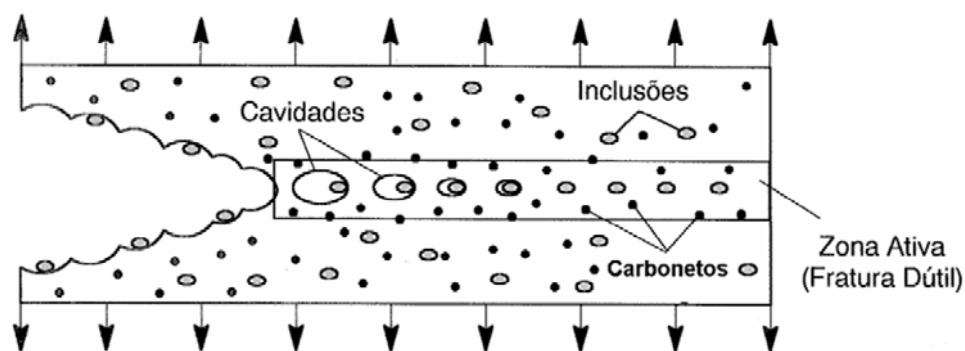


Figura 3.11 Representação do mecanismo de fratura dúctil em aços (Hippert, 2004).

Por outro lado, a fratura por clivagem ocorre quando esta se desenvolve de forma frágil podendo ou não ser precedida por nucleação e propagação parcialmente dúctil. É caracterizada pela pouca deformação plástica e dominada pela ruptura de ligações químicas ao longo de um plano cristalino, preferencialmente de baixa densidade atômica. Esta forma de fratura demanda uma menor quantidade de energia para a sua propagação e tem, desta forma, maior facilidade de se tornar instável e propagar em alta velocidade. A fragilidade torna-se predominante nos casos onde há elevada taxa de carregamento, baixa temperatura, existência de concentradores de tensão (entalhe) ou espessura elevada do material que resulta em estado triaxial de tensões. A Figura 3.12 ilustra estes comportamentos na forma típica obtida em ensaios de tenacidade.

A fratura por clivagem nos materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) ocorre preferencialmente nos planos $\{100\}$, principalmente em baixas temperaturas quando existem menos sistemas de escorregamento ativos e a tensão de escoamento é mais elevada.

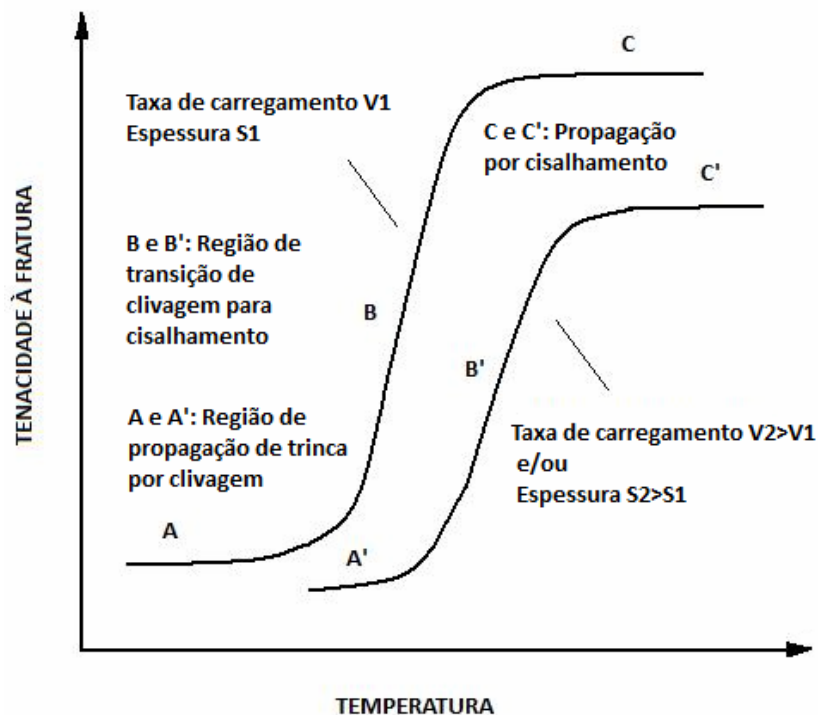


Figura 3.12 Influência da taxa de carregamento, estado de tensão e temperatura na tenacidade à fratura do material e modo de propagação de trinca.

Para uma trinca macroscópica propagar por clivagem, a tensão local na ponta da trinca deve superar a tensão teórica de fratura que, para um sólido cristalino, é de

aproximadamente $E/2\pi$, onde E é o módulo de elasticidade (Courtney, 1990). No entanto, este valor é muito superior à tensão de escoamento dos aços e também não pode ser atingido por um concentrador de tensão macroscópico (trinca macroscópica). Segundo Anderson (1995), o mecanismo principal para a ocorrência de fratura por clivagem no aço envolve a interação de uma descontinuidade macroscópica com a presença de precipitados, tais como carbonetos e inclusões. Quando uma placa de grandes dimensões é submetida a uma tensão σ na presença de uma trinca macroscópica, ocorre uma concentração de tensões σ_p ponta da trinca.

$$\sigma_p = \sigma [1+2a_c/b_c] \quad (3.6)$$

Onde, σ_p é a tensão da ponta da trinca; a_c é a metade do comprimento da trinca; b_c é o semi-eixo menor da trinca.

As deformações localizadas na ponta desta trinca devido à tensão σ_p podem provocar a fratura de partículas de precipitado presente nesta região. Segundo Donato (2006), este fenômeno ocorre devido às tensões de cisalhamento atuantes nas bandas de deslizamento, as quais geram empilhamento de discordâncias contra o precipitado e originam os defeitos. Neste contexto, microtrincas podem ser formadas inclusive com o material submetido a tensões remotas de compressão.

A pequena descontinuidade gerada pela fratura do precipitado constitui um defeito no material, e pelo modelo de Griffith, dependendo do nível de tensão (trativa) na ponta da trinca macroscópica, a tensão na pequena descontinuidade pode atingir a tensão de fratura do material ($\sigma_f = [E\gamma_s/a_c]^{1/2}$, onde E = módulo elástico do material; γ_s = energia envolvida para propagação da trinca; a_c = metade do comprimento da microtrinca), promovendo a fratura por clivagem.

A Figura 3.13 mostra as etapas para formação de fratura por clivagem induzida por precipitados e ilustra as etapas descritas anteriormente.

No mecanismo de clivagem, a posição da ponta da trinca macroscópica em relação aos precipitados com características favoráveis para promover a fratura por clivagem influi na tenacidade do material. Desta forma, os testes de tenacidade como o Charpy podem apresentar maior dispersão de resultados na região de transição dúctil-frágil (Anderson, 1995). Segundo Donato (2006), a fratura frágil é um fenômeno altamente localizado e

dependente das características do material, presença de heterogeneidades, da geometria da estrutura e histórico de carregamento, que resulta em grande variabilidade de resultados mesmo em corpos de prova de laboratório. Assim, uma das metodologias para o estudo de mecanismos de clivagem adota o tratamento estatístico através de um modelo que considera a distribuição e o tamanho das microtrincas no material.

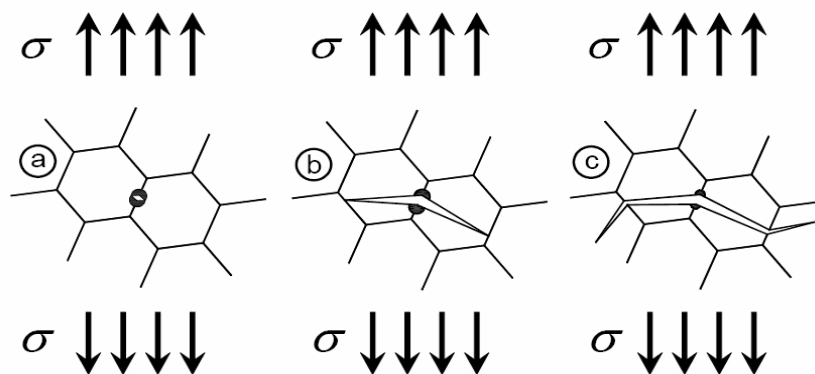


Figura 3.13 Etapas de fratura por clivagem intragranular nucleada a partir de precipitado (a) fratura do precipitado (b) propagação na matriz dos grãos onde ocorreu a nucleação da trinca (c) propagação para grãos adjacentes. (Donato, Cravero e Ruggieri, 2006).

A ocorrência de problemas de fratura frágil em construções de engenharia é relatada desde a segunda metade do século XIX em aços normalmente dúcteis, tais como vasos de pressão, pontes, tubulações, navios e outros. Estas falhas ocorreram em determinadas condições onde atuaram pelo menos um dos fatores a seguir: estado triaxial de tensão, baixa temperatura e/ou alta taxa de deformação ou de carregamento (Dieter, 1988).

O mecanismo que define se um material é dúctil ou frágil é a contínua competição entre o crescimento da trinca e a nucleação de discordâncias num plano de escorregamento que intercepta o plano da trinca como mostrada na Figura 3.14. O alargamento da ponta da trinca através da nucleação de discordâncias tende a conferir maior tenacidade para o material. Caso contrário, a trinca permaneceria aguda, tornando o material mais frágil (Beltz, Lipkin e Fischer, 1999).

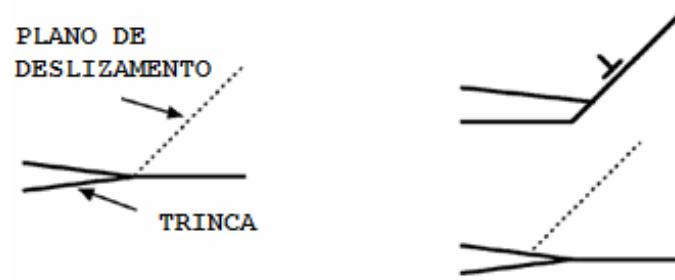


Figura 3.14. Representação de uma trinca aguda cujo plano é interceptado por um plano de escorregamento (Beltz, Lipkin e Fischer, 1999).

Xu et al. (1995) citam o estudo de Argon em que a nucleação de discordâncias na ponta de uma trinca microscópica determina o comportamento mecânico dos materiais que apresentam a temperatura de transição frágil-dúctil (TTDF). Ainda segundo estes autores, uma equação sugerida para TTDF é baseada na condição para a nucleação de discordâncias, que associada a uma energia de ativação, é suficiente para bloquear a propagação de uma trinca de clivagem, aumentando a tenacidade do material. Esta relação é dada por:

$$TTDF = T_a / [\ln(c/v)/\alpha + \eta_\mu T_o/T_m] \quad (3.7)$$

Onde $T_a = \mu b^3/k(1-\nu)$ e $\alpha = (1-\nu) \Delta U_{ativação}/\mu b^3$, T_m é a temperatura de fusão em Kelvin; μ é o módulo de cisalhamento; b é o módulo do vetor de Burgers; ν é o módulo de Poisson; $\Delta U_{ativação}$ é a energia de ativação para emissão de discordância; c = velocidade do som; $v = 1$ cm/s ou velocidade típica de propagação da trinca; η_μ é aproximadamente igual a 0.5 ou coeficiente de dependência do módulo de cisalhamento com a temperatura.

Segundo Huang (2005), além da nucleação de discordâncias na ponta da trinca, a TTDF depende da mobilidade das discordâncias que é afetada pela temperatura, sendo, no entanto, menos relevante para metais com estrutura CCC onde a nucleação das discordâncias é o fator predominante.

Wright (citado por Lula, 1980) relata que altas taxas de deformação aumentam a TTDF e, desta forma, ensaios de Charpy apresentam TTDF maiores do que ensaios de tração utilizando amostras com entalhe para um mesmo material.

Na prática, a transição frágil-dúctil ocorre numa faixa de temperatura e, desta forma, a TTDF é definida conforme critérios adequados, por exemplo, a energia média absorvida nos ensaios ou então a temperatura relativa a um determinado valor de energia absorvida (Dieter, 1988).

A relação entre as condições de soldagem com a temperatura de transição dúctil-frágil dos aços inoxidáveis ferríticos é discutida no 3.5.2.

A tenacidade dos materiais pode ser medida através de vários métodos, em condições dinâmicas ou quase estáticas e com resultados que podem ou não ser diretamente aplicados em estudos de integridade estrutural.

Segundo Anderson (1995), o ensaio de Charpy, amplamente utilizado e que submete o material ao impacto, é um ensaio cujos resultados não são aplicáveis diretamente em cálculos de projetos, mas é empregado para classificar os materiais dentro dos critérios de tenacidade. Este ensaio se diferencia dos baseados em Mecânica de Fratura que são aplicados na análise de integridade estrutural onde a amostra é geralmente submetida a carregamento lento. Por outro lado, correlações entre resultados de ensaio de Charpy e falhas em serviço de equipamentos mostraram que fraturas com menos de 70% de clivagem nos corpos ensaiados são indicativos de que uma falha não ocorrerá se a temperatura de aplicação do material for mantida igual ou superior a dos ensaios e a tensão atuante não superar a metade da sua tensão de escoamento (Dieter, 1988)

Uma das características do ensaio de Charpy é o uso de corpos de prova com espessura padronizada. O comportamento de um material na fratura depende de considerações geométricas, particularmente a sua espessura devido a mudanças no estado de tensão predominante na região próxima à ponta da trinca ou entalhe. Desta forma, o corpo de prova padrão pode não representar a tenacidade de um material na condição real de aplicação e isto é particularmente grave na aplicação de materiais de grande espessura.

Segundo Toffolo (2008), a fratura dúctil é preferível na maioria dos casos práticos de aplicação de materiais. A fratura frágil ocorre repentinamente e de forma catastrófica e não permite nenhuma medida corretiva ao contrário da fratura dúctil. Na fratura dúctil, a energia absorvida é maior devido à deformação plástica e estes materiais tendem a ser mais tenazes.

3.3 Mecânica de fratura.

A Mecânica de Fratura visa prever o comportamento dos materiais através da análise de três variáveis combinadas: tensão atuante no material, defeitos presentes e a tenacidade do material. A tenacidade e o tamanho do defeito são variáveis que diferenciam a Mecânica de Fratura em relação à abordagem tradicional da Resistência dos Materiais que compara a tensão máxima aplicada com a resistência mecânica para critério de ruptura do material. Esta diferenciação na Mecânica de Fratura é decorrente da consideração de que os materiais contêm defeitos ao contrário da Resistência dos Materiais, onde os materiais são supostamente contínuos, homogêneos e isotrópicos.

Outra característica da Mecânica de Fratura é o conceito de *similaridade*, isto é, o parâmetro de tenacidade do material independe das características geométricas envolvidas desde que determinadas condições sejam satisfeitas, permitindo que um valor de tenacidade obtido num corpo de prova em laboratório seja aplicado em estruturas reais com trincas. Esta condição é assegurada quando a região deformada plasticamente está limitada a um pequeno volume (*small scale yielding*), verificado através de critérios adequados. Neste caso, um único parâmetro é capaz de caracterizar a tenacidade de um material, sendo assim, denominada Mecânica de Fratura Monoparamétrica (MFM). Para situações que envolvem deformações de grandes extensões ou deformações plásticas generalizadas (*large scale yielding*), as variáveis envolvidas na MFM devem ser complementadas por parâmetros que quantifiquem os desvios no estado de tensão em relação à condição de deformações em pequena escala. A inclusão de parâmetro adicional origina a Mecânica de Fratura Bi-paramétrica, cuja abordagem pode ser encontrada em Anderson (1995) e em trabalhos de vários autores.

Inicialmente, a Mecânica de Fratura adotou o modelo termodinâmico proposto por Griffith para materiais frágeis, citado no item 0, onde a propagação de uma trinca ocorre quando a tensão remota aplicada no material é capaz de compensar as parcelas de energia absorvidas no crescimento da trinca, representada pela variável γ_s (trabalho da fratura). No entanto, a medição de γ_s é difícil, e então, a forma mais prática da Mecânica de Fratura surgiu após Irwin e outros introduzirem outros dois conceitos: o da força de extensão da

trinca ou taxa de liberação de energia (G) e o da análise de concentração de tensões na ponta da trinca (Hippert, 2004).

O primeiro parâmetro, G , quantifica a variação global de energia potencial elástica para o processo inelástico que acompanha o crescimento da trinca. Como exemplo, para uma placa de grandes dimensões contendo um defeito de tamanho $2a_c$ e submetida à tensão σ , o parâmetro é dado pela equação abaixo:

$$G = \pi a_c \sigma^2 / E \quad (3.8)$$

Para a condição instável de propagação da trinca, G é representado por G_c , quando a tensão é a de fratura, σ_f .

O segundo critério quantifica as tensões e deformações próximas à ponta de uma trinca, definindo o fator de intensidade de tensão K_I , tendo a relação abaixo:

$$\sigma_{ij} = K_I g(\theta) / [2 \pi r]^{1/2} \quad (3.9)$$

Onde: K_I é fator de intensidade de tensões, sendo o índice I referindo-se ao modo de carregamento de abertura, $g(\theta)$ é um fator geométrico e r é a distância do ponto definido pelas coordenadas ij à ponta da trinca.

A Equação 3.9 mostra que as tensões nas proximidades da ponta da trinca tendem ao infinito quando a distância r tender ao zero. Desta forma, a presença de trinca aguda causará o surgimento de tensões superiores ao de escoamento do material (σ_o) resultando no aparecimento de uma zona deformada plasticamente. Irwin propôs relações matemáticas para estimar a dimensão (r_p) da zona plástica conforme abaixo:

$$r_p \approx 1/2\pi * K^2/\sigma_o^2 \quad \text{para tensão plana} \quad (3.10)$$

$$r_p \approx 1/6\pi * K^2/\sigma_o^2 \quad \text{para deformação plana} \quad (3.11)$$

Outro modelo de zona plástica foi proposto por Dugdale para o caso de tensão plana, e o comprimento da zona plástica nas extremidades de uma trinca elíptica é dada por $R = \pi K^2/8\sigma_o^2$.

Segundo Gdoutos (2005), as dimensões da zona plástica, utilizando critério de escoamento de Von Mises, são dadas pelas relações:

$$r_p(\theta) = 1/4\pi (K_I/\sigma_o)^2 (3/2 \sin^2\theta + 1 + \cos \theta) \quad \text{para tensão plana} \quad (3.12)$$

$$r_p(\theta) = 1/4\pi (K_I/\sigma_o)^2 [3/2 \sin^2\theta + (1-2\nu)2(1 + \cos \theta)] \quad \text{para deformação plana} \quad (3.13)$$

A Figura 3.15 ilustra a estimativa do formato da zona plástica dado pelas relações acima e mostra que a zona plástica referente ao estado plano de tensão é maior do que a do estado plano de deformação devido à menor restrição. O tamanho da zona plástica delimita a validade do método de avaliação de materiais por similaridade, pois uma zona plástica de grandes dimensões passa a interagir com as superfícies do corpo e o parâmetro de tenacidade passaria a depender da geometria e/ou tamanho da peça e não apenas das propriedades do material. Desta forma, a determinação experimental de tenacidade à fratura requer a utilização de corpos de prova com relações geométricas que garantam a predominância do estado de deformação plana. Esta condição, segundo as normas de ensaio ASTM E399 (ASTM, 2006) e E1820 (ASTM, 2009), é definida pela relação abaixo:

$$a, B, (W-a) \geq 2,5 [K_I/\sigma_Y]^2 \quad (3.14)$$

Onde: a é o tamanho da trinca, B é a espessura do corpo de prova e $(W-a)$ é o ligamento remanescente na largura do corpo de prova.

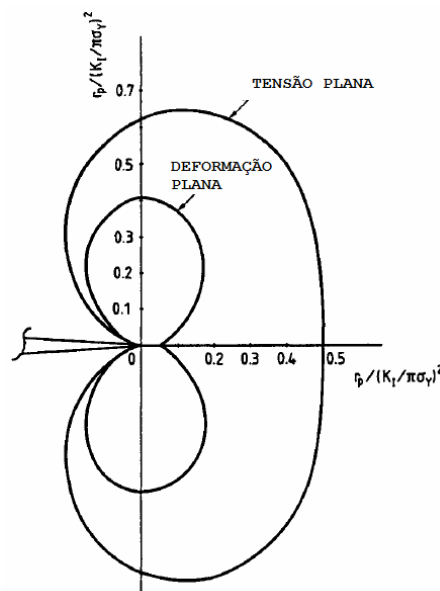


Figura 3.15 Estimativa da zona plástica na ponta da trinca para modo de carregamento I em estado de tensão plana e deformação plana e $\nu = 1/3$ (Gdoutos, 2005).

A condição anterior é aplicável para avaliação de materiais de baixa ductilidade que exibem comportamento linear elástico até a fratura instável, como é o caso dos materiais cerâmicos e aços ferramenta tratados termicamente. O campo da Mecânica de Fratura envolvendo este tipo de materiais é conhecido como Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE), referindo-se ao comportamento predominantemente linear elástico onde a deformação plástica é limitada a uma região muito pequena. Os aços estruturais e outras ligas dúcteis como as utilizadas neste trabalho, que apresentam plasticidade considerável na ponta da trinca, não atendem as relações da MFLE e, nestes casos, a solução é dada pela Mecânica de Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

Os parâmetros equivalentes à K_{Ic} e à G_{Ic} aplicados nos materiais com comportamento elastoplástico são, respectivamente, o CTOD e a integral J. Na verdade, estes parâmetros são mais abrangentes e incluem as condições da MFLE e, assim, CTOD e J podem ser relacionados matematicamente com K_{Ic} e G_{Ic} nas condições linear-elásticas.

A integral J foi proposta por Rice (Gdoutos, 2005) e refere-se à variação de energia armazenada (dU) no corpo ou força motriz para o avanço da trinca (da) para o caso de comportamento elástico não-linear, isto é:

$$dU/da = - J \quad (3.15)$$

A sua aplicabilidade aos materiais elasto-plásticos é justificada devido ao seu comportamento similar aos materiais elásticos não-lineares durante o carregamento, como mostra a Figura 3.16.

No entanto, observa-se na mesma figura que durante o descarregamento os comportamentos são distintos nos materiais elásticos não-lineares e nos elasto-plásticos. Desta forma, durante o crescimento da trinca no material elasto-plástico haveria descarregamento localizado e o modelo elástico não-linear perderia sua validade, já que neste último o comportamento é semelhante durante carregamento e descarregamento.

Hutchinson, Rice e Rosengreen (HRR) definiram, separadamente, a zona de dominância J, que foi desenvolvida a partir da teoria de pequenas deformações (*small scale yielding*). Supondo que o comportamento do material seja descrito pela equação de Ramberg-

Osgood (equação 3.16), as tensões e deformações perto da ponta da trinca poderiam ser descritas por uma equação em que J faria um papel similar ao K.

$$\varepsilon/\varepsilon_0 = \sigma/\sigma_0 + \alpha(\sigma/\sigma_0)^n \quad (3.16)$$

Onde: ε é a deformação verdadeira, σ_0 é a tensão de escoamento, ε_0 é a relação σ_0/E , α é uma constante adimensional e n é o coeficiente de encruamento do material.

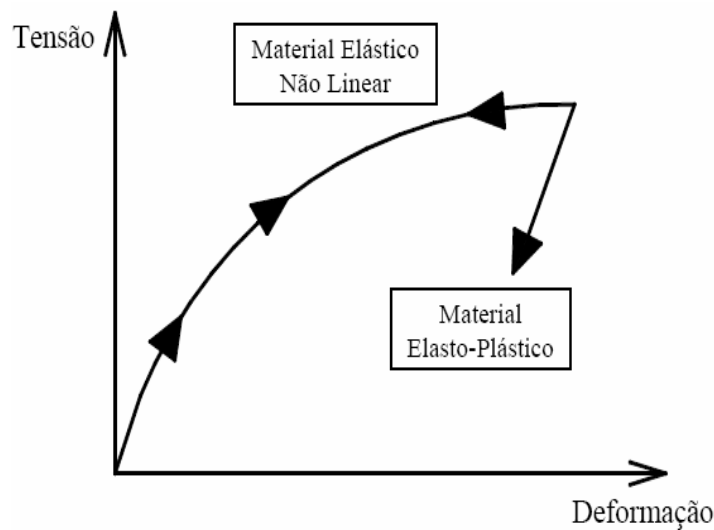


Figura 3.16 Comportamento tensão versus deformação de materiais elástico não linear e elasto-plástico (Hippert, 2004).

A equação 3.17, conhecida como solução HRR, estabelece a condição de similaridade e permite utilizar monoparametricamente a integral J em MFEP (Anderson, 1995).

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 [EJ/\alpha \sigma_0^2 I_n r]^{1/(n+1)} \sigma'_{ij}(\theta, n) \quad (3.17)$$

Onde: σ_{ij} é o tensor de tensões, I_n é uma constante de integração em função de n , $\sigma'_{ij}(\theta, n)$ é uma função adimensional, r é a distância da coordenada ij à ponta da trinca e demais variáveis são as mesmas da equação 3.16.

3.3.1 Determinação experimental de CTOD.

O CTOD ou δ , utilizado no presente trabalho, é um parâmetro proposto inicialmente por Wells e mede o deslocamento causado na ponta da trinca devido ao embotamento da mesma, decorrente da formação da zona plástica, como mostra a Figura 3.17. Através deste parâmetro é possível conhecer o tamanho de trinca crítico a partir do qual ocorre propagação da trinca num determinado material submetido à carga. A propagação da trinca pode ocorrer de forma instável, estável ou em ambas as formas.

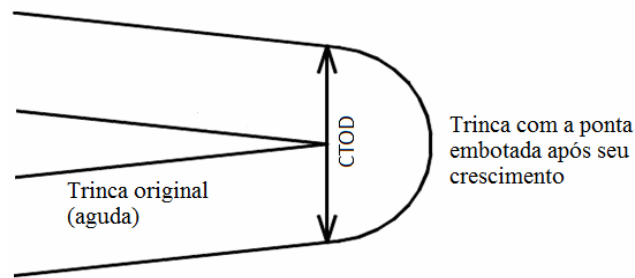


Figura 3.17 Uma trinca inicialmente aguda sofre embotamento devido à deformação plástica resultando num deslocamento na direção da trinca e a abertura corresponde a uma das definições de CTOD.

A determinação experimental de CTOD, segundo a norma ASTM E 1820 (ASTM, 2009), pode ser feita a partir de vários tipos de corpos de prova e métodos padronizados. Um dos métodos, aplicado neste estudo, utiliza corpos de prova denominados *single edge bend specimen* ou SE(B) contendo uma trinca aguda de comprimento inicial a_0 , introduzida através de fadiga (Figura 3.18).

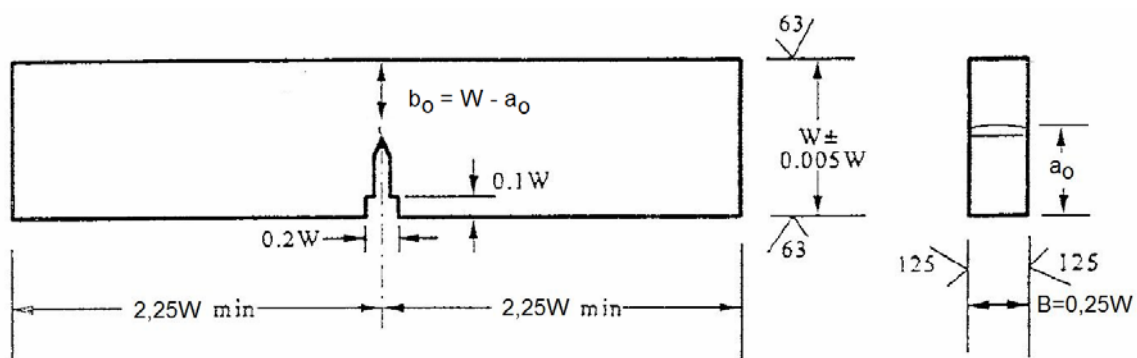


Figura 3.18 Corpo de prova SE(B) segundo ASTM 1820 (adaptado de ASTM, 2009).

O corpo de prova é submetido a carregamento do tipo I (abertura) através de flexão em três pontos, como mostrado na Figura 3.19.

O método consiste em determinar inicialmente o parâmetro J , que é posteriormente convertido em δ através da relação a seguir:

$$\delta = J / m\sigma_Y \quad (3.18)$$

Onde: m é uma equação que considera a razão entre o comprimento inicial da trinca e a largura do corpo de prova (a_0/W) e as tensões de escoamento (σ_{YS}) e limite de resistência do material (σ_{TS}); σ_Y é definido como a média aritmética entre σ_{YS} e σ_{TS} .

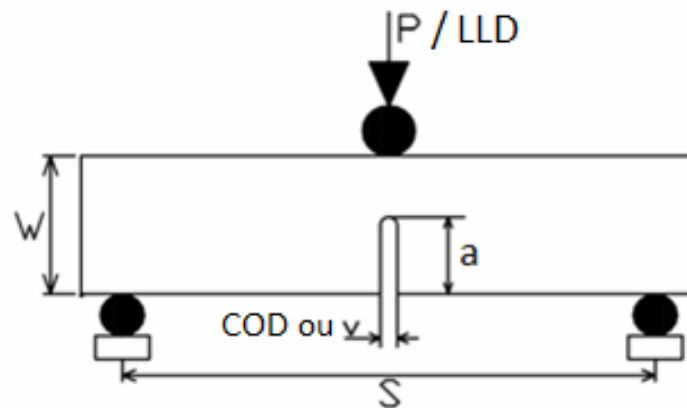


Figura 3.19 Ensaio para determinação de tenacidade à fratura utilizando corpo de prova submetido à flexão em três pontos (adaptado de Hippert, 2004).

A ASTM E1820 apresenta dois métodos do ensaio: o procedimento básico (*basic procedure*) e o da curva de resistência (*resistance curve procedure*). No presente trabalho foi abordado o segundo método, utilizando um corpo de prova, a partir da qual são obtidos vários pontos de medição e é construída uma curva do tipo carga (P) x abertura da boca da trinca (v ou COD). Alternativamente, é possível utilizar também o deslocamento do ponto na linha de aplicação de carga (LLD – *load line displacement*), como mostrado na Figura 3.20.

O crescimento da trinca é medido através de ciclos de carregamento e descarregamento parcial realizados durante o ensaio determinando-se a flexibilidade (ou *compliance*) do corpo de prova. A flexibilidade C é definida como a razão entre variação de abertura da

boca da trinca (Δv) sobre a variação de carga (ΔP) ao longo de cada ciclo de ensaio indicado pelo índice i .

$$C_{(i)} = (\Delta v / \Delta P)_{(i)} \quad (3.19)$$

À medida que a trinca cresce, a flexibilidade do corpo de prova aumenta e, em cada ciclo, esta variável é calculada através de equações que levam em consideração o tamanho de trinca, a_i . Assim, o tamanho de trinca é obtido a partir de uma relação do tipo:

$$a_i = f [C_{(i)}, E, g(z)] \quad (3.20)$$

Onde $C_{(i)}$ é a flexibilidade, E é o módulo elástico do material e $g(z)$ é uma relação de dimensões do corpo de prova.

Os valores de $J_{(i)}$ são obtidos, a cada ciclo i , através do cálculo de parcelas elásticas e plásticas ($J_{el(i)}$ e $J_{pl(i)}$, respectivamente):

$$J_{(i)} = J_{el(i)} + J_{pl(i)} \quad (3.21)$$

A parcela elástica de $J_{(i)}$ é a definida pela MFLE:

$$J_{el(i)} = K_{(i)}^2 (1-\nu^2)/E \quad (3.22)$$

A parcela plástica J_{pl} é determinada relacionando-se um fator adimensional η_{pl} (η) à área correspondente a deformação plástica ($A_{pl(i)}$) no ciclo, através de relações matemáticas estabelecidas pela ASTM 1820:

$$J_{pl(i)} = [J_{pl(i-1)} + (\eta_{pl}/b_{(i-1)}) (A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)})/B_N][1-\gamma_{pl} (a_{(i)} - a_{(i-1)})/b_{(i-1)}] \quad (3.23)$$

Onde: o índice $i-1$ refere-se aos valores do ciclo de carregamento/descarregamento anterior, η_{pl} e γ_{pl} são funções de a_i/W , b_i é a medida da parte remanescente do corpo de prova ou $(W-a_i)$, a_i é o tamanho de trinca, B_N é a espessura efetiva do corpo de prova e $A_{pl(i)}$ é a parte da área sobre a curva $P \times v$ correspondente ao ciclo i .

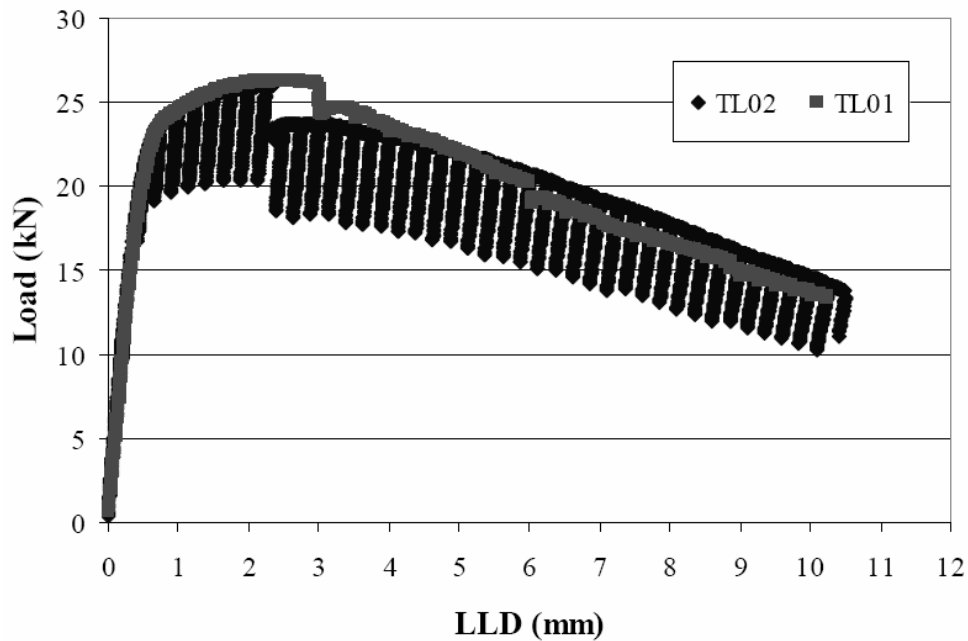


Figura 3.20 Curva carga (P) x deslocamento na linha de aplicação de carga (LLD) obtida em duas amostras de aço para duto de petróleo (Hippert, 2004).

Obtidos os valores de $J_{(i)}$, podem-se determinar os respectivos valores de δ_i através da Equação 3.18. Então, constrói-se a curva de resistência ou curva-R que relaciona a tenacidade do material com a extensão estável da trinca (na verdade, a curva-R pode ser representada através de $J_i \times \Delta a_i$ ou $\delta_i \times \Delta a_i$).

A Figura 3.21 mostra que, a partir da curva-R, pode-se observar inicialmente a região de extensão da trinca através do arredondamento da ponta da mesma (*blunting*) e, a partir de um determinado valor de δ e de Δa , ocorre a propagação da trinca por rasgamento. A ASTM E 1820 estabelece os critérios necessários para definir o ponto de iniciação de extensão dúctil da trinca, cuja tenacidade associada a este ponto é denominada J_{Ic} ou então δ_{Ic} , dependendo do parâmetro estudado. Uma descrição resumida do procedimento para determinação de δ_{Ic} está apresentada no Apêndice A.

Após o início de crescimento dúctil da trinca, a curva crescente de J ou δ está associada ao aumento de energia necessária para propagação da trinca devido ao encruamento do material e aumento de zona plástica à frente da trinca. Conseqüentemente, a resistência do

material ao rasgamento é maior quanto maior o coeficiente de encruamento n , resultando na relação dJ/da ou $d\delta/da$ crescente.

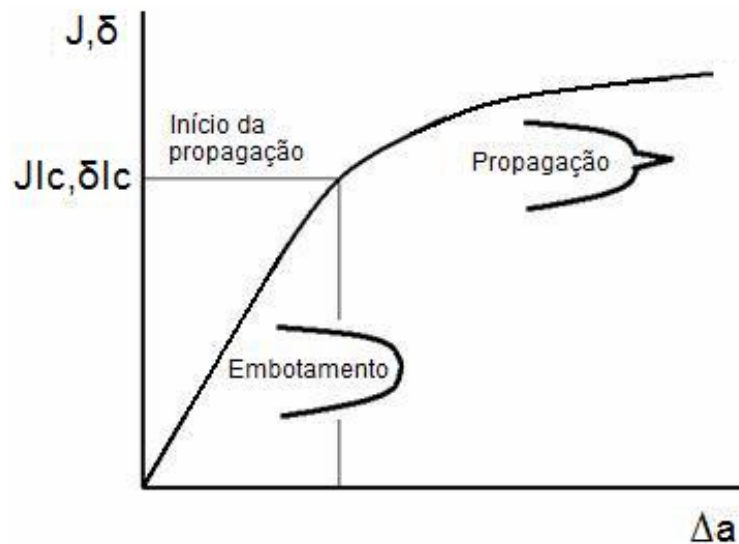


Figura 3.21 Curva-R típica do tipo $Jx\Delta a$.

3.3.2 Efeito de heterogeneidades mecânicas na tenacidade à fratura.

As juntas soldadas apresentam características distintas em relação aos metais de base e que influenciam de forma importante os mecanismos de fratura em estruturas soldadas. Essas incluem a presença de descontinuidades de soldagem, existência de tensões residuais e/ou deformações elevadas e heterogeneidades macroscópicas de propriedades mecânica e /ou tenacidade à fratura. Em especial, a fragilização localizada devido às alterações metalúrgicas causadas pelo ciclo térmico de soldagem exerce uma grande influência sobre a tenacidade à fratura. Além disso, a determinação da tenacidade à fratura em juntas soldadas contendo tais heterogeneidades traz dificuldades adicionais visto que muitos métodos de ensaio de tenacidade consideram somente materiais homogêneos (Sato e Toyoda, 1982).

Segundo Donato (2008), a determinação de parâmetros J e CTOD pelo método η (η), adotada pela ASTM E1820 (atualmente, este método é o único considerando pela ASTM, que abandonou o método da rótula plástica), apresenta limitações devido à consideração

de ensaio somente em materiais homogêneos. Conseqüentemente, a metodologia não é válida para condições heterogêneas como as encontradas em juntas soldadas, onde haveria deformações distintas no metal de solda e no metal de base como mostrado na Figura 3.22.

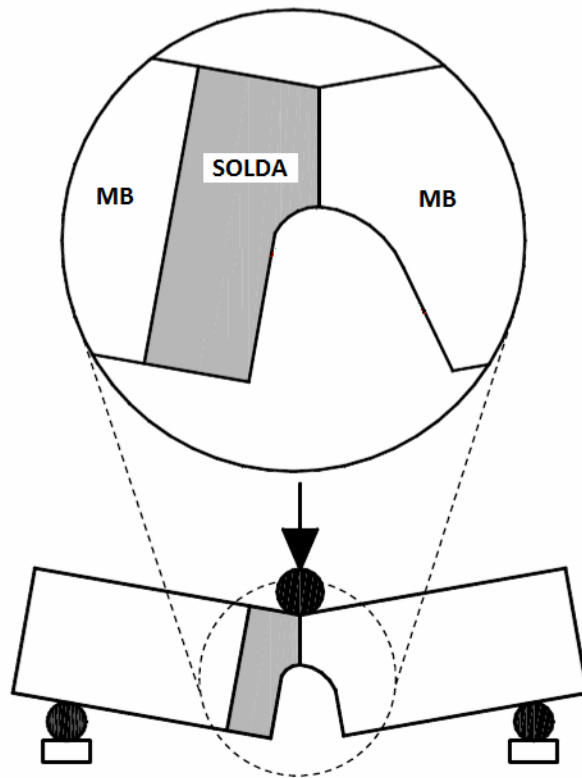


Figura 3.22. Heterogeneidade de deformação em ensaio de tenacidade à fratura com corpos de prova tipo SE(B). (Donato, 2008).

Em juntas soldadas bimetalicas, a heterogeneidade nas propriedades relativas à deformação e à fratura é comumente representada pela relação entre as tensões de escoamento dos materiais envolvidos.

$$M = \sigma_{eS} / \sigma_{eB} \quad (3.24)$$

Onde, M é a relação de heterogeneidade, σ_{eS} é a tensão de escoamento do metal de solda e σ_{eB} é a tensão de escoamento do metal de base.

A condição de $M > 1$ é a situação comumente observada em juntas soldadas onde é observada maior resistência do metal de solda em relação ao metal de base. Isto evita que a deformação plástica devido a solicitações mecânicas ocorra inicialmente no metal de

solda. Neste caso, se uma trinca está posicionada no metal de solda ou na interface entre o metal de base, a geometria da zona plástica na ponta da trinca muda em relação ao material homogêneo ($M = 1$), ocorrendo preferencialmente no metal de base, como mostra a Figura 3.23. No caso de $M < 1$, as deformações plásticas ocorreriam preferencialmente no metal de solda. As tenacidades medidas na presença de condições heterogêneas não são representativas para propriedades intrínsecas do material, pois podem envolver deformações remotas em relação à ponta da trinca (Koçak, 2010).

Com a presença de uma trinca na interface entre materiais com propriedades distintas (por ex., na ZTA), Donato (2008) relata que o material com menor resistência governa o campo de tensões à frente da trinca. Segundo Koçak (2010), um desvio da ponta da trinca para a região de menor resistência mecânica foi observado em experimentos com juntas soldadas com heterogeneidade de propriedades mecânicas. No trabalho de Donato (2008), a determinação de parâmetros de MFEP na presença de heterogeneidades mecânicas é resolvida através de um modelo de elementos finitos que considera as propriedades dos materiais, a partir do qual é obtido um polinômio de regressão para η_{pl} . A solução matemática leva em consideração a dimensão da região responsável pela heterogeneidade e a relação de η_{pl} é diferente da apresentada na ASTM E1820 para materiais homogêneos.

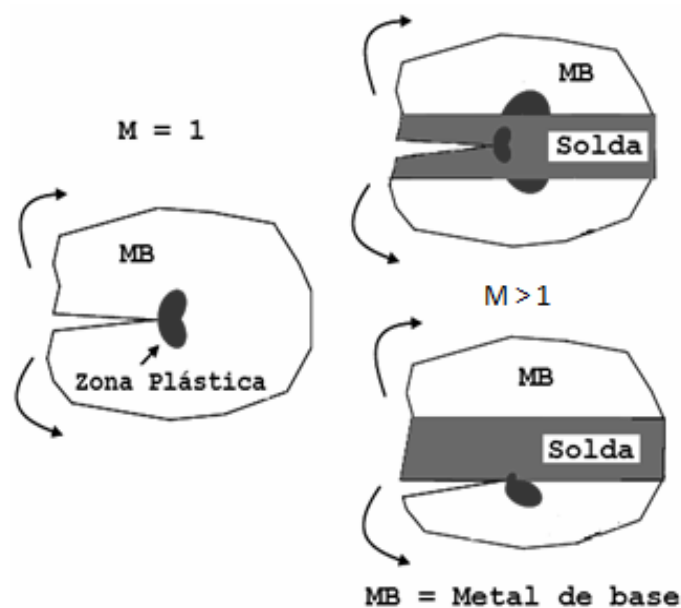


Figura 3.23 Variação da geometria da zona plástica devido a heterogeneidade de propriedades mecânicas na junta (Koçak, 2010).

3.4 Soldagem.

O aço inoxidável ferrítico pode ser soldado por quase todos os processos de soldagem existentes, desde que alguns cuidados importantes para cada processo sejam considerados. Este estudo utilizou o processo de soldagem a arco elétrico com arame e proteção com gás, ou *Gas Metal Arc Welding* (GMAW). Uma das razões principais para a escolha deste processo está na sua grande relevância nas aplicações industriais, justificadas pelo bom rendimento, possibilidade de união em espessuras variadas, facilidade para adaptação em processos automatizados, deposição de solda com baixo teor de hidrogênio, não utilização de fluxos de soldagem e, conseqüentemente, a ausência de operações de remoção de escória e limpeza, entre outros (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009). Por outro lado, podem-se citar algumas desvantagens deste processo como o custo elevado de misturas de proteção ricas em gases inertes, necessidade de proteção da área de soldagem em locais abertos (vento), maior custo do equipamento, exposição do soldador ao calor radiante e outros (Lincoln Electric, 2006).

3.4.1 Processo GMAW.

O GMAW consiste num processo de união por fusão de metais através do aquecimento localizado pelo arco elétrico formado entre um arame metálico consumível alimentado continuamente e a peça de trabalho e com uma proteção por gás. O equipamento típico utilizado no processo GMAW é mostrado na Figura 3.24, constituído por uma fonte elétrica, alimentador de arame, fonte de gás de proteção e a tocha. A vasta maioria das aplicações do processo GMAW utiliza fonte de corrente contínua, com eletrodo positivo (CC+) que proporciona melhor estabilidade de arco, perfil de solda adequado e maior profundidade de penetração (ASM, 1994).

