MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA EM JUNTAS SOLDADAS POR FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL

MARIANE CHLUDZINSKI

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutora em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre

Abril de 2013

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker, PPGE3M – UFRGS

Banca Examinadora:
Prof. Dr. Afonso Reguly, PPGE3M / UFRGS, Porto Alegre, Brasil
Dr. Vitor José Frainer
Dr. Giovani Dalpiaz, Petrobras S/A, Brasil
Dr. Carlos Alberto de Alencar Mota, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), Brasil

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker pela oportunidade da minha participação neste trabalho e pelo apoio;

Ao Dr. Vitor José Frainer, por todo o suporte;

Ao Prof. Dr. Nestor Cezar Heck pelo auxílio;

Ao Engenheiro Marcelo Torres Piza Paes que possibilitou a realização deste estudo;

Ao Engenheiro Fabiano Mattei e demais integrantes do grupo Proeng CDT, pela ajuda na realização das soldagens;

Aos colegas do GEM pelo auxílio na realização dos ensaios de tenacidade;

Ao Engenheiro Cristian Pohl Meinhardt, pela colaboração nas análises metalográficas;

A todos os colegas da família Lamefiana, que durante anos me auxiliaram de tantas formas;

Ao CNPq pelo aporte financeiro proporcionado através do Edital MCT/CNPq 27/2007.

Às famílias Chludzinski e Pirillo.

SUMÁRIO

RESUMO VI
ABSTRACT VII
LISTA DE FIGURAS VIII
LISTA DE TABELAS XXI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS XXII
1 INTRODUÇÃO 1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3
2.1 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica 3
2.1.1 Parâmetro CTOD 5
2.1.2 Medição Experimental de CTOD 8
2.2 Mecanismos de Fratura 11
2.2.1 Fratura Dúctil 12
2.2.2 Ensaio de CTOD em Material Dúctil 15
2.3 Efeitos das Inclusões nos Aços 17
2.4 Soldagem por Fricção com Pino Consumível 26
2.4.1 Vantagens 28
2.4.2 Limitações 29
2.4.3 Aplicação 29
2.4.4 Parâmetros de Processo 30
2.4.5 Parâmetros Geométricos 32
2.4.6 Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas 34
2.5 Ensaio de CTOD em Juntas Soldadas por Fricção com Pino Consumível 41
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 44
3.1 Material 44
3.2 Processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível 46
3.2.1 Equipamentos de Soldagem 46
3.2.2 Parâmetros Geométricos 47
3.2.3 Parâmetros de Soldagem 48
3.2.4 Aquisição de Temperatura 48
3.3 Caracterizações Microestruturais 49
3.4 Perfis de Microdureza 49

3.5 Ensaio de Tenacidade à Fratura 50
3.5.1 Corpos de Prova 50
3.5.2 Extração dos Corpos de Provas 51
3.5.3 Equipamento de Ensaio 53
3.5.4 Procedimento de Ensaio de CTOD 53
3.5.5 Análise da Superfície de Fratura 55
3.5.6 Análise Metalográfica 57
4 RESULTADOS 60
4.1 Dados de Soldagem 60
4.2 Aquisição de Temperatura 61
4.3 Caracterização Microestrutural 62
4.4 Ensaios de Microdureza 64
4.5 Ensaios de Tenacidade à Fratura 66
4.6 Análise da Superfície de Fratura 70
4.6.1 Materiais Originais 70
4.6.2 Juntas Soldadas 72
4.7 Análise Metalográfica Pós Ensaio de CTOD 87
5 DISCUSSÃO 100
5.1 Perfis de Dureza 100
5.2 Ensaios de Tenacidade à Fratura 101
5.3 Interface 110
5.4 Inclusões de MnS 111
5.5 Avaliação das Juntas 114
6 CONCLUSÕES 117
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 119
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 120
9 APÊNDICES 128
9.1 Inclusões de MnS 128
9.2 Dados de Soldagem 130
9.3 Análises Metalográficas 133
9.4 Análises Fractográficas 138

RESUMO

O processo de soldagem por fricção com pino consumível possui como campo de aplicação a área de reparo e manutenção de estruturas. Por ser uma técnica desenvolvida recentemente, o conhecimento relativo à sua aplicação ainda não está completamente fundamentado. Dessa forma é necessário que se entenda o comportamento das juntas soldadas para determinar a viabilidade de sua utilização. Atualmente uma das ferramentas existentes para isso é o emprego dos conceitos de mecânica da fratura, que possibilitam a determinação de valores quantitativos de tenacidade. A partir disso objetiva-se identificar qual é a resposta frente à tenacidade à fratura que diferentes materiais desempenham quando soldados por fricção com pino consumível. No presente trabalho foi utilizada cpmo parâmetro de análise a medição de tenacidade à fratura pelo método de CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) em juntas soldadas com diferentes materiais de pino consumível e metal base. Essas medições concentraram-se nos materiais originais do pino, do metal de base e na região adjacente à interface lateral das juntas. Os materiais estudados foram o aço BS EN10025, os inoxidáveis austeníticos AISI 316L e ASTM F138, e o duplex UNS S31803. Adicionalmente foram realizadas análises fractográfica, macro e microestrutural, bem como ensaios de microdureza visando o entendimento do comportamento das juntas soldadas. Os resultados de CTOD indicaram que as microestruturas originadas com a soldagem, bem como a presença de inclusões de MnS, influenciam significativamente a tenacidade.