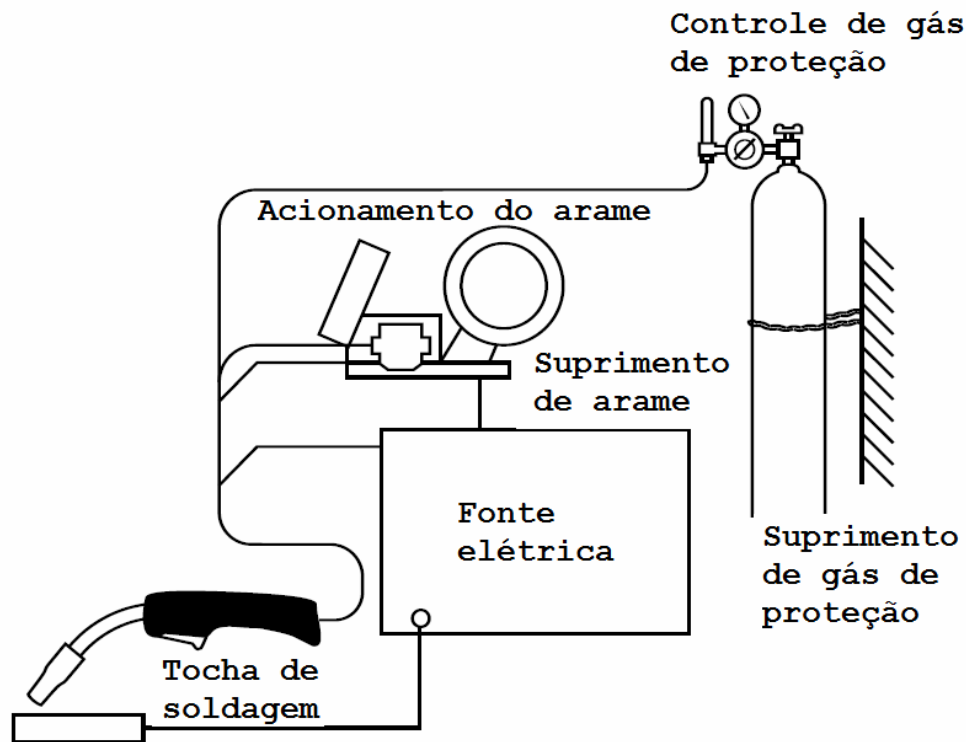


Figura 3.24 Equipamento básico do processo GMAW (Lincoln Electric, 2006).

As características do processo de soldagem GMAW dependem de ajustes de parâmetros de soldagem como, por exemplo, tensão (U), corrente (I), velocidade de soldagem (v), gás de proteção utilizado, composição química e bitola do eletrodo, tipo de junta, entre outros. A combinação destes fatores influencia inúmeros fenômenos no processo de soldagem, tais como: comprimento do arco, penetração da solda, geometria da solda, modo de transferência de metal e outros. A Figura 3.25 ilustra os três modos mais usuais de transferência de metal no processo GMAW. A Figura 3.26 mostra que os modos de transferência estão associados a diferentes ajustes de tensão e corrente os quais influenciam diretamente o nível da energia de soldagem. Observa-se, neste contexto, que a soldagem com uma menor energia de soldagem tende a ser realizada com transferência por curto circuito, com valores de tensão relativamente baixos. Já, para operação no modo *spray* (ou aspersão), a energia de soldagem tende a ser elevada, com corrente e tensão mais elevadas. Neste modo de transferência, a energia pode ser reduzida através da utilização de correntes pulsadas, onde somente durante uma parte do tempo de soldagem a corrente é mantida acima da corrente de transição, quando ocorre a transferência de metal por *spray* (Modenesi, Marques e Santos, 2006).

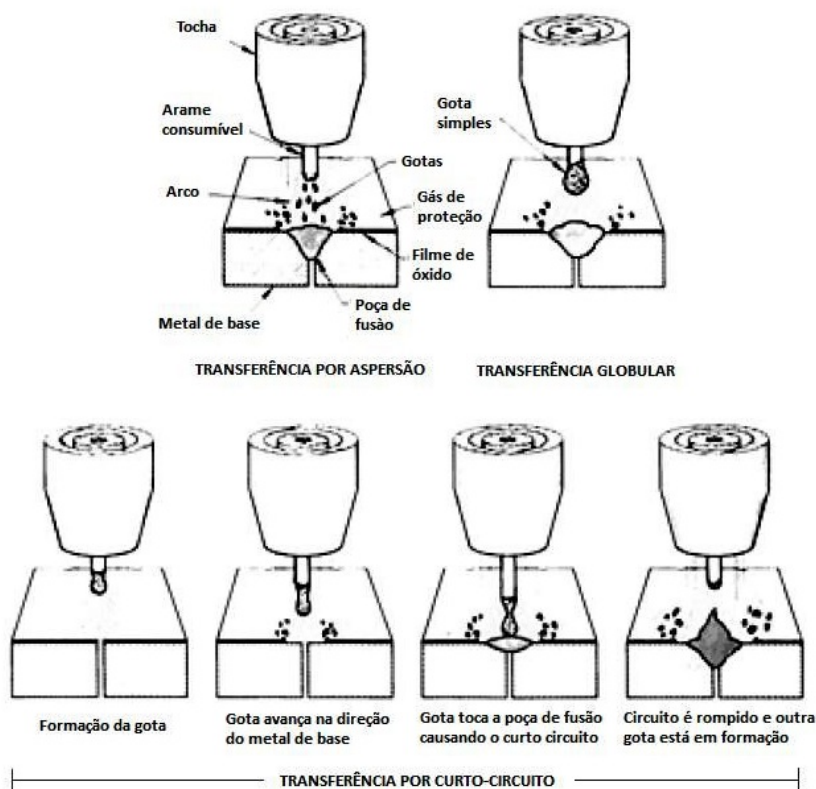


Figura 3.25 Modos de transferência de metal na soldagem GMAW (ASM, 1994).

As características de cada forma de transferência de metal e suas influências no processo de soldagem GMAW podem ser encontradas diversas fontes de literatura, entre eles, Modenesi (2007) e Licoln Electric (2006) e ASM (1993).

O arco elétrico na soldagem é formado e sustentado pelo estabelecimento de um meio gasoso condutor de eletricidade chamado plasma que consiste basicamente de um gás ionizado, contendo eventualmente vapores metálicos. Neste meio, em processos com eletrodos consumíveis, são encontradas ainda gotas de metal fundido idealmente sendo transferidas para a poça de fusão. As características do arco elétrico dependem fortemente das propriedades do gás de proteção e estas, juntamente com o modo de transferência, influenciam na penetração da solda e na geometria do cordão (Olson, Siewert, *et al.*, 1993).

Os gases empregados como base para proteção em soldagem são: Ar, CO₂ e He, podendo sofrer adições de outros gases em menores quantidades, tais como N₂, O₂ e H₂ (Lyttle e Stapon, 2005). Na soldagem dos aços inoxidáveis, são recomendadas misturas de Ar-O₂,

Ar-CO₂, He-Ar-CO₂ e Ar-N₂-CO₂, sempre com reduzidos teores de elementos oxidantes (normalmente 1 a 10%). A Figura 3.27. mostra, de forma esquemática, o perfil da solda com proteção com misturas Ar-O₂ e Ar-CO₂ e com CO₂.

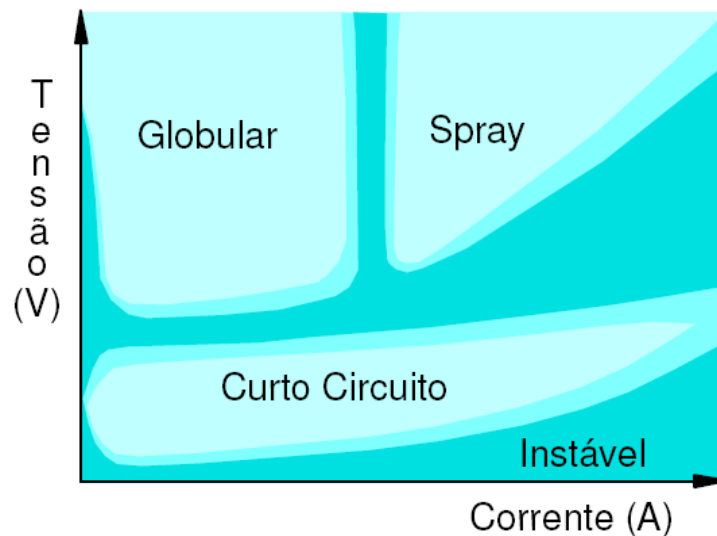


Figura 3.26. Esquema das formas de transferência de metal em soldagem GMAW com proteção de Ar em função da tensão e da corrente (Modenesi, 2007).

A composição de gases de proteção determina inúmeras propriedades da mistura, tais como a condutividade térmica, grau de ionização, condutividade elétrica, densidade, entre outras. Por exemplo, o Ar apresenta densidade maior que o ar, baixa condutividade térmica e ioniza com certa facilidade. Conseqüentemente, o gás de proteção rico em Ar cobre facilmente a região da solda com vazão relativamente baixa, forma um arco estreito e apresenta facilidade de abertura de arco devido à boa condutividade elétrica. Já adições de O₂ podem reduzir a tensão superficial da poça de fusão tornando-a mais fluida e melhorando as características de molhabilidade. Além disso, o oxigênio reage com componentes do eletrodo ou arame contribuindo na formação da escória sobre o cordão de solda e aumentando a perda de elementos de liga (Lyttle e Stapon, 2005).

A seleção dos arames utilizados na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos é feita freqüentemente visando alcançar a composição mais próxima do aço a ser soldado. A utilização de arames de aços inoxidáveis austeníticos também é bastante comum,

sobretudo em aços com baixos teores de carbono e cromo (segunda geração). Para os aços inoxidáveis ferríticos estabilizados com alto teor de cromo (terceira geração), a utilização de ligas austeníticas pode sujeitar a peça à fratura de corrosão sob tensão (Lippold e Kotecki, 2005).

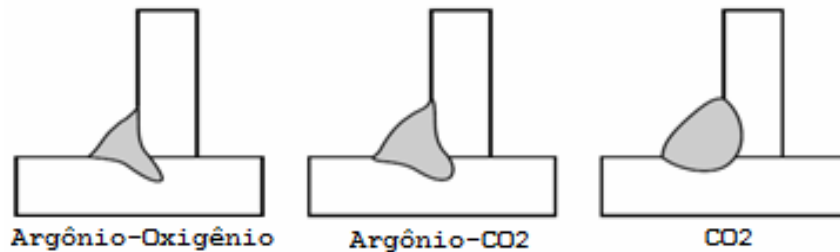


Figura 3.27. Efeito da combinação de oxigênio e de CO₂ com argônio e de CO₂ puro, na geometria da solda (Lincoln Electric, 2006).

Segundo Du Toit e Naudé (2009), o eletrodo E410NiMo apresenta uma composição química compatível para soldagem do aço inoxidável ferrítico 1.4003, com baixo teor de cromo e não estabilizado (similar ao S41003, porém na norma EN 10088-2). No entanto, é citado que a aplicação deste eletrodo deve ser evitada em aplicações onde haja cargas dinâmicas, tais como choque e fadiga e é indicada para aplicações onde a resistência à corrosão é a necessidade principal.

A relação de arames de soldagem comumente utilizados no GMAW pode ser encontrada na norma ASME Volume II Parte C (ASME, 2002).

3.4.2 Ciclos Térmicos de Soldagem

Processos de soldagem por fusão são baseados na aplicação de energia de forma localizada na junta através de uma fonte concentrada de calor. Esta aplicação de calor permite a fusão localizada da junta, criando a poça de fusão a qual, através do deslocamento da fonte de calor ao longo da junta, leva à criação da solda. Um conceito frequentemente usado para caracterizar este processo, que tem importantes consequências metalúrgicas na região da solda, é o de energia de soldagem (E_a). A definição da energia

de soldagem (E_a) é dada pela razão entre a potência gerada no arco (dada pelo produto de U e I) e a velocidade de soldagem, v_s :

$$E_a = UI/v_s \quad (3.25)$$

A energia líquida de soldagem ou aporte térmico é o valor da energia de soldagem corrigida por um fator η , chamado rendimento térmico, que representa a energia transferida para a peça e varia de 0,75 a 0,95 no processo GMAW. No entanto, o valor da energia de soldagem somente não caracteriza alguns efeitos importantes na solda, tais como a profundidade de penetração e a geometria do cordão de solda. Estes efeitos dependem da concentração de energia do arco (intensidade da fonte de calor) e do próprio rendimento térmico que variam de acordo com a combinação dos parâmetros de soldagem (Modenesi, Marques e Santos, 2006).

O estudo do ciclo térmico causado pela soldagem visa, através da análise das condições térmicas nas regiões próximas ou no próprio metal de solda, a compreensão e o controle dos eventos metalúrgicos no processo de soldagem. São pontos de interesse os valores e a distribuição dos picos de temperatura na zona termicamente afetada, os tempos de permanência acima de temperaturas críticas de transformação metalúrgica e as taxas de resfriamento no metal de solda e na zona termicamente afetada (AWS, 1976). Os ciclos térmicos em processos de soldagem a arco atingem picos elevados de temperatura, gradientes de temperatura da ordem de 10^3 °C/mm e flutuações de temperatura da ordem de 10^3 °C/s (Grong, 1994).

Para a maioria das condições usuais dos processos de soldagem a arco, as perdas térmicas pelas superfícies do metal de base por radiação e convecção podem ser desprezadas e apenas a transferência por condução de calor, da região da solda para o restante da peça, precisa ser considerada quando os aspectos térmicos do processo são modelados (Modenesi, Marques e Santos, 2006). Desta forma, a distribuição de temperatura na peça pode ser obtida a partir da equação diferencial para condução de calor em sólidos, $\partial T/\partial t = \alpha[\partial^2 T/\partial x^2]$, onde α é a difusividade térmica do material. Soluções desta equação aplicáveis a diversas situações de soldagem foram propostas inicialmente por Rosenthal na década de 1930. As equações de Rosenthal podem ser aplicadas para previsão da extensão da ZTA, precipitação de carbonitretos, crescimento de grãos, formação da martensita, entre outros.

No presente estudo, o modelo considerado para o estudo do ciclo térmico de soldagem de um passe é o de uma fonte de calor pontual atuando numa chapa de espessura finita. Este modelo foi desenvolvido utilizando a solução para chapa infinita considerando a inexistência de transferência de calor pelas superfícies da chapa. A representação desta condição supõe que existem duas fontes de calor equidistantes em $2kh$ de distância da superfície onde se localiza a fonte de calor. Para este modelo, a equação desenvolvida para descrever o ciclo de temperatura num ponto em relação à zona de fusão é dada por Grong (1994):

$$T = T_0 + \frac{P_a}{2\pi h k_c} \exp\left(-\frac{vx}{2\alpha_d}\right) \sum_{j=-\infty}^{j=+\infty} \left[\frac{1}{R} \exp\left(-\frac{v}{2\alpha} R\right)\right] \quad (3.26)$$

Onde, $R = \sqrt{x^2 + y^2 + (z - 2jh)^2}$; T_0 é a temperatura inicial da peça; P_a é a potência dissipada pelo arco (tensão (U) x corrente (I) de soldagem); h é a espessura da junta; v é a velocidade de soldagem; α_d é a difusividade térmica da peça; k_c é a condutividade térmica da peça. Para permitir sua obtenção, as propriedades físicas do aço, embora variem com a temperatura, são consideradas como constantes nesta equação. A Tabela 3.3 mostra os valores médios de propriedades físicas do aço inoxidável ferrítico que serão utilizados neste estudo.

Outro parâmetro usado nos estudos de ciclo térmico determina o tempo de resfriamento entre duas temperaturas, normalmente entre 800°C e 500°C , representado por $\Delta t_{8/5}$. Outras faixas de temperatura podem ser utilizadas dependendo do problema estudado usando a forma geral $\Delta t_{T1/T2}$. Terazaki e Gooch (1995) calcularam o tempo de resfriamento entre 1200°C e 800°C ou $\Delta t_{12/8}$, derivado do $\Delta t_{8/5}$ (tempo de resfriamento entre 800 e 500°C) para aço inoxidável duplex, para obter parâmetros de resfriamento relativos à formação de ferrita delta durante a soldagem deste aço.

Uma análise abrangente dos fenômenos metalúrgicos envolvidos na soldagem que utiliza o modelo de fluxo de calor em conjunto com os modelos de crescimento de grão, de dissolução de precipitados, entre outros e pode ser encontrada em Grong (1994).

Du Toit e Naudé (2009) aplicaram a equação de Rosenthal no estudo da sensitização na ZTA de aço com 11-12% Cr (Figura 3.28). Estes autores estudaram o efeito da taxa de

resfriamento para dois níveis de energia de soldagem (660 e 220 J/mm) em regiões de ZTA a 100µm da zona de fusão de cordão sobre chapa de 6 mm de espessura. A soldagem com menor energia resultou em taxas de resfriamento muito altas e as reações envolvendo difusão foram fortemente suprimidas, minimizando a transformação da ferrita para austenita na região bifásica do diagrama de fases durante o resfriamento. Conseqüentemente, houve pouca ou nenhuma formação de martensita intergranular na ZTA adjacente à zona de fusão. Durante o resfriamento subsequente, houve precipitação de Cr_{23}C_6 , formando uma malha nos contornos de grãos de ferrita. A alta taxa de resfriamento também impediria a difusão de cromo para regiões adjacentes à formação dos precipitados.

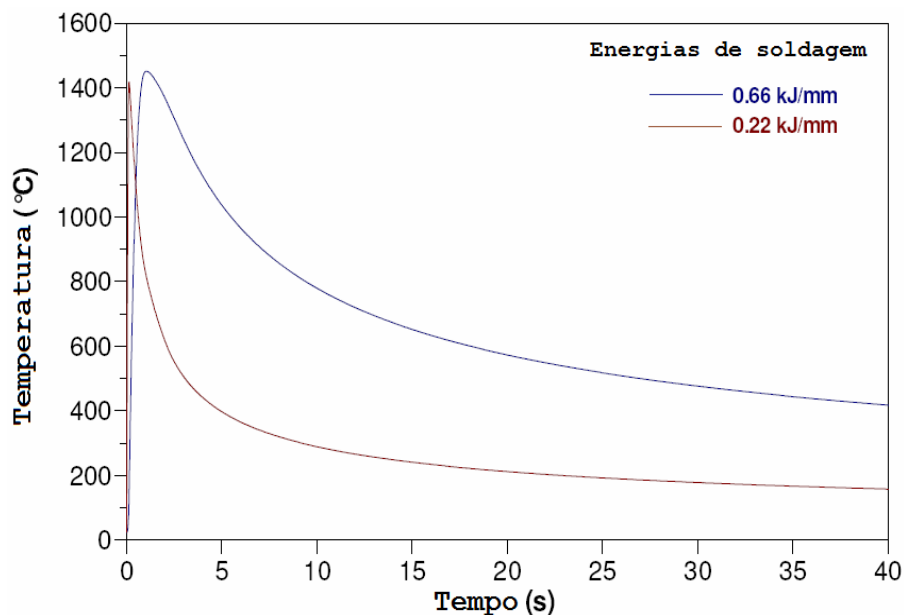


Figura 3.28. Ciclos térmicos calculados para 100µm da linha de fusão em duas energias de soldagem em aço inoxidável ferrítico (Du Toit e Naudé, 2009).

A soldagem com maior energia permitiu um intervalo de tempo maior para a transformação da ferrita em austenita durante a passagem entre temperaturas correspondentes às linhas A3 e A1 do diagrama de fases (Figura 3.3) e após resfriamento foi obtida uma estrutura com martensita intergranular e ferrita na ZTA. Também, os autores observaram uma menor quantidade de precipitados de carbonetos na ZTA da solda de maior energia que foi justificada pela maior solubilidade de carbono na austenita presente na alta temperatura. A formação de austenita teria impedido a precipitação de

carbonetos que promoveriam regiões empobrecidas em cromo no contorno dos grãos de ferrita.

3.4.3 Zona termicamente afetada.

A zona termicamente afetada (ZTA) de aços inoxidáveis ferríticos pode ser caracterizada de acordo com a presença ou não de elementos estabilizantes, isto é, aços não transformáveis ou aços parcialmente transformáveis, respectivamente.

a. Aços parcialmente transformáveis. Partindo da região adjacente à zona fundida, encontra-se a região aquecida acima do campo bifásico do diagrama de fases e que apresenta intenso crescimento de grão, além da dissolução de carbonetos e nitretos. Durante o resfriamento subsequente, esta região passa pela região bifásica e a austenita é formada nos contornos de grãos, temperaturas mais baixas, a austenita pode se transformar em martensita. Um pouco mais afastada em relação à zona fundida, existe uma região cuja temperatura máxima atingida corresponde à da região bifásica. Nesta região, forma-se austenita nos contornos de grãos, que a temperaturas mais baixas transforma-se em martensita. A coexistência de austenita e ferrita à alta temperatura suprime o crescimento de grãos de ferrita nesta região.

A Figura 3.29, extraída do estudo de Du Toit et al (2007), mostra a microestrutura da ZTA de um aço 1.4003 (EN 10088-2) que apresenta as características citadas no parágrafo anterior. Observa-se nesta fotografia uma região com estrutura grosseira de ferrita e martensita intergranular próxima a zona de fusão (HTHAZ) e, um pouco mais afastada, existe uma região mais refinada (LTHAZ), que corresponde à área resfriada a partir da região bifásica. A presença de constituintes na ZTA pode variar de acordo com o ciclo térmico submetido no aço, conforme discutido na seção anterior.

b. Aços não transformáveis. Estes aços caracterizam-se pela ausência de formação da austenita e, desta forma, na ZTA ocorre um intenso crescimento de grãos. Quando há presença de elementos estabilizantes, a presença de carbonetos e nitretos mais estáveis podem restringir o crescimento de grãos. No caso de aços com baixo teor de elementos intersticiais, a formação reduzida de precipitados não impedirá o crescimento de grãos.

Segundo Toit e Naudé (2009), a ocorrência de alta taxa de resfriamento na ZTA, como a que ocorre na soldagem com baixa energia, impede a reprecipitação de carboneto de Ti durante o resfriamento, mantendo o Ti em solução na ferrita.

No trabalho de Thomas e Apps, citado por Lula (1980), a ZTA de soldagem do aço AISI 409, com relação $Ti/(C+N)$ variando de 5.3 a 7.9, foi estudada. Foram caracterizadas 4 regiões: região de granulação muito grosseira próxima a zona de fusão, região de granulação grosseira bifásica com martensita intergranular, região de granulação intermediária bifásica com martensita inter e intragranular e finalmente região não-transformada mas apresentando dureza acima da dureza do metal de base.

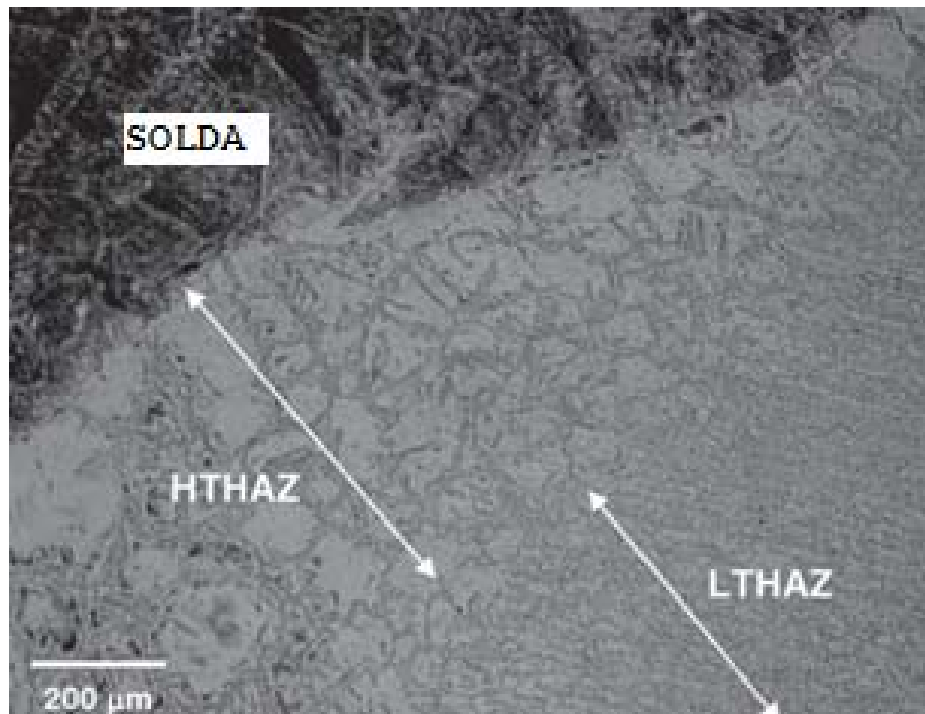


Figura 3.29 Microestrutura da ZTA do aço 1.4003, parcialmente transformável (Du Toit, Van Rooyen e Smith, 2007).

3.5 Fatores influentes na tenacidade da ZTA dos aços inoxidáveis ferríticos.

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam basicamente três fenômenos de fragilização que afetam as suas propriedades mecânicas: fragilidade de 475° C, precipitação de fases sigma e chi e fragilidade a alta temperatura (Lippold e Kotecki, 2005). Os dois primeiros

mecanismos são associados à exposição prolongada em faixas de temperaturas específicas para cada fenômeno e não ocorrem em ciclos térmicos associados ao processo de soldagem de aços inoxidáveis ferríticos de baixos teores de cromo, nas condições envolvidas neste estudo. As descrições detalhadas destes fenômenos podem ser encontradas em literaturas de vários autores: Peckner e Bernstein (1977); Lippold e Kotecki (2005) e Modenesi (2001).

O terceiro mecanismo citado acima, fragilidade à alta temperatura, está mais relacionado aos ciclos térmicos de soldagem e envolve o crescimento de grão e precipitação de carbonetos e nitretos durante o resfriamento. Estes ocorrem com a exposição da liga a temperaturas acima de $0,7 T_m$ (temperatura de fusão em Kelvin) e a suscetibilidade a este fenômeno é proporcional aos teores de elementos intersticiais (C+N) e de cromo. Segundo Lippold e Kotecki (2005), além da fragilização a alta temperatura, a formação da martensita pode afetar significativamente as propriedades da zona termicamente afetada da solda.

3.5.1 Efeito dos elementos intersticiais e cromo.

Estudos de Baerlecken et al, Demo, Semchyshen et al e Plumtree et al (citados por Peckner e Bernstein, 1977) mostraram que um elevado teor de elementos intersticiais é diretamente responsável pela baixa tenacidade dos aços inoxidáveis ferríticos, principalmente das ligas com teor de cromo elevado, sendo este fenômeno um dos mecanismos de fragilização a alta temperatura. O teor de cromo influencia a fragilização pela redução da solubilidade dos elementos intersticiais à medida que esse aumenta. Embora os elementos intersticiais em solução tendam a bloquear o movimento das discordâncias e contribuam para a fragilidade, os precipitados formados a partir desses elementos, quando presentes, acima do limite de solubilidade, são a causa mais predominante da fragilização. O mecanismo de fragilização é atribuído à formação de precipitados intergranulares e intragranulares durante o resfriamento a partir de temperaturas elevadas. A precipitação ocorre devido à queda drástica da solubilidade destes elementos durante o resfriamento, tornando-os supersaturados no aço.

A predominância da precipitação na forma intergranular ou intragranular depende da composição química e da taxa de resfriamento. Quando o material é submetido a um resfriamento rápido, a precipitação tende a ocorrer principalmente nas discordâncias no interior dos grãos e um pouco nos contornos de grãos. Durante o resfriamento lento, os elementos podem difundir-se para os contornos de grãos e a precipitação ocorre preferencialmente nestas regiões onde a energia disponível é maior.

Peckner e Bernstein (1977), citando vários autores, mostram que tanto as precipitações intergranulares como as intragranulares provocam a fragilidade. O mecanismo de fragilização devido à precipitação intragranular foi atribuído à presença de precipitados finos e dispersos na matriz, mas localizados preferencialmente nas discordâncias, que bloqueiam o movimento das mesmas e causam a redução de ductilidade e tenacidade, num efeito semelhante ao do endurecimento por precipitação. A fragilização devido à precipitação intergranular foi atribuída à precipitação de carbonitreto ricos em cromo nos contornos de grão após resfriamento mais lento. Desta forma, os autores confirmam que o fenômeno de precipitação é particularmente crítico nos aços com elevados teores de elementos intersticiais e cromo.

Estudos de Grubb e Wright (citados por Lula, 1980) com ligas Fe-26Cr, também mostraram que o resfriamento rápido mantém uma melhor tenacidade ao impacto quando o nível de elementos intersticiais foi mantido baixo, abaixo de 67 ppm. No entanto, para uma liga com 570 ppm de C+N, mesmo o resfriamento rápido não impediu o comportamento frágil devido à presença de carbonetos e nitretos intergranulares e intragranulares. A presença de placas de Cr_2N , por exemplo, pode promover a concentração de tensão durante deformações e atuar como ponto de nucleação de trincas.

Os efeitos individuais do carbono e do nitrogênio são similares e o controle da soma dos dois elementos em níveis reduzidos é importante para atingir valores de tenacidade elevados, sobretudo nas ligas com elevado teor de cromo.

Os efeitos negativos da formação de carbonetos e nitretos de cromo podem ser minimizados através da redução dos teores dos elementos intersticiais para níveis extremamente baixos e também da adição de elementos estabilizantes de carbonetos e nitretos. A adição de Ti no aço, por exemplo, prende os elementos intersticiais na forma

de precipitados de Ti(C,N) embora a presença excessiva deles também pode reduzir a tenacidade.

Desta forma, os aços de baixo teor de cromo com quantidade de elementos intersticiais relativamente baixos ou devidamente estabilizados tendem a ser menos sensíveis ao fenômeno de fragilização devido à precipitação (Lippold e Kotecki, 2005).

3.5.2 Efeito do crescimento do grão.

Um dos aspectos mais importantes para a soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos é a perda da tenacidade devido ao crescimento de grãos quando parte da zona termicamente afetada atinge altas temperaturas, acima de 1200° C, durante o ciclo térmico do processo de soldagem.

Os aços inoxidáveis ferríticos, quando expostos a alta temperatura, tendem a apresentar uma estrutura totalmente ferrítica e sofrem crescimento de grão intenso devido à grande mobilidade atômica e ausência de partículas capazes de ancorar os contornos de grão (Modenesi, 2001).

O tamanho do grão age concomitantemente com a presença dos elementos intersticiais sobre a tenacidade do material, mas o seu efeito é maior em ligas com menores teores de elementos intersticiais. Segundo Lippold e Kotecki (2005), foi observada em um aço com baixo teor de elementos intersticiais, a variação de cerca de 26° C na TTDF por variação do tamanho de grão de uma unidade de tamanho de grão ASTM. Por outro lado, para uma liga com maior teor de intersticiais, a variação no TTDF é de aproximadamente 6° C por variação de tamanho de grão. Isto mostra que as ligas de alta pureza são mais suscetíveis à fragilidade devido ao aumento do tamanho de grão, visto que as ligas com elevado teor de elementos intersticiais já apresentariam menor tenacidade devido à presença destes elementos mesmo antes do crescimento de grãos.

O crescimento de grão é um processo termicamente ativado cuja força motriz é a redução da energia do contorno de grão. Na condição isotérmica, este processo pode ser descrito por uma equação empírica:

$$D^{1/n}_G - D_0^{1/n}_G = C_G \exp^{(-Q_G/RT)t} \quad (3.27)$$

Onde D é diâmetro médio de grãos, D_0 é o diâmetro inicial de grãos, t é o tempo de recozimento, C_G é constante cinético, Q_G é energia de ativação para crescimento de grãos, R é a constante universal de gases, T é temperatura em Kelvin e n_G varia de 0,1 a 0,4 (Grong, 1994).

A presença de solutos e precipitados reduz o valor de n, enquanto que para metais muito puros este valor tende para 1/2. Pode-se mostrar que a interação do contorno de grão com uma partícula de segunda fase esférica resulta em uma força exercida pelo contorno sobre uma partícula e que é proporcional ao raio desta. Considerando que o volume é proporcional ao cubo do raio das partículas, o efeito destas sobre o contorno de grão é maior quanto mais abundante e menor forem as partículas, retardando o processo de crescimento dos grãos. Uma temperatura ainda mais elevada pode resultar no coalescimento e/ou dissolução das partículas de segunda fase e, neste caso, o fator n aproxima a 1/2, devido à eliminação do efeito das partículas no retardamento do crescimento de grão (Reed-Hill, 1973).

A influência do tamanho de grão no comportamento do material pode ser descrita pela teoria de acumulação de discordâncias sobre os planos de escorregamento que esbarra numa barreira, no caso, o contorno de grão. A partir desta teoria, a tensão de escoamento do material σ_0 é dada pela relação de Hall-Petch:

$$\sigma_0 = \sigma_i + kD^{-1/2} \quad (3.28)$$

Onde σ_i = tensão de fricção, representando a resistência da rede cristalina contra o movimento das discordâncias, sem obstáculos; k = parâmetro relativo à contribuição do contorno de grão na resistência e representada pelo coeficiente angular de Hall-Petch; D é o diâmetro do grão.

Esta teoria foi inicialmente baseada nas tensões envolvidas devido ao acúmulo de discordâncias no contorno de grão e na tensão adicional necessária para que estas discordâncias rompam a resistência do contorno de grão. Posteriormente, surgiu o modelo baseado no aumento da concentração de discordâncias no contorno de grão visto que o próprio contorno de grão seria o gerador das discordâncias. Neste segundo modelo, proposto por Hu (citado por Reed-Hill, 1982), a constante k da relação acima perde sua

dependência em relação às tensões de cisalhamento e passa a depender da densidade de discordâncias, sendo esta inversamente proporcional ao tamanho de grão. Em ambas as teorias, o termo σ_i da equação acima representa a tensão de fricção necessária para mover a discordância no plano de escorregamento e depende da temperatura e conteúdo de elementos (impurezas) na liga (Dieter, 1988) conforme uma relação exponencial:

$$\sigma_i = A \exp(-\beta T) \quad (3.29)$$

Onde A e β são parâmetros de amolecimento térmico, resultando na queda de σ_i com o aumento de temperatura T .

A partir da relação de Hall-Petch, Cottrell (citado por Reed-Hill, 1982) estabeleceu uma relação que mostra a condição necessária para a propagação instável de uma trinca presente no material, dada por:

$$(\sigma_i D^{1/2} + k) k > C\mu\gamma_e \quad (3.30)$$

Onde μ = módulo de cisalhamento do material; γ_e = energia superficial efetiva, incluindo a energia relativa à deformação plástica; C = termo que expressa a razão entre tensões de cisalhamento e normal.

Na condição de fratura por clivagem, a relação de Hall-Petch assumiria a forma $\sigma_f = \sigma_{if} + k_f D^{1/2}$ e estabelecendo que a tensão de escoamento é igual a da fratura, para um determinado tamanho de grão D , pode-se obter a temperatura de transição dúctil-frágil (Meyers e Chawla, 2009):

$$TTDF = 1/\beta [\ln A - \ln \{(k_f - k) + \sigma_{if} D^{1/2}\} - \ln D^{-1/2}] \quad (3.31)$$

O comportamento do material segundo a relação acima é observada na Figura 3.30 onde é mostrado graficamente o resultado experimental obtido por Gooch e Ginn (citados por Meyer e Du Toit, 2001) em um aço ferrítico-martensítico com 12% de cromo. Este gráfico mostra que a TTDF deste aço diminui à medida que o tamanho de grão aumenta, visto que uma mesma energia absorvida na fratura (30 J) ocorre em temperaturas cada vez maiores e esta tendência é diretamente proporcional ao tamanho de grão do material.

Segundo Ohashi et al. (citados por Lula, 1985), que estudou a tenacidade ao impacto em aços inoxidáveis ferríticos com médio e alto teor de cromo com teor de intersticiais extra

baixos, a TTDF associada à 30 J de energia absorvida nos testes de impacto aumentava à medida que aumentava o tamanho de grão. No entanto, a energia absorvida nos ensaios realizados consideravelmente acima da TTDF, isto é, no patamar dúctil, mostrou ser praticamente independente do tamanho de grão.

Os diversos estudos citados sugerem que o tamanho de grão está relacionado diretamente com o comportamento dúctil-frágil do material, enquanto a quantidade de elementos intersticiais e cromo definem o nível de tenacidade.

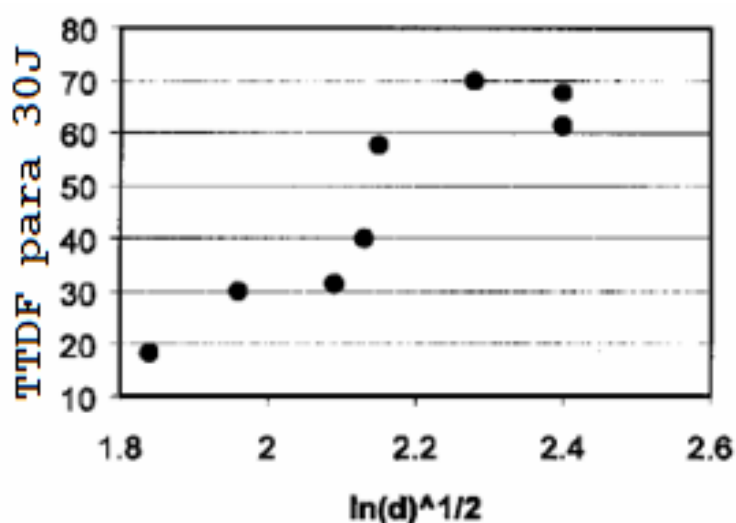


Figura 3.30. Variação da TTDF com o tamanho do grão no aço 12 Cr (Meyer e Du Toit, 2001).

3.5.3 Formação da martensita.

Os aços inoxidáveis ferríticos podem formar, dependendo da composição química, quantidades variáveis de austenita a temperaturas elevadas. No resfriamento, a austenita pode transformar em martensita e/ou ferrita e carbonetos, sendo que uma estrutura exclusivamente formada por estes dois últimos ocorre somente sob resfriamento muito lento. Devido ao teor relativamente baixo de carbono nos aços inoxidáveis ferríticos e também ao resfriamento rápido envolvido nos processos industriais, não há dissolução

completa dos carbonetos na austenita a alta temperatura e a dureza atingida pela martensita geralmente é inferior a 30 HRC.

Existe alguma controvérsia na literatura sobre as conseqüências da formação da martensita no aço inoxidável ferrítico. Segundo Lippold e Kotecki, (2005), baseado no trabalho de outros autores, a formação da martensita está relacionada à formação de trincas induzidas por hidrogênio. Além disso, eles relatam também que a formação da martensita causa fragilidade devido à sua fratura ou devido ao comportamento mecânico diferente em relação à ferrita. Por outro lado, em sistemas Fe-Cr-Ni e Fe-Cr-Mn, Lippold e Kotecki (2005) citam estudos que atribuíram maior tenacidade ao impacto em estruturas bifásicas ferrita-martensita em relação às ligas totalmente ferríticas ou totalmente martensíticas com as mesmas composições químicas.

Thomas e Apps (citados por Lula, 1980) estudaram a ZTA de soldagem de várias corridas de aço AISI 409 e concluíram que teores maiores de Ni e Mn e conteúdo reduzido de Ti restringiram marginalmente o crescimento de grão.

Eckenrod e Kovach (citados por Lula, 1980) estudaram o efeito da variação de Ni e da relação Ti/C em aço inoxidável ferrítico com 12% de cromo. Nas composições estudadas, o aço com o cromo-equivalente mais baixo não apresentava ferrita e a composição que apresentou a melhor tenacidade contra impacto apresentava estrutura predominantemente martensítica e traços de ferrita.

Meyer e Du Toit (2001) relatam que em estruturas predominantemente ferríticas com martensita intergranular, este último dificulta a passagem do plano de deslizamento de um grão de ferrita para o outro, gerando tensões internas no material e facilita a fratura por clivagem da ferrita.

Por outro lado, Zaayman, citado por Meyer e Du Toit (2007), relata no estudo de tenacidade de ZTA de aço inoxidável ferrítico com 12% Cr que estruturas predominantemente martensíticas com mais de 90% desta fase apresentam tenacidade crescente devido à limitação no crescimento de grãos (Figura 3.31).

Carrouge, Bhadeshia e Woollin (2004) avaliaram o efeito da ferrita delta nas propriedades de tenacidade ao impacto na ZTA de solda em aço inoxidável supermartensítico e chegaram a resultados similares aos obtidos com aços ferríticos em

relação à influência da martensita. Resultados de ensaios Charpy mostraram que a presença de 14% de ferrita delta resultou no aumento de 50° C na TTDF em relação à estrutura totalmente martensítica. Com a redução da quantidade de ferrita de 14% para 2%, obteve-se a TTDF comparável ao de metal de base.

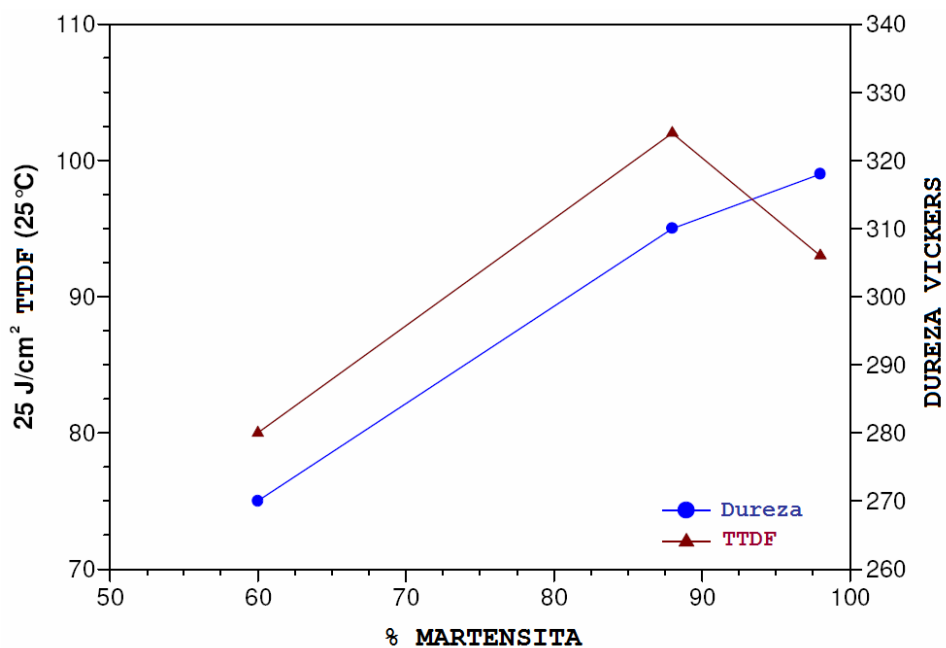


Figura 3.31. Relação entre volume de martensita e tenacidade ao choque segundo Zaayman num aço inoxidável ferrítico com 12% Cr (Meyer e Du Toit, 2007).

4 Metodologia.

4.1 Visão Geral.

Este trabalho foi dividido em etapas conforme os itens abaixo:

- Caracterização do metal de base através de análise química, metalografia e ensaios mecânicos;
- Testes de soldagem com chanfro meio-V foram realizados com várias energias de soldagem e condições operacionais que resultaram em cordões com aspecto favorável foram selecionados. A partir destes testes dois níveis de energia foram utilizados para a soldagem dos corpos de prova, denominados como Alta Energia (AE) e Baixa Energia (BE);
- Corpos de prova extraídos a partir de chapas soldadas com os níveis de energia selecionados foram caracterizados através de análise de microestrutura e ensaios mecânicos.

4.2 Materiais.

- Metal de base: Aços inoxidáveis ferríticos UNS S40910 e S41003, obtidos na linha de produção da ArcelorMittal Inox Brasil, classificados conforme Norma ASTM A 240 (ASTM, 2010), com espessura aproximada de 6,5 mm, sendo:
 - S40910 – laminado a quente e decapado.
 - S41003 – laminado a quente, recozido em forno tipo caixa e decapado.
- Metal de adição: Arame maciço AWS A 5.9 ER 308 LSi de 1,2 mm de diâmetro.
- Gás de proteção: Argônio com 2% de oxigênio.

4.3 Caracterização dos aços (metais de base).

4.3.1 Análise química e Microestrutura.

As análises de composição química foram realizadas através de espectrometria por fluorescência de raios X (XRF) utilizando o equipamento ARL 9900 Series da Thermo Scientific, pertencente ao laboratório da Gerência de Elaboração da ArcelorMittal Inox Brasil (AMIB).

As análises microestruturais foram realizadas através de microscopia ótica no analisador de imagens Leco com microscópio Leitz DMRXE e software de análise IA 3001 e microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL30 do Centro de Pesquisa da AMIB. As amostras para microscopia ótica foram preparadas por polimento mecânico e atacadas com reagente de Vilella. A determinação do tamanho de grão dos materiais foi realizada conforme Norma ASTM E 112 (ASTM, 1996) empregando o método Abrams, considerando 8 campos de análise ao longo da espessura através de medição de diâmetro equivalente.

Foi usado como alternativa ao método de medição de tamanho de grãos acima, a difratometria de elétrons retroespalhados (EBSD) no MEV utilizando dois corpos de prova devidamente preparados com polimento mecânico. Foram escolhidos diversos campos ao longo da espessura da chapa e determinou-se a distribuição de diâmetros equivalentes nas direções longitudinal e transversal à de laminação. Neste método, os grãos da borda do campo são excluídos e consideram os interceptos dos grãos no interior do campo que são identificados pela diferença na textura.

A identificação de precipitados foi feita através de espectrometria de energia dispersiva (EDS) acoplado ao MEV.

4.3.2 Ensaaios Mecânicos.

- **Ensaaios de tração.**

Foram realizados conforme a norma ASTM E8 M (ASTM, 2009), utilizando dois corpos de prova por aço, padrão retangular para tiras, extraído na direção transversal à laminação. Os ensaios foram realizados no Centro de Pesquisa da AMIB, utilizando uma máquina de tração Instron 5583 com capacidade de 15 toneladas. Foi utilizada velocidade de ensaio de 11 mm/min. e empregado extensômetro axial até 5% de deformação;

- **Ensaaios de impacto Charpy.**

Foram realizados conforme a Norma ASTM E23 (ASTM, 2007), utilizando corpo de prova de 5x10x55 mm com entalhe usinado na espessura de 5 mm e verificação do mesmo com projetor de perfil e microscópio ótico. As amostras foram extraídas na direção T-L, conforme a norma ASTM E399 (ASTM, 2006), considerando que nesta direção as propriedades seriam inferiores, como é citado por várias fontes bibliográficas, como efeito de anisotropia nos aços e que daria em resultados mais conservadores. Foram realizados 3 ensaios para cada um dos 5 níveis de temperaturas. Os ensaios foram iniciados a 0° C e foram estendidas para temperaturas maiores ou menores de acordo com o comportamento observado. Com estes dados foi caracterizado o comportamento dúctil-frágil dos materiais. Os ensaios foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da empresa ESAB com equipamento de ensaio Losenhausenwerk PSW 30 com capacidade ajustada para 15 kgfm.

- **Ensaaios de dureza.**

Foram realizadas medições de dureza Rockwell B (HRB) com o equipamento Instron Wolpert modelo Testor 930 do Centro de Pesquisa da AMIB conforme ASTM E18 (ASTM, 2008). Foi utilizado “penetrador esférico de aço com 1/16” de diâmetro e carga de 100 kgf.

- **Ensaio de tenacidade CTOD.**

Foram realizados conforme a norma ASTM E 1820 (ASTM, 2009) em 03 corpos de prova tipo *single-edge bend specimen* - SE(B) por cada metal de base e à temperatura ambiente. A posição dos corpos de prova foi escolhida na direção T-L conforme definido na norma ASTM E399 (ASTM, 2006). Os corpos de prova foram preparados conforme recomendações da ASTM 1820, sendo a ponta do entalhe confeccionada por eletroerosão a fio para garantir o raio máximo de 0,08 mm (Figura 4.1), visando facilitar a nucleação da pré-trinca por fadiga. Além disso, para garantir o crescimento reto da frente da trinca, foram introduzidos entalhes laterais de 0,5 mm nos corpos de prova (a redução máxima permitida pela norma ASTM E1820 na espessura é de 0,25B onde B é a espessura do material). A trinca de fadiga foi obtida submetendo-se o corpo de prova em flexão em três pontos com os parâmetros listados na Tabela 4.1 para os dois aços, objetivando uma trinca com relação a/W igual a 0,6. (igual a 12 mm para corpos de prova com largura, W, de 20 mm). Este comprimento de trinca foi atingido entre 92000 e 170000 ciclos e foi medido através da flexibilidade elástica (*compliance*).

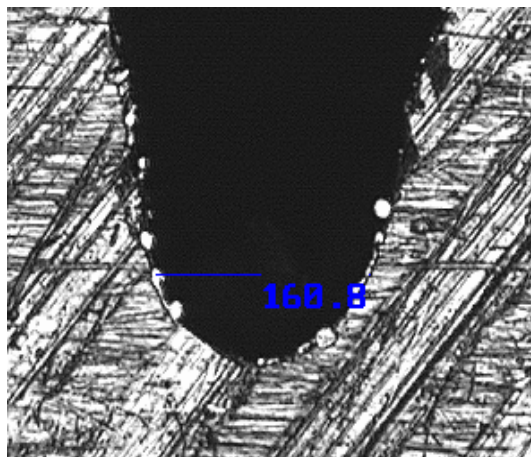


Figura 4.1 Ponta de entalhe do corpo de prova para ensaio de tenacidade à fratura com aproximadamente 0,08 mm de raio.

A carga P_m , dada pela Equação 4.1, foi utilizada para obtenção de pré-trinca foi determinada pela relação definida pela norma ASTM 1820 (ASTM, 2009), utilizando o limite de escoamento efetivo σ_Y , isto é, a média aritmética entre o limite de escoamento

médio e limite de resistência médio de cada material, além das medidas do corpo de prova, sendo B a espessura do material, b_0 é o ligamento remanescente na largura do corpo de prova e S é a distância entre os roletes de apoio.

$$P_m = 0,5 B b_0^2 \sigma_Y / S \quad (4.1)$$

Tabela 4.1. Parâmetros para obtenção de trinca de fadiga.

K _{máx}	15 MPa \sqrt{m}
Frequência	30 Hz
R ($\sigma_{min}/\sigma_{máx}$)	0,1

A introdução de trincas de fadiga e os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados no laboratório do Grupo de Estudos sobre Fratura de Materiais (GesFraM) do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais, Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto. A Figura 4.2 e a Figura 4.3 mostram respectivamente, o equipamento de ensaio servo hidráulica MTS (10 toneladas), o corpo de prova tipo SE(B) sendo ensaiado sob flexão em três pontos e a medição da abertura da boca do entalhe (COD) através de *clip-gage*.

Os ensaios foram realizados com 2 ciclos de carregamento e descarregamento em cada etapa de controle de deslocamento para construção da curva de carga (P) vs abertura da boca do entalhe (COD). Em cada ciclo, o descarregamento foi realizado após 5 segundos para acomodação de tensões e a carga após descarregamento correspondeu a menos 10 % da carga máxima atingida no ciclo anterior. A partir dos valores da relação P x COD foram determinados os respectivos valores de integral J e do crescimento de trinca Δa .

O valor de abertura da ponta da trinca (CTOD ou δ) foi obtido a partir de J pela equação 3.16, conforme a norma ASTM E1820 (ASTM, 2009). A partir do cálculo de δ_i foi construída a curva δ_i x Δa_i cujo desenvolvimento está apresentado no Apêndice A.



Figura 4.2 Equipamento e dispositivos para ensaio de tenacidade à fratura por flexão em corpo de prova SE(B).



Figura 4.3 Detalhe do dispositivo de ensaio, com corpo de prova deformado após ensaio e clip-gage posicionado para medição de abertura da boca do entalhe (CMOD).

4.4 Soldagem.

A soldagem das chapas foi realizada pelo processo GMAW em amostras preparadas com chanfro meio-V conforme recomendado pela Norma AWS D1.6 (AWS, 1999), com ângulo de abertura de 45° e parte paralela (“nariz”) de 1 mm (Figura 4.4). A direção escolhida foi longitudinal à direção da laminação do aço. As soldagens foram realizadas de forma mecanizada com uma fonte de soldagem IMC Inversal 300 com as peças presas no gabarito (Figura 4.5). Esta montagem possui ainda um sistema de aquisição de parâmetros (SAP1- IMC) e pertence ao Centro de Pesquisas da AMIB.

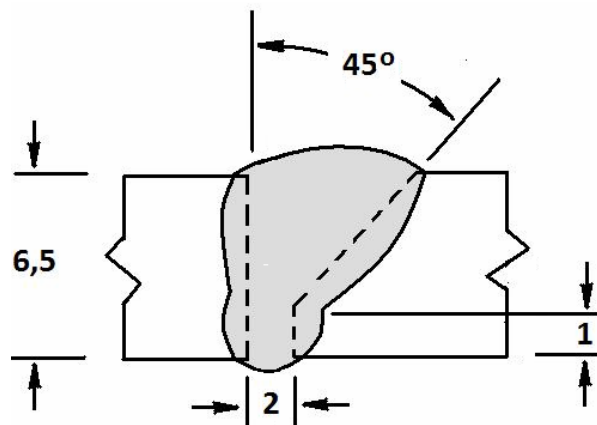


Figura 4.4 Perfil do chanfro meio-V utilizado na soldagem.

A soldagem das amostras foi realizada em 2 etapas:

- Na primeira etapa foram ajustados os parâmetros de soldagem para obtenção de uma união adequada, formato da zona fundida e geometria da ZTA favoráveis para realização dos ensaios de Charpy e CTOD. A verificação destas características foi feita através de metalografia na seção transversal das soldas. Além disso, durante a soldagem, foram observados a *estabilidade do processo, aspecto do cordão e o tipo de transferência de metal*;
- Na segunda etapa, amostras dos aços com 300 mm x 150 mm e chanfro ao longo do comprimento foram soldadas conforme parâmetros ajustados no item anterior e listados na Tabela 4.2, obtendo-se soldas de dois níveis de energia para os dois aços estudados. Foi

utilizada vazão de gás de proteção de 15 litros/minuto e a distância entre bocal da tocha de soldagem e a peça foi de 17 mm.

Tabela 4.2 Parâmetros de soldagem utilizados.

	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Velocidade do arame (m/min)	Energia (kJ/mm)
Baixa Energia	210	26	30	7	1,1
Alta Energia	260	28,5	25	10	1,8



Figura 4.5 Bancada de soldagem GMAW preparada para soldagem (AMIB).

4.4.1 Análise microestrutural da ZTA.

A análise microestrutural da ZTA da solda foi realizada utilizando a mesma metodologia do item 4.3.1. Todas as análises foram realizadas no lado reto do chanfro meio-V.

Além disso, realizou-se uma medição de quantidade relativa entre martensita e ferrita presentes na ZTA-AT de solda do aço S41003. Esta análise foi feita utilizando o software de analisador de imagem IA 3001 da Leco, quantificando a área relativa de cada constituinte pelo contraste obtido na imagem. O valor percentual de cada constituinte foi obtido através da média de área ocupada numa amostragem de 8 campos obtidos da ZTA com aumento de 200 vezes no microscópio ótico.

4.4.2 Propriedades mecânicas da ZTA.

Os corpos de prova para ensaios de tração, Charpy e CTOD foram obtidos conforme esquema mostrado na Figura 4.6, onde MB é o metal de base.

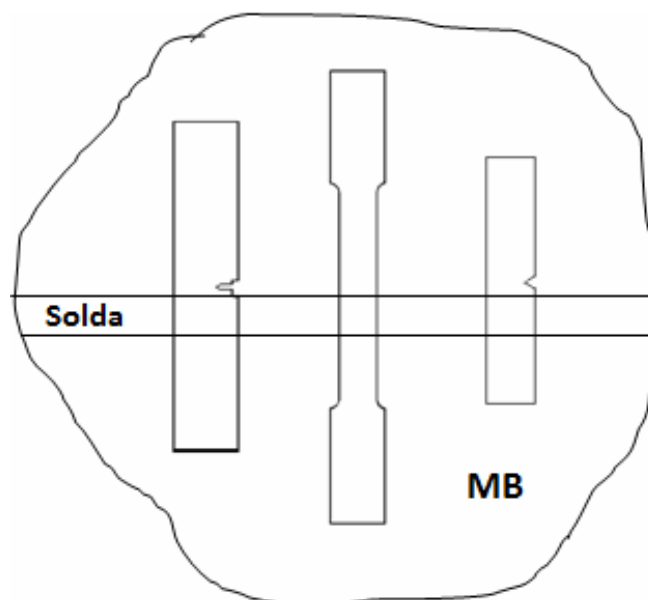


Figura 4.6. Posição de retirada de corpos de prova de CTOD, tração e Charpy, respectivamente, a partir da peça soldada, onde MB é o metal de base (chapa de aproximadamente 6,5 mm).

- **Ensaio de tração.**

Ensaio de tração foram realizados com corpos de prova retirados conforme Figura 4.6, usinados conforme Figura 4.7 e ensaiados conforme ASTM E8 M (ASTM, 2009);

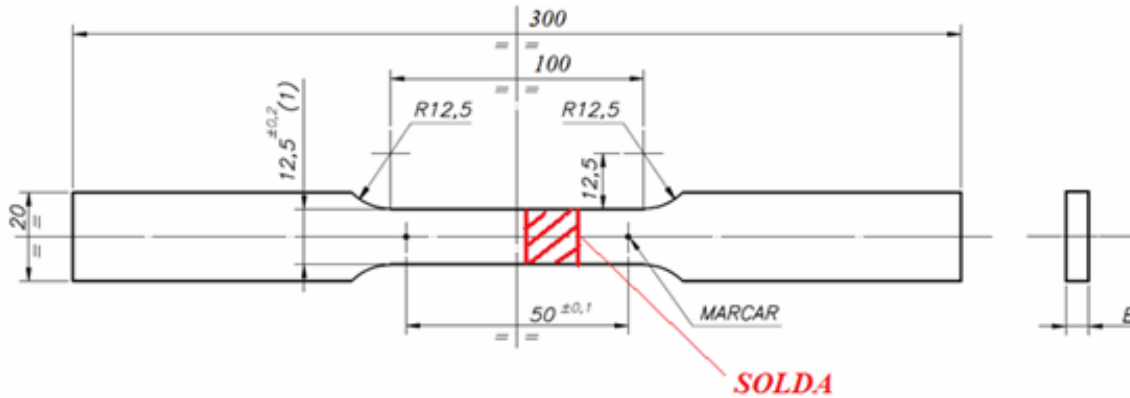


Figura 4.7. Corpo de prova de tração e posição da solda com chanfro meio-V. Dimensões em mm. E = 5 mm.

- **Ensaio de tenacidade ao impacto Charpy.**

Foram feitos conforme a Norma ASTM E23 (ASTM, 2007), utilizando corpo de prova de 5x10x55 mm com entalhe na espessura de 5 mm. As amostras foram extraídas conforme Figura 4.6. A posição do entalhe foi na parte reta do chanfro meio-V e na região de granulação grosseira da ZTA (ZTA-AT), que foi determinada através de metalografia como mostrado na Figura 4.8. A espessura do corpo de prova, de 5 mm, foi obtida por fresamento e retífica em ambas as superfícies da chapa de modo a atingir tolerâncias e superfícies isentas de defeito e acabamento conforme ASTM E23 (ASTM, 2007).

Foram realizados 4 ensaios para cada 4 níveis de temperatura nos 2 aços estudados com 2 energias de soldagem cada, visando determinar a variação de tenacidade ao impacto com a temperatura e comparação dos resultados com as propriedades do metal de base. Os ensaios foram realizados no laboratório da empresa ESAB.

Após a realização de ensaios, vários corpos de prova representativos por condição de fratura (frágil, dúctil ou na região de transição) foram analisados através de metalografia após preparação conforme mostrado na Figura 4.9. Esta análise também permitiu observar a posição do entalhe em relação à zona fundida da solda e ZTA.



Figura 4.8 Retirada do corpo de prova e posição do entalhe para ensaio de impacto Charpy.

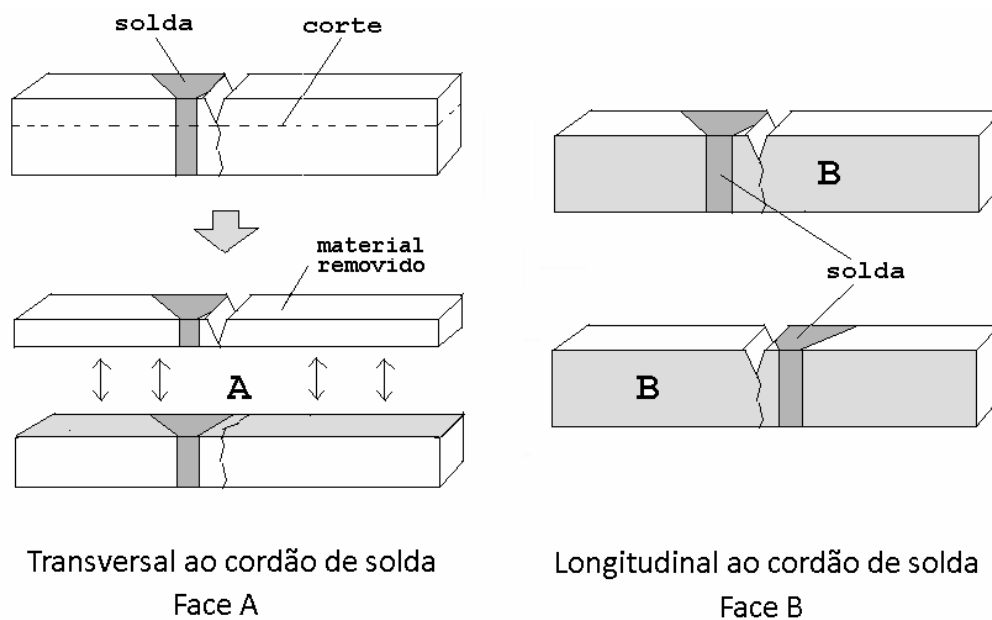


Figura 4.9 Posição de preparação dos corpos de prova para metalografia após ensaio de tenacidade ao impacto Charpy.

- **Ensaio de microdureza na junta soldada.**

As medições de microdureza, realizadas com equipamento Leitz modelo RZD-DO do Centro de Pesquisas da AMIB com carga de 100 granas, seguiram a norma ASTM E384 (ASTM, 2008) e foram feitas ao longo de uma linha paralela à superfície da chapa nas seções transversais das soldas nas amostras dos 2 aços, cada um soldado com 2 níveis de energia.

- **Ensaio de tenacidade à fratura CTOD.**

Foram realizados utilizando como referência a norma ASTM E 1820 com corpos de prova tipo SE(B). Foram fabricadas e ensaiadas 3 amostras para cada energia de soldagem para os 2 aços, com entalhes confeccionados por eletroerosão a fio (diâmetro de 0,15 mm) na região de granulação grosseira da ZTA no lado reto do chanfro. A introdução de ranhura lateral, trinca de fadiga e os ensaios, objetivando a obtenção de curva-R ($J \times \Delta a$), foram realizados no laboratório do Grupo de Estudos sobre Fratura de Materiais do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais, Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto. O procedimento de ensaio foi o mesmo realizado para os metais base. Neste caso, devido à existência de dissimilaridade da junta soldada, estes ensaios objetivaram somente a comparação de tenacidade à fratura entre os corpos de prova dos aços estudados, visto que a similaridade da Mecânica de Fratura não era válida, conforme discutido no item 3.3.2.

4.4.3 Ciclos térmicos

A análise de ciclo térmico foi realizada teoricamente através da construção das curvas de temperatura x tempo a partir de um modelo teórico e utilizando os parâmetros aplicados nas soldagens realizadas e das propriedades dos aços listados na Tabela 3.3. Os dados foram obtidos com uma função que resolve a equação de Rosenthal (equação 3.18) no software *Matlab*. Os ciclos térmicos foram obtidos na metade da espessura da chapa variando a distância lateral do ponto em relação ao eixo central da solda para se obter a temperatura de pico desejada (1400° C). Utilizou-se, de forma arbitrária, um rendimento

térmico para o processo de soldagem de 0,7. Este corresponde a um valor dentro da faixa usualmente considerada para o rendimento térmico da soldagem GMAW.

4.4.4 Análise Fractográfica.

A análise fractográfica foi realizada em corpos de prova depois de fraturados em ensaio de impacto Charpy e CTOD. As amostras foram previamente limpas em aparelho de lavagem com ultra-som. As superfícies de fratura foram analisadas com microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL30 do Centro de Pesquisa da AMIB. Foram geradas imagens através de elétrons secundários e retroespalhados e os precipitados foram analisados com EDS acoplada ao MEV.

5 Resultados e Discussões.

5.1 Caracterização dos metais de base.

Neste item são apresentados os resultados de caracterização dos metais de base através de análise química, micrografia e ensaios mecânicos. Os aços estudados apresentaram as composições químicas mostradas na Tabela 5.1. A amostra do aço estabilizado S40910 apresentou relação entre elementos Ti e intersticiais C+N acima do mínimo especificado pela norma ASTM A240 (ASTM, 2010) para esta liga, que é de seis, indicando estabilização adequada da ferrita. A mesma Tabela também apresenta o balanço entre elementos gamagênios e alfa-gênios dos dois aços através do *Kaltenhauser Ferrite Factor* (KFF). Embora a estabilidade da ferrita seja definida para $KFF > 13,5$ nos aços inoxidáveis de baixo teor de cromo (Lippold e Kotecki, 2005), o aço S40910 estudado, supostamente ferrítico em todas as faixas de temperatura, apresentou um valor levemente menor, igual a 13,25. Já o aço S41003 apresentou KFF igual a 11,2, isto é, maior predominância de elementos austenitizantes do que o aço S40910. Por outro lado, o valor de ΔTi para o aço S40910 foi positivo, indicando que há Ti em solução sólida e está em consonância com a relação $Ti/(C+N)$.

Tabela 5.1 Composição química, em peso, dos aços estudados.

Aço	Cr	Si	Ti	C	N	Mn	Ni
S40910	11,12	0,47	0,13	0,007	0,009	0,19	0,19
S41003	11,04	0,56	0,007	0,01	0,016	0,54	0,31

Aço	KFF(*)	C+N PPM	Ti/(C+N)	Ti/C	ΔTi
S40910	13,25	161	8,1	18,6	0,07
S41003	11,18	258	0,3	0,7	-

(*) *Kaltenhalses Ferrite Factor*.

Para o diagrama constitucional de Balmforth, as composições químicas dos aços estudados apresentaram os valores de cromo (Cr eq) e de níquel (Ni eq) equivalentes mostrados na Tabela 5.2 e representadas no diagrama da Figura 5.1.

Tabela 5.2 Valores de cromo equivalente, níquel equivalente e previsão de quantidade de ferrita segundo relações de Balmforth.

	Cr eq	Ni eq	% ferrita
S40910	12,5	0,6	35
S41003	11,2	1	90

Os resultados indicam que ambos os aços estudados podem apresentar estrutura parcialmente martensítica. Assim como no caso do KFF, este resultado não era esperado para o aço S40910, visto que a quantidade de Ti está em excesso neste aço, o que deve resultar em uma estrutura totalmente ferrítica. Para o diagrama de Balmforth, este resultado inesperado pode ter ocorrido em decorrência do teor de carbono do aço S40910, que é abaixo do recomendado para utilização deste diagrama (Balmforth e Lippold, 2000).

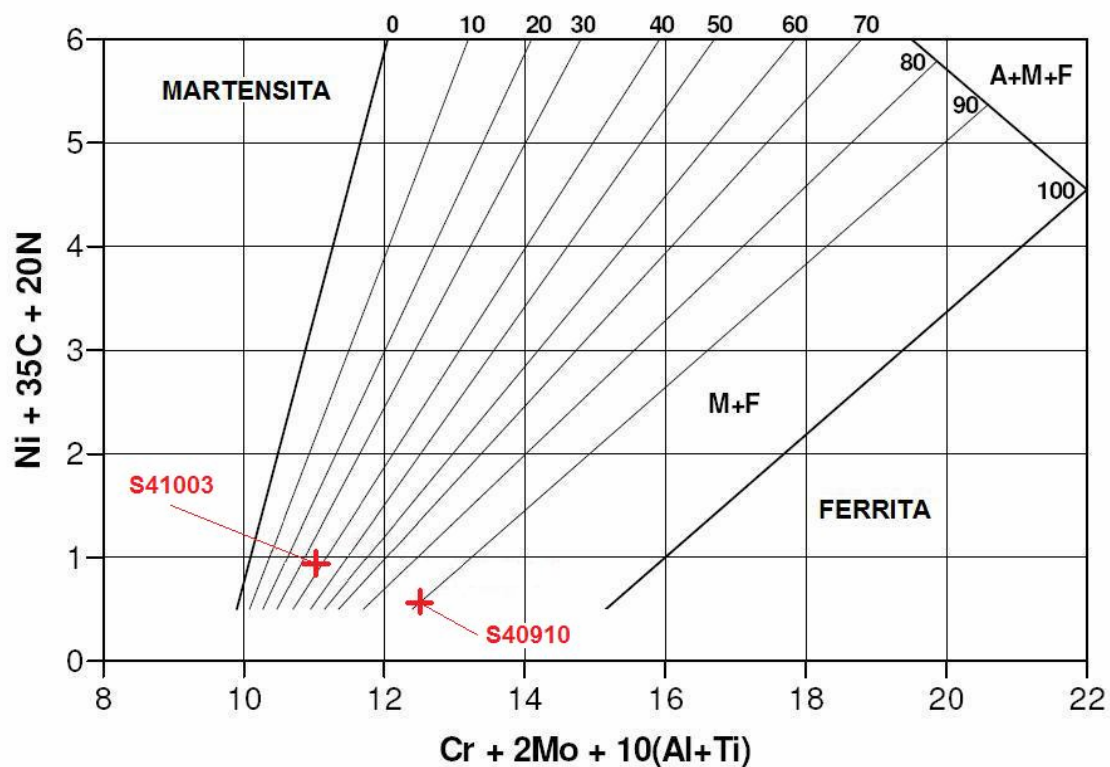


Figura 5.1 Aços S41003 e S40910 no diagrama constitucional de Balmforth.

A presença de uma maior quantidade de elementos austenitizantes e a ausência de elementos estabilizantes de ferrita no aço S41003 resulta na possibilidade de formação de austenita durante aquecimento a alta temperatura e, desta forma, de martensita no resfriamento. Para o aço S41003 estudado, considerando a temperatura de início de formação de martensita (M_s) dada pela equação 3.2 e a composição química apresentada, o valor de M_s seria de 400°C , desde que o aço seja previamente austenitizado, parcialmente ou totalmente, como ocorre durante o ciclo térmico encontrado na ZTA de soldagem deste aço.

5.1.1 Microestrutura.

- **Aço S 41003.**

A microestrutura do aço S41003 utilizado no estudo, laminado a quente e recozido em forno de recozimento em caixa, é mostrada nas Figuras 5.2, 5.3, 5.4 e 5.5. A microestrutura revelou-se heterogênea ao longo da espessura e também em relação à direção de laminação.

A Figura 5.3 mostra a vista transversal e longitudinal em relação à direção de laminação, na região central da espessura da chapa. Na direção transversal, foram observados grãos grosseiros de ferrita em meio à estrutura aparentemente refinada. O tamanho de grão nesta estrutura foi medida visualmente por comparação, estando entre ASTM 6 e 10. Na direção longitudinal, apresentada na mesma figura, mostrou a presença de grãos alongados igualmente heterogêneos. Foram observadas também variações microestruturais ao longo da espessura da chapa como mostrado na Figura 5.4. Na região próxima a superfície da chapa a microestrutura era mais grosseira como visto em (a). Na mesma figura, em (b) que corresponde à região central da chapa, a microestrutura estava mais refinada e os grãos mais alongados.

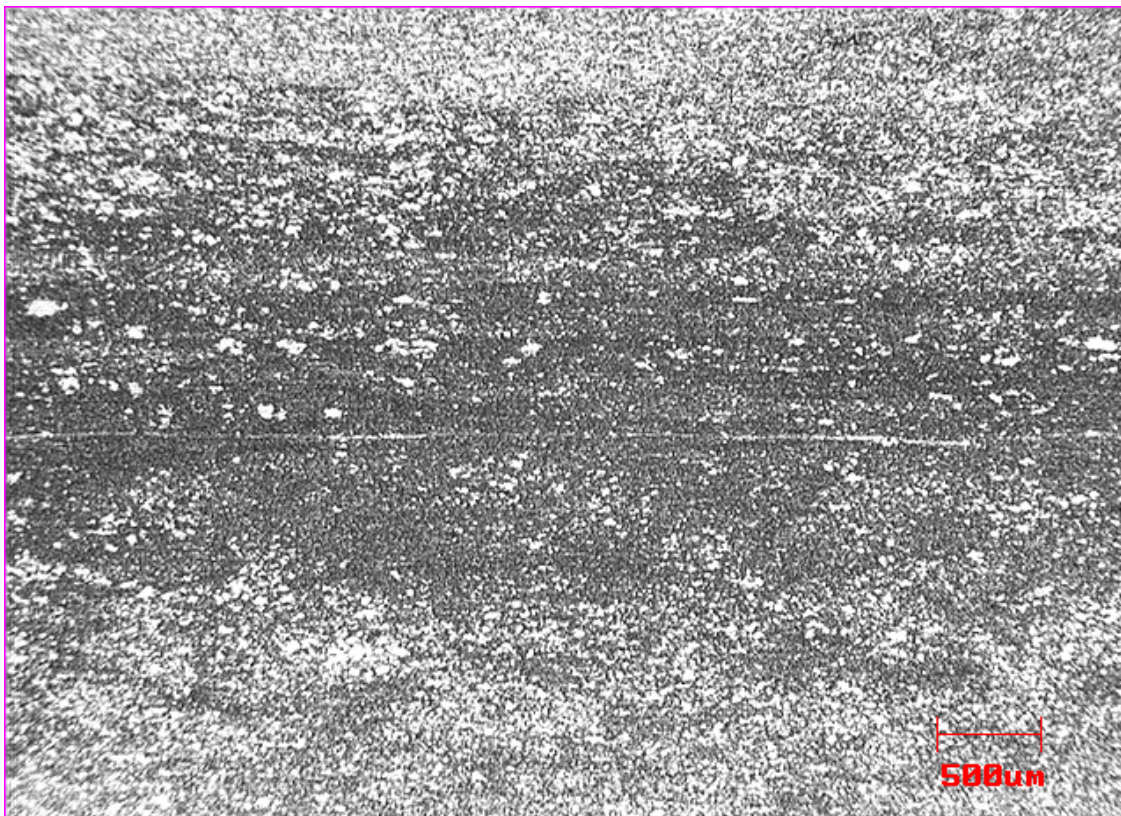


Figura 5.2 Aço S41003 na transversal à direção da laminação. Ataque: Vilella. 16X.

Estas características foram atribuídas aos seguintes possíveis fatores:

- Os grãos colunares formados durante o lingotamento do aço não foram totalmente deformados e recristalizados durante os processos de laminação a quente;
- A faixa de temperatura de laminação a quente deste aço, que ocorre em torno de 1000° C, coincide com a região bifásica do diagrama Fe-Cr para a composição química do aço S41003. Nestas condições, ocorreu recristalização nos contornos de grãos grosseiros de ferrita, com nucleação de grãos finos de austenita e ferrita. A condição bifásica provavelmente impediu o crescimento de grãos destes constituintes;
- Durante o processo de recozimento em caixa (pouco acima de 700° C) provavelmente houve predominância de recuperação da estrutura, resultando numa estrutura bandeada com ausência de recristalização estática.

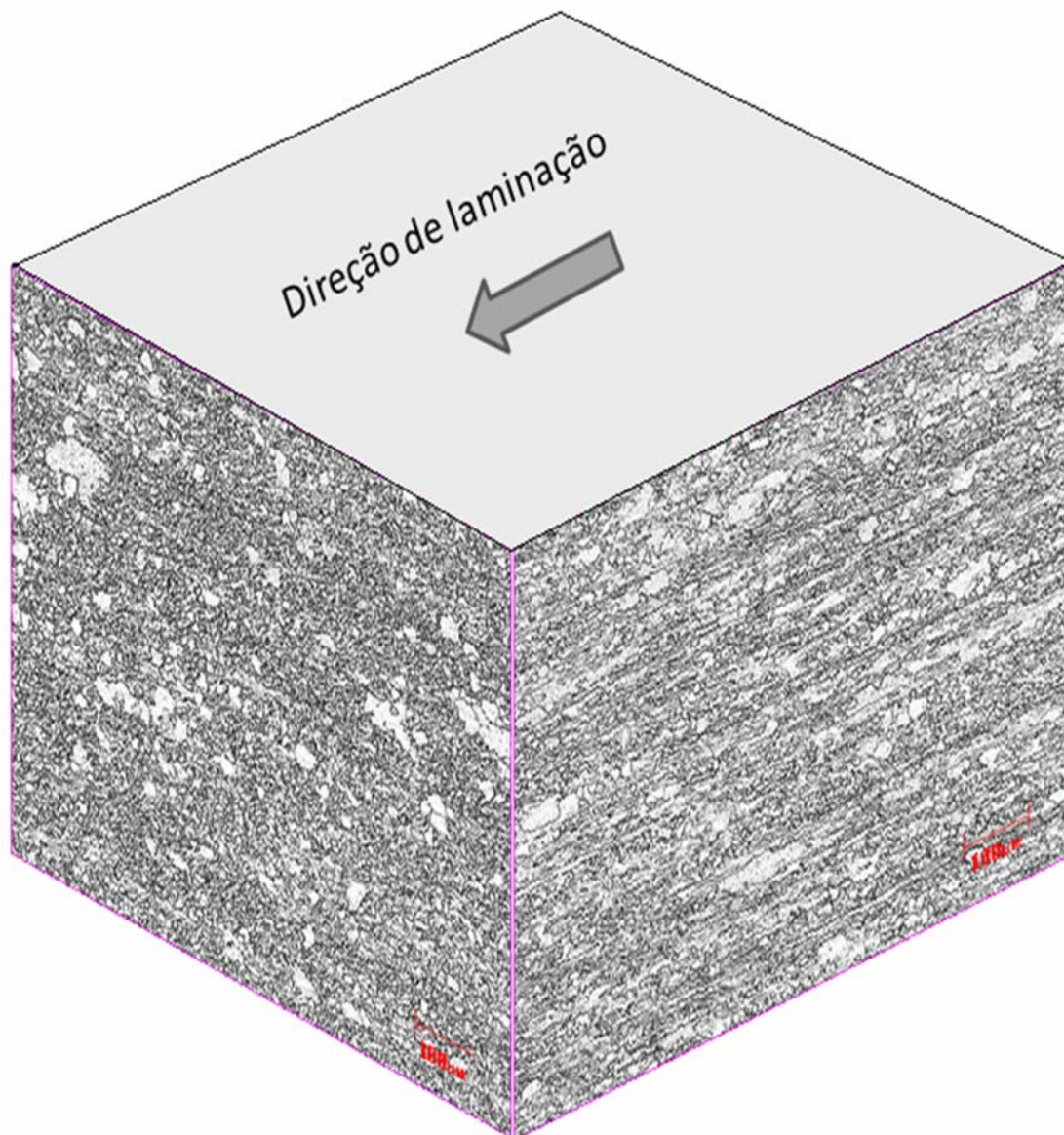


Figura 5.3 Representação da microestrutura da região central da espessura da chapa do aço S41003. Ataque: Vilella. Aumento: 100X.

A Figura 5.5 mostra, com maior ampliação, o aço S41003 apresentando grãos de ferrita com precipitados no interior e nos contornos de grãos, provavelmente constituídos por carbonetos e nitretos. Observa-se também uma estrutura cujos contornos de grãos não são claros, mas sugerem regiões localizadas com granulação fina, em torno de 10 μm .

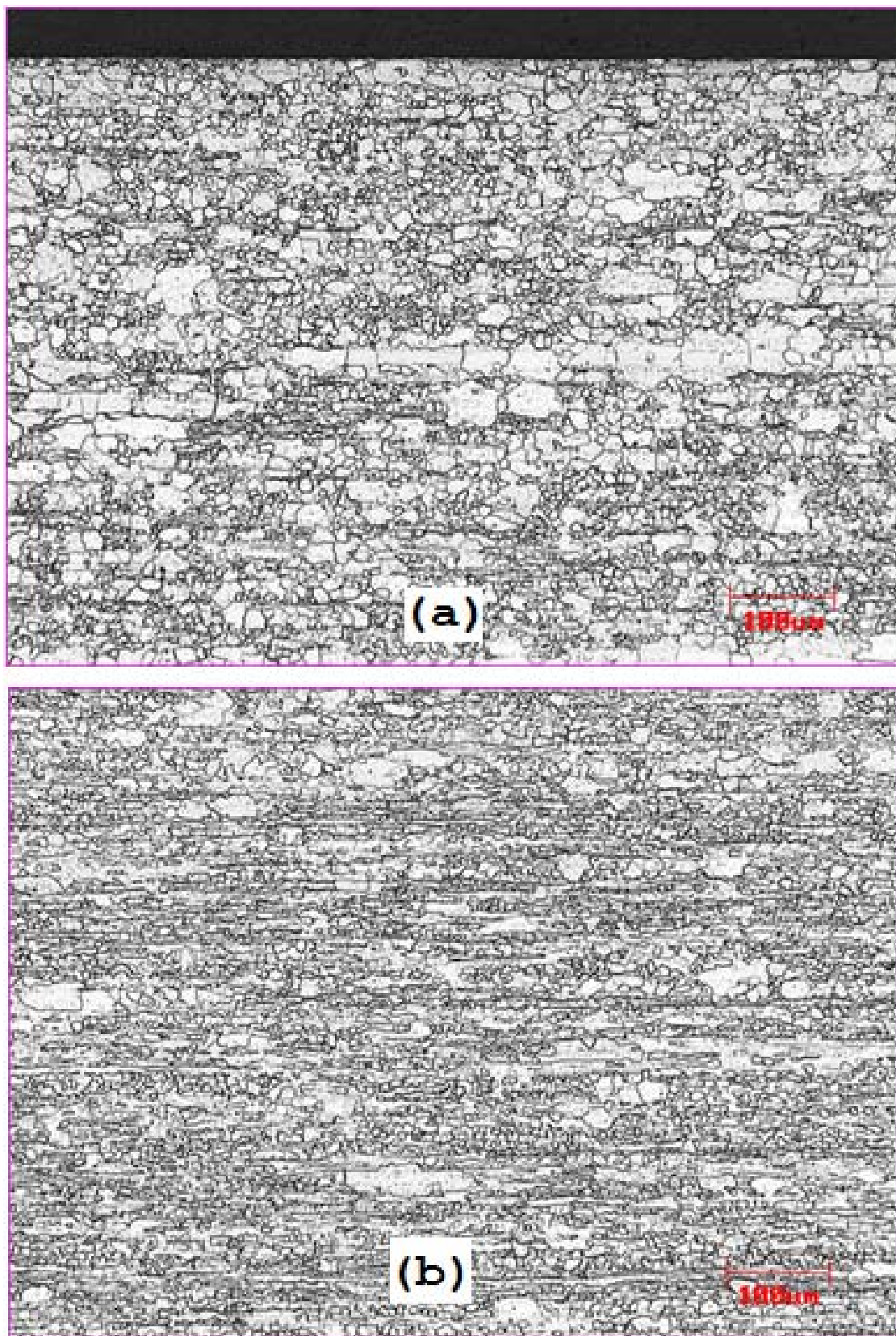


Figura 5.4 Microestrutura do aço S41003 na direção longitudinal ou na direção de laminação (a) próxima a superfície e (b) no centro da chapa. Ataque: Vilella. Aumento 100X.

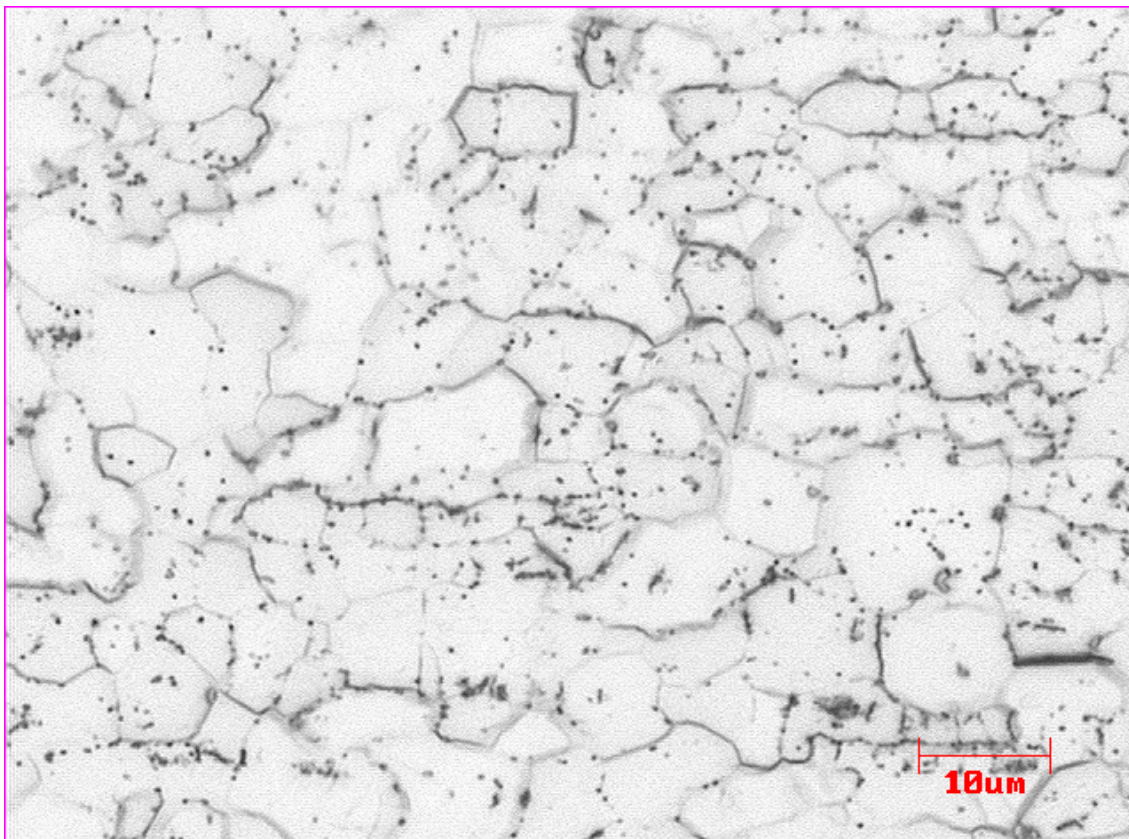


Figura 5.5 Microestrutura do aço S41003 na direção transversal à de laminação. Ataque: Vilella. Aumento: 1000 X.

A determinação do tamanho de grão através de EBSD permitiu obter uma distribuição de diâmetro equivalente conforme apresentado na Figura 5.6. O diâmetro médio determinado foi de aproximadamente 14 μm , tanto da direção longitudinal quanto na transversal em relação à direção de laminação. Aproximadamente 30% dos grãos apresentaram diâmetro equivalente de 11,8 μm e está coerente com o tamanho de grãos medido no microscópio ótico. Além disso, pouco mais de 3% dos grãos apresentaram diâmetro equivalente acima de 50 μm , provavelmente correspondendo aos grãos grosseiros observados na Figura 5.3.

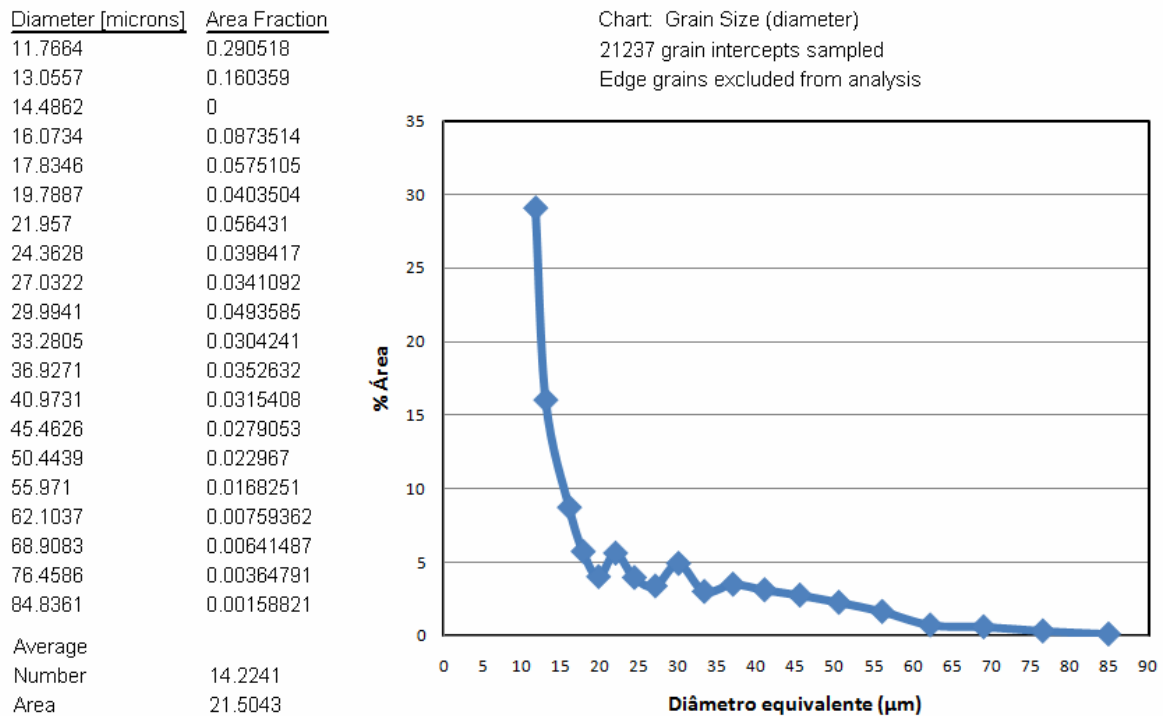


Figura 5.6 Distribuição de tamanho de grão do metal de base do aço S41003. MEV-EBSD.

- **Aço UNS S40910.**

A Figura 5.7 é uma representação da microestrutura do aço S40910 na região central da chapa. A imagem mostra pouca diferença entre as direções transversal e longitudinal em relação à direção de laminação. No entanto, a microestrutura na direção de laminação apresenta grãos levemente alongados, evidenciando a presença de resquícios deste processo. Além disso, foi observado nas duas direções, maior refinamento de estrutura nas regiões próximas as superfícies da chapa (Figura 5.8) do que na região central da chapa (Figura 5.9). Possivelmente, este fato resultou do processo de recristalização durante a laminação, mais favorável na superfície da placa, devido à maior deformação nesta região da placa durante a laminação devido às tensões de cisalhamento oriundas em contato com a superfície do cilindro de laminação.