Palavras Chave: Soldagem por fricção com pino consumível, tenacidade à fratura, CTOD, aço inoxidável, inclusões.

ABSTRACT

The Friction Hydro Pillar Processing has as a field of application in the area of repair and maintenance of structures. However as it is a technique developed recently, knowledge on its application is not fully established. Thus, it is necessary to understand the behavior of the joints in order to determine the feasibility of use. Nowadays one of the existing tools for this is the use of the concepts of fracture mechanics that allow the determination of quantitative values of toughness. From that this work aims to analyse fracture toughness in different materials welded by Friction Hydro Pillar Process. The analysis of fracture toughness was performed by the method CTOD (Crack Tip Opening Displacement) in samples welded with different materials of stud and base material. These measurements were concentrated in the original materials of and the interface zone of the welds. The materials investigated were BS EN10025, austenitic stainless steels AISI 316L and ASTM F138, the duplex stainless steel UNS S31803. Additionally were performed macro and microstructural characterization and microhardness tests aimed to understanding the behavior of joints. The CTOD results indicated that the microstructures as well as the presence of MnS inclusions significantly influence the toughness.

Key words: The Friction Hydro Pillar Processing, fracture toughness, CTOD, stainless steel, inclusions.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Abordagem da mecânica da fratura. Adaptado de (ANDERSON, 1995). 4

Figura 2.3 – Abertura da ponta da trinca. Adaptado de ANDERSON, 1995. 6

Figura 2.4 – Definições alternativas de CTOD. À esquerda o deslocamento na ponta original da trinca e à direita a interseção de retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca (ANDERSON, 1995). 7

Figura 2.5 – Tipos de corpos de prova, em à esquerda o SEN(B) e à direita o C(T). 8

Figura 2.6 – Corpo de prova de ensaio de CTOD SEN(B) (ANDERSON, 1995) 10

Figura 2.7 – Curvas de ensaio de CTOD (ASTM E1290, 1999). 11

Figura 2.8 – Tipos de mecanismos de fratura dos metais. Adaptado de (ANDERSON, 1995). 12

Figura 2.9 – Nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades em metais dúcteis. Em: A inclusões em matriz dúctil, B a nucleação de cavidades, C o crescimento de cavidades, D a deformação localizada entre as cavidades, E a estricção entre cavidades, F coalescência de cavidades e fratura. Adaptado de (ANDERSON, 1995). 13

Figura 2.10 – Imagens de cavidades associadas a partículas e inclusões por trincamento da própria partícula (esquerda) e por descolamento interfacial entre a partícula e matriz metálica (direita) （TETELMAN et al.，1967） 14

Figura 2.11 - Efeito do ligamento entre as cavidades adjacentes （ZHANG et al.，2003）. 14

Figura 2.12 – Imagem em MEV de uma superfície de fratura dúctil (BODNAR, 1988). 15

Figura 2.13 – Crescimento de trinca para uma fratura dúctil. Adaptado de (GRAÇA, 2002). 16

Figura 2.14 – Imagem mostrando a zona de estiramento observada em uma junta soldada. 17

Figura 2.15 – Efeito de partículas na ductilidade total em um aço baixo carbono （PICKERING，1983） 18

Figura 2.16 – Efeito da quantidade de enxofre na energia de impacto em um aço (HERTZBERG, 1989). 19

Figura 2.17 – Efeito do enxofre na tenacidade à fratura e resistência a tração （METALS HANDBOOK，1996） 19

Figura 2.18 – Plasticidade relativa de inclusão de MnS （MAUNDER，1968）. 22

Figura 2.19 - Variação da plasticidade relativa (LOU, 2002). 22

Figura 2.20 - Desenho esquemático do processo de laminação. 23

Figura 2.21 - Efeitos dos passes de laminação no formato das inclusões (LOU, 2001). 24

Figura 2.22 – Disposição das inclusões em relação ao sentido de extração do corpo de prova. As setas indicam o sentido de propagação da trinca (WILSON, 1981). 25

Figura 2.23 – Efeito do enxofre e orientação do entalhe no corpo de prova （KRAUSS，2005） e （TSUNEKAGE et al.，2001）. 25

Figura 2.24 – Desenho esquemático representando a soldagem por fricção de pino consumível (ROSADO, 2008)..... 27

Figura 2.25 – Desenho esquemático mostrando as regiões formadas pela soldagem por FHPP (DAVE, 2009). 27

Figura 2.26 – Imagens mostrando a sequência de etapas de soldagem e a extração final. Adaptado de（MEYER，2002）. 27