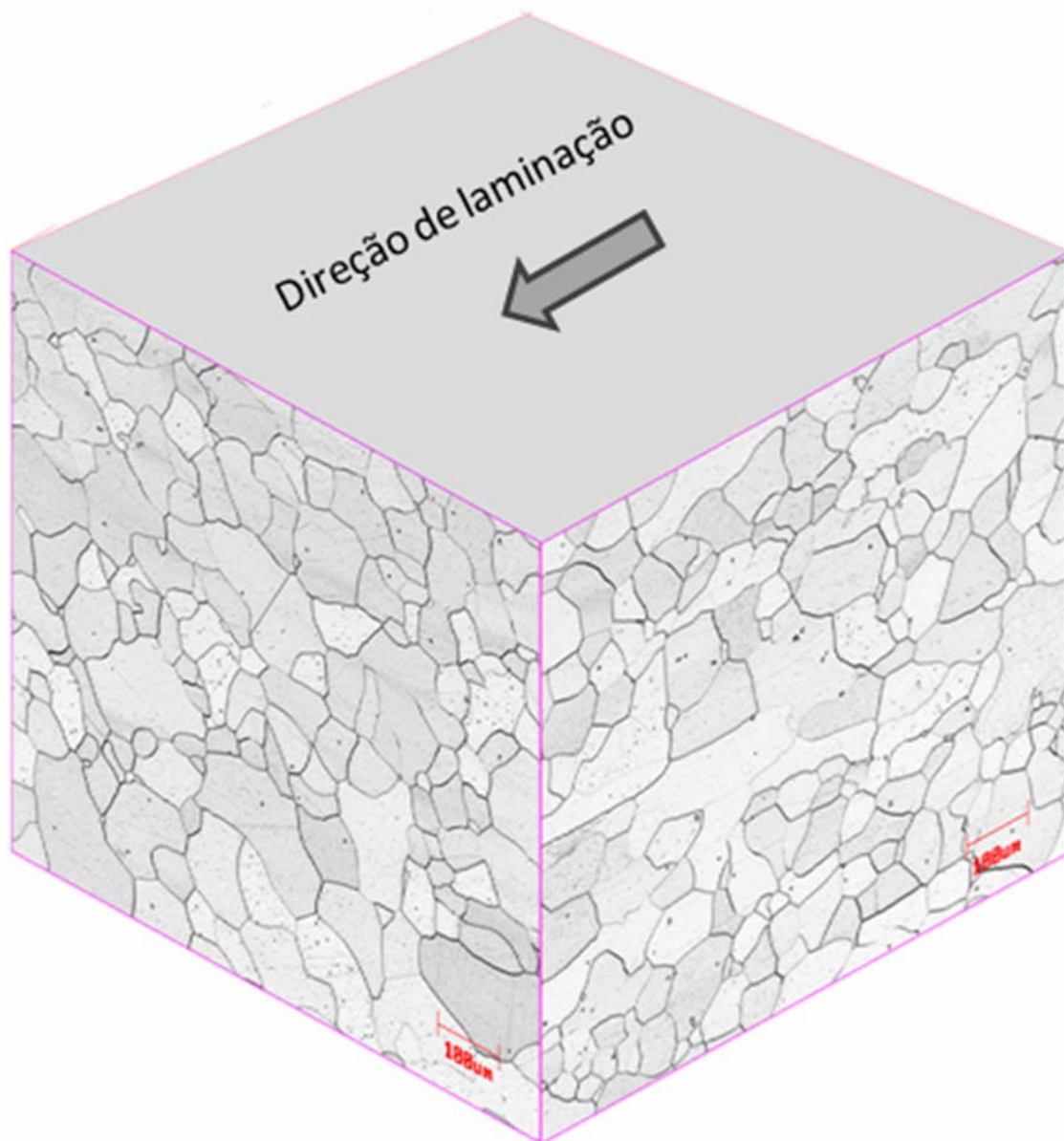


Figura 5.7 Representação da microestrutura do aço S40910 na região central da chapa.
Ataque: Vilella. Aumento: 100X.

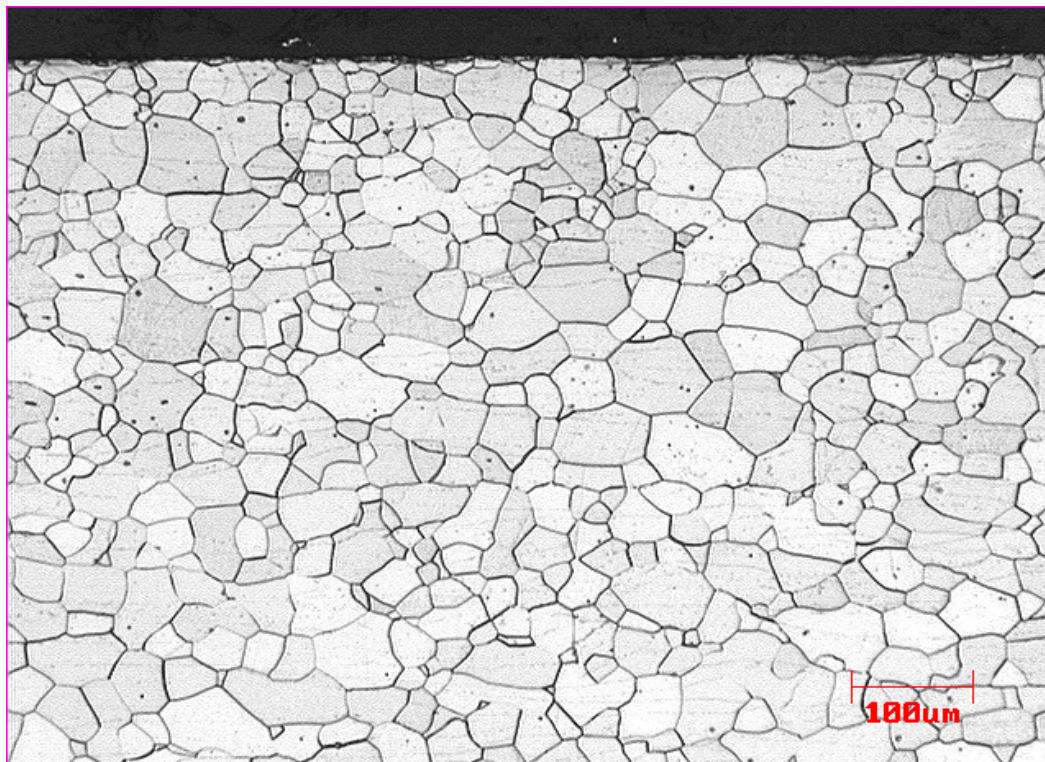


Figura 5.8 Microestrutura do aço S40910 na direção transversal à de laminação e próxima à superfície da chapa. Ataque: Vilella. Aumento: 100X.

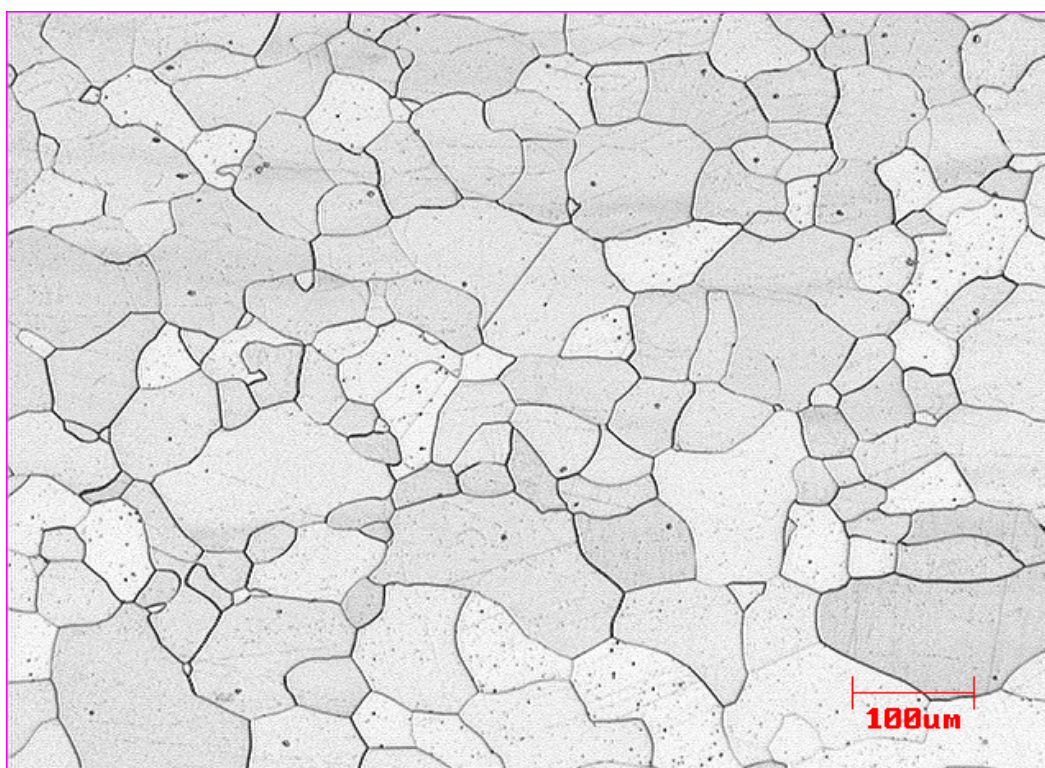


Figura 5.9 Microestrutura do aço S 40910 na direção transversal à de laminação e na região central da chapa. Ataque: Vilella. Aumento: 100X.

A Figura 5.10 mostra a estrutura deste aço com ampliação maior, revelando a presença de precipitados no interior de grãos. Os precipitados mais finos são possivelmente carbonetos, enquanto que os mais grosseiros com aspecto angular são provavelmente TiN. A microestrutura também revelou precipitados finos e alinhados (marcados com setas) que se estendiam por vários grãos e sugerem aspecto de “contornos de grãos fantasmas”, representando possíveis posições anteriores de contornos de grãos que se migraram durante os processos acima da temperatura crítica de crescimento de grãos.

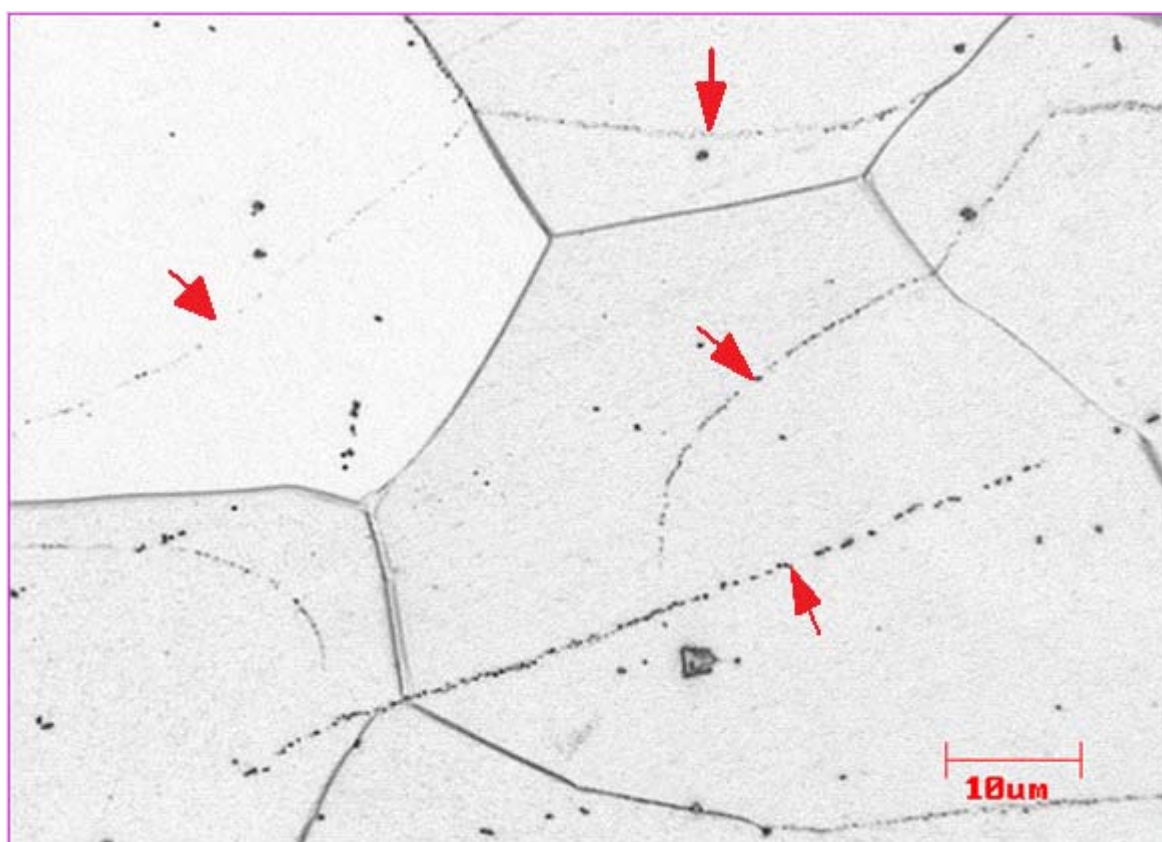


Figura 5.10 Presença de precipitados no aço S40910. Ataque: Vilella. Aumento: 1000X.

O tamanho de grão médio do material foi medido conforme item 4.3.1. A Figura 5.11 apresenta o resultado destas medições nas direções transversal e longitudinal em relação à direção de laminação. Em ambas as direções, o material apresentou tamanho de grão médio G igual a 6 (aproximadamente $45\ \mu\text{m}$). Estes valores mostram que a microestrutura deste aço é mais grosseira que a encontrada em material típico, laminado a frio e recozido

com espessura de 1,5 mm, que apresenta de tamanho de grão médio ASTM 7 (ou aproximadamente 30 μm) (Silva, 2009).

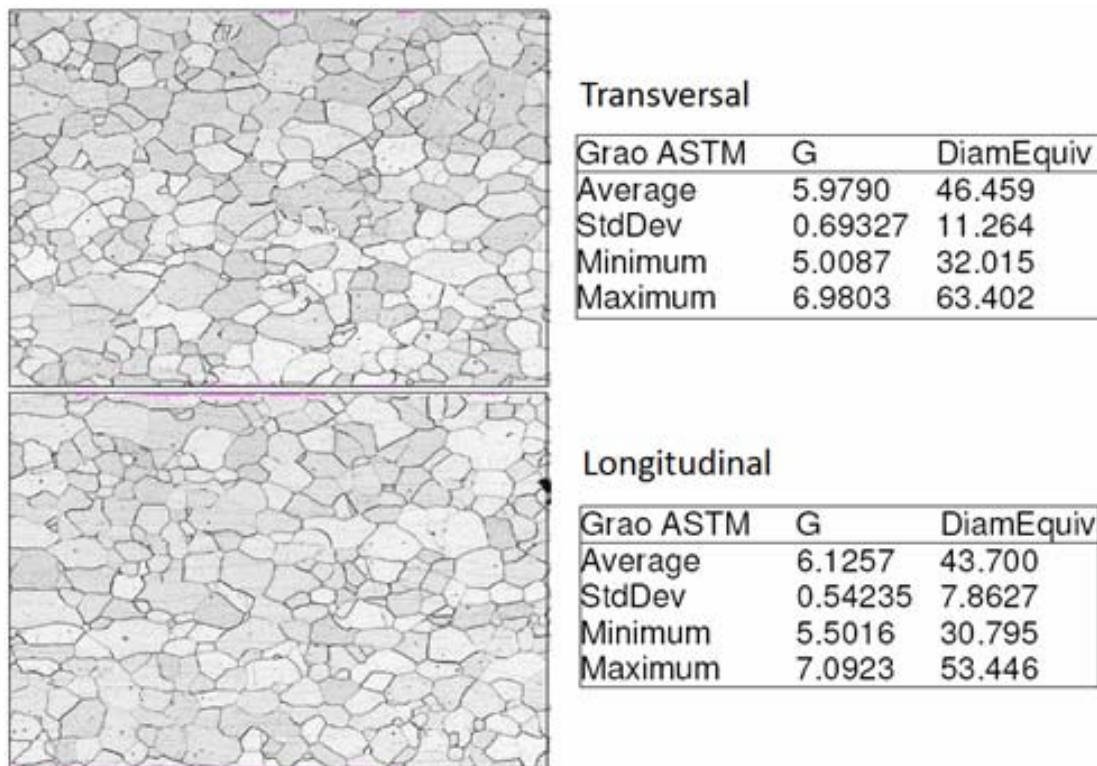


Figura 5.11 Medição de tamanho de grão do aço S 40910 nas direções transversal (acima) e longitudinal (abaixo) à direção de laminação.

5.1.2 Ensaios de tração e dureza.

Os ensaios de tração dos metais de base dos dois aços foram realizados na direção transversal à da laminação, conforme já mencionado no item 4.3.2 e os resultados estão apresentados na Tabela 5.3. As Figuras 5.10 e 5.11 mostram curvas do ensaio de tração para os aços S40910 e S41003, respectivamente. A tabela de resultados também apresenta os resultados de ensaio de dureza na unidade HRB.

Os dois aços apresentaram valores de resistência, alongamento e dureza dentro dos limites estabelecidos pela norma ASTM A 240 (ASTM, 2010). Os resultados de limite de escoamento do aço S40910 apresentaram maior dispersão em relação aos do aço S41003. Além disso, o aço S40910 utilizado neste estudo, com espessura de 6,5 mm, apresentou

valores de resistência mecânica superiores em relação aos obtidos por Silva (2009) com material laminado a frio e recozido em espessura de 1,5 mm.

Os dois aços não apresentaram patamar de escoamento, provavelmente devido ao baixo teor de elementos intersticiais. No caso do aço S40910, há também o efeito benéfico de estabilização pelo Ti que reduz o nível de elementos intersticiais em solução sólida.

Tabela 5.3 Resultados de ensaios de tração na direção transversal dos metais de base.

Amostras	Espess. (mm)	LE 0,2% (MPa)	LE 1,0% (MPa)	L. R. (MPa)	Al. Total (%)	Dureza HRB
AM01-S40901	6,5	285	321	399	43	80
AM02-S40901	6,5	270	304	395	46	80
Média	6,5	278	313	397	45	80
DesvPad	0,00	11	12,5	2,9	1,7	0
AM03-S41003	6,3	323	354	459	37	85
AM04-S41003	6,3	320	351	461	38	85
Média	6,3	322	352	460	38	85
DesvPad	0,00	2	1,8	1,5	1	0

Obs: Velocidade de ensaio: 11mm/min. Utilizou-se extensômetro axial até 5% de deformação.

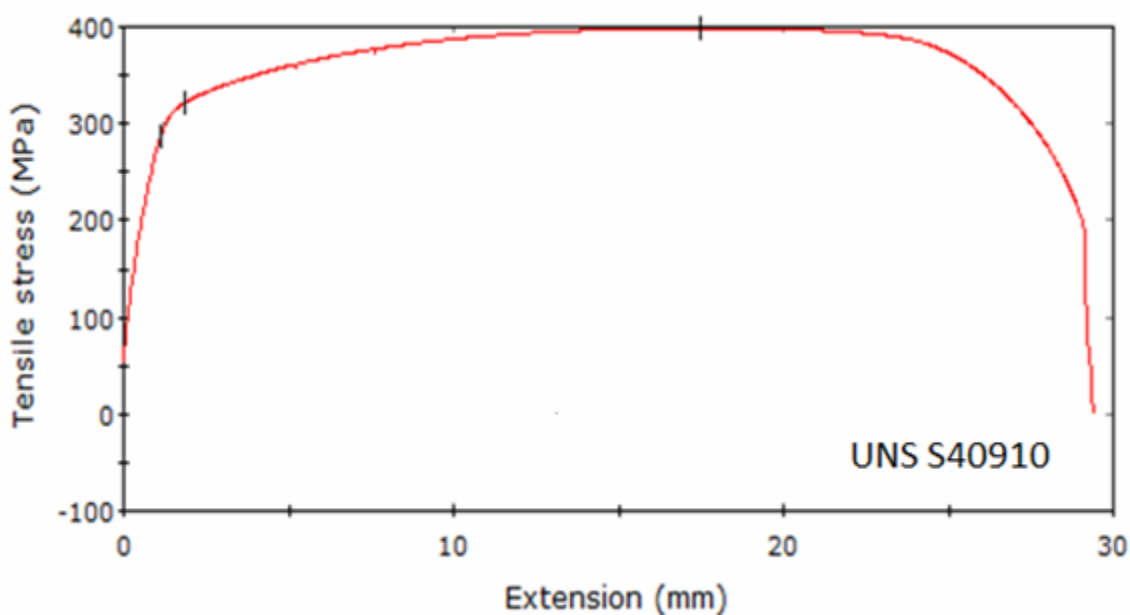


Figura 5.12 Curva de tração do aço UNS S40910 na direção transversal.

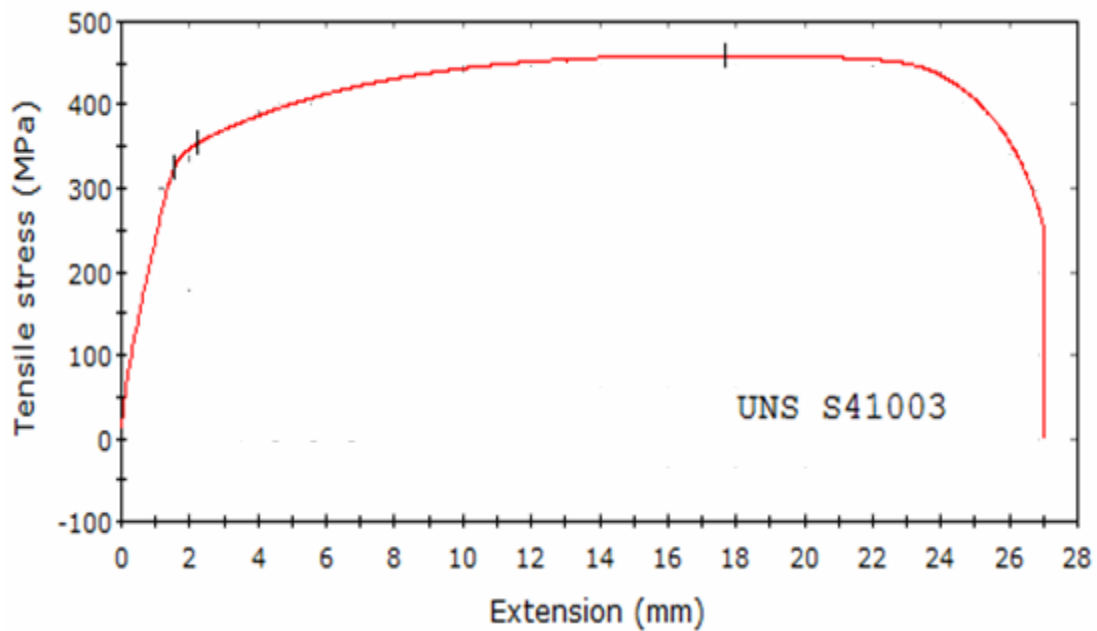


Figura 5.13 Curva de tração do aço UNS S41003 na direção transversal.

5.1.3 Ensaio de impacto Charpy.

São apresentados nesta seção os resultados de ensaio de impacto realizados em corpos de prova dos aços UNS S41003 e S40910 para avaliação de tenacidade ao impacto dos metais de base em várias temperaturas. Considerando que os corpos de prova utilizados foram do tipo *subsize*, os resultados dos ensaios não puderam ser comparados com outras referências devido à influência da espessura do corpo de prova no estado de tensões e, conseqüentemente, na tenacidade ao impacto do material.

- **Aço UNS S41003.**

Os resultados de ensaio de impacto Charpy para o metal de base do aço S41003 estão apresentados na Tabela 5.4. Os ensaios foram iniciados a 0° C, onde foi observado aspecto dúctil de fratura com expansão lateral do corpo de prova. Desta forma, os ensaios foram estendidos para temperaturas mais baixas: -20° C, -30° C, -45° C e -62° C.

Os aspectos de fratura das amostras após o ensaio estão apresentados na Figura 5.14. Somente as amostras testadas a -62°C não apresentaram expansão lateral e mostraram aspecto de fratura parcialmente frágil, sugerindo que acima desta temperatura este aço tem ductilidade crescente. Para confirmar a posição aproximada da TTDF, foram realizados ensaios adicionais na temperatura ambiente (20°C) e a 60°C e 96°C .

Tabela 5.4 Resultados de ensaio de impacto do metal de base do aço S 41003.

Metal de base do aço S41003 – 3 ensaios por condição – Valores em Joule					
Temp $^{\circ}\text{C}$	1	2	3	Média	Desv.Pd.
96	37	35	35	35,7	1,2
60	32	35	35	34	1,7
20	30	31	32	31	1
0	30,4	31,4	29,4	30,4	1
-20	29,4	25,5	22,6	25,8	3,4
-30	25,5	13,7	25,5	21,6	6,8
-45	6,9	10,8	9,8	9,2	2
-62	3,9	3,9	4,9	4,3	0,6

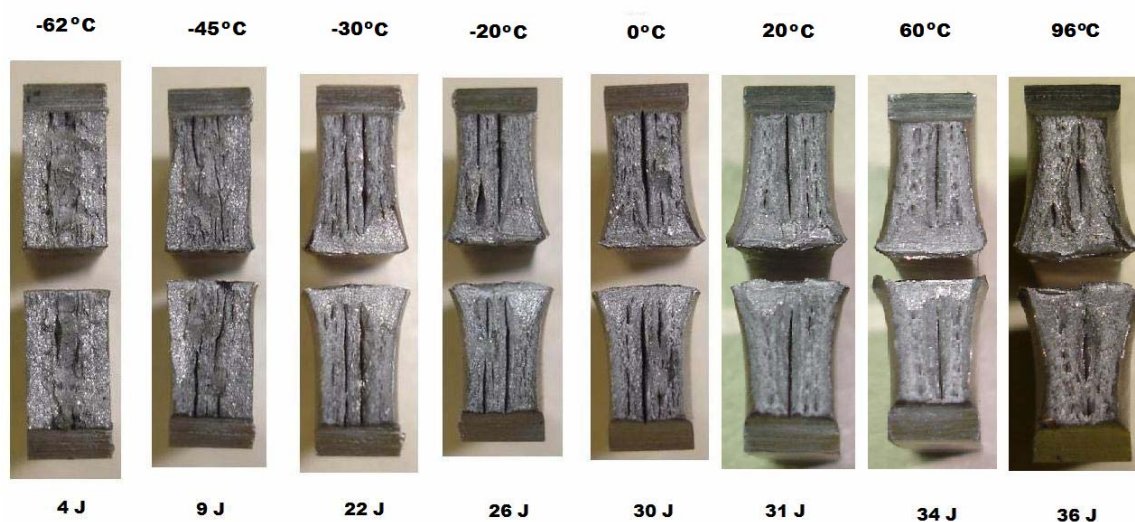


Figura 5.14 Aspecto de superfície de fratura após ensaio de Charpy em corpos de prova de metal de base do aço S41003 com as temperaturas de ensaios e os valores médios de energia absorvida na fratura.

Os valores de energia obtidos nos ensaios de impacto estão representados graficamente na Figura 5.15. Os ensaios realizados a -20°C , -30°C e -45°C apresentaram maior dispersão de energias de fratura, provavelmente, devido à região de transição. Conseqüentemente, nesta faixa de temperatura possivelmente houve variação no mecanismo predominante de

fratura, por cisalhamento ou clivagem, em diferentes corpos de prova ensaiados na mesma temperatura. A Figura 5.15 sugere que o metal de base do aço S41003 apresenta temperatura de transição dúctil-frágil entre -20°C e -50°C , o que é reforçado pela dispersão de resultados de ensaio nesta faixa de temperatura. Acima de 0°C , os valores de energia absorvida nos ensaios apresentaram pequenas variações, sugerindo a região de patamar com fratura dúctil.

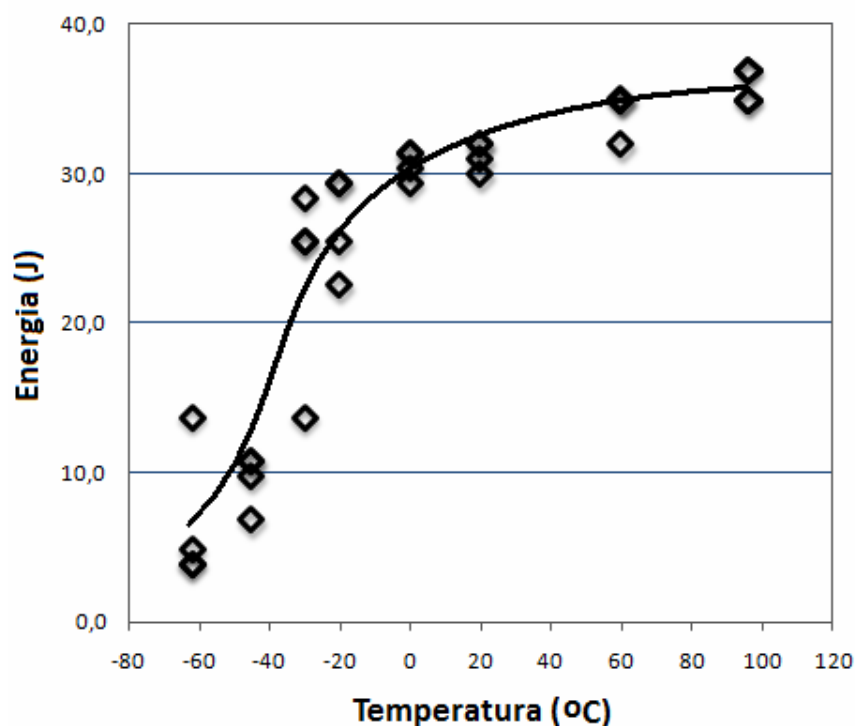


Figura 5.15 Curva de comportamento dúctil-frágil do aço S41003 levantado com corpos de prova de ensaio de impacto *subsize*.

As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em todas as temperaturas apresentaram trincas secundárias paralelas à superfície da chapa (e transversais à superfície da fratura) e localizadas aproximadamente na meia espessura da mesma, como mostra a Figura 5.14. Foram observadas separações mais extensas e abertas em corpos de prova que apresentaram maior expansão lateral, ensaiadas a temperaturas mais elevadas, provavelmente devido à maior deformação plástica. Nestes corpos de prova, também ficaram evidentes que as trincas secundárias com aberturas maiores ocorreram na meia

espessura dos corpos de prova e outras menores paralelas em relação às primeiras. Provavelmente, as separações maiores ocorreram no centro da chapa devido à maior restrição mecânica. O surgimento destas trincas, provavelmente, está associado à heterogeneidade microestrutural, incluindo o alinhamento ou “bandeamento” observado no material na direção de laminação. No presente caso, a existência de ferrita grosseira e alinhada provavelmente favoreceu a propagação de trincas com aparência de separações lamelares.

Hippert (2004) relatou a ocorrência de trincas secundárias que surgem perpendicularmente à propagação da trinca principal em fraturas de aços microligados de alta resistência utilizados em tubulações de oleodutos. Estas trincas são chamadas delaminações ou *splits* e são classificadas de acordo com as suas características microscópicas, em delaminação por inclusões e estrutural. A primeira está associada à presença de impurezas no aço (por exemplo: sulfetos) enquanto que a segunda é decorrente de processo termomecânico que formam heterogeneidades e anisotropias no material. A delaminação estrutural pode ser intergranular ou por clivagem. A forma intergranular está relacionada à presença de precipitados intergranulares de carbonetos formados durante laminação de acabamento em baixa temperatura. Já a delaminação estrutural por clivagem é associada à orientação preferencial de planos cristalográficos na direção de laminação (textura). A delaminação pode, dependendo da direção da fratura, resultar no aumento de energia absorvida durante a fratura visto que o fenômeno divide a espessura original do corpo de prova em espessuras menores.

A Figura 5.16 mostra as superfícies de fratura dos corpos de prova observadas através de microscópio eletrônico de varredura (MEV). Nesta figura, (A) mostra a face de fratura do corpo de prova ensaiado a -62° C com ampliação de 12X com várias trincas de delaminação e (B), com 500X de ampliação, revela que a mesma face apresenta fratura predominantemente por clivagem, mas regiões dúcteis com presença de alvéolos (setas). Em (C) mostra a fratura ensaiada a 0° C com 12X de aumento, com grande expansão lateral do corpo de prova e também exhibe delaminações mais abertas e (D), com 500X de aumento, mostrando também fratura dúctil intercalado com faces paralelas que sugerem separações intergranulares (seta).

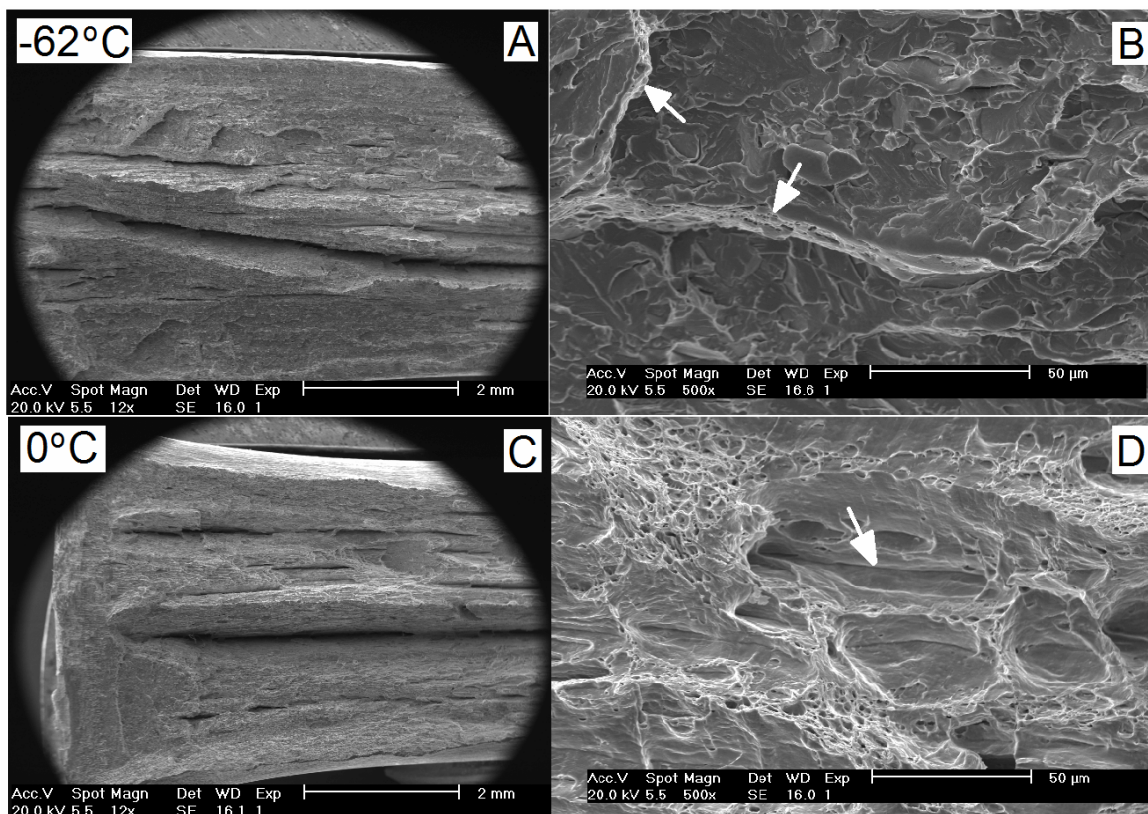


Figura 5.16 Superfície de fratura dos corpos de prova de Charpy do aço S41003. (A) Ensaiado a -62°C . 12X (B) Anterior com 500X (C) Ensaiado a 0°C . 12X (D) Anterior com 500X. MEV-SE.

A Figura 5.17 apresenta a abertura de uma região de delaminação com maior ampliação. Na região fora da abertura, mas próxima a mesma, observou-se fratura predominantemente dúctil com alvéolos de dimensões reduzidas, de aproximadamente 1 a 5 μm , como pode ser visto na Figura 5.18, provavelmente refletindo a estrutura refinada do material e formados em torno de carbonetos e nitretos. Mas também existem nesta região várias pequenas linhas paralelas que podem ser separações entre grãos maiores e alinhados ou então clivagem paralela à superfície da chapa. Provavelmente, na região central do corpo de prova ocorreram separações destas linhas paralelas ou contornos de grãos alongados devido ao estado predominante de deformação plana, causando grandes aberturas.

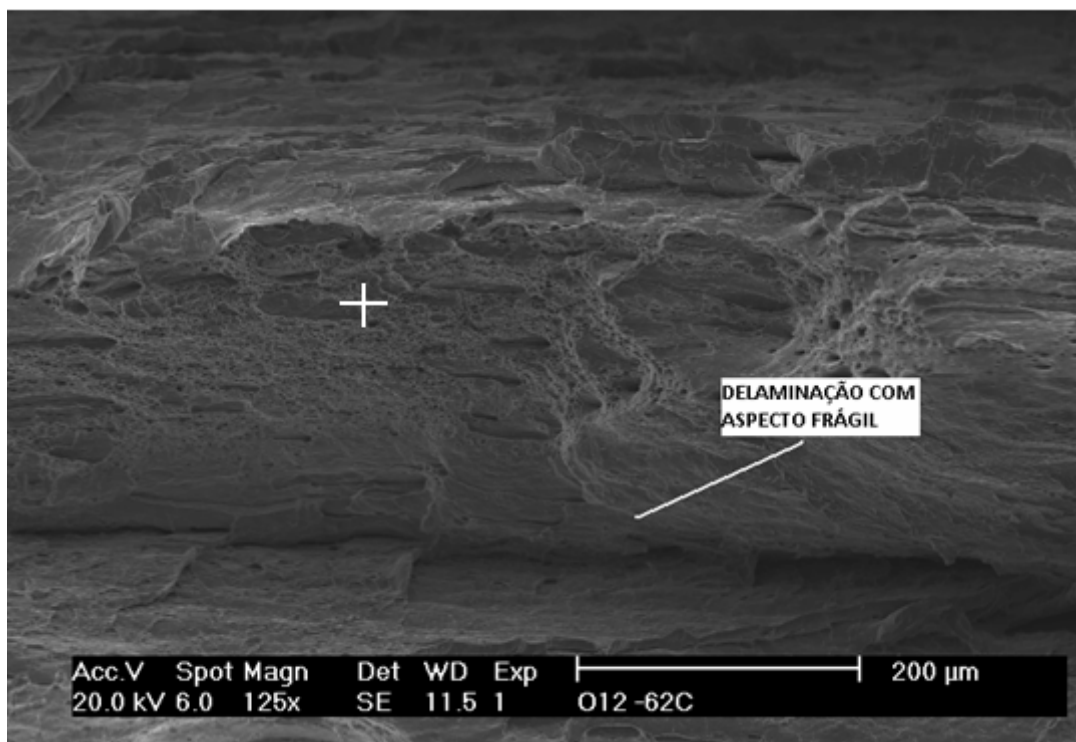


Figura 5.17 Detalhe da região com delaminação no corpo de prova do aço S41003 ensaiado a -62°C . A cruz indica a região da próxima figura. MEV-SE

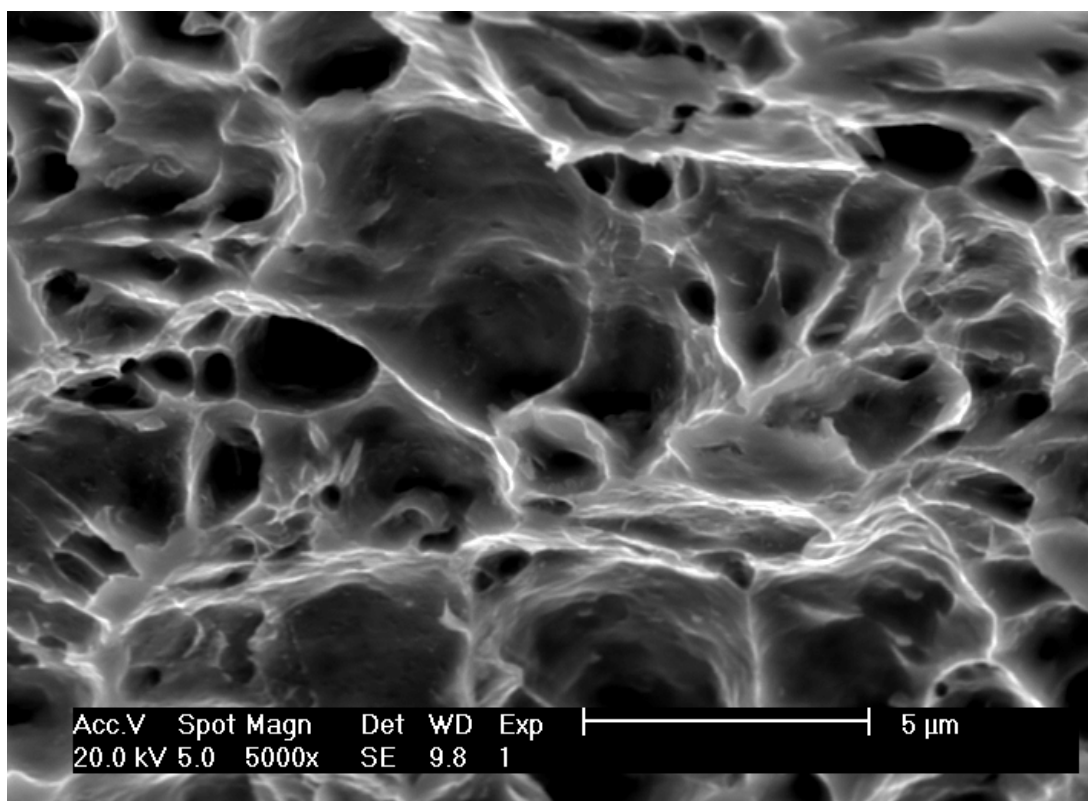


Figura 5.18 Alvéolos na superfície de fratura (+ da figura anterior) do ensaio de impacto Charpy do aço S41003 ensaiado a -62°C . MEV-SE. Aumento: 5000X.

A Figura 5.19 apresenta as superfícies de fratura frágil nas delaminações formadas em ensaios realizados à (A) -62°C e (B) 0°C . A -62°C , a delaminação apresentou aspecto claramente frágil com fratura por clivagem. Já a 0°C , a fratura, também frágil, sugere um aspecto intergranular, com ausência de marcas de rios de clivagem.

Segundo Hippert (2004), a diferença na morfologia de fratura em delaminações é associada aos mecanismos distintos que podem ocorrer: a clivagem é associada à textura cristalográfica oriunda da direção de laminação enquanto que fratura intergranular tem relação com a presença de precipitações finas de carbonetos intergranulares e bandeamento de microestrutura.

Os resultados com diferenças na morfologia de fratura observada no aço S41003 sugerem que a temperatura pode influenciar no mecanismo de fratura nas delaminações, além do modo de carregamento e estado de tensões.

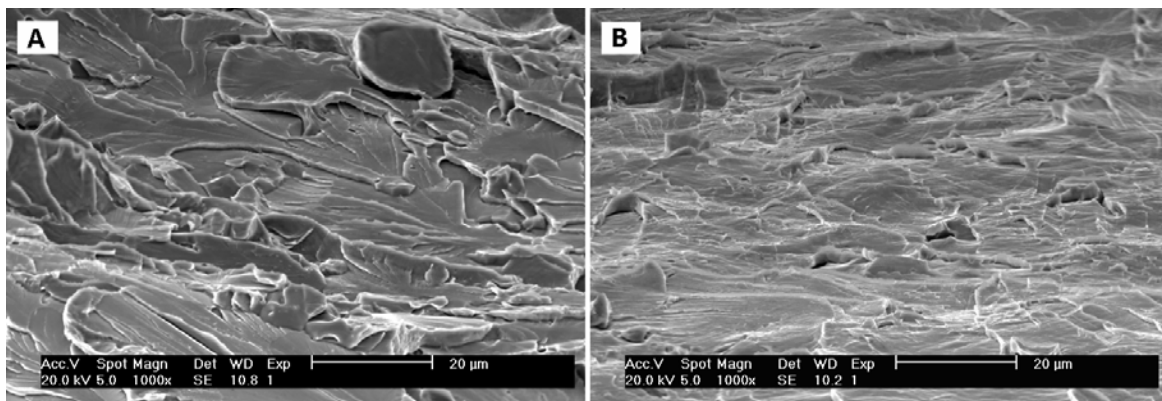


Figura 5.19 Superfícies de fratura frágil no interior de delaminações dos corpos de prova do aço S41003 (A) ensaiado a -62°C e (B) ensaiado a 0°C . MEV-SE. Aumento: 1000X.

- **UNS S40910.**

A Tabela 5.5 apresenta os resultados de ensaio de Charpy realizados no metal de base do aço S40910. Os ensaios foram realizados a partir de 0°C , quando foi observado comportamento frágil e, desta forma, foi estendida para temperaturas maiores: 22°C , 40°C , 60°C e 80°C . A Figura 5.20 mostra o comportamento dúctil frágil deste aço, cuja energia absorvida na fratura varia de menos de 5 J para mais de 100 J. Nas temperaturas de ensaio intermediárias, 40°C e 60°C , houve grande dispersão de resultados, inerentes

ao ensaio de Charpy. A causa desta dispersão deve estar relacionada ao mecanismo de fratura, como ocorreu no material S41003, ou seja, predominância de clivagem ou cisalhamento, e os fatores que levaram a ativação maior de um ou outro mecanismo podem ser inúmeros, podendo-se citar variações microestruturais, acabamento superficial do entalhe, entre outros.

Tabela 5.5 Resultados de ensaio de impacto do metal de base S40910

Metal de base do aço S40901 – 3 ensaios por condição - Joule					
Temp °C	1	2	3	Média	Desv.Pd.
80	101,0	101,0	103,0	101,7	1,1
60	24,5	21,6	107,9	51,3	49,0
40	16,7	97,1	24,5	46,1	44,4
22	5,9	7,8	8,8	7,5	1,5
0	3,9	4,9	4,9	4,6	0,6

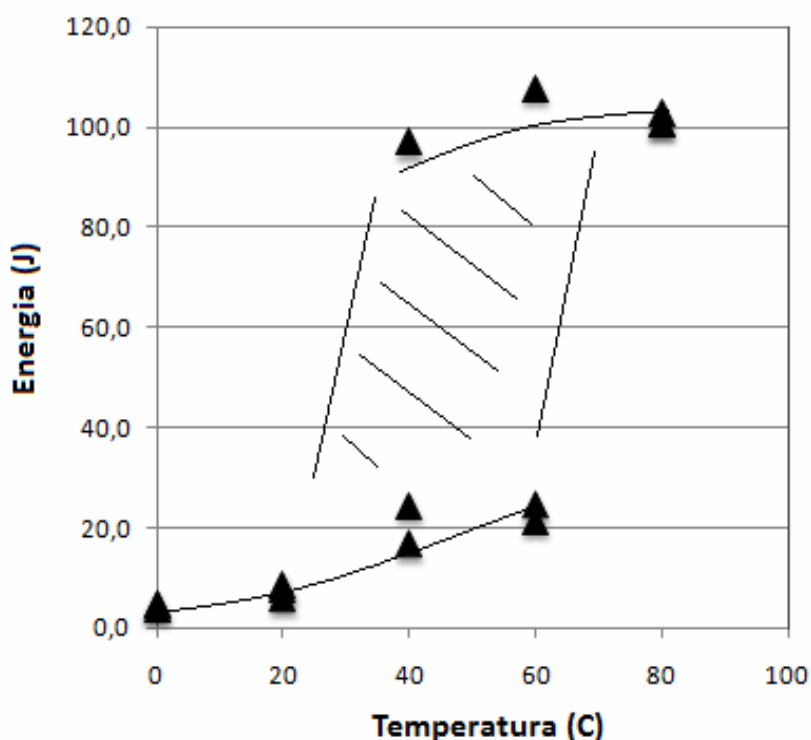


Figura 5.20 Comportamento dúctil-frágil do aço S 40910 obtido com corpos de prova de Charpy *subsize*.

A Figura 5.21 mostra as faces de fratura dos corpos de prova ensaiados e apresentam coerência com os dados de energia de fratura obtidos. Os corpos de prova (a) e (b), ensaiados a 0°C e 22°C , respectivamente, apresentaram fratura brilhante e expansão lateral inexistente evidenciando fratura frágil. A Figura 5.22 mostra a superfície de fratura do corpo de prova ensaiado a 0°C , observada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) e confirma uma fratura predominantemente por clivagem.

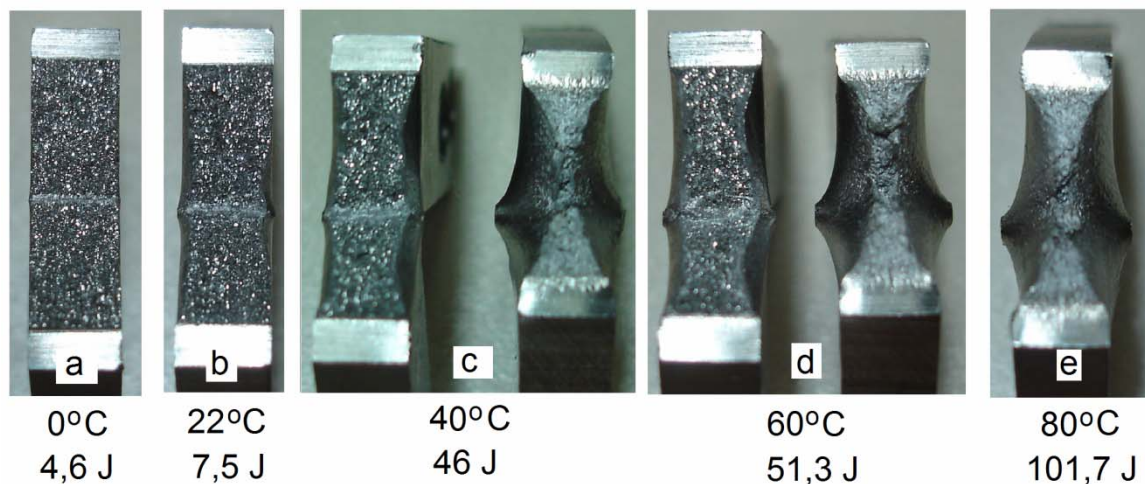


Figura 5.21 Aspectos de fratura após ensaio de Charpy dos corpos de prova de metal de base do aço S40901.

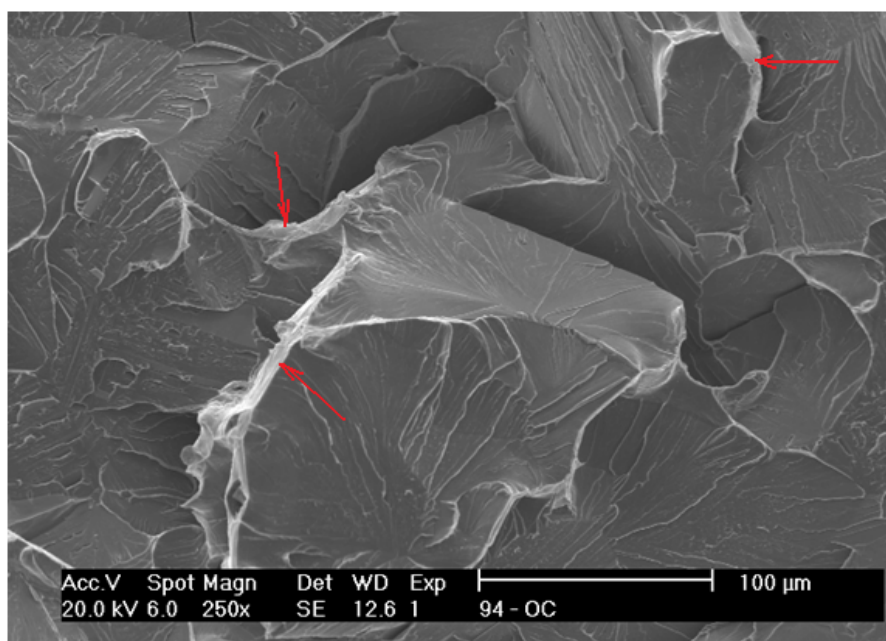


Figura 5.22 Superfície de fratura do corpo de prova de Charpy do aço S40910 ensaiado a 0°C . As setas vermelhas indicam possíveis contornos de grãos. 250X. MEV-SE.

A Figura 5.23 mostra um detalhe da clivagem com um ponto de iniciação localizado de fratura frágil num precipitado de nitreto e, logo ao lado, o aspecto de rio (*river pattern*), provavelmente no contorno de grão do aço S40910 indicando direções cristalinas distintas entre os grãos adjacentes.

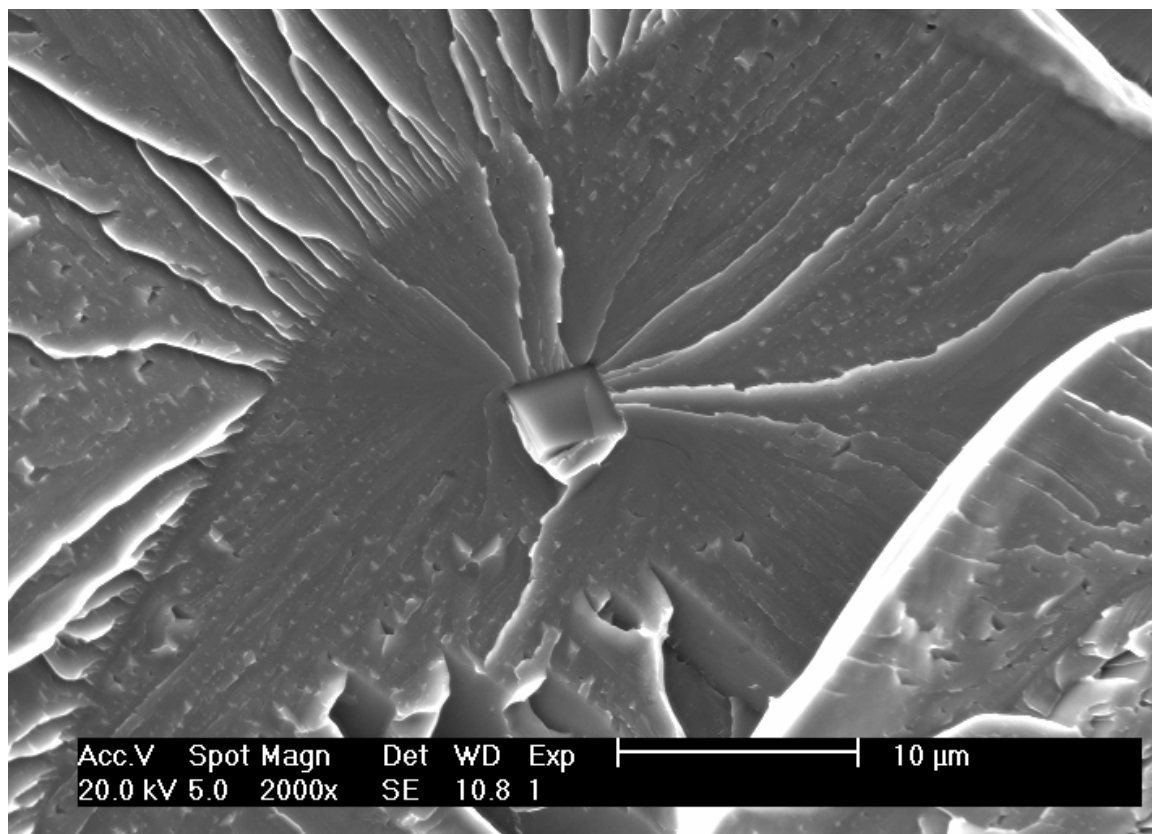


Figura 5.23 Clivagem no aço S40910 com um ponto de iniciação localizado de fratura frágil num precipitado de TiN no interior de grão e o aspecto de rio indicando direções cristalinas distintas entre os grãos adjacentes. Ensaio de Charpy a 0° C. 2000X. MEV-SE.

Os corpos de prova ensaiados a 40° C e 60° C, apresentaram aspectos de fratura variados em cada temperatura, indicando dispersão no mecanismo de fratura. Diferentes corpos de prova ensaiados numa mesma temperatura mostraram níveis diferentes de predominância de mecanismos de clivagem e de cisalhamento. A Figura 5.24 apresenta a face de fratura do corpo de prova ensaiado a 40° C, observada no MEV onde apresentou aspecto frágil na parte central e circundado por região com aspecto dúctil. A região com aspecto frágil na parte central da chapa apresentou clivagem e separação intergranular, mas também mostra

uma porção dúctil, como mostra a região circundada em “a”. Com ampliação de 200 vezes da região “a”, observou-se a presença de *alvéolos*, confirmando a presença de caráter dúctil em pequena escala. Ampliando 2000 vezes a região “b”, que corresponde a um dos *alvéolos* no interior da região dúctil, observou-se a presença de um precipitado de geometria poliédrica a partir do qual se formou o alvéolo. A análise deste precipitado com microsonda do MEV (Figura 5.26) mostrou que a composição química do mesmo é compatível com TiN, como é esperado na liga S 40910, com estabilização com Ti.

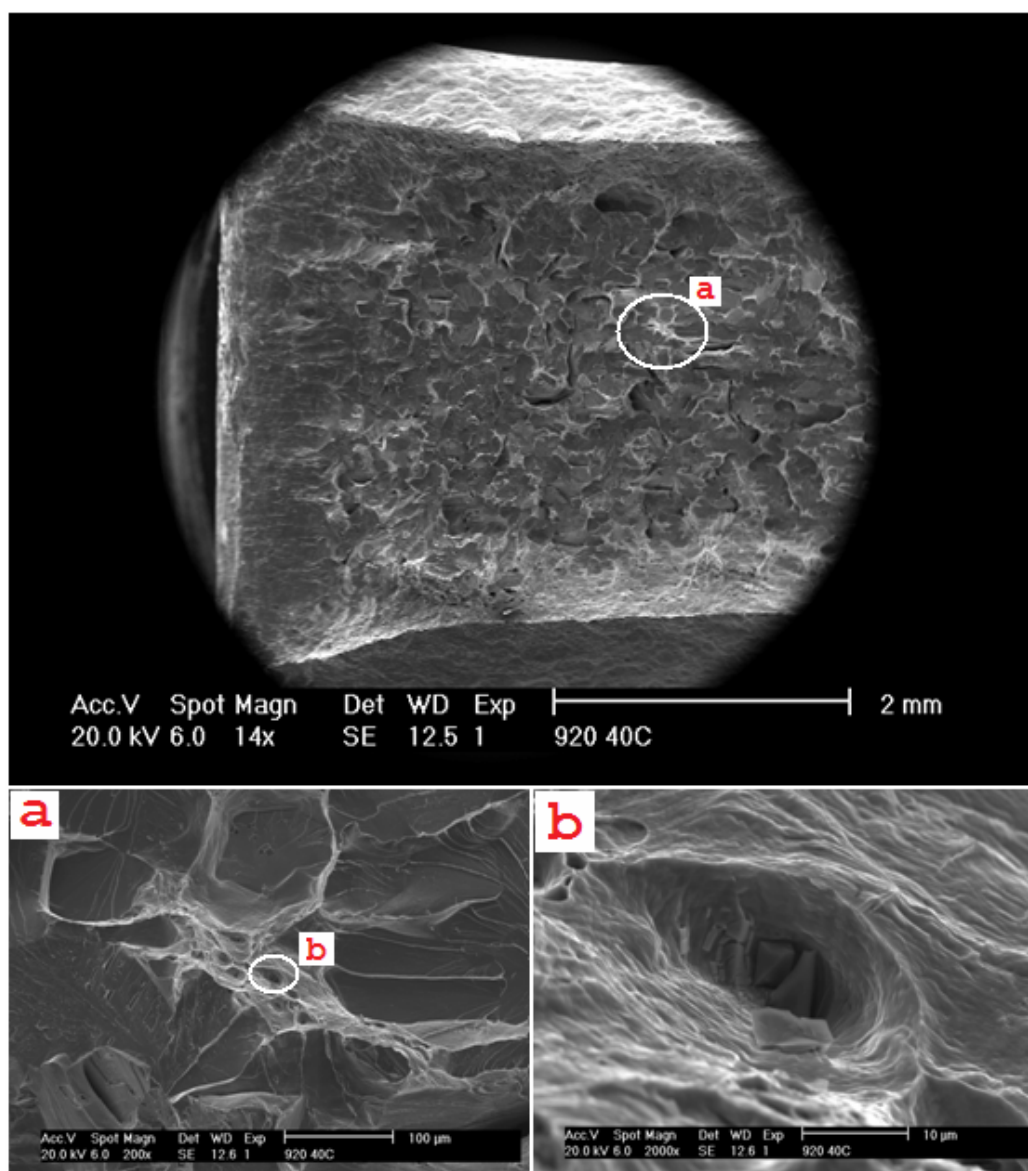


Figura 5.24 Superfície de fratura do corpo de prova de Charpy do aço S40910 ensaiado a 40°C. 14X. (a) Detalhe com aumento de 200X e (b) com aumento de 2000X. MEV-SE.

Os resultados de ensaio de Charpy para os aços S40910 e S41003 mostraram que a tenacidade ao impacto é superior no aço S41003 visto que este apresentou TTDF abaixo de 0° C, enquanto que o aço S40910 exibiu o comportamento de transição acima da temperatura ambiente. A comparação do comportamento dúctil-frágil dos dois aços está apresentada na Figura 5.25. O aço S40910, apesar de ter menor teor de elementos intersticiais (C+N=0,016% contra 0,026% no S41003) e ser estabilizado ao Ti, apresentou granulação muito maior do que o S41003 e este fator pareceu ser decisivo para a menor tenacidade ao impacto do material (menor TTDF). Por outro lado, a maior energia absorvida pelo aço S40910 no patamar dúctil em relação ao aço S41003 se deve, provavelmente, ao menor teor de intersticiais conforme relatado por Nakazawa (citado por Lula, 1980). A Figura 5.27 compara as microestruturas dos dois aços observadas através de microscopia ótica, realçando a diferença de tamanho de grãos.

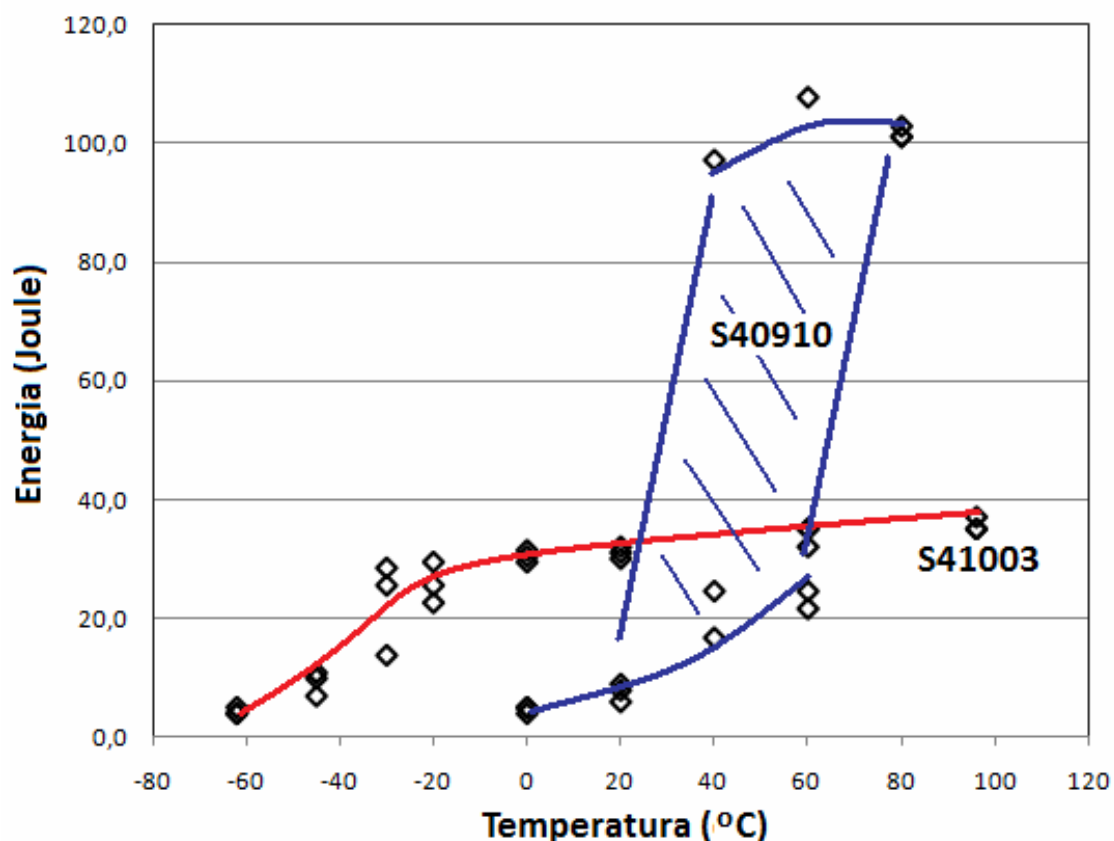


Figura 5.25 Comportamento dúctil-frágil dos aços S40910 e S41003.

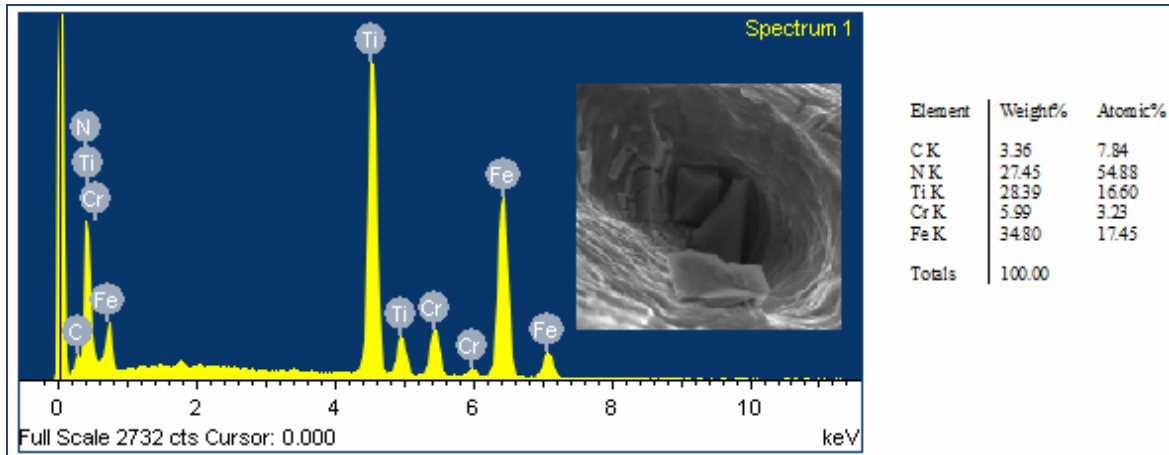


Figura 5.26 Análise com microsonda do MEV sugerindo precipitado de TiN.

Aparentemente, os precipitados de Ti atuaram como pontos de iniciação de clivagem, como mostrado na Figura 5.23, e possivelmente colaboraram na redução de tenacidade em temperaturas abaixo do ambiente. Em ensaios realizados a 40° C, portanto na região de transição dúctil-frágil, foram observados numerosos alvéolos formados a partir destes precipitados em diversos pontos da superfície de fratura.

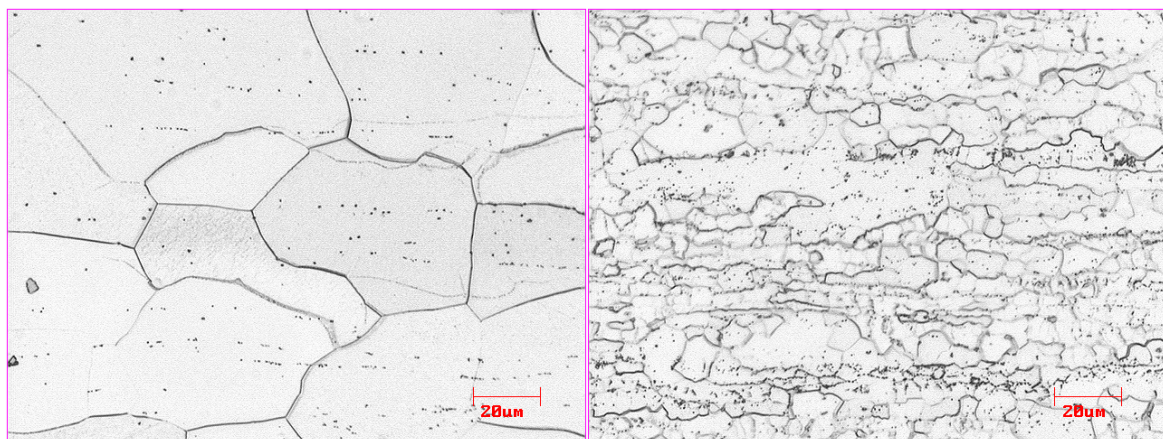


Figura 5.27 Microestruturas comparadas dos aços S40910 (esquerda) e S41003 (direita), ambas com aumento de 500X. Ataque: Vilella.

Os resultados obtidos neste estudo, sobretudo com o aço S40910, foram distintos dos obtidos por Baerlecken e Binder e Spindelw (citados por Pecker e Bernstein, 1977). Os resultados encontrados por estes autores sugerem que os aços inoxidáveis ferríticos com baixo teor de intersticiais (<0,1%) e cromo (<15%) sempre apresentam boa tenacidade ao

impacto à temperatura ambiente (Figura 3.7). No entanto, o aço S40910 com teores de elementos intersticiais e de cromo, respectivamente, de 0,016% e 11%, apresentou baixa tenacidade à temperatura ambiente. No presente caso, provavelmente existem mais fatores que devem ser levados em consideração para esta comparação. Os resultados aqui obtidos foram conseguidos com material laminado a quente, que não é a condição usual de uso deste material, com espessura bem acima da usual e com tamanho de grão relativamente elevado.

5.1.4 Ensaio de CTOD.

A determinação de tenacidade à fratura através do ensaio de CTOD foi realizada conforme descrito no item 4.3.2 com os metais de base dos dois aços e os resultados são apresentados nesta seção.

- **Aço S40910.**

Durante os ensaios, os corpos de prova do metal de base de S40910 apresentaram uma série de propagações instáveis (*pop-in*) antes de atingir a carga máxima e inviabilizou a obtenção de curvas $J_x\Delta a$ adequadas. Este comportamento sugere que o material apresenta baixa tenacidade e, portanto, o uso dos métodos J e CTOD não são adequados para caracterizar a sua tenacidade. A ASTM E1820 recomenda genericamente para ligas ferríticas na região de TTDF ou temperaturas abaixo desta, a utilização do parâmetro KJc , ditada pela ASTM E1921. Este provavelmente seria o caso do aço S40910 estudado, pois esta liga apresentou TTDF acima da temperatura ambiente conforme apresentado no item 5.1.1.

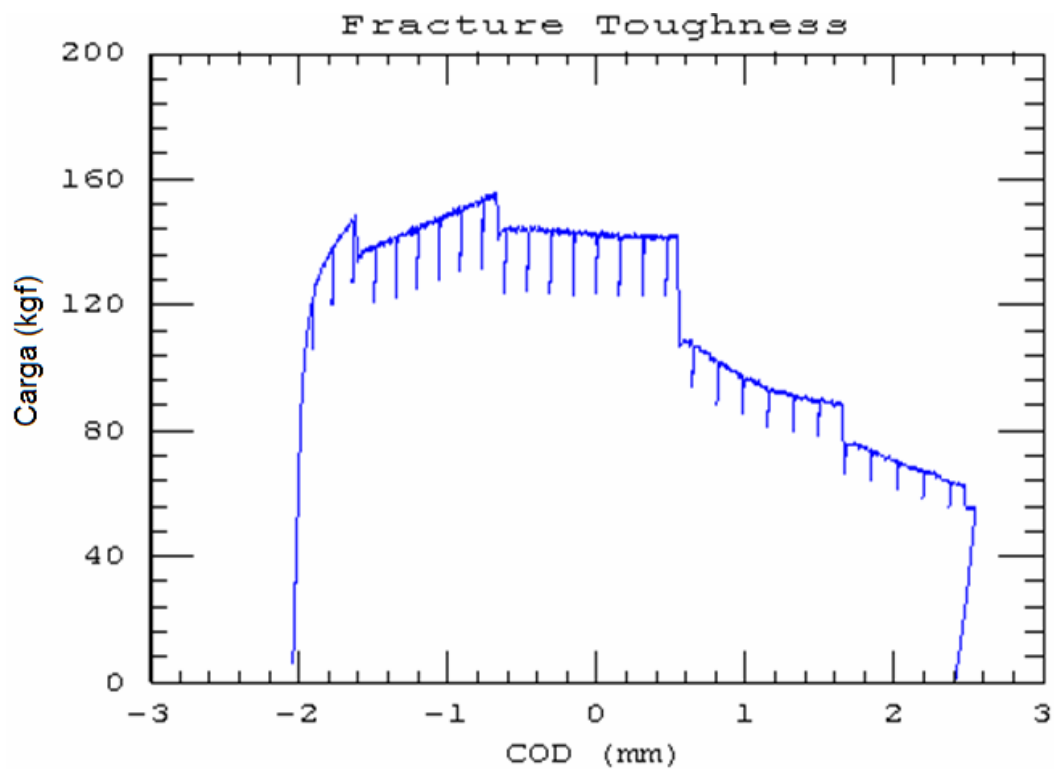


Figura 5.28 Curva carga x COD obtida com metal de base do aço S40910.

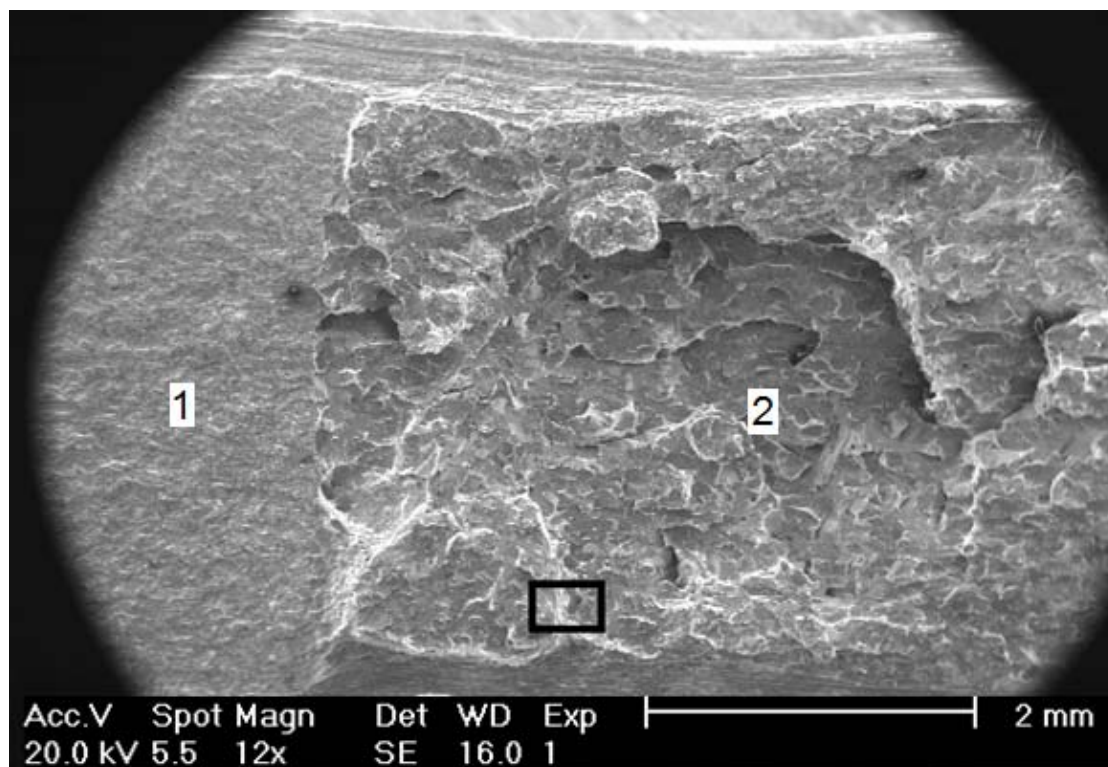


Figura 5.29 Superfície de fratura do corpo de prova de CTOD do metal de base do aço S40910. Pré-trinca de fadiga (1) e fratura em ensaio (2). MEV-SE. 12X.

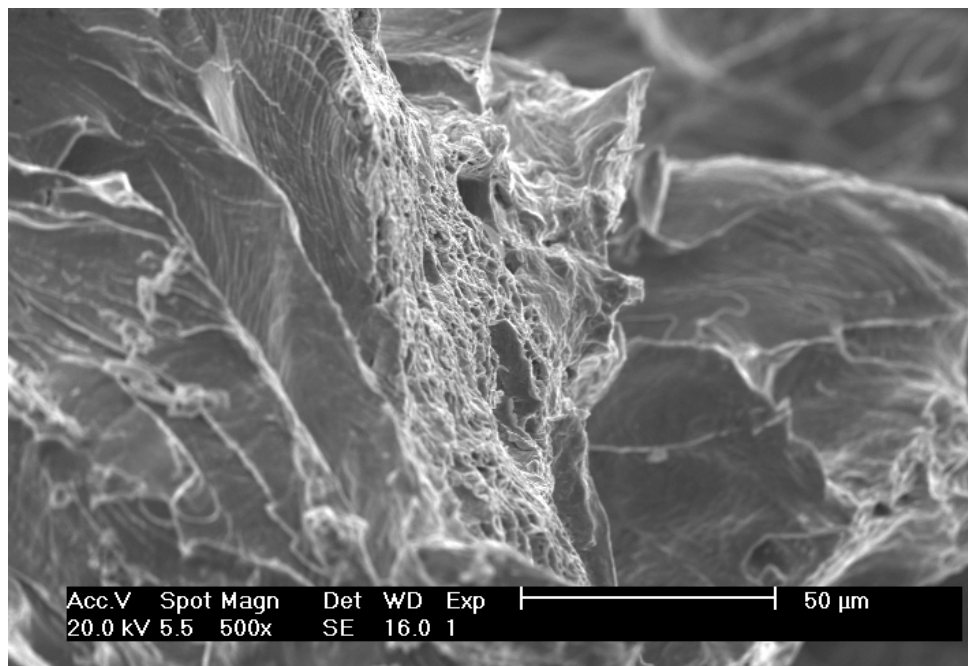


Figura 5.30 Imagem ampliada do retângulo da figura anterior. MEV-SE. 500X.

Uma possível explicação para as instabilidades observadas no gráfico de carga x COD (Figura 5.28) pode estar na formação de degraus na fratura, indicando que sua propagação ocorreu níveis diferentes como mostrado na Figura 5.29. Observou-se que a fratura é predominantemente frágil no plano de cada nível com formação de clivagem, mas na região de ligação entre os planos foram observados alvéolos, como mostra a Figura 5.30, sendo estes possivelmente responsáveis pela propagação dúctil.

- **Aço S41003.**

O metal de base do aço S41003 permitiu obter dados experimentais satisfatórios para obtenção da curva carga x COD e curva $J \times \Delta a$, conforme mostram as Figuras 5.31 e 5.32, respectivamente.

O cotovelo observado na curva-R da Figura 5.32 (círculo vermelho) é relatado por Hippert (2004) e é atribuído à imprecisão na quantificação da extensão da trinca devido a fatores mecânicos que dificultaram a rotação do corpo de prova sobre os roletes durante o descarregamento elástico.

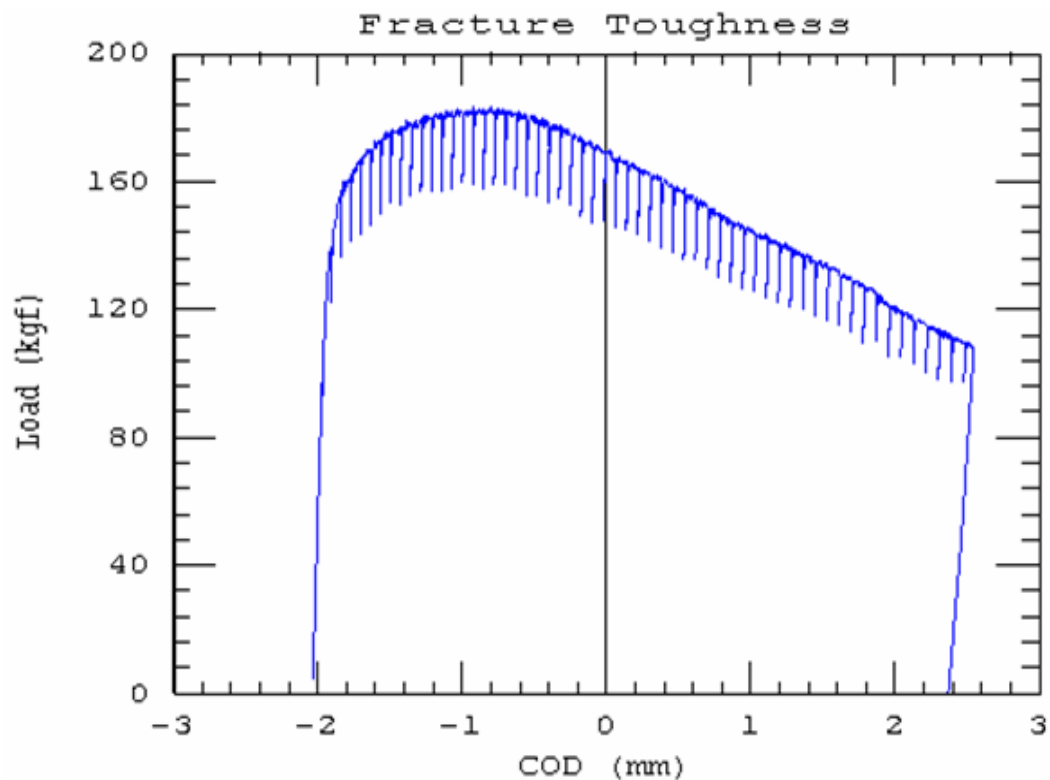


Figura 5.31 Curva carga x COD obtida com metal de base do aço S41003.

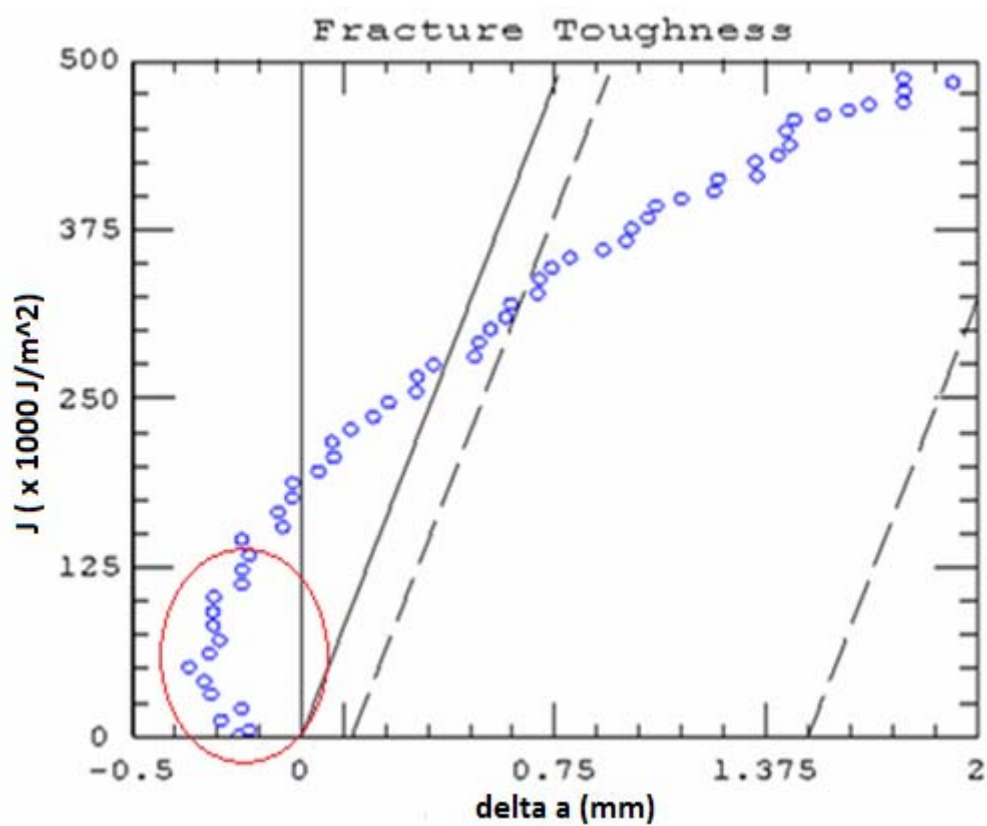


Figura 5.32 Curva-R ($J \times \Delta a$) obtida com metal de base do aço S41003.

A partir das sequências de dados de $J_i \times \Delta a_i$ foram obtidos os valores $\delta_i \times \Delta a_i$ conforme as instruções do apêndice A resultando no gráfico $\delta \times \Delta a$ da Figura 5.33.

A partir da regressão de pontos dentro das linhas de exclusão definidas pela norma, foi obtida a equação $\delta = 0,44 \Delta a^{0,47}$. A intersecção da curva com a linha correspondente a 0,2% de deformação definiu o valor de δ_Q igual a 0,3 mm.

O valor de δ para um aço estrutural pode variar em função de tratamento térmico e outros fatores envolvidos na fabricação. Segundo estudo de Toffolo (2009) com aço API-5L-X70, com limite de resistência entre 565 a 758 MPa, utilizado na fabricação de tubulações para oleodutos, o valor de δ medido na carga máxima (metodologia antiga da ASTM E1820) foi de 0,25 mm.

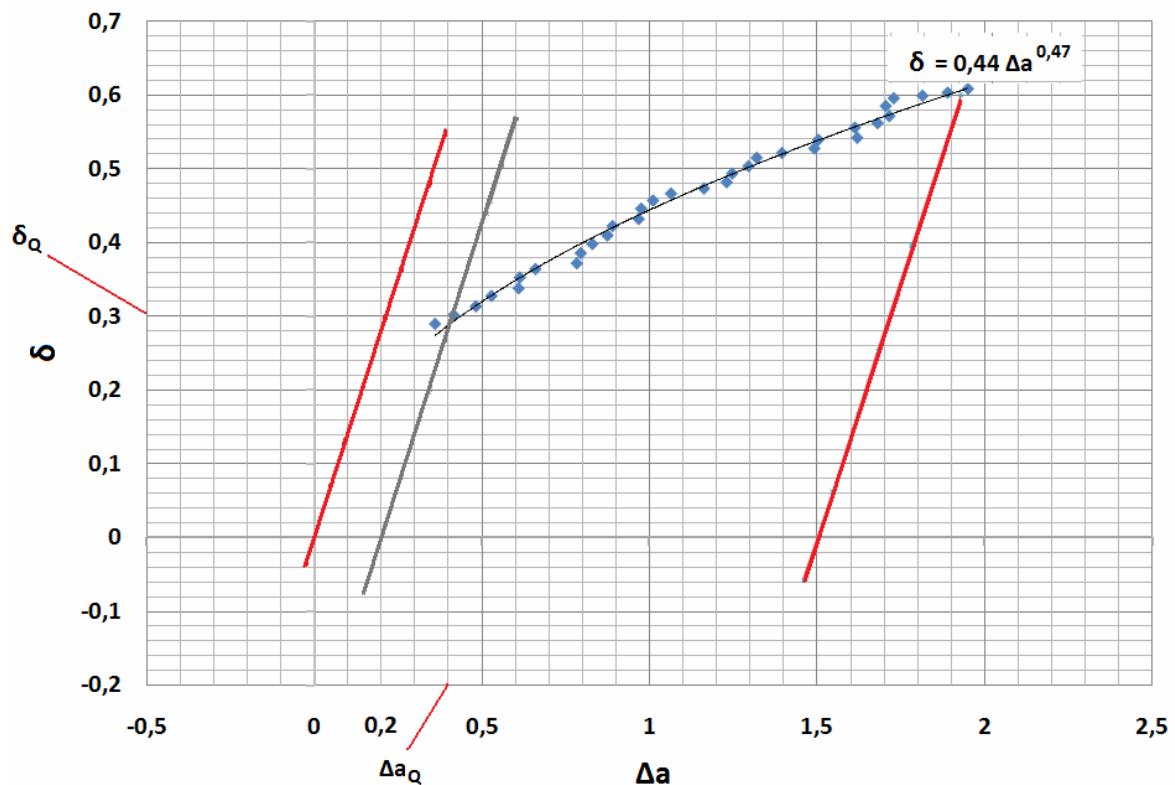


Figura 5.33 Curva CTOD x Δa do metal de base do aço S41003.

A superfície de fratura do corpo de prova do aço S41003 está apresentada na Figura 5.34 e pode-se observar, em destaque, a região da pré-trinca de fadiga e a região fraturada durante o ensaio, onde se observam delaminações. A superfície da delaminação sugere uma fratura intergranular, com ausência de marcas de rios de clivagem, sendo similar ao

observado no ensaio de impacto realizado a 0° C neste aço. Na região de propagação estável da trinca, no mesmo plano da pré-trinca de fadiga, foi observado um aspecto predominantemente dúctil com presença de alvéolos. No entanto, uma análise na imagem com maior ampliação (Figura 5.35) mostra que a fratura aparenta propagação em degraus, sugerindo separação intergranular intercalada com regiões dúcteis alinhados. Este modo de fratura provavelmente ocorreu devido à estrutura bandeada do aço onde a forma intergranular ocorreu na direção da estrutura bandeada e a forma dúctil ocorreu no plano da trinca onde houve a fratura da estrutura alinhada. Os precipitados de carbonitretos podem ter contribuído para a fratura intergranular.