Figura 2.27 – Desenho esquemático ilustrando o ciclo de soldagem..... 32

Figura 2.28 – Descontinuidades em interface lateral（PIRES et al.，2006）. 33

Figura 2.29 - Desenho ilustrativo mostrando geometria cilíndrica e cônica (PIRES, R.R.，2007）. 33

Figura 2.30 – Possíveis variáveis geométricas do furo (a) e do pino (b). Adaptado de （PIRES et al.，2006）. 34

Figura 2.31 – Regiões de uma solda por fricção com pino consumível: material original do pino (A), ZTA do pino (B1), ZTA do metal base (B2), ZTMA do pino (C1) e do metal base (C2), metal base original (D), interface lateral (E) e (F) rebarba..... 36

Figura 2.32 – Macrografias mostrando as diferentes extensões de ZAP em função com a força axial aplicada: (A) 50 kN, (B) 200 kN e (C) 400 kN. Todos com 1550 rpm （LESSA，2011). 38

Figura 2.33- Região da interface mostrando as camadas de material do pino e do metal base. Adaptado de （PERRETT et al.， 2007）. 41

Figura 2.34 – Visão esquemática da solda por fricção com pino consumível. 42

Figura 3.1 - Equipamento utilizado para realizar as soldas (PAES, 2009). 46

Figura 3.2 – Equipamento de soldagem. 47

Figura 3.3 - Desenho esquemático do pino consumível e da cavidade do metal base. 47

Figura 3.4 – Localização dos termopares. 49

Figura 3.5 – Localização dos perfis de microdureza. 49

Figura 3.6 – Geometria do corpo de prova C(T). 51

Figura 3.7 – Imagem da localização da extração seção do corpo de prova (MATTEI, 2010). 52

Figura 3.8 - Extração dos corpos de prova C(T) na interface entre o pino e o metal base. 52

Figura 3.9 - Em A seção preparada e em B o local de extração do corpo de prova. 52

Figura 3.10 – Extração dos corpos de prova C(T) nos materiais originais, pino consumível e metal base, vista frontal e superior. 53

Figura 3.11 – Imagem do ensaio de CTOD. 54

Figura 3.12 – Medição da trinca. 55

Figura 3.13 – Corpo de prova já usinado de antes e após ensaio. 56

Figura 3.14 – Localização da área de avaliação dos corpos de prova em MEV. A seta indica o sentido de avaliação das demais áreas. 56

Figura 3.15 – Sequência de corte do corpo de prova após ensaio. Adaptado de BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010). 58

Figura 3.16 – Fluxograma das etapas de ensaio de CTOD. 59

Figura 4.1 – Gráficos obtidos durante a soldagem nos equipamentos do TWI (acima) e do LAMEF (abaixo). 60

Figura 4.2 – Aquisição de temperatura durante a soldagem da junta de metal base BS 10025 e pino AISI 316L com 200 kN de força aplicada. ... 62

Figura 4.3- Micrografias dos materiais originais. 63

Figura 4.4 – Micrografias mostrando inclusões de MnS do BS EN10025 (esquerda) e AISI 316L (direita). Sem ataque. 64

Figura 4.5 – Perfis de microdureza horizontal das juntas soldadas com metal base BS EN 10025 e pino AISI 316L. 65

Figura 4.6 - Perfis de microdureza horizontal das juntas soldadas com metal base BS EN 10025 e pino de ASTM F138 e Duplex. 65

Figura 4.7 - Perfis de microdureza horizontal das juntas soldadas com metal base de Duplex e com pinos consumíveis de Duplex e ASTM F138. 66

Figura 4.8 – Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra soldada com base BS EN 10025 e pino consumível AISI 316L com 200 kN. 66

Figura 4.9 – Fractografias em MEV das superfícies de fratura de BS EN 10025 (esquerda) e AISI 316L (direita) com inclusões de MnS, confirmado pelo EDX. 70

Figura 4.10 - Fractografias em MEV mostrando as superfícies de fraturas dos materiais Duplex (esquerda) e ASTM F138 (direita). 71

Figura 4.11 – Fractografias em MEV da superfície de fratura dos corpos de prova do BS EN 10025, onde à esquerda corresponde ao maior valor de CTOD e à direita ao de menor valor. As setas vermelhas indicam as inclusões. 71

Figura 4.12 – Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de menor valor de CTOD do AISI 316L, à esquerda o maior valor de CTOD e à direita o de menor. 72

Figura 4.13 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de B3_50 1 (CTOD = 0,14 mm). 73

Figura 4.14 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de B3_50 1 (CTOD = 0,14 mm) mostrando inclusões de tamanhos variados. 73

Figura 4.15 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_50 2 (CTOD = 0,15 mm) mostrando a inclusão na ZE. 74

Figura 4.16 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de B3_50 2 (CTOD = 0,15 mm). Observa-se o plano de propagação da trinca (A e B) e as inclusões (C, D e E). 75

Figura 4.17 - Fractografias em MEV da mesma amostra anterior com inclusões