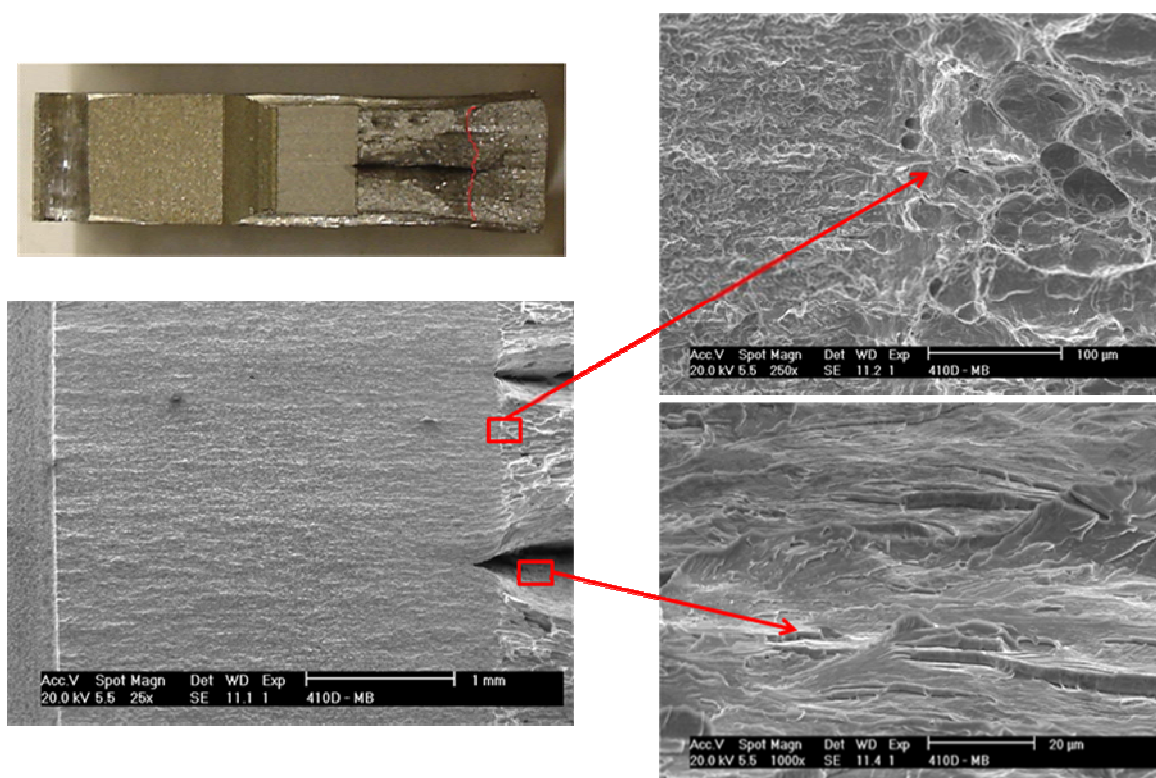


Figura 5.34 Aspectos da superfície de fratura do corpo de prova de CTOD. MEV-SE.

O aço S41003, embora tenha possibilitado a determinação do parâmetro δ_Q , não atendeu aos requisitos apresentados no Apêndice A, definidos pela ASTM E1820 (ASTM, 2009). A diferença entre o tamanho de trinca determinado pelo método da flexibilidade (*compliance*) (a_{oq}) e o medido fisicamente (a_o) excedeu o limite estabelecido pela norma. Desta forma, o parâmetro determinado tem validade questionável e deve ser usado apenas

como uma referência. Neste contexto, ele indica um valor razoável de tenacidade, similar a de aços estruturais para a fabricação de dutos na indústria do petróleo.

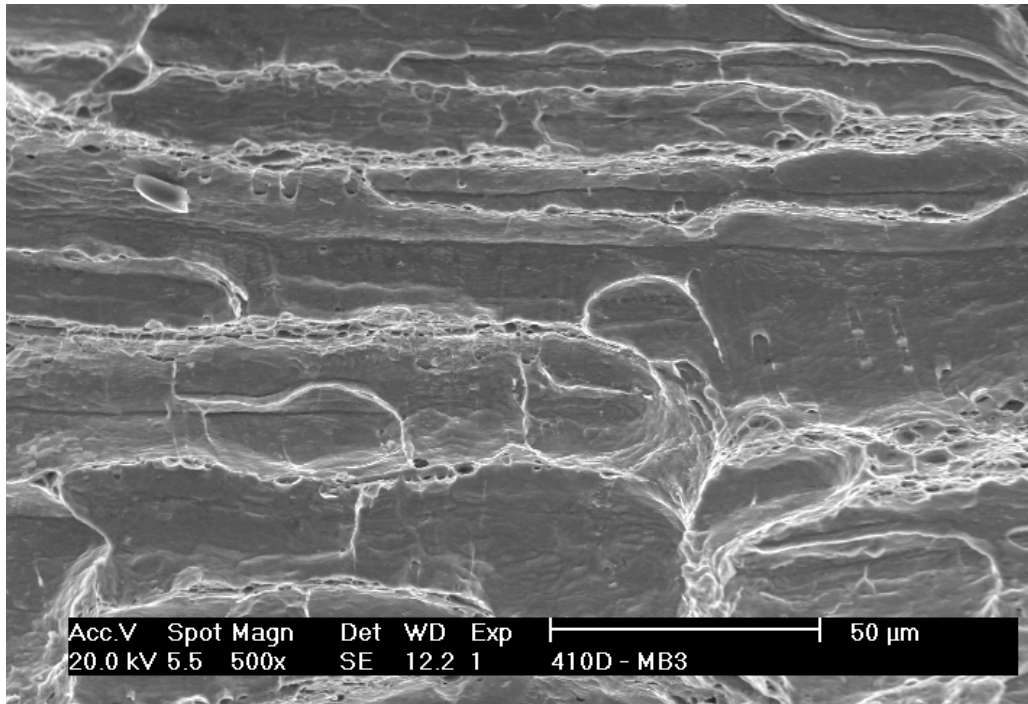


Figura 5.35 Superfície de fratura na região de propagação estável da trinca no aço S41003. 500X. MEV-SE.

5.2 Soldagem.

As soldas com chanfro meio-V foram realizadas na bancada para soldagem GMAW mostrada na Figura 5.36 conforme procedimento descrito no item 4.4.



Figura 5.36 a) Amostra preparada para soldagem na bancada GMAW (b) Posição da tocha de soldagem GMAW sobre o chanfro meio-V (c) Solda realizada na bancada.

A montagem do conjunto de chapas na bancada GMAW em cada soldagem foi realizada com ajuste de abertura com gabarito e travado com ponto de solda nas extremidades das chapas como mostrado na Figura 5.36 (a). A posição da tocha de soldagem foi definida dependendo da energia de soldagem para permitir o preenchimento e penetração adequados com único passe. Após várias tentativas, observando o aspecto de cordão, foram definidos parâmetros para 2 níveis de energia de soldagem com abertura de raiz de 2 mm. A Tabela 5.6 apresenta os parâmetros utilizados na soldagem de todos os conjuntos de chapas dos dois aços em dois níveis de energia, de aproximadamente 1,1 kJ/mm e 1,8 kJ/mm. As soldas com energia de 1,8 kJ/mm foram utilizadas para obter amostras de “alta energia” (AE) e as de 1,1 kJ/mm para obter amostras de “baixa energia” (BE).

Exemplos das variações de corrente e tensão durante a soldagem, obtidas pelo sistema de aquisição de dados de 5 kHz, são representados por oscilogramas de corrente e tensão na Figura 5.37 e Figura 5.38. Elas indicam uma transferência predominantemente globular ou spray, mas com a presença de curtos-circuitos rápidos. Na Figura 5.37, pode-se ainda observar um curto-circuito comum (com transferência de metal) que ocorre após um pequeno período de tensão elevada. A ocorrência de curtos-circuitos rápidos indica que o comprimento do arco estava curto, em uma condição próxima da de transferência por curto-circuito. No presente caso, a manutenção de um pequeno comprimento do arco foi importante para possibilitar a soldagem dentro de chanfro relativamente estreito.

Tabela 5.6 Parâmetros obtidos na soldagem

Aço	Solda Número	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. Sold. (cm/min)	Vel. Arame (m/min)	Energia (J/mm)	Alta/Baixa Energia
409A	5	266	28,5	25	10	1819	AE
	7	268	28,4	25	10	1827	AE
	14	209	25,9	30	7	1083	BE
	16	214	25,9	30	7	1109	BE
	21	215	25,9	30	7	1114	BE
410D	3	257	28,5	25	10	1758	AE
	13	209	25,9	30	7	1083	BE
	17	213	25,8	30	7	1099	BE
	19	265	28,5	25	10	1813	AE
	22	216	25,8	30	7	1115	BE

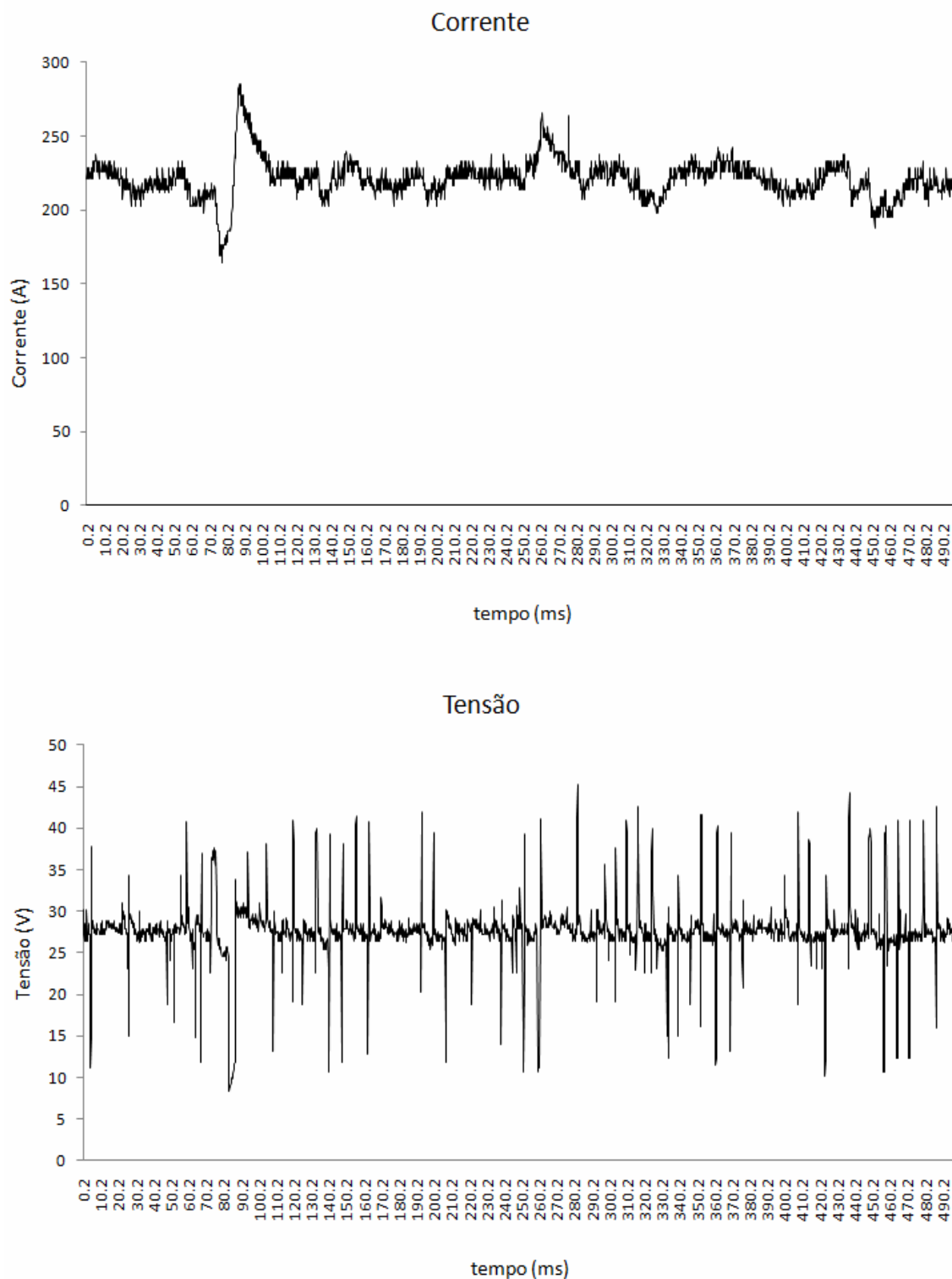


Figura 5.37 Oscilogramas de corrente e tensão obtidas na soldagem com 1,8 kJ/mm.

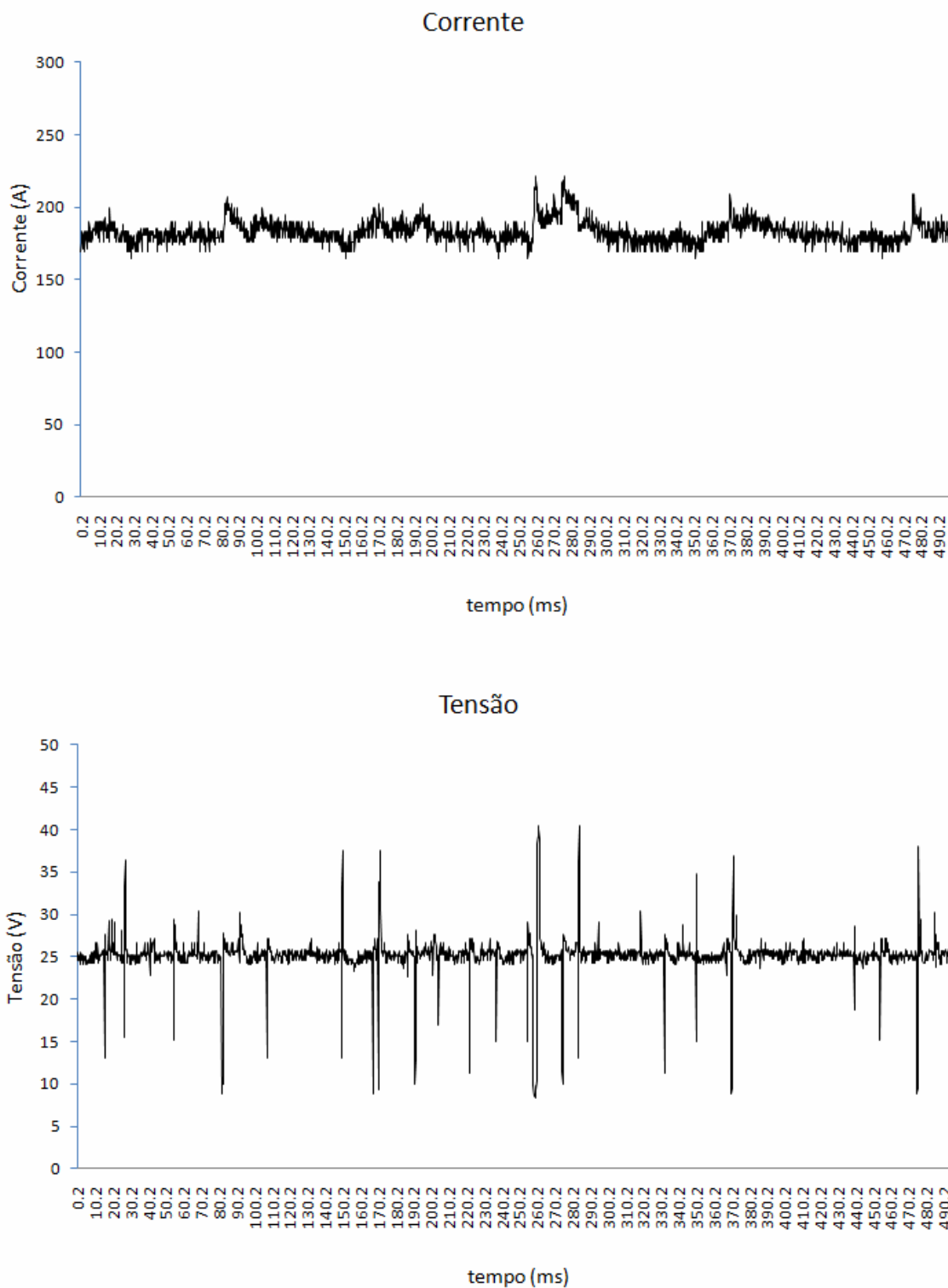


Figura 5.38 Oscilogramas de corrente e tensão obtidas na soldagem de 1,1 kJ/mm.

Os aspectos dos cordões obtidos nestas soldas são apresentados na Figura 5.39. O cordão (a) apresentou respingos, possivelmente favorecidos pela ocorrência de curto-circuitos rápidos, além de maiores largura e reforço em função da maior velocidade de alimentação de arame e menor velocidade de soldagem. O cordão (b) apresentou menos respingos e ausência de reforço de solda, mostrando que a deposição de material ficou no limite para constituir uma união satisfatória.

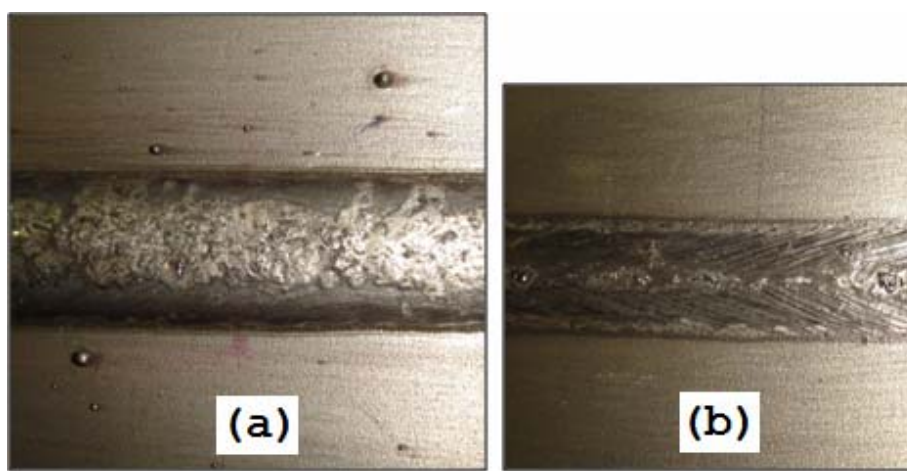


Figura 5.39 Aspecto dos cordões de solda obtidos com (a) 1,8 kJ/mm e (b) 1,1 kJ/mm.

5.2.1 Ciclo Térmico.

Os resultados de ciclos térmicos estimados através da Equação 3.26 para as duas energias de soldagem nos dois aços são apresentados na Tabela 5.7 e a Figura 5.40 mostra as curvas de ciclo térmico de soldagem no aço S41003. Nestes casos, os valores de temperatura obtidos não foram considerados para interpretação quantitativa de resultados, pois inúmeras aproximações e simplificações foram realizadas. A análise foi focada no comportamento das curvas de ciclo térmico nas duas condições de soldagem. As curvas de ciclo térmico do aço S40910 foram omitidas porque apresentaram praticamente os mesmos comportamentos do aço S41003 devido à semelhança de propriedades físicas entre os dois aços.

As curvas representam as variações térmicas aproximadas na metade da espessura da chapa (3,25 mm) e às distâncias a partir do centro do cordão que correspondem à ZTA de alta temperatura (1400° C) das soldas realizadas nos dois níveis de energia utilizados. O aporte de calor é o valor da energia de soldagem corrigido pela eficiência ($\eta = 0,7$).

Tabela 5.7 Resultados de ciclo térmico.

	Aporte (kJ/mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	$\Delta T_{8/5}$ (s)	Tp (s)
S40910	1,3	265	28	0,4	100	24
	0,8	215	26	0,5	34	9
S41003	1,3	265	28	0,4	118	26
	0,8	215	26	0,5	36	10

Observou-se que as soldas de menor energia apresentaram taxas de resfriamento cerca de três vezes menores do que às de alta energia. Por outro lado, nos soldas de maior energia, o tempo de permanência acima de 1000° C foi aproximadamente 2,5 vezes maior.

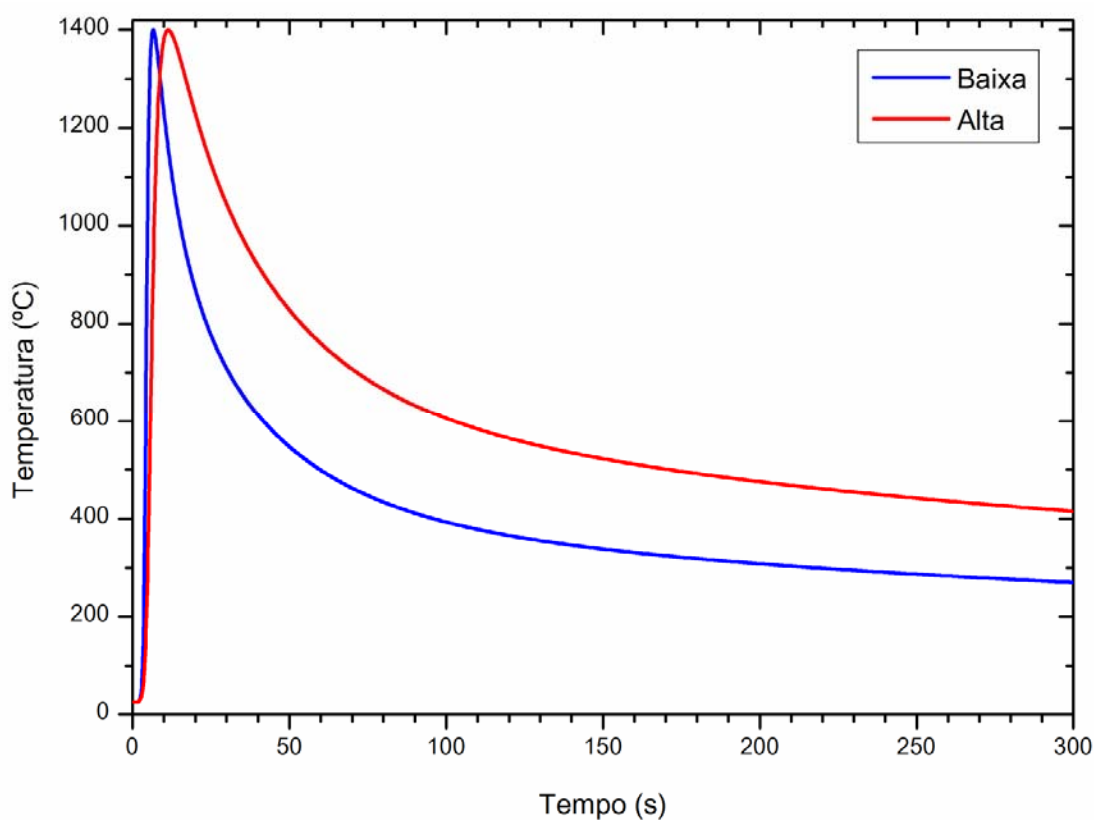


Figura 5.40 Curvas de ciclo térmico obtidas para soldas de 1,1 kJ/mm (Baixa) e 1,8 kJ/mm (Alta).

Estes resultados sugerem que, no aço S40910, haveria maior crescimento de grãos na condição de alta energia devido à manutenção da ZTA em temperaturas elevadas durante um maior intervalo de tempo em relação às soldas de baixa energia. Provavelmente, os precipitados de carbonitreto formados nas regiões de maior temperatura da ZTA da solda de alta energia, durante o resfriamento, também atingiriam maiores dimensões pelo mesmo motivo e tenderam a ser intergranulares.

No aço S41003, as ZTAs das soldas tenderiam a formar maior quantidade de austenita nas soldas de alta energia, visto que o intervalo de permanência acima da linha A1 no diagrama da Figura 3.3 foi significativamente superior. Consequentemente, a quantidade de martensita presente na ZTA seria superior nas soldas de alta energia. No entanto, a permanência da ZTA durante maior intervalo de tempo em temperaturas elevadas tenderia a crescer os precipitados em algumas regiões, reduzindo os elementos intersticiais em solução, como foi relatado por Du Toit e Naudé (2009).

5.2.2 Microestrutura.

Nesta seção são apresentadas análises de microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) do lado reto do chanfro de soldas realizadas nos dois aços com energias de 1,1 e 1,8 kJ/mm.

- **Aço UNS S40910.**

A microestrutura da zona ZTA e parte de zona fundida das soldas do aço S40910 pode ser observada na Figura 5.41. As dimensões da região de granulação grosseira (ZTA-AT) variaram consideravelmente de acordo com a energia de soldagem. A solda com energia de 1,1 kJ/mm apresentou ZTA-AT de aproximadamente 2 mm enquanto que a solda com 1,8 kJ/mm sua dimensão foi superior a 3 mm na região correspondente a meia espessura das chapas.

Além das dimensões das ZTAs, foi estudada a influência da energia de soldagem na microestrutura. Para tanto, o tamanho de grão médio da ZTA foi medido através de

equivalência de diâmetros em 3 campos distintos ao longo da espessura da chapa com 25 X de aumento. O resultado obtido para ZTA-AT de solda de baixa energia (1,1 kJ/mm) foi de 186 μm e para solda de alta energia (1,8 kJ/mm) foi de 285 μm , conforme mostrado na Figura 5.42. O crescimento de grãos a partir da estrutura inicial do metal de base, que era de aproximadamente 45 μm , foi da ordem de 4 a 6 vezes. Este fato pode ser atribuído a ausência de mecanismos de ancoramento contra o crescimento de grãos na microestrutura do aço S40910, visto que não há formação de outras fases a alta temperatura.

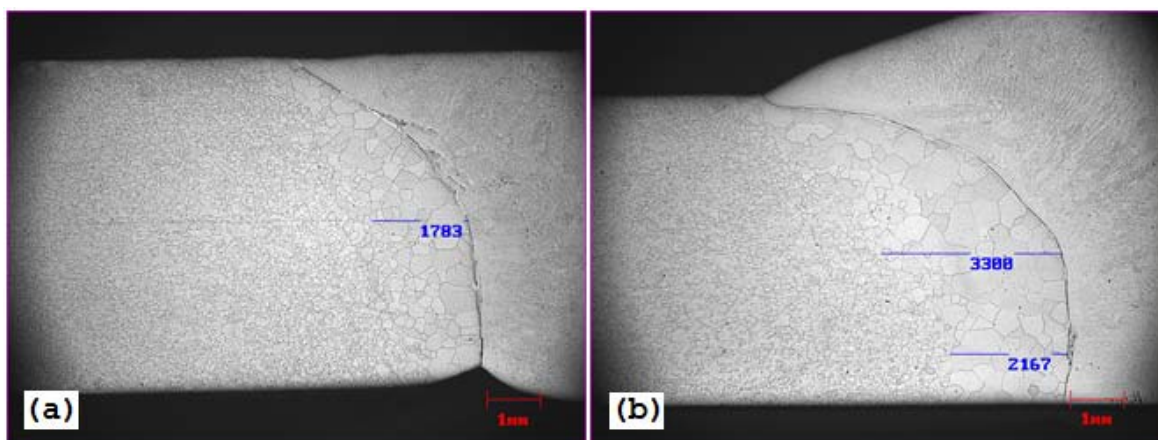
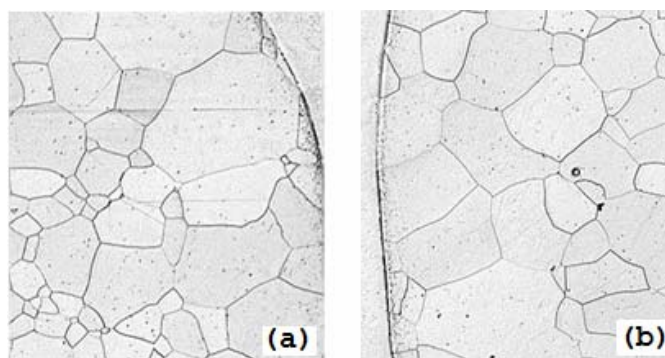


Figura 5.41 Microestrutura de soldas de aço S 40910 (a) 1,1 kJ/mm (b) 1,8 kJ/mm. Lado reto do chanfro. Aumento: 8X. Ataque: Vilella.



	Diámetro Equivalente	
Average	185.93	284.63
Std Dev	111.58	141.75
Minimum	62.876	86.561
Maximum	645.20	672.57
Count	105.00	45.000

Figura 5.42 Tamanho de grão (μm) de ZTA do aço S 40901 com 2 energias de arco. (a) 1,1 kJ/mm (b) 1,8 kJ/mm Aumento: 25 X. Ataque: Vilella.

- **Aço UNS S41003.**

A microestrutura da região da ZTA das soldas do aço S 41003 é apresentada na Figura 5.43. A ausência de elemento estabilizante da ferrita neste aço permitiu a formação de martensita durante o resfriamento subsequente à soldagem. Na ZTA deste aço observou-se a formação de duas regiões distintas, de forma similar à relatada por Du Toit e colaboradores (2007) em um aço 1.4003 (que é um aço similar ao S41003), para o qual indicam a existência de uma região de alta temperatura (ZTA-AT) e outra de baixa temperatura (ZTA-BT). A ZTA-AT caracteriza-se pela proximidade à zona fundida (ZF) da solda e pela presença de grãos de ferrita grosseiros circundados por martensita. Esta região atinge temperaturas acima da região bifásica (linha A3 da Figura 3.3) e a ferrita δ , sendo o único constituinte nestas temperaturas, sofre um forte crescimento de grão. Durante o resfriamento após a soldagem, esta região passa pela região bifásica e ocorre a nucleação de austenita nos contornos de grãos da ferrita. Após o resfriamento subsequente, a austenita transforma-se em martensita, e a microestrutura final é de ferrita δ grosseira circundada por martensita.

A influência da energia de soldagem na ZTA pode ser observada na Figura 5.43, a partir das dimensões relativas entre ZTA das soldas. A solda de 1,1 kJ/mm apresenta uma ZTA de aproximadamente 3 mm enquanto que na solda de 1,8 kJ/mm esta ultrassa 5 mm.

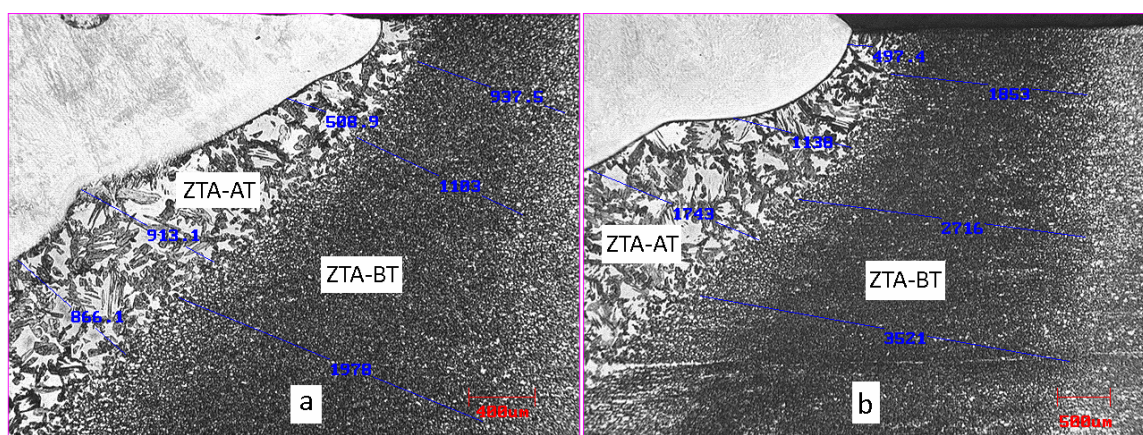


Figura 5.43 Microestrutura das ZTAs de soldas de aço S 41003 com 2 energias de soldagem (a) 1,1 kJ/mm (b) 1,8 kJ/mm. Ataque: Vilella. Aumento: 16X.

A microestrutura de ZTA-AT da Figura 5.44 sugere que os grãos atingiram 200 a 300 μm , isto é, mais de 20 vezes o tamanho de grão inicial mostrado na Figura 5.6.

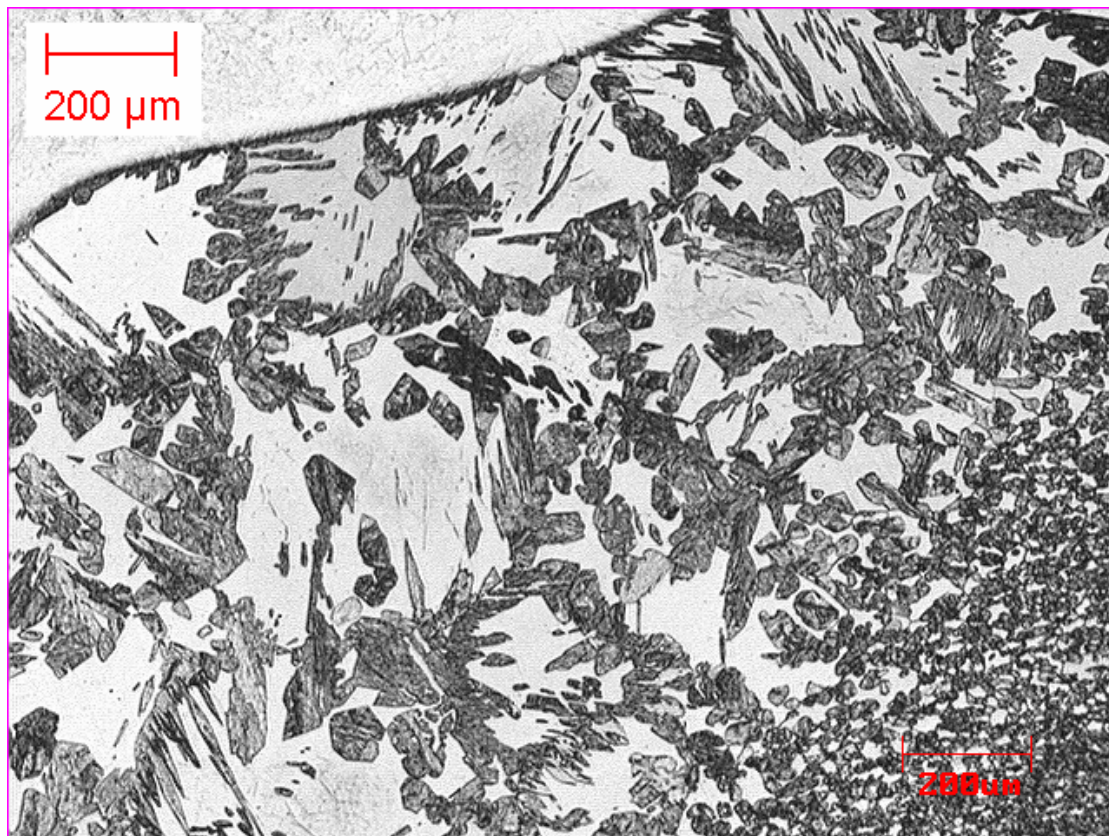


Figura 5.44 Microestrutura da ZTA-AT de solda de 1,8kJ/mm no aço S41003. Ataque: Vilella. Aumento: 50X.

Uma comparação da quantidade relativa de constituintes presentes na ZTA-AT das duas soldas foi realizada conforme descrito no item 4.4.1, através de medição relativa de áreas correspondentes à cada constituinte na imagem através de microscópio ótico. O resultado está apresentado na Figura 5.45 e mostra que a quantidade relativa entre martensita e ferrita é maior na solda de baixa energia embora a extensão da ZTA seja maior na solda de alta energia. Esta diferença pode ser atribuída ao menor crescimento de grãos de ferrita δ na ZTA-AT de solda de baixa energia quando esta região atingiu temperaturas acima da região bifásica. Desta forma, a cinética de nucleação da austenita no contorno de grão, que dará origem à martensita intergranular, é mais rápida na ZTA de menor energia. Estes resultados estão coerentes com os resultados de ciclos térmicos estimados para este aço no

item 5.2.1. Por outro lado, a quantidade de martensita presente na ZTA-AT, mais de 49%, é superior à prevista pelo diagrama de Balmforth, que estima, para o aço S41003, em torno de 35% de martensita (Figura 5.1). Deve-se lembrar, contudo, que os diagramas constitucionais fornecem estimativas da microestrutura da zona fundida para condições específicas de soldagem e que variações nestas condições podem afetar a cinética das reações, particularmente na ZTA, a qual provavelmente não será representada de forma adequada através destes diagramas.

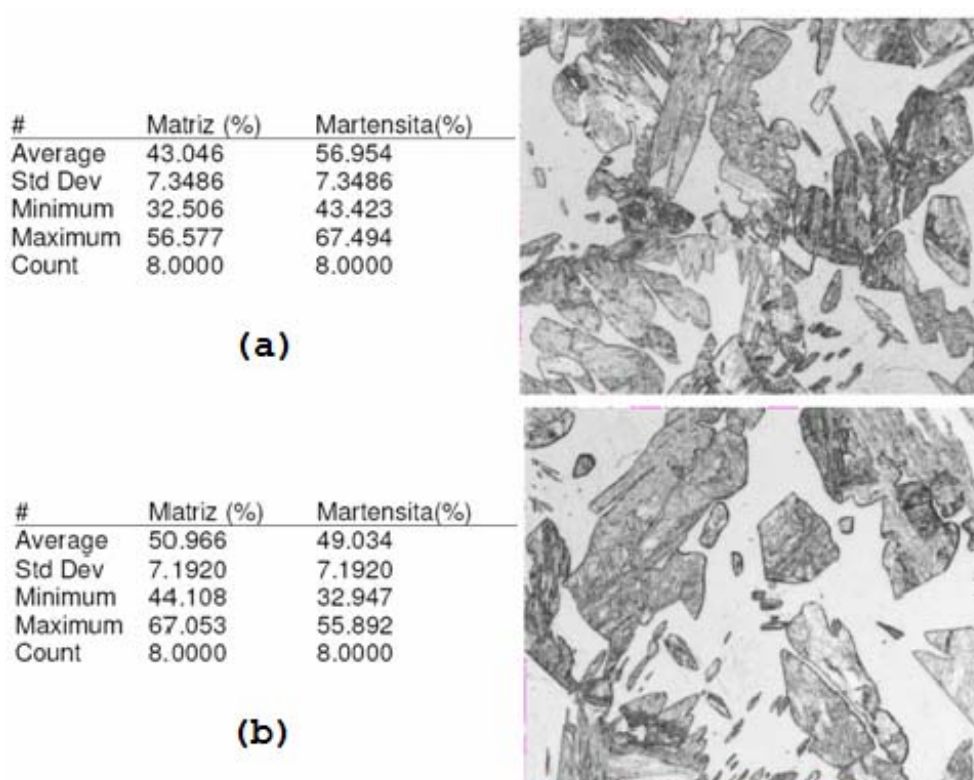


Figura 5.45 Resultado de medição quantitativa de fases na ZTA-AT de soldas com 2 energias de arco (a) 1,1 kJ/mm e (b) 1,8 kJ/mm. Aumento: 200X. Ataque: Vilella.

A ZTA-BT corresponde à região que atinge temperaturas máximas dentro da região bifásica (entre linhas A1 e A3 da Figura 3.3). Desta forma, o menor nível de temperatura e a presença simultânea de austenita e ferrita suprimem o crescimento de grãos de ferrita, resultando após resfriamento, numa estrutura refinada de ferrita e martensita. A microestrutura desta região pode ser visto nas duas imagens da Figura 5.46. A Figura 5.47 mostra uma imagem obtida com ampliação de 1000X no MEV e mostra detalhes da

microestrutura da ZTA-BT, constituída por ferrita e martensita, bastante refinadas em relação à ZTA-AT.

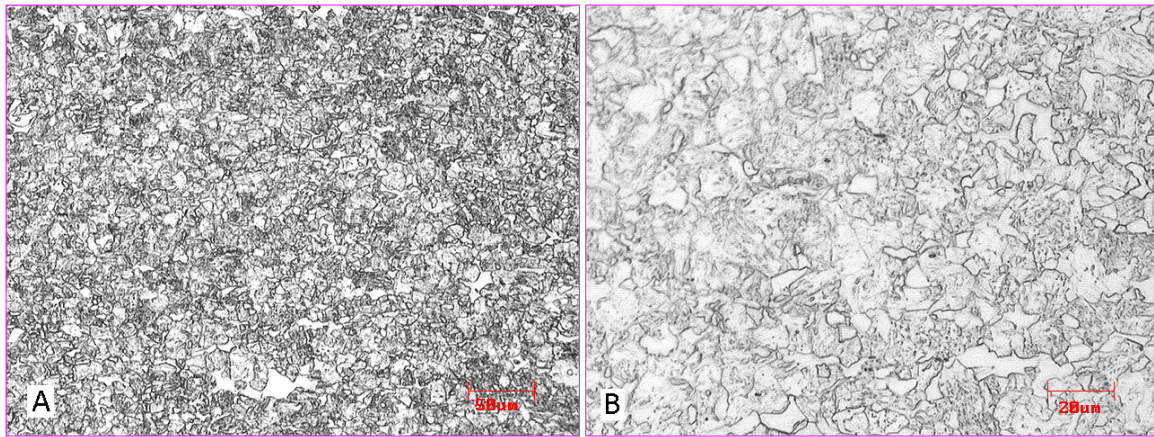


Figura 5.46 Microestrutura da ZTA-BT com (A) 200X e (B) 500X. Ataque: Vilella.

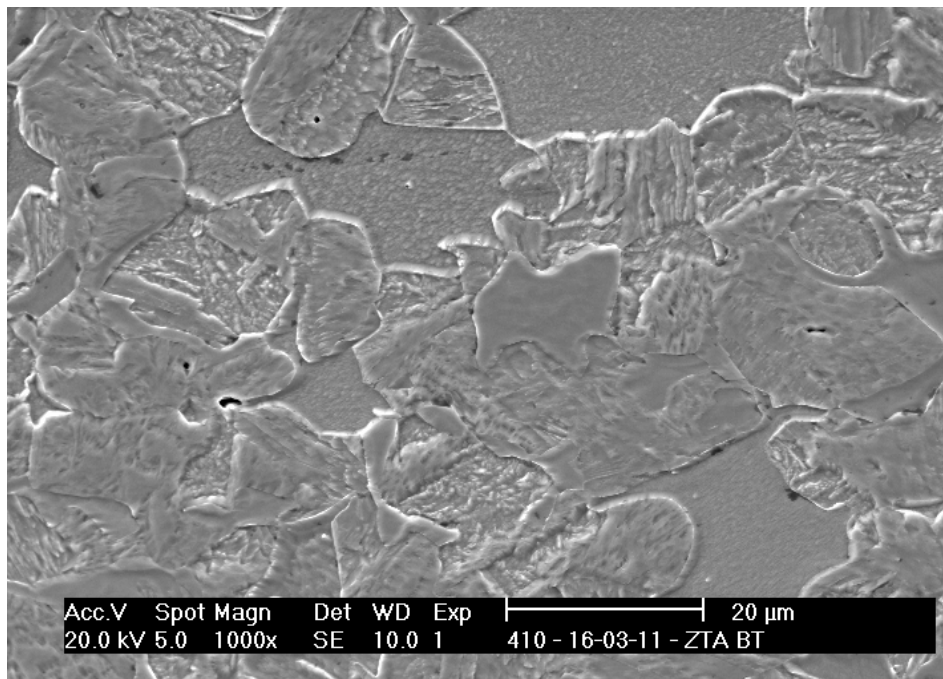


Figura 5.47 Microestrutura da ZTA-BT MEV-BSE. Aumento: 1000X.

5.2.3 Microdureza.

Os resultados de microdureza ao longo da seção transversal das soldas realizadas nos dois aços são apresentados neste item. Foram observadas que as marcas superficiais do

indentador de microdureza Vickers sobre as ZTA's dos dois aços, S40910 e S41003, apresentaram medidas de diagonais entre 23 e 36 μm , isto é, menores que os grãos presentes nas ZTA's das soldas, principalmente no aço S40910, que variou de 62 a 673 μm , conforme mostrado na Figura 5.42. A Figura 5.48 apresenta o perfil de dureza na junta soldada do aço S40910 e mostra que o ensaio de microdureza não foi influenciado pelas alterações no tamanho de grão na ZTA do aço S40910, possivelmente porque a medição ocorreu no interior de grãos e não houve influência relevante de reprecipitações durante a soldagem que pode ter um efeito endurecedor no material

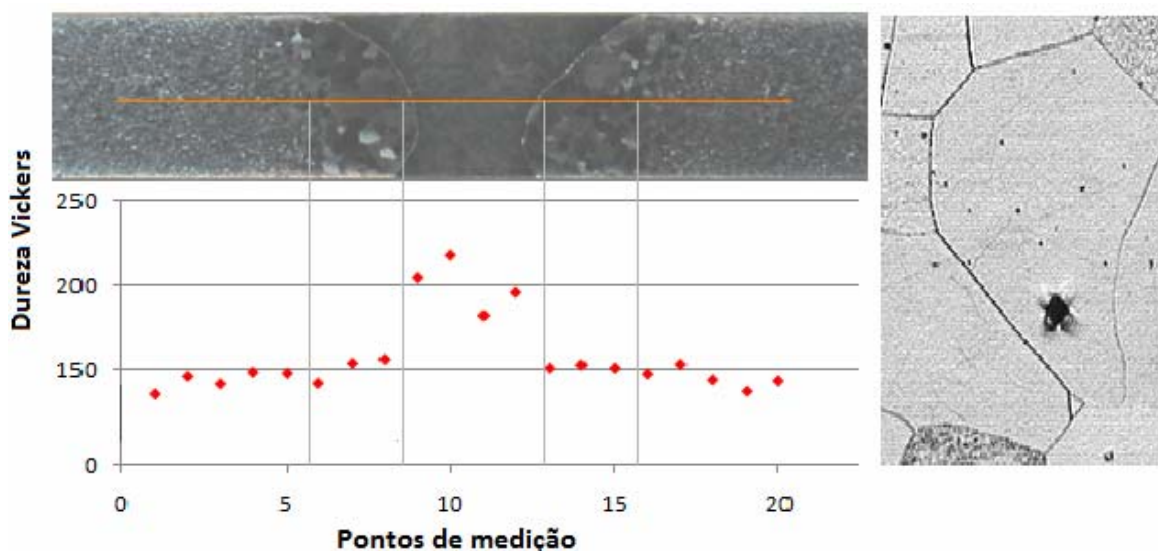


Figura 5.48 Microdureza na junta soldada do aço S40910 com energia de 1,8 kJ/mm. À direita, detalhe da marca do indentador Vickers dentro de um grão da ZTA-AT.

Para o aço S41003, a microdureza mostrou uma variação mais clara na ZTA visto que neste aço houve formação de martensita na região da ZTA. As Figura 5.49 Figura 5.50 mostram o perfil de microdureza para soldas de baixa energia (1,1 kJ/mm) e de alta energia (1,8 kJ/mm), respectivamente. As medidas foram feitas em intervalos de aproximadamente 0,25 a 0,5 mm e mostraram variações de microdureza de acordo com as alterações microestruturais encontradas ao longo da linha de medição. Nas regiões do metal de base, sem a influência do calor da solda (A), a dureza encontrada foi de cerca de 170 HV, que equivale aos 85 HRB encontrados no ensaio de dureza no metal de base do aço S 41003 (Tabela 5.3). As regiões da ZTA-BT (B) apresentaram durezas entre 250 e

350 HV devido à formação de martensita na região bifásica conforme discutido no item 5.2.2. Já as regiões de ZTA-AT, apesar de serem regiões estreitas com cerca de 1 a 2 mm, apresentaram grande flutuação de valores, refletindo os grãos grosseiros de ferrita circundados por martensita intergranular. Desta forma, nestas regiões foram encontrados valores de dureza abaixo de 150 HV até acima de 300 HV. A região central da junta (D), a zona fundida da solda, apresenta uma microestrutura austenítica devido ao uso do metal de adição de aço austenítico ER 308 LSi. A microdureza nesta região atingiu no máximo 250 HV. Comparando os resultados de microdureza entre as soldas de 1,1 kJ/mm e 1,8 kJ/mm, não foram observadas diferenças significativas nos níveis de dureza nas regiões discutidas acima. A variação de energia de soldagem somente afetou as dimensões das respectivas regiões de ZTA, sendo estas mais extensas na solda com maior energia.

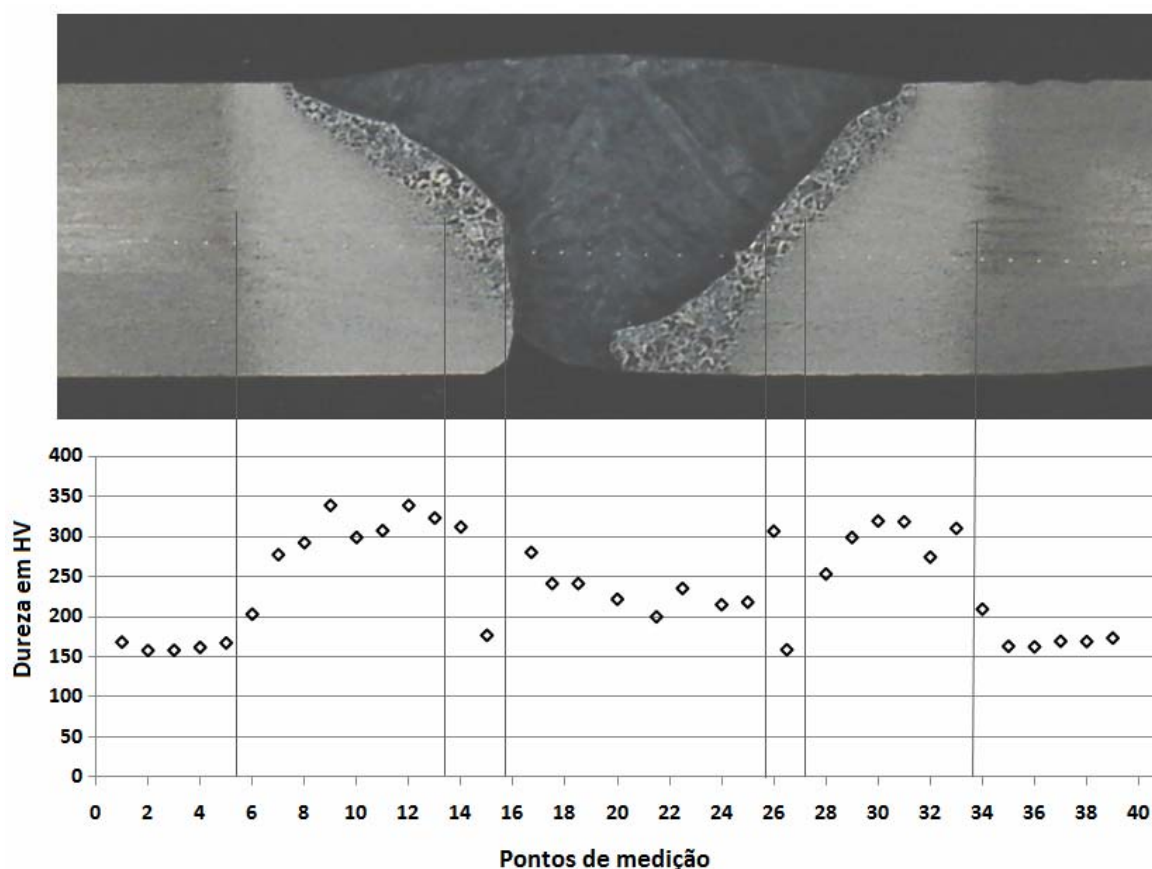


Figura 5.49 Microdureza em solda com energia de arco de 1,1 kJ/mm em aço S41003.

Para expressar a heterogeneidade de propriedades mecânicas nas regiões adjacentes à solda e na zona fundida, calculou-se a razão entre a média dos valores de microdureza obtidos nestas regiões e a média obtida no metal de base. A Tabela 5.8 apresenta os resultados obtidos para as soldas realizadas com 1,1 kJ/mm (BE) e 1,8 kJ/mm (AE). Em ambos os casos, a zona fundida apresentou valores de dureza superiores ao do metal de base, como é observado na maioria das juntas soldadas estruturais. No entanto, a ZTA apresentou dureza bem superior em relação às outras regiões devido à formação de martensita, resultando numa condição de junta de menor resistência mecânica (“*under-match*”).

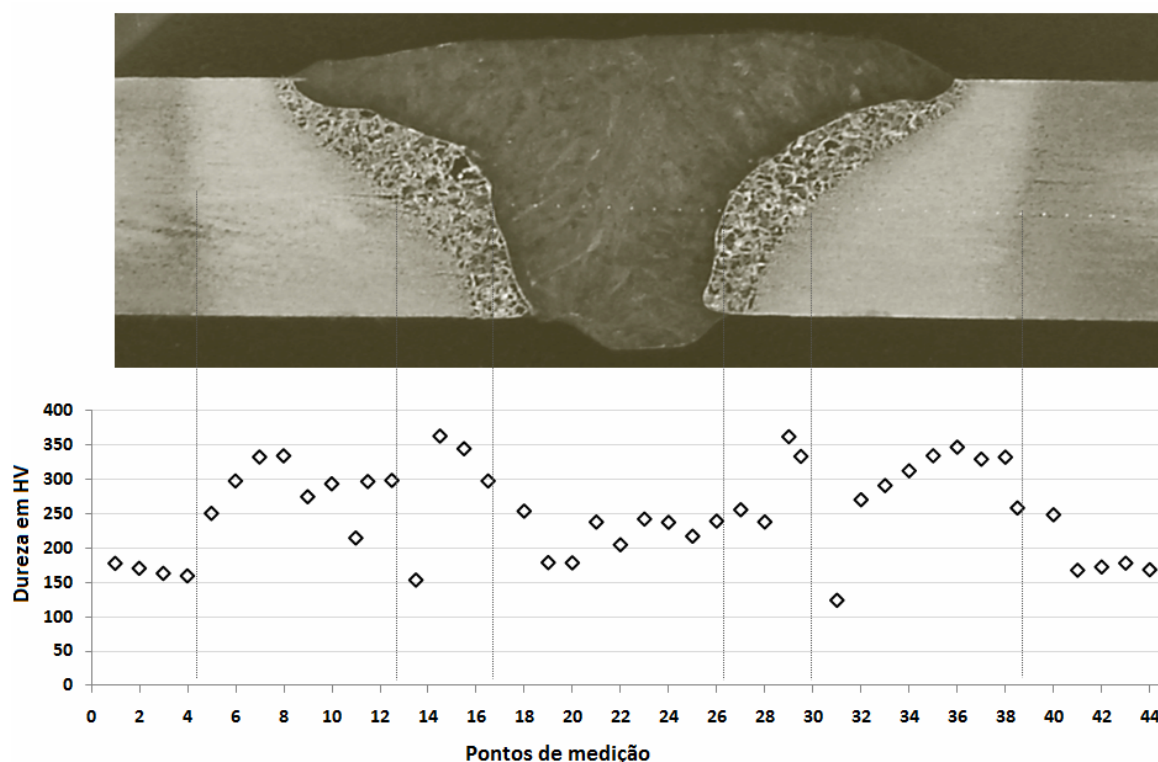


Figura 5.50 Microdureza em solda com energia de arco de 1,8 kJ/mm em aço S41003.

A heterogeneidade observada entre soldas AE e BE na Tabela 5.8 pode não ser adequada para comparação neste caso, visto que foram obtidos poucos pontos e houve grande dispersão de valores, principalmente na ZTA-AT.

Tabela 5.8 Razão entre valores de microdureza da zona de fusão e adjacências em relação a do metal de base do aço S41003.

	MB	ZTA-BT	ZTA-AT	ZF
AE	1,0	1,8	1,7	1,3
BE	1,0	1,8	1,4	1,4

5.2.4 Ensaio de tração.

O ensaio de tração de amostras soldadas dos 2 aços foi realizado conforme descrito no item 4.4.2. Os resultados dos ensaios estão listados na Tabela 5.9 e os respectivos corpos de prova após os ensaios estão apresentados na Figura 5.51. Foi observado que todos os corpos de prova sofreram fratura fora da solda, com exceção dos corpos de prova do aço S40910 soldados em “baixa energia” que, devido à ocorrência de falta de penetração na solda, resultou em fratura na interface entre zona fundida e ZTA da solda devido à concentração de tensões. Nos demais corpos de prova, os resultados apresentaram variações no alongamento total e na resistência mecânica em relação aos valores dos respectivos metais de base, já apresentados na Tabela 5.3. Na Tabela 5.9, os resultados de ensaio obtidos com corpos de prova soldados são comparados aos obtidos com os respectivos metais de base. Observa-se que, no aço S40910, as variações são pequenas, destacam-se apenas uma redução no alongamento. No aço S41003, as variações são mais significativas, ocorrendo um aumento dos limites de escoamento e de ruptura e grande redução no alongamento.

No entanto, estes resultados não são indicadores de propriedades mecânicas da ZTA das soldas, visto que todo comprimento útil do corpo de prova é envolvido no ensaio de tração. A ZTA, sendo um segmento muito curto do corpo de prova adjacente à zona fundida, provavelmente sofreu interferência de deformações heterogêneas. Desta forma, os resultados obtidos não podem ser considerados como propriedades representativas da ZTA, pois a triaxialidade de tensões devido às deformações heterogêneas pode levar a valores superiores aos que seriam obtidos em ensaios de tração pura. No entanto, para efeito prático, em geral as juntas obtidas obtiveram propriedades satisfatórias no ensaio de tração.

Tabela 5.9 Resultados de ensaios de tração das amostras soldadas dos aços S 40910 e S 41003 realizadas conforme ASTM E 8M.

Aço	Amostra	LR (0,2 %) (MPa)	LE (1,0%) (MPa)	LR (MPa)	Along. Total (%)	Junta / Metal Base		
						LE (0,2%)	LR	Along.
S40910	AM 01 AE1	300	328	410	33			
	AM 02 AE2	290	324	407	35			
	Média AE	295	326	409	34	1,06	1,03	0,76
	D. Padrão	7	3	2	2			
S41003	AM 05 AE1	382	415	510	21			
	AM 06 AE2	328	401	493	17			
	Média AE	355	408	502	19	1,10	1,26	0,50
	D. Padrão	38	10	12	3			
	AM 07 BE1	365	393	485	20			
	AM 08 BE2	340	372	485	23			
	Média BE	352	383	485	21	1,09	1,22	0,56
	D. Padrão	18	15	0	2			



Figura 5.51 Corpos de prova dos dois aços com solda, após ensaio de tração. Numeração dos corpos de prova: 1 a 4: S40910 e 5 a 7: S41003.

A Figura 5.52 (A) mostra a superfície de fratura do corpo de prova do aço S41003 com junta soldada após ensaio de tração, revelando deformação plástica e evidências de delaminação como ocorrido durante os ensaios de impacto Charpy no metal de base deste aço devido às características de bandeamento presentes no material. Na mesma figura, em (B), observou-se deformações generalizadas nas regiões de metal de base, menores deformações na ZTA e no metal de solda, como resultado de heterogeneidade de propriedade mecânica na região de ZTA, sendo neste caso, devido ao maior limite de escoamento da ZTA.

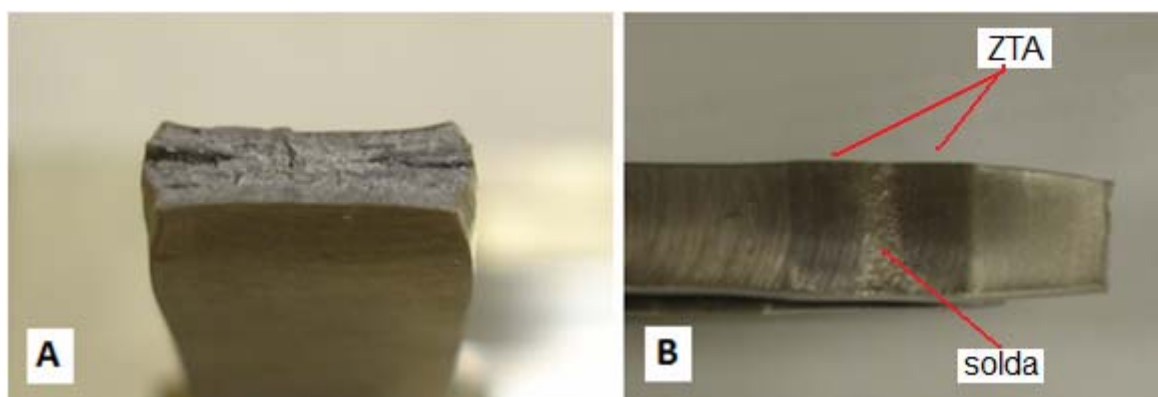


Figura 5.52 Detalhes do corpo de prova do aço S41030 com junta soldada após ruptura sob tração.

No aço S41003, a heterogeneidade de propriedades é mais evidenciada devido à formação de martensita na ZTA durante a soldagem que introduz heterogeneidade microestrutural. Já o aço S40910 sofreu estrição fora da região soldada e é possível que a ZTA-AT, apesar de ter grãos grosseiros que resultariam em menor resistência mecânica, pode ter sofrido influência endurecedora de deformações plásticas e de reprecipitações, tendo aumentado o seu limite de escoamento. Outra possibilidade é a alteração do estado de tensão devido ao surgimento de uma componente normal à da tração impedindo a continuidade de deformação na ZTA devido à presença de metal de solda de maior resistência na adjacência.

5.2.5 Ensaio de impacto Charpy.

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de impacto realizados com corpos de prova com entalhes na região de ZTA das soldas dos aços UNS S40910 e S41003. O entalhe dos corpos de prova de Charpy foi feito após análise metalográfica da região de solda em amostras soldadas com as duas energias selecionadas para os dois aços. Os entalhes foram posicionados na região de ZTA-AT visto que nesta região as variações de temperatura durante a soldagem têm um maior potencial para afetar a tenacidade do material.

- **Aço UNS S41003.**

Neste aço, os ensaios foram iniciados a -20°C visto que o metal de base apresentou TTDF abaixo de 0°C . A partir desta temperatura inicial, foram realizados ensaios em outras três temperaturas superiores, com variação aproximada de 40°C entre eles. Este critério foi utilizado para os 2 níveis de energia de soldagem, visando comparar o efeito da mesma na tenacidade ao impacto. A Tabela 5.10 apresenta os 3 resultados obtidos em cada condição (variando temperatura de ensaio e energia de soldagem da amostra) e respectivas médias com desvio padrão.

Tabela 5.10 Resultados de ensaio de impacto na ZTA do aço S 41003. Realizados 3 ensaios por condição. Valores em Joule.

Temp.°C	Baixa Energia (1,1 kJ/mm)					Alta Energia (1,8 kJ/mm)				
	0B1	0B2	0B3	Média	DesvPd	0A1	0A2	0A3	Média	DesvPd
96	27,5	22,6	18,6	22,9	4,4	25,5	29,4	32,4	29,1	3,4
60	13,7	11,8	10,8	12,1	1,5	22,6	16,7	13,7	17,7	4,5
22	9,8	7,8	8,8	8,8	1,0	7,8	7,8	7,8	7,8	0,0
-20	4,4	6,9	5,9	5,7	1,2	5,9	5,9	6,9	6,2	0,6

Os resultados são visualizados na forma de gráficos na Figura 5.53 para cada energia de soldagem. Observou-se que os valores de energia absorvidos na fratura variaram entre 5 e 30 Joules. No entanto, ao contrário do metal de base que exibiu TTDF abaixo de 0°C , as amostras soldadas apresentaram resultados que sugerem TTDF acima de 50°C .

Os resultados também mostraram que a variação de energia de soldagem utilizada neste trabalho não influenciou na tenacidade ao impacto deste material. Na Figura 5.53, os gráficos (a) e (b) apresentaram praticamente os mesmos valores se considerados os desvios padrões da Tabela 5.10 e as tendências também são comuns.

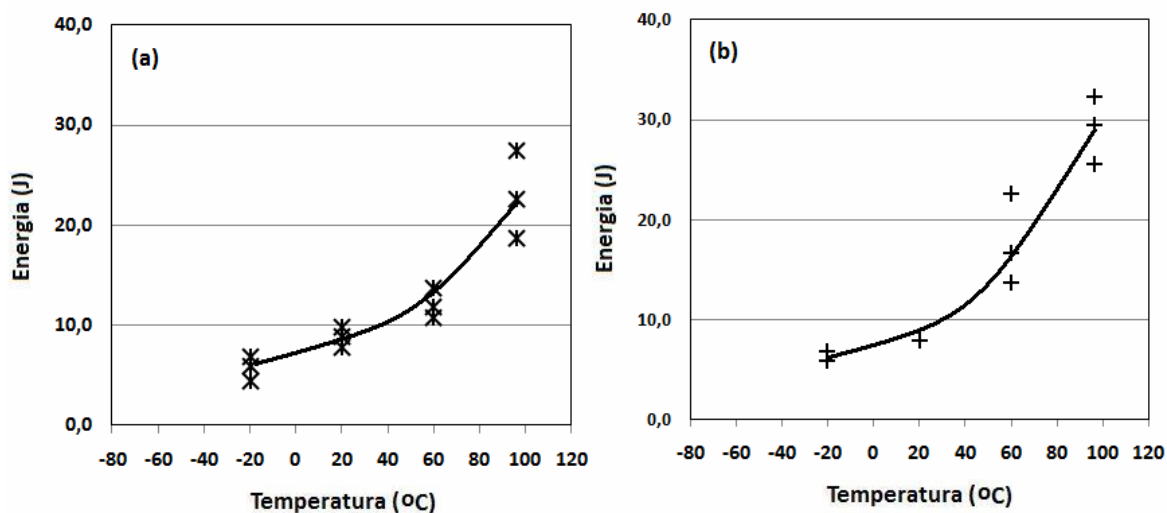


Figura 5.53 Variação de tenacidade a impacto da ZTA do aço S 41003 com 2 energias de arco (a) 1,1 kJ/mm e (b) 1,8 kJ/mm.

Os aspectos macroscópicos de fratura dos corpos de prova estão apresentados na Figura 5.54. Aparentemente, os corpos de prova ensaiados a -22°C e 20°C apresentaram expansão lateral muito reduzida e ausência de comportamento dúctil, exceto na região onde a zona fundida da solda foi fraturada, onde foi observada ductilidade devido ao metal de adição austenítico. As amostras ensaiadas a 60°C e 96°C apresentaram expansão lateral relevante e também região de fratura dúctil proeminente em relação às duas temperaturas inferiores.

O posicionamento adequado do entalhe no corpo de prova de Charpy e da posição da fratura foi verificado através de metalografia após a realização de ensaios em alguns corpos de prova. Pôde ser observado que, apesar da utilização de chanfro de solda em meio-V para soldagem das amostras, ocorreu uma penetração relevante da poça de fusão no metal de base. Desta forma, parte do entalhe do corpo de prova de Charpy atingiu a zona fundida e, durante o ensaio, parte da fratura propagou nesta região, o que provavelmente influenciou significativamente os resultados.

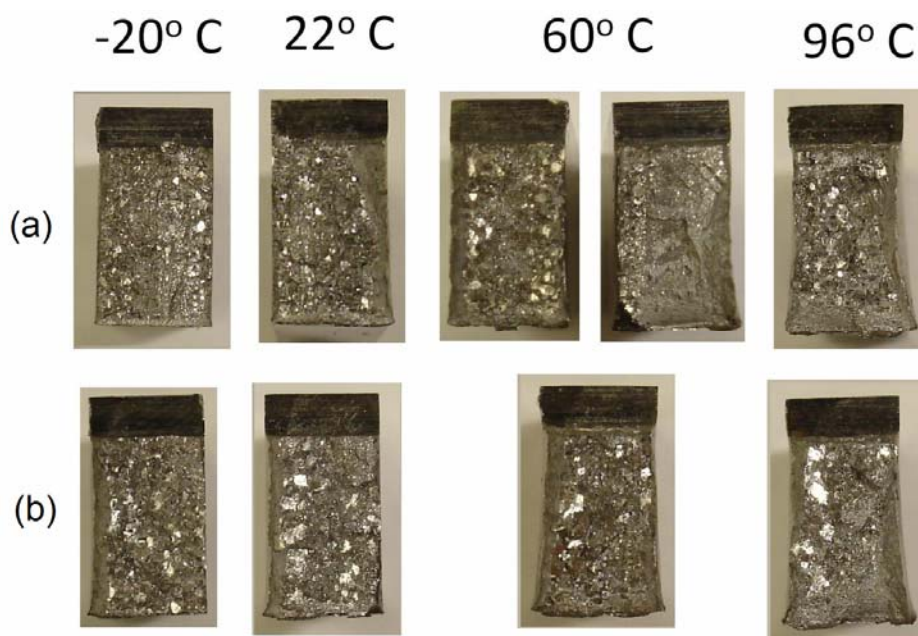


Figura 5.54 Aspectos de fratura após ensaios de impacto em diversas temperaturas de corpos de prova soldados do aço S 41003 (a) Alta energia (b) Baixa energia.

A Figura 5.55 mostra a microestrutura na região da ponta do entalhe conforme indicado no croqui ao lado. Esta figura, e também a Figura 5.56 mostram o posicionamento do entalhe satisfatório e as fraturas ocorreram na região de granulação grosseira da ZTA-AT. A Figura 5.56 mostra deflexão da trinca devido à heterogeneidade microestrutural, com a propagação ocorrendo preferencialmente na região de ZTA-AT. Sato e Toyoda (1982) relatam o efeito da heterogeneidade microestrutural no ensaio de impacto Charpy com a propagação de trinca ocorrendo preferencialmente para região de menor resistência mecânica. No presente caso, isto não é claro, mas possivelmente a propagação de trinca na ZTA-AT foi favorecida pelos grãos grosseiros de ferrita ao invés da região de ZTA-BT, onde predomina uma microestrutura refinada e homogênea de ferrita e martensita (confirmada pela microdureza). No estudo de Gooch e Ginn, (citado por Meyer e Du Toit, 2001) referente à tenacidade de ZTA de solda do aço 3CR12 (aço similar ao S41003), o mecanismo responsável pela redução da tenacidade é atribuído à dificuldade de passagem de planos de escorregamentos de um grão para outro devido à presença de martensita intergranular, agindo como concentrador de tensões e que favoreceria o mecanismo de clivagem. Esta condição parece mais favorável com o que foi observado no presente estudo.

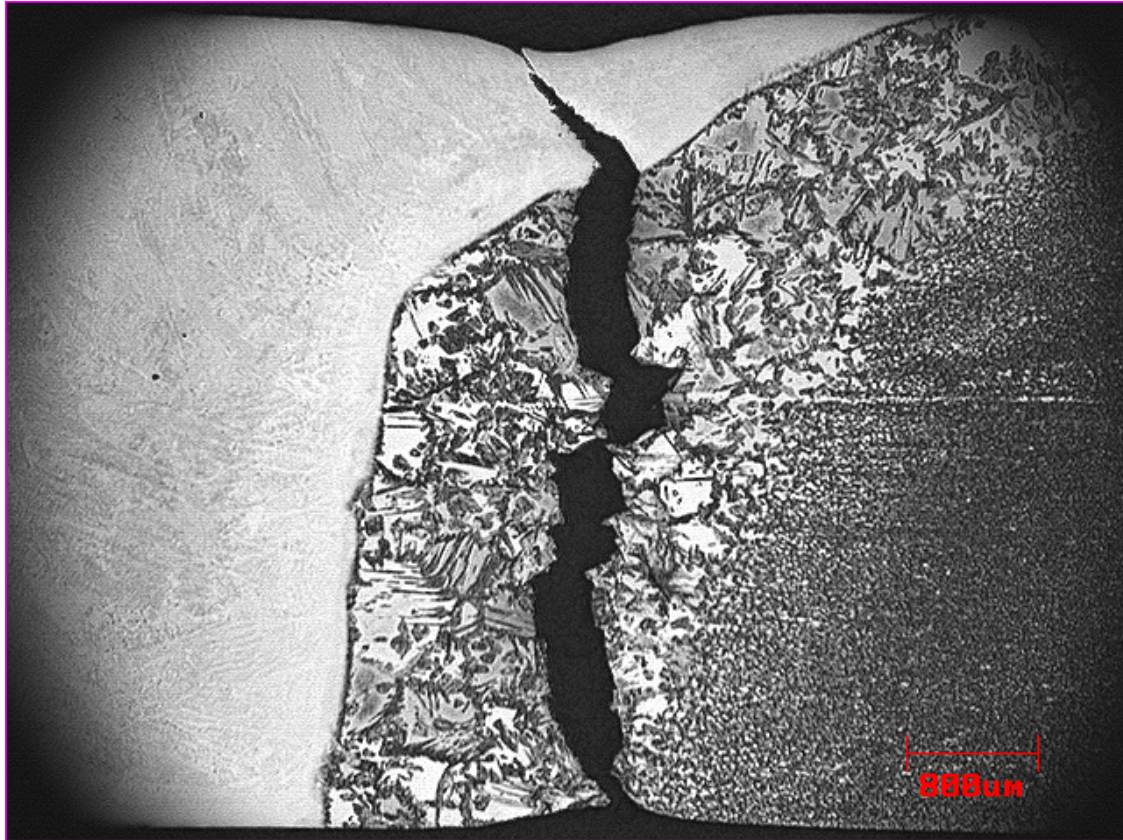


Figura 5.55 Procedimento para avaliação microestrutural na região da ponta de entalhe do corpo de prova após ensaio de impacto (face A do croqui) e microestrutura do aço S41003 soldado com energia de 1,1 kJ/mm e ensaiado a 60° C. Ataque: Vilella. 12,5X.

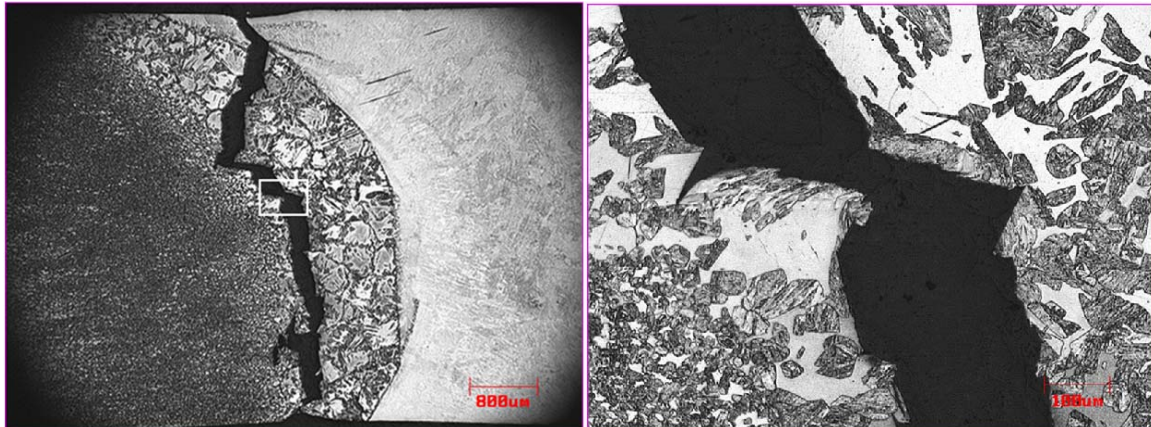


Figura 5.56 Microestrutura na ponta de entalhe de corpo de prova de Charpy de aço S41003 soldado com energia de 1,8 kJ/mm e ensaiado a 60° C. Aumentos: 12,5X e 100X. Ataque: Vilella.

A análise combinada dos aspectos macroscópicos de fratura e as micrografias revelaram que, em muitas regiões da fratura, a propagação da trinca ocorreu ao longo da martensita intergranular que circunda os grãos de ferrita. Também foram observadas fraturas

transgranulares nos grão de ferrita responsáveis pelo aspecto de clivagem na superfície de fratura na região de granulação grosseira, principalmente nos materiais ensaiados em temperaturas mais baixas. A maior fragilidade da ZTA-AT, mostrada pelo aumento da TTDF em relação à do metal de base, pode ser atribuída à presença da martensita, mais dura e frágil, que impediu a deformação em larga escala, além do crescimento de grãos de ferrita.

O aspecto da superfície de fratura do mesmo corpo de prova observado na Figura 5.56 foi avaliado com microscopia eletrônica de varredura (MEV), revelando que esta superfície apresenta predominância de clivagem próxima ao entalhe, mas também indícios localizados de fratura dúctil (seta), principalmente na região central do corpo de prova onde foram observados alvéolos (Figura 5.57).

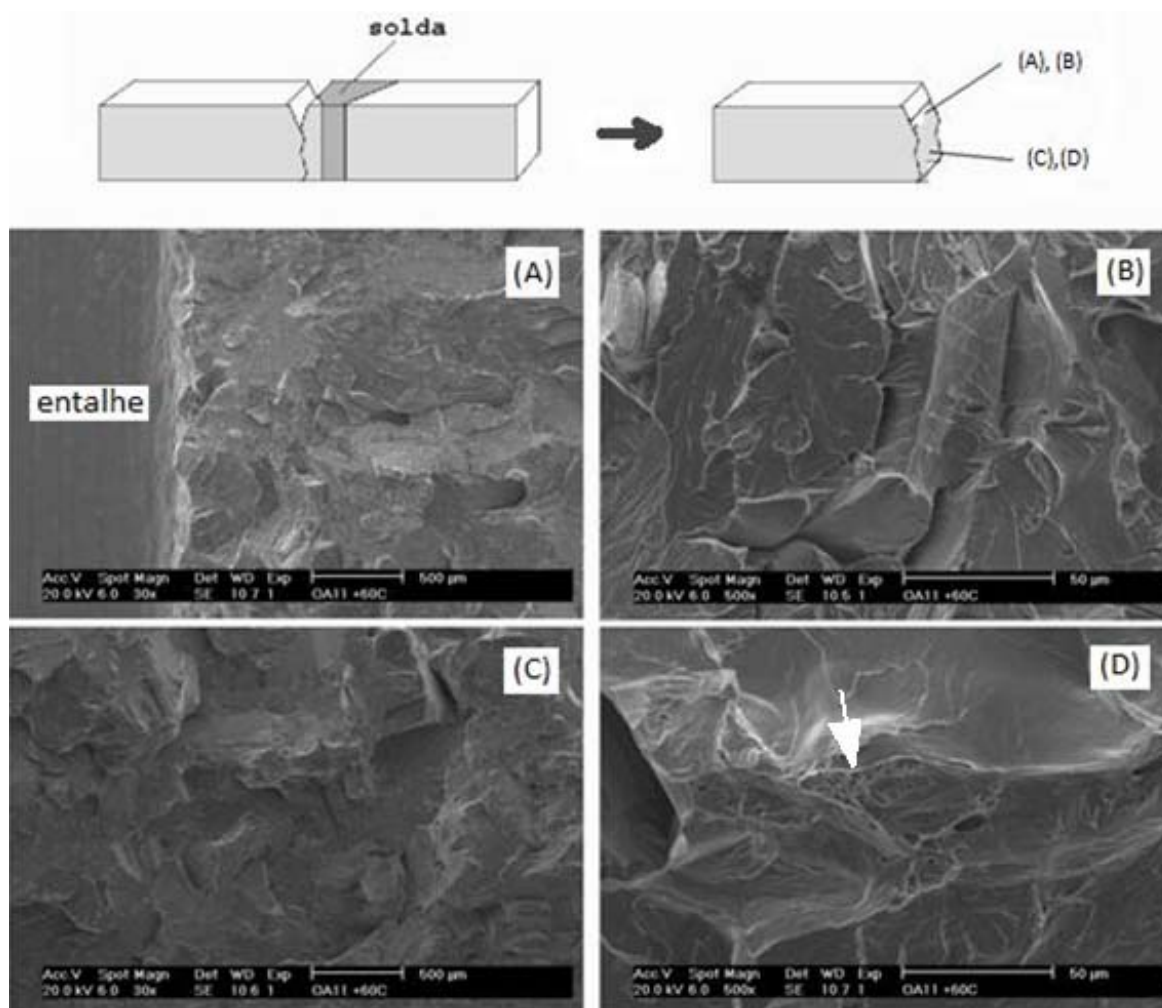


Figura 5.57 Superfície de fratura em ensaio de Charpy na região da ZTA do aço S41003 soldado com 1,8 kJ/mm e ensaiado a 60° C (A) região do entalhe com 30X (B) região do entalhe com 500X (C) região central com 30X (D) região central com 500X. MEV.

A Figura 5.58 mostra outra condição de fratura a partir do entalhe e a microestrutura adjacente, revelando que a propagação da trinca a -20°C ocorreu também na região de granulação grosseira formada na solda de $1,8\text{ kJ/mm}$. O aspecto frágil macroscópico de desta fratura pode ser visto na Figura 5.54.

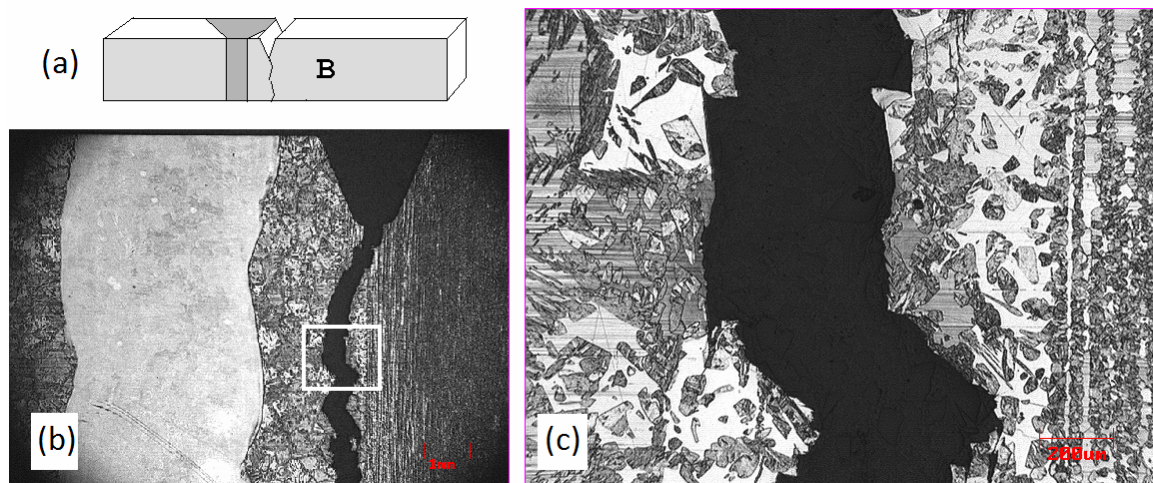


Figura 5.58 Microestrutura na região de fratura no ensaio de impacto Charpy na ZTA de solda do aço S41003 realizado a -20°C (a) croqui do corpo de prova (CP) fraturado (b) microestrutura na região do entalhe na face B do CP (c) detalhe da fratura e microestrutura com aumento de 50X. Energia de solda: $1,8\text{ kJ/mm}$. Ataque: Vilella.

- **Aço UNS S40910.**

Os ensaios de impacto dos corpos de prova do aço S40910 obtidos com 2 energias de soldagem foram realizados a partir de 40°C e estendidos para 60°C , 80°C e 96°C . A temperatura inicial de 40°C foi estimada considerando a TTDF do metal de base do aço S40910, conforme apresentado na seção 5.1.4.

Os resultados de ensaio estão listados na Tabela 5.11 e mostram os 3 valores de energia absorvidos na fratura por condição, com respectivas médias e desvios padrões. Foi observado que o desvio padrão obtido para os resultados em cada temperatura de ensaio foi crescente com o aumento de temperatura. Esta tendência possivelmente indica que a TTDF está nesta faixa superior de temperatura, onde foram observados maiores dispersões devido à coexistência de ativação de mecanismos de clivagem e de cisalhamento.

Comparando a influência da energia de soldagem, foi observado que há uma pequena diferença entre os resultados obtidos com 1,1 kJ/mm e 1,8 kJ/mm, considerando os resultados de ensaios realizados a 60° C. A energia absorvida durante o ensaio é maior na solda de menor energia, possivelmente refletindo o menor tamanho de grão na ZTA-AT. Em ensaios acima de 60° C, os valores de energia absorvida se aproximam e o desvio padrão é muito elevado para inferir a existência de alguma diferença nestes casos.

Tabela 5.11 Resultados de ensaio de impacto na ZTA do aço S 40910. Valores em Joule.

Temp. °C	Baixa Energia (1,1 kJ/mm)					Alta Energia (1,8 kJ/mm)				
	9B1	9B2	9B3	Média	Des.Pd	9A1	9A2	9A3	Média	Des.Pd
96	100,1	104,0	28,4	77,5	42,5	71,6	98,1	68,7	71,7	16,2
80	45,1	29,4	26,5	33,7	10,0	33,4	56,9	21,6	31,1	18,0
60	13,7	15,7	18,6	16,0	2,5	19,6	13,7	11,8	12,7	4,1
40						10,8	12,8	9,8	11,1	1,5

Os aspectos de fratura dos corpos de prova, apresentados na Figura 5.59, podem ser comparados com os valores de energia absorvida obtidos nos ensaios de impacto. Foi observado que corpos de prova ensaiados a 40° C apresentaram fratura predominantemente frágil, mas apresentou uma pequena expansão lateral e aspecto dúctil no lado oposto ao entalhe. Os ensaios a 60° C revelaram maior ductilidade com expansão lateral mais evidente no lado oposto ao entalhe, mas ainda com grande área frágil. Os ensaios a 80° C já mostraram aspecto dúctil em aproximadamente 50% da área de fratura, mas houve variação no mecanismo predominante de fratura em cada corpo de prova, resultando na maior dispersão de valores de energia absorvida na fratura. Os ensaios realizados a 96° C mostraram aspecto predominantemente dúctil na fratura.

A Figura 5.60 apresenta graficamente os resultados do ensaio de impacto para melhor visualização das tendências. A partir desta figura, é possível estimar que a TTDF da região da ZTA de solda do aço S40910 está acima de 70° C, mostrando que houve um incremento de mais de 30° C na TTDF em relação a do metal de base (TTDF ~40° C). Este aumento, provavelmente, é devido em grande parte ao crescimento de grãos na ZTA. Na maior parte da região da fratura, os precipitados de TiN provavelmente não foram

dissolvidos e possivelmente a presença destes precipitados teve pouca influência na variação da TTDF.

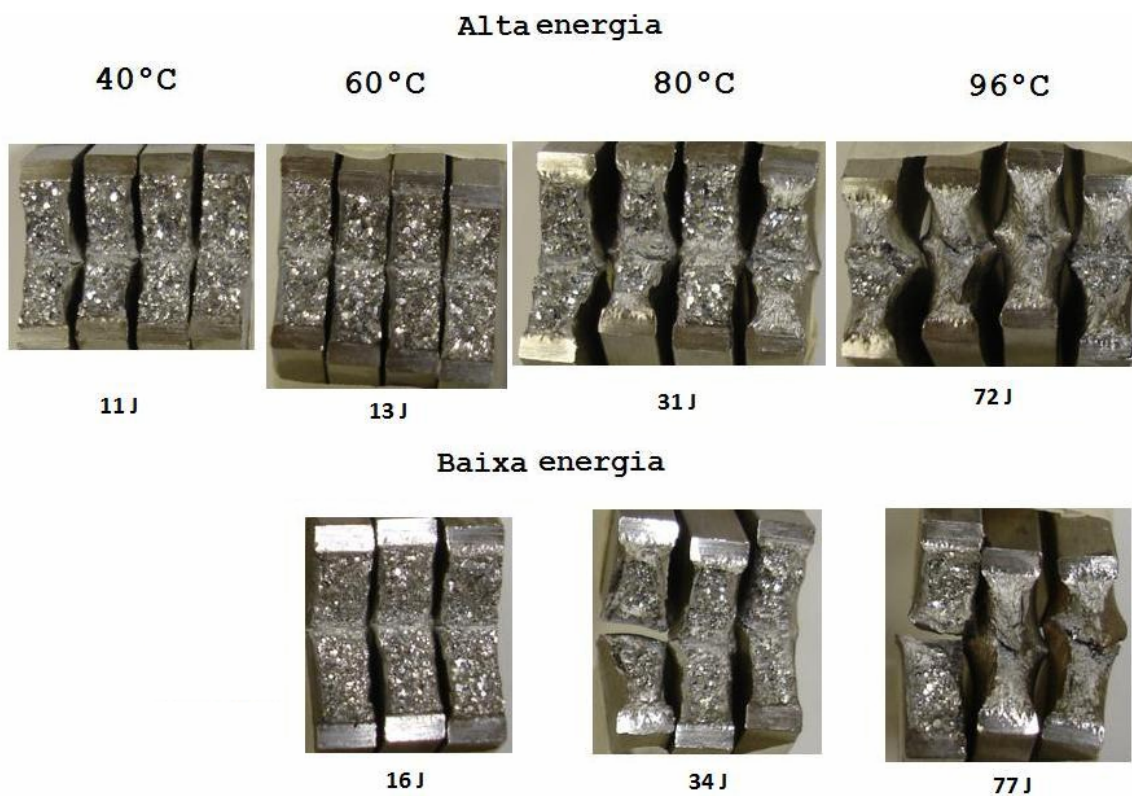


Figura 5.59 Aspectos de fratura após ensaios de impacto em diversas temperaturas em corpos de prova de aço S40910 soldados com baixa e alta energia. Os valores em Joule referem-se à média de 3 resultados de ensaio de impacto.

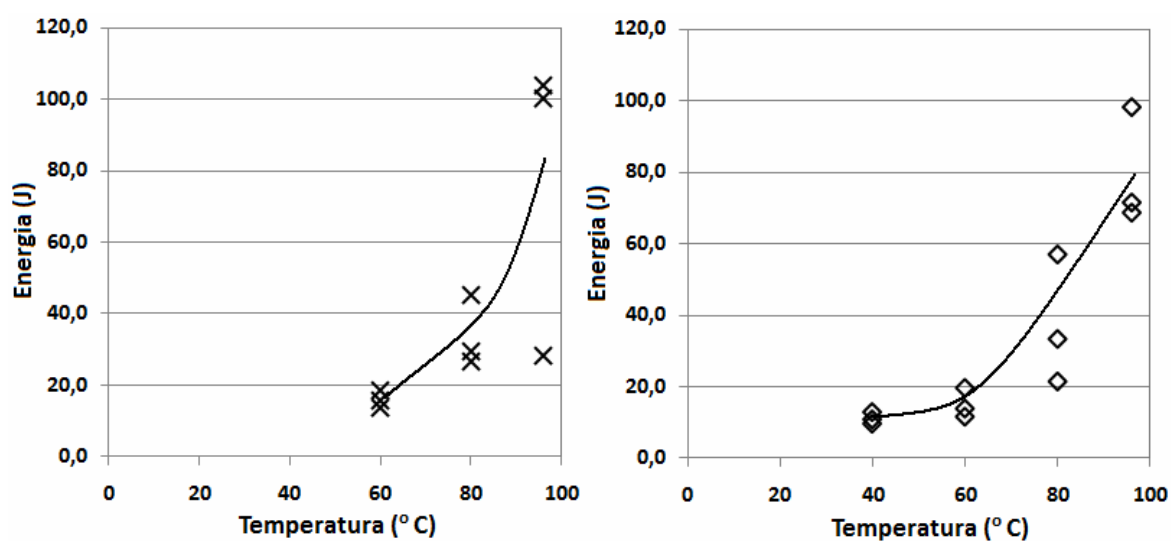


Figura 5.60 Comportamento dúctil-frágil da ZTA do aço S40910 em 2 energias de soldagem (a) 1,1 kJ/mm e (b) 1,8 kJ/mm.

Analogamente ao aço S41003, a caracterização de fratura foi complementada com a verificação do posicionamento de entalhe tipo V e também da trajetória da trinca em relação à ZTA da solda. Esta análise permitiu visualizar a microestrutura na região do entalhe e concluir que os ensaios foram realizados nas regiões objetivadas para o estudo, isto é, na ZTA-AT. A Figura 5.61 mostra a microestrutura da ZTA e a fratura ocorrida a partir do entalhe. Esta imagem sugere fratura intragranular na região de granulação grosseira (ZTA-AT). Foi observada também a formação de maclas de deformação ao longo da trajetória da trinca, como mostra os detalhes da Figura 5.62. As maclas são comuns em deformações em temperaturas relativamente mais baixas onde o cisalhamento não é predominante.

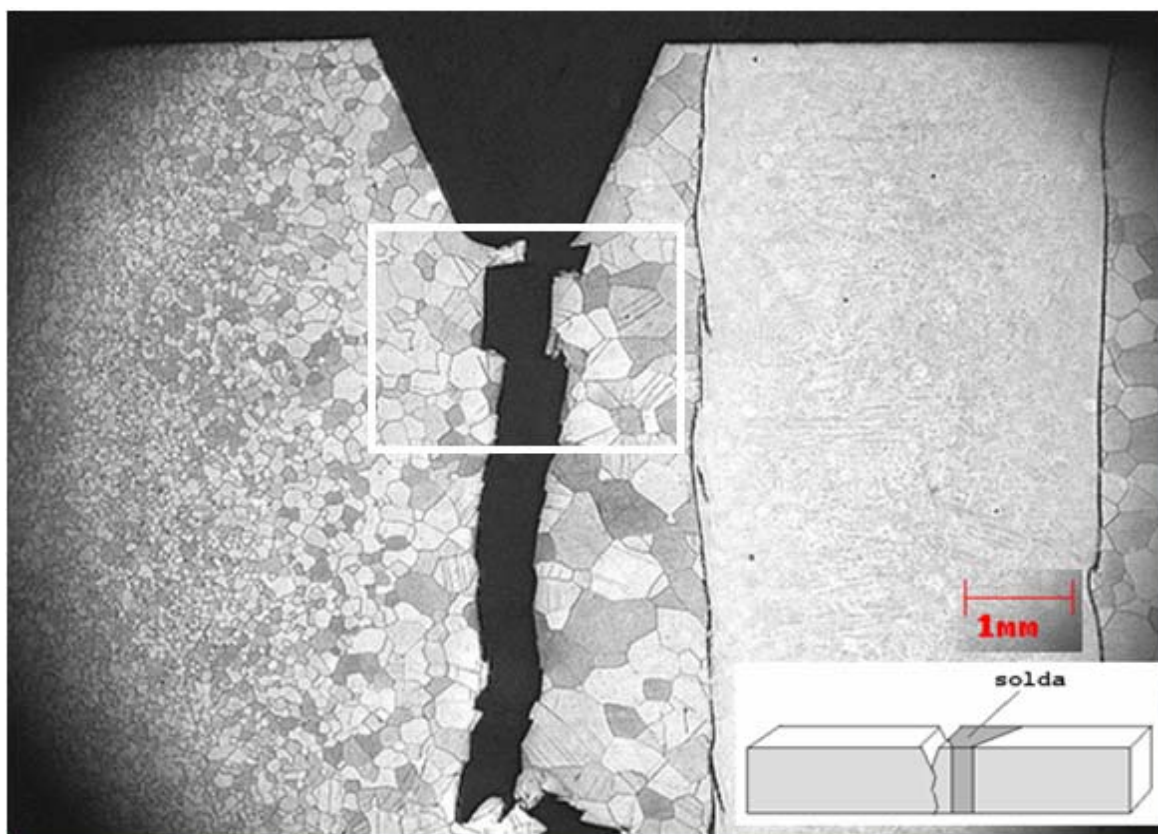


Figura 5.61 Microestrutura à frente do entalhe do corpo de prova (vide detalhe no lado direito inferior) após ensaio de impacto a 40°C. Aço S40910 soldado com energia de soldagem de 1,8 kJ/mm. Ataque: Vilella. 8X.

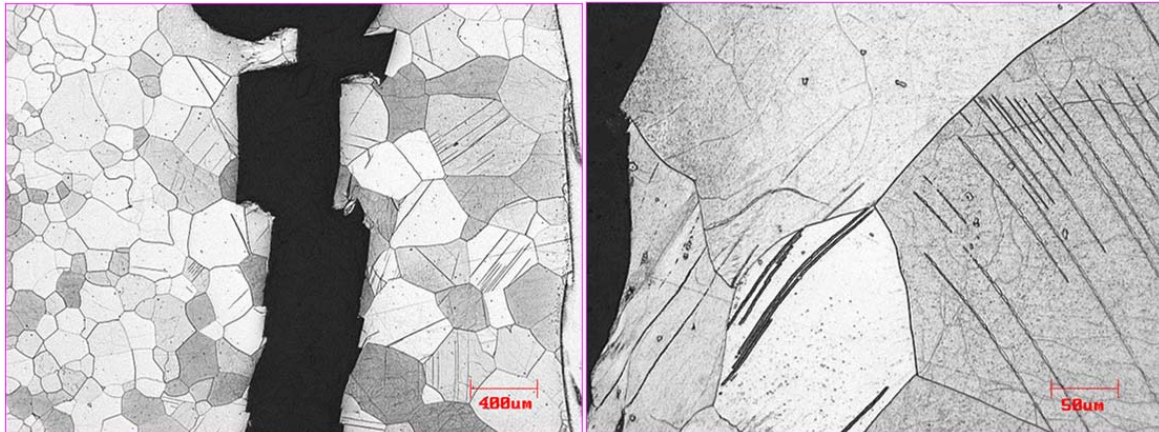


Figura 5.62 Ampliações da Figura 5.61, próximo ao entalhe, revelando formação de maclas de deformação no interior de grãos próximas a face de fratura. Ataque: Vilella.

A Figura 5.63 mostra a microestrutura da região de fratura na ZTA da solda de dois corpos de prova do aço S40910 ensaiados a 80° C. As micrografias correspondem ao plano da ponta do entalhe de cada corpo de prova, conforme indicado no desenho. Os dois corpos de prova, apesar de terem sido ensaiados na mesma temperatura, exibiram diferentes mecanismos de fratura. A fratura à esquerda foi predominantemente por cisalhamento, caracterizando um mecanismo dúctil. Já a da direita apresentou predominância da clivagem (frágil). Esta alternância de mecanismos de fratura é característica da região de transição dúctil-frágil do material, onde a tendência é praticamente igual para os dois mecanismos. Nestes casos, é provável que alguns pequenos fatores geométricos e/ou microestruturais favoreçam a ocorrência de um ou outro mecanismo. As superfícies de fratura revelaram variações mesmo entre os corpos de prova de apresentaram a mesma forma predominante de fratura, como mostra a Figura 5.64. Nesta figura, os dois corpos de prova ensaiados a 80° C apresentaram fraturas transgranulares, mas a imagem à esquerda sugere que a trajetória da fratura foi menos plana e possivelmente houve mais separações intergranulares e pontos localizados de deformação plástica.

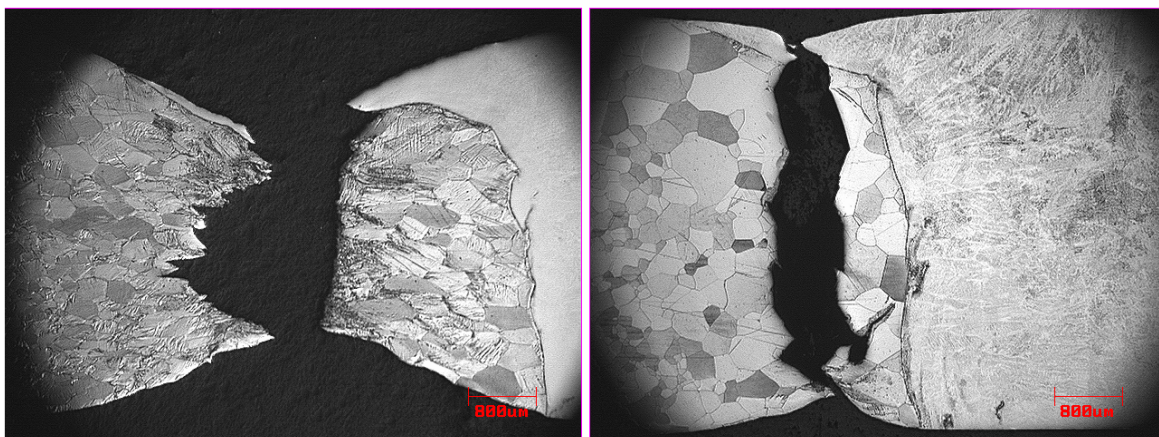
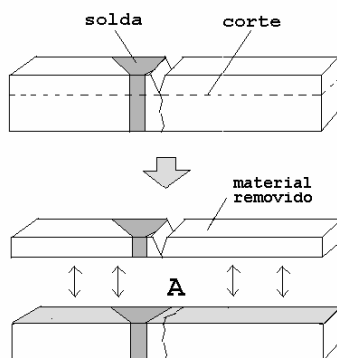


Figura 5.63 Micrografia na região do entalhe situado na ZTA de solda (face A do croqui) de dois corpos de prova de Charpy de aço S40910, ambos ensaiados a 80°C, com comportamentos distintos em fratura.

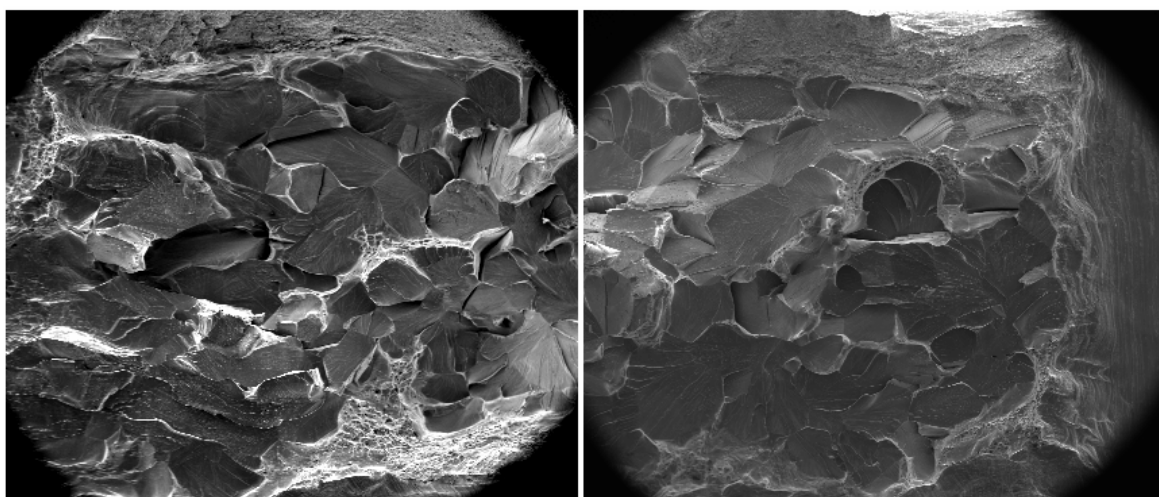


Figura 5.64 Superfícies de fratura de dois corpos de prova de Charpy ensaiados a 80°C na ZTA de solda de aço S 40910. MEV-SE.

A Tabela 5.12 resume os resultados apresentados nas seções anteriores. Observa-se que em ambos os aços houve intenso crescimento de grãos ferríticos. No aço S41003, isto ocorreu na ZTA-AT a despeito da formação de martensita intergranular. Estas transformações foram relevantes para o aumento de TTDF dos dois aços.

Tabela 5.12 Comparação dos resultados obtidos entre os aços S40901 e S41003.

	Microestrutura	Tam. Grão MB / ZTA-AT (μm)	TTDF aproximada ($^{\circ}\text{C}$)
S40910	Ferrita + TiN	45	40
S41003	Ferrita + carbonetos	14	- 30
S40910 AE	Ferrita + TiN	285	>70
S40910 BE	Ferrita + TiN	186	>70
S41003 AE	Ferrita + martensita intergranular + carbonetos	200-300	>70
S41003 BE	Ferrita + martensita intergranular + carbonetos	200-300	>70

5.2.6 Ensaio de CTOD.

Todos os corpos de prova com junta soldada, de ambos os aços, ensaiados conforme descrito no item 4.4.2 mostraram comportamento frágil e inviabilizaram a obtenção de curvas de $J \times \Delta a$ e $\delta \times \Delta a$.

Os aspectos macroscópicos de fratura dos corpos de prova estão apresentados na Figura 5.65 e observou-se que o crescimento da pré-trinca de fadiga não foi reto, provavelmente devido à heterogeneidade microestrutura e de propriedades mecânicas oriundas da junta soldada.

O aço S40910 apresentou características frágeis no seu metal de base conforme apresentado no item 5.1.4. e a soldagem reduziu ainda mais a sua tenacidade provavelmente devido ao intenso crescimento de grão ocorrido na ZTA. Os ensaios de tenacidade, realizados de acordo com o item 4.4.2., resultaram em curvas carga x COD com descarregamentos bruscos, como mostrado na Figura 5.66, provavelmente devido à

rápida propagação da trinca por clivagem, evidenciando o comportamento frágil do material. A superfície de fratura após o ensaio está apresentada na Figura 5.67 e confirma a propagação predominantemente frágil da fratura na região (C).

As curvas $J \times \Delta a$, como a da Figura 5.68, mostraram que não são adequadas para a obtenção de parâmetros de tenacidade através do método utilizado.

O comportamento frágil observado neste ensaio também pode ser atribuído ao grande crescimento de grãos deste aço durante a soldagem na ZTA de alta temperatura da solda.

A possível influência de precipitações carbonitreto para queda da tenacidade da ZTA parece menos relevante, visto que o teor de elementos intersticiais deste aço é baixo e experimentalmente não foi observado variação de microdureza nas soldas realizadas. Desta forma, assim como o seu metal de base, a aplicação de MFEP não é adequada para este caso.

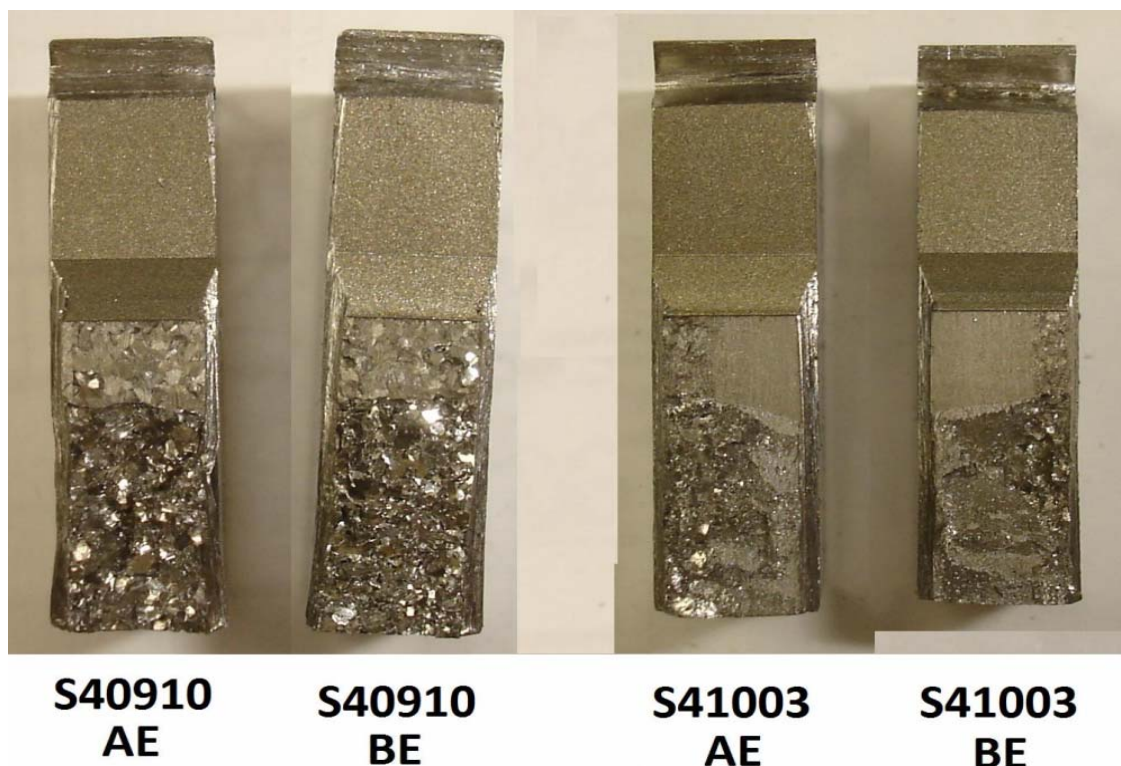


Figura 5.65 Aspecto macroscópico da superfície de fratura dos corpos de prova de CTOD.

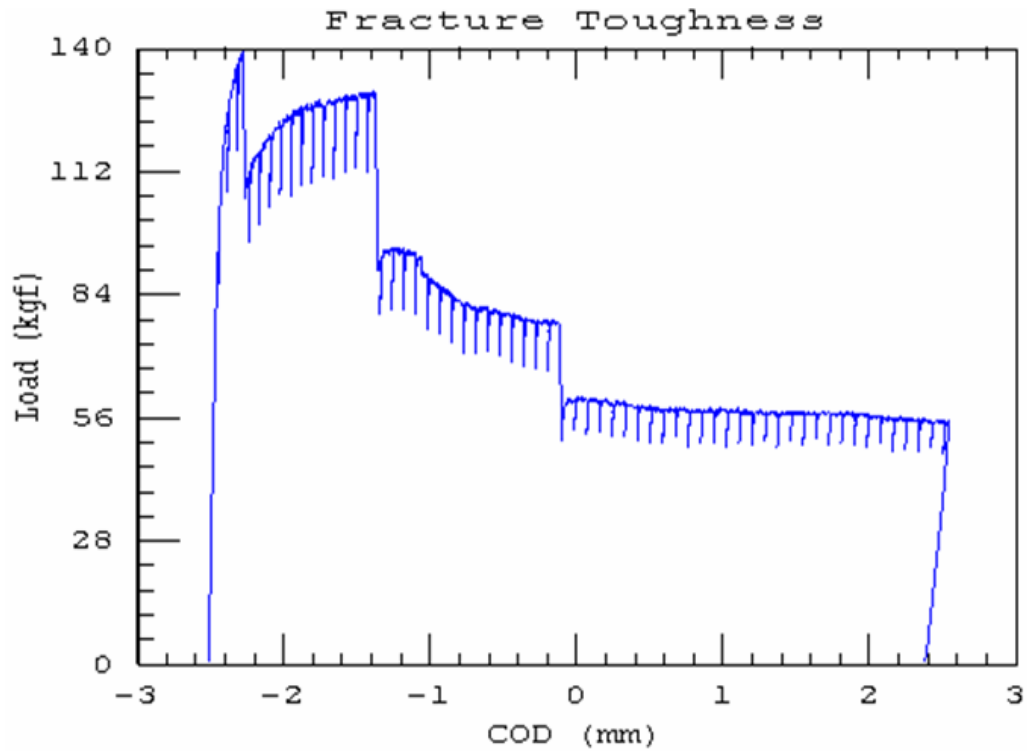


Figura 5.66 Curva carga x COD do corpo de prova do aço S40910 com solda de alta energia.

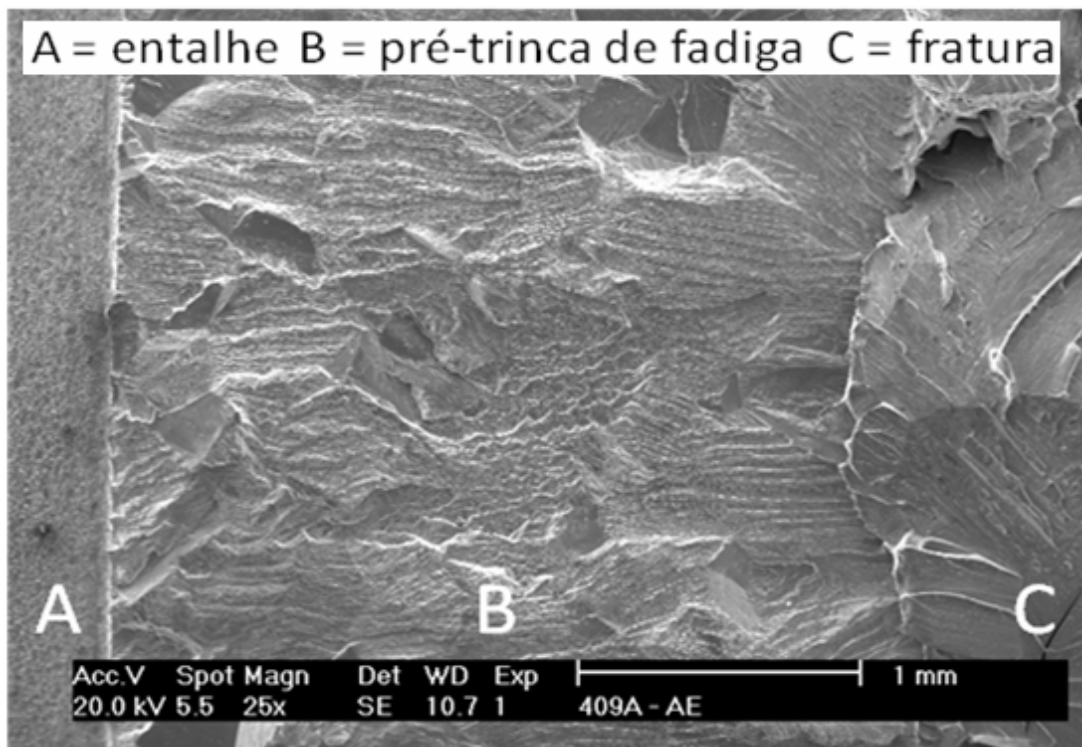


Figura 5.67 Superfície do corpo de prova do aço S40910 AE após ensaio de CTOD. MEV - SE. 25X.

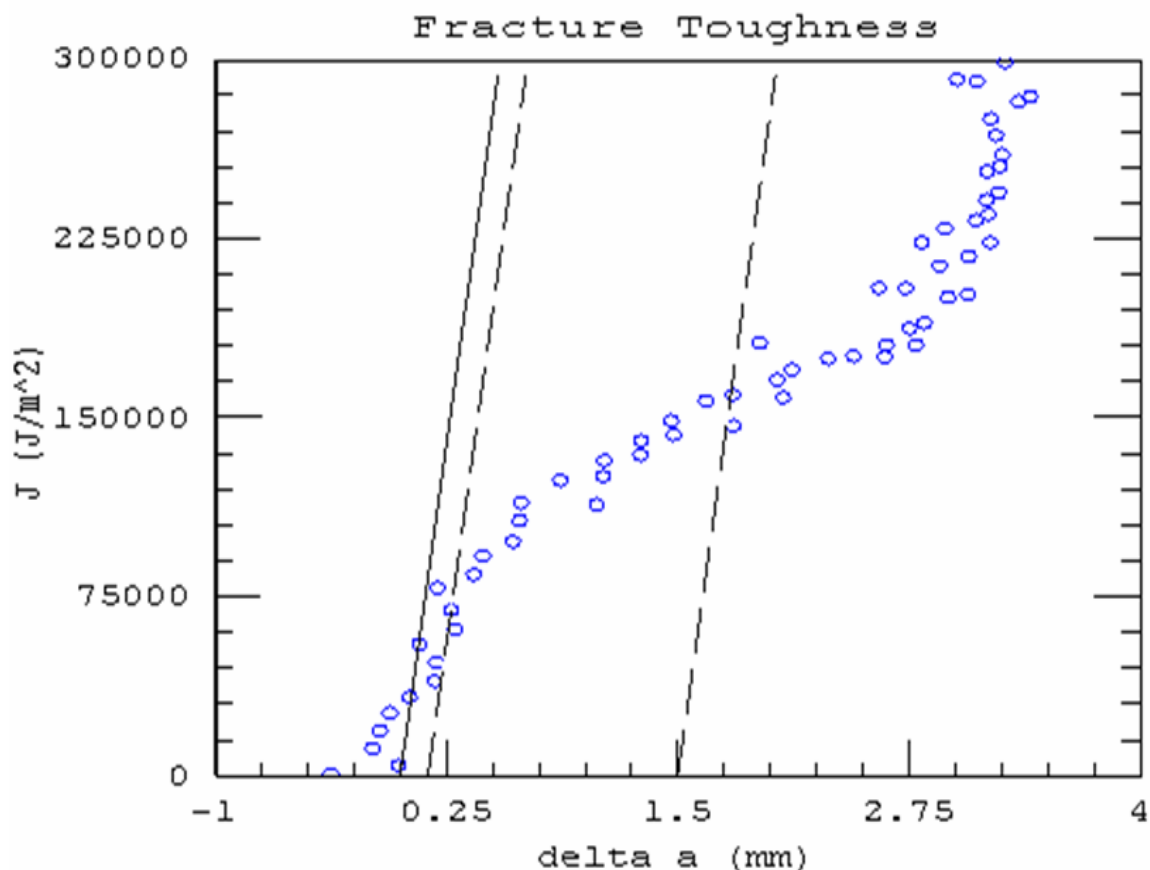


Figura 5.68 Curva $J \times \Delta a$ imprópria para obtenção de propriedades de tenacidade no corpo de prova do aço S40910 soldado com energia de 1,8 kJ/mm.

No aço S41003, apesar do metal de base ter exibido boa tenacidade (item 5.1.4), a ZTA-AT apresentou queda acentuada na tenacidade para ambas as energias de soldagem usadas, o que pode ser observado pelos resultados de ensaio de Charpy (item 5.2.5). Da mesma forma, todos os resultados obtidos no ensaio de CTOD foram similares aos obtidos com o aço S40910 e inviabilizaram a obtenção de qualquer parâmetro de tenacidade através do método usado. Conseqüentemente, a ZTA-AT deste aço também se mostrou inadequada para análise pela MFEP. Neste caso, as causas prováveis da queda na tenacidade podem ser atribuídas à formação de martensita intergranular com dureza de aproximadamente 350 HV, intenso crescimento de grãos e possivelmente reprecipitação de carbonetos, embora este último efeito não tenha sido evidenciado nos resultados obtidos. O resultado também foi influenciado possivelmente pela participação da zona fundida na seção de fratura devido à adição de arame austenítico na junta soldada.

6 Conclusões.

A partir deste estudo foi concluído que:

- O aço S41003 laminado a quente e recozido apresentou uma microestrutura com matriz de ferrita e precipitados de carbonitretos. Na condição de processo da amostra utilizada, a microestrutura é fina, com tamanho de grão ASTM variando de 6 a 10, o que resultou em temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) medida com ensaios de Charpy, de aproximadamente -30°C . Já o aço S40910, estabilizado com Ti e na condição laminado a quente, apresentou microestrutura ferrítica com tamanho de grão ASTM 6. Apesar do baixo teor de elementos intersticiais, este aço apresentou TTDF de aproximadamente 40°C , sendo este resultado atribuído ao maior tamanho de grão médio. A energia absorvida nos ensaios de impacto com o aço S40910 foi superior à do aço S41003, provavelmente devido ao maior teor de elementos intersticiais no aço S41003.

- As soldas, GMAW com único passe, realizadas com dois níveis de energia (1,1 kJ/mm e 1,8kJ/mm) causaram perdas de tenacidade similares na zona termicamente afetada (ZTA) da solda em cada aço. Neste contexto, quando a degradação de tenacidade for aceitável, seria preferível soldar estes aços com a energia maior, pois esta garante um melhor aspecto da solda, apresentam menores riscos de formação de descontinuidades de falta de penetração e permite um menor tempo de soldagem.

- As estimativas de ciclos térmicos considerando as duas energias de soldagem mostraram que o tempo de permanência das ZTA's em altas temperaturas (acima de 1000°C) é aproximadamente 2,5 vezes maior na solda de alta energia em relação à de baixa energia. Este fato justifica o intenso crescimento de grãos nos dois aços, resultado na perda de tenacidade. Conseqüentemente, no aço S41003, a formação de martensita foi afetada devido à redução da cinética de formação deste constituinte na solda de maior energia.

- A queda na tenacidade relativa, medida pelo ensaio de Charpy, é muito maior no aço S41003 visto que a TTDF subiu de -30°C para acima de 70°C na ZTA de solda. No S40910 o aumento foi de aproximadamente 40°C para acima de 70°C . Os mecanismos que justificam estes fenômenos são: o crescimento de grãos e a presença de martensita intergranular no aço S41003 que promove redução de flexibilidade microestrutural e, no aço S40910, o grande crescimento de grãos. A maior tenacidade observada no metal de

base do aço S41003 é perdida ao realizar a soldagem e praticamente iguala-se ao do aço S40910 soldado. Possíveis influências de reprecipitações de carbonitretos também podem ter influenciado a queda na tenacidade, mas provavelmente em menor grau.

- A comparação de tenacidade à fratura entre os dois aços e entre soldas de dois níveis de energia foi inviável pelo parâmetro de CTOD devido à grande fragilidade apresentada pelos materiais estudados.

7 Sugestões para Trabalhos.

- Medir os ciclos térmicos experimentalmente com a inserção de termopares durante a realização da soldagem nas regiões correspondentes à ZTA-AT e ZTA-BT.
- Avaliar a tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA BT), isto é, a região da ZTA submetida à região bifásica;
- Estudar aços da série 410 com maior teor de elementos substitucionais estabilizadores da austenita, particularmente o níquel e o manganês, e menor teor de elementos intersticiais, objetivando atingir maior tenacidade na ZTA através de formação de maior quantidade de martensita de baixa dureza ou a formação de alguma austenita residual;
- Variar a energia de soldagem realizando deposições com mais de um passe, empregando energias substancialmente inferiores às utilizadas neste trabalho;
- Estudar outros aços inoxidáveis ferríticos que apresentem mecanismos de limitação de crescimento de grãos.

8 Bibliografia.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**. segunda edição. ed. [S.l.]: CRC Press, 1995.

ARCELORMITTAL INOX BRASIL. Aço Inoxidável Ferrítico ACE P410D. **www.acesita.com.br/port/arquivos/AcoInoxPortuguesP410D.pdf**, 2009. Acesso em: 23 setembro 2009.

ARCELORMITTAL INOX BRASIL S.A. ArcelorMittal Inox Brasil S.A., 2009.

ASM. **Welding Brazing and Soldering - ASM Handbook**. [S.l.]: ASM International, v. 6, 1994.

ASME. **ASME Boiler and Pressure Vessel Code Vol II Part C**. The American Society of Mechanical Engineers. New York. 2002.

ASTM. **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size E112**. West Conshohocken, United States: [s.n.]. 1996.

ASTM. **Standard Test Method for Linear Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials E399**. West Conshohocken, Pennsylvania, United States. 2006.

ASTM. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials E23**. West Conshohocken: [s.n.]. 2007.

ASTM. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. ASTM International. West Conshohocken, Pennsylvania, United States. 2008.

ASTM. **Standard Test Method for Rockwell Hardness of Metallic Materials**. American Society for Testing and Materials. [S.l.]. 2008.

ASTM. **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness E1820**. West Conshohocken, Pennsylvania, United States. 2009.

ASTM. **Standard Testings for Tension Testing of Metallic Materials E8M**. West Conshohocken, United States: [s.n.]. 2009.

ASTM. **Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications A240**. West Conshohocken, Pennsylvania, United States. 2010.

AWS. **Welding Handbook - Fundamental of Welding**. Sétima. ed. Miami: American Welding Society, v. 1, 1976.

AWS. **Structural Welding Code - Stainless Steel AWS D1.6**. American Welding Society. [S.l.]. 1999.

BALMFORTH, M. C.; LIPPOLD, J. C. A New Ferritic-Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram. **Welding Research Supplement**, Dezembro 2000.

BAMENGA, G. R. **Conformação dos Aços Inoxidáveis - Comportamento dos Aços Inoxidáveis em Processos de Estampagem por Embutimento e Estiramento**, Julho 2004.

BELTZ, G. E.; LIPKIN, D. M.; FISCHER, L. L. Role of Crack Blunting in Ductile Versus Brittle Response of Crystalline Materials. **Physical Review Letters**, v. 82, n. 22, Maio 1999.

BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 3rd. ed. Dordrecht, The Netherlands: Martinus Nijhoffs Publishers, 1983.

CAHN, R. W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. [S.l.]: North-Holland, 1996.

CARROUGE, D.; BHADSHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. Effect of delta-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, 2004. ISSN 5.

COURTNEY, T. H. **Mechanical Behavior of Materials**. [S.l.]: McGraw-Hill, 1990.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric. ed. [S.l.]: McGraw-Hill, 1988.

DONATO, G. H. B. **Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de Avaliação de Criticidade de Defeitos - Tese de Doutorado**. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo. 2008.

DONATO, G. H. B.; CRAVERO, S.; RUGGIERI, C. Avaliação Experimental dos Parâmetros de Tenacidade CTOD e Integral J em Espécimes de Flexão SE(B) Utilizando Método ETA. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 3, n. 2, p. 29-33, outubro- dezembro 2006.

DU TOIT, M.; NAUDÉ, J. The Influence of Stabilization with Titanium on the Heat-Affected Zone Sensitization of 11 to 12% Chromium Ferritic Stainless Steels Under Low Heat Input Welding Conditions, 2009. Disponível em: <www.facetconsulting.net/IX-H-705-09.pdf>. Acesso em: Novembro 2009.

DU TOIT, M.; VAN ROOYEN, G. T.; SMITH, D. Heat-Affected Zone Sensitization and Stress Corrosion Cracking in 12% Chromium Type 1.4003 Ferritic Stainless Steel. **Corrosion**, v. 63, n. 5, 2007.

GDOUTOS, E. E. **Fracture Mechanics**. Norwell, EUA: Springer, 2005.

GRONG, O. **Metallurgical Modelling of Welding**. London: The Institute of Materials, 1994.

HIPPERT, E. **Investigação Experimental do Comportamento Dúctil de Aços API-X70 e Aplicação de Curvas de Resistência JxAa para Previsão de Colapso em Dutos**. São Paulo. 2004.

HUANG, J. **Microstructural Effect on the DBT in BCC Metals-Investigation by 3-D Dislocation Dynamics Simulations**. University of California. [S.l.]. 2004.

INFOMINE. www.infomine.com. **Infomine**, 2011. Acesso em: dezembro 2011.

KOÇAK, M. **Structural Integrity of Welded Structures: Process-Property-Performance Relationship**. 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding. Istanbul: [s.n.]. 2010.

LINCOLN ELECTRIC. **GMAW Welding Guide**. Cleveland. 2006.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. New Jersey: Wiley-Interscience, 2005.

LULA, R. A. **Toughness of Ferritic Stainless Steels**. California: ASTM, 1980.

LYTTLE, K. A.; STAPON, G. Simplifying Shielding Gas Selection. **Practical Welding Today**, v. 9, n. 1, 2005.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia**. 3a edição. ed. [S.l.]: Ed. UFMG, 2009.

MEYER, A. M.; DU TOIT, M. Interstitial Diffusion of Carbon and Nitrogen into Heat-Affected Zones of 11-12% Chromium Steel Welds. **The Welding Journal**, December 2001.

MEYER, A. M.; DU TOIT, M. The Influence of Interstitial Diffusion Across the Fusion Line on the HAZ Microstructure and Properties in 12% Chromium Type 1.4003 Steels. **AWS**, 2007. Disponível em: <www.aws.org/wj/supplement/Meyer12-01.pdf>. Acesso em: outubro 2009.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 2009.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo: SENAI, 2001.

MODENESI, P. J. **Apostila do Curso "Introdução à Física do Arco Elétrico e sua Aplicação na Soldagem dos Metais"**. Belo Horizonte: DEMet - Universidade Federal de Minas Gerais, 2007.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Apostila do Curso "Introdução à Metalurgia de Soldagem"**. Belo Horizonte: DEMet - Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

MOLL, M. A. **Outlook for the Stainless Steel World Market**. São Paulo: [s.n.]. 2008.

MOREIRA, E. B. **Soldagem em Estruturas Pesadas de Aço Inoxidável Ferrítico**. Universidade Federal de Minas Gerais. [S.l.]. 2009.

NOONING JR, R. G. **Effect of Stabilizing Elements on the Precipitation Behavior and Phase Stability of Type 409 Ferritic Stainless Steels**. University of Pittsburgh. [S.l.]. 2002.

NUCLEOINOX. www.nucleoinox.org.br. **NucleoInox**, 2009. Acesso em: 2009.

OHATA, M.; MINAMI, F.; TOYODA, M. Local Approach to Strength Mis-Match Effect on Cleavage Fracture of Notched Material. **Journal de Physique IV Colloque C6, Supplément au Journal de Physique III**, v. 6, Octobre 1996.

OLSON, D. L. et al. **ASM Handbook - Welding Brazing and Soldering**. [S.l.]: ASM International, v. 6, 1993.

PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. **Handbook of Stainless Steels**. [S.l.]: McGraw-Hill Book Company, 1977.

PECKNER; BERNSTEIN. **Handbook of Stainless Steel**. [S.l.]: McGraw-Hill, 1977.

REED-HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. second. ed. New York: D. Van Nostrand, 1973.

SATOH, K.; TOYODA, M. Fracture Toughness Evaluation of Welds with Mechanical Heterogeneity. **Transactions of the Japan Welding Society**, Osaka, v. 13, n. 1, p. 30-37, April 1982.

SILVA, J. M. F. D. **Melhoria da Lingotabilidade do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 409 na ArcelorMittal Inox Brasil - Dissertação de Mestrado**. UFMG. Belo Horizonte. 2009.

SUAREZ, J. C.; MURAKAWA, H.; UEDA, Y. Effect of Welding Residual Stresses on Fracture Toughness Testing. **Transactions of Joint and Welding Institute** , Osaka, v. 25, n. 1, p. 91-99, 1996.

TERASAKI, T.; GOOCH, T. G. Prediction of Cooling Time for Ferrite-Austenite Transformation in Duplex Stainless Steel. **ISIJ International**, v. 35, p. 1272-1276, 1995. ISSN 10.

TOFFOLO, R. V. B. **Estudo comparativo dos aços microligados API 5L-X60 e API 5L-X70, usados na confecção de tubos, quanto à sua tenacidade**. Universidade Federal de Ouro Preto - Escola de Minas. Ouro Preto. 2008.

UEDA, Y.; SHI, Y.; MURAKAWA, H. Effect of Crack Depth and Strength Mis-Matching on the Relation between J-integral and CTOD for Welded Tensile Specimens. **Transactions of Joint and Welding Research Institute**, Osaka, v. 26, n. 1, p. 133-140, 1997.

VAN ZWIETEN, A. C. T. M.; BULLOCH, J. H. Some Considerations on the Toughness Properties of Ferritic Stainless Steels - A Brief Review. **Int. J. Pres. Ves. & Piping**, 1993.

WEGST, C. W. **Stahlschlüssel**. [S.l.]: Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, 1998.

XU, G.; ARGON, A. S.; ORTIZ, M. Nucleation of dislocations from crack tips under mixed modes of loading: implications for brittle against ductile behavior of crystals. **Philosophical Magazine**, v. 72, n. 2, 1995.

APÊNDICE

A. Determinação de δ_{Ic} pelo método da curva R.

A determinação de δ_{Ic} ou o início da propagação da trinca a partir da curva-R segue a seguinte metodologia:

1. Plotam-se os pontos $(\delta_i, \Delta a_i)$ em um gráfico com as coordenadas δ e Δa ;
2. Cada valor Δa_i no gráfico deve ser obtido pela relação $\Delta a_i = a_i - a_{oq}$, onde a_i é o tamanho da trinca determinado em cada ciclo “i” de carregamento e descarregamento e a_{oq} é o tamanho de trinca inicial provisório, ambos medidos através da flexibilidade (*compliance*) do corpo de prova, dada pela Equação 3.20;
3. Determinam-se as capacidades máximas de δ e Δa do corpo de prova (representadas na Figura A.1):

$$\delta \text{ limite} = b_o/10m$$

$$\Delta a \text{ limite} = 0,25 b_o$$

Onde: m é uma equação que considera a razão entre o comprimento inicial da trinca e a largura do corpo de prova (a_o/W) e as tensões de escoamento (σ_{YS}) e limite de resistência do material (σ_{TS}) citada na Equação 3.18; b_o é a medida remanescente na largura do corpo de prova ou $W-a_o$.

4. Desenhar as linhas de construção, de exclusão de 0,15 mm e a de 1,5 mm e a linha de 0,2 mm, conforme mostradas na Figura A.1, com coeficiente angular M_δ . O valor de M_δ inicialmente é dois, mas a norma permite recalculá-lo através de ajuste a uma linha de regressão desde que $M_\delta > 2$;
5. Pelo menos um ponto $(\delta_i, \Delta a_i)$ deve estar entre a linha de exclusão de 1,5 mm e uma paralela a ela em 0,5 mm; um outro ponto deve estar entre esta última linha e a de exclusão de 0,15 mm; os demais pontos devem estar dentro da área delimitada pelas linhas de exclusão;

6. Ajustar os pontos $(\delta_i, \Delta a_i)$ a uma de linha de regressão na forma $\delta_Q = C1\Delta a^{C2}$ utilizando os pontos delimitados pelas linhas de exclusão, δ limite e Δa limite;

7. Um valor interino de δ_{Ic} , chamado de δ_Q é obtido a partir da intersecção da linha de regressão com a linha de 0,2 mm. O valor de Δa correspondente a este ponto é denominado Δa_Q ;

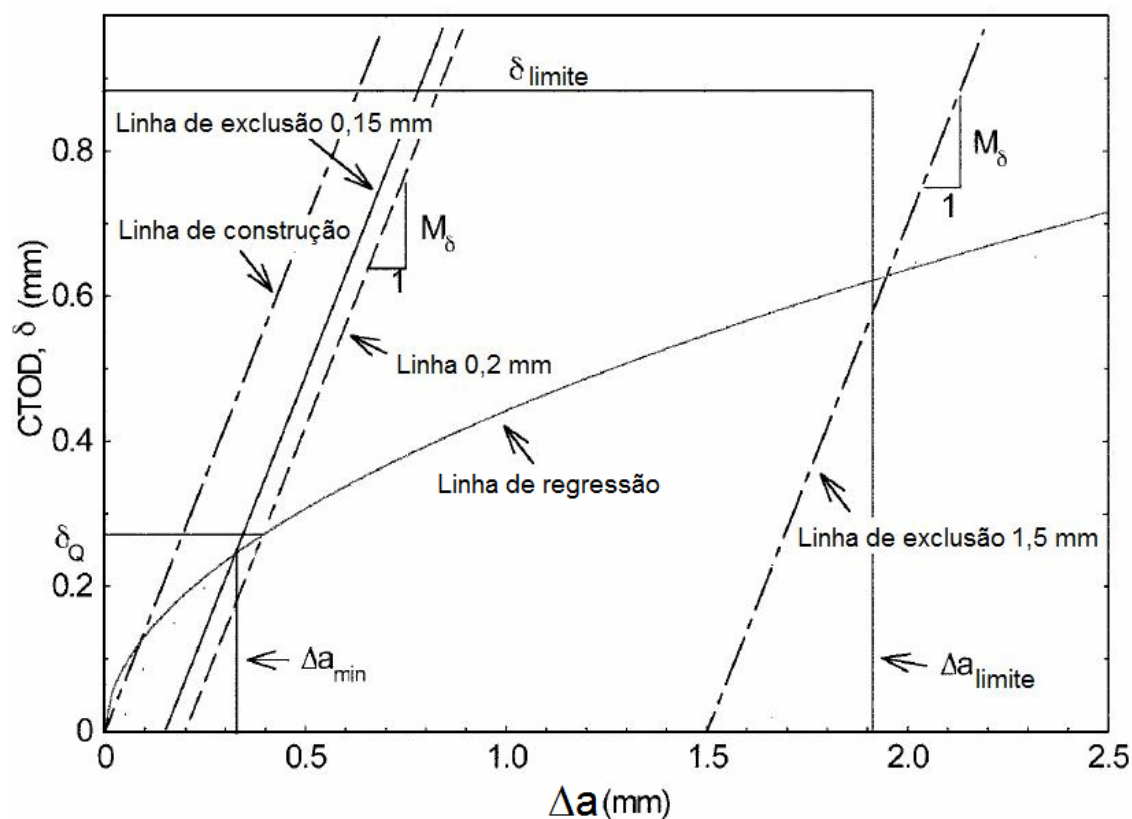


Figura A.1 Principais linhas utilizadas na análise de dados de CTOD (ASTM, 2009).

A1. Validação de dados.

Os resultados obtidos a partir deste procedimento devem ser verificados através de critérios para qualificação de dados estabelecidos pela ASTM E1820 (ASTM, 2009). A norma considera os requisitos para equipamentos de ensaio, corpos de prova e de procedimentos de ensaio que não serão listados neste texto. Abaixo, estão listadas as

verificações que devem ser realizadas para validar os resultados de ensaio como parâmetros de tenacidade à fratura:

1. O coeficiente C2 deve ser menor que 1;
2. A diferença entre o tamanho de trinca a_{oq} e a_o (determinada pela medição física) não deve ser superior a $0,01W$ ou $0,5$ mm;

2. Tamanho de trinca inicial (a_o): a variação de cada uma das nove medições físicas de trinca não deve ultrapassar $0,05B$ (B é a espessura do corpo de prova) em relação à média:

$$a_o = [a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_7 + a_8] / 8$$

$$a_m = (a_1 + a_9) / 2$$

2. Tamanho de trinca final (a_p): utiliza-se o mesmo critério de a_o ;
3. Propagação de trinca (Δa_p): nenhuma das nove medidas físicas de propagação de trinca deve ser inferiores a 50% da média dos valores medidos;
4. Propagação de trinca predita (Δa predicted): determinada a partir de flexibilidade elástica no último ciclo de descarregamento, esta deve ser comparada com a medida física, Δa_p . A diferença entre as duas medidas não deve exceder $0,15\Delta a_p$ para propagação menor que $0,2 b_o$ e, acima deste valor, a diferença não deve exceder $0,03 b_o$, onde b_o é a medida remanescente na largura do corpo de prova ($W - a_o$);

A2. Validação de δQ como δI_c .

1. $b_o \geq 10 * m * \delta Q$;
2. A derivada $d\delta/da$ para Δa igual a Δa_Q deve ser menor que 1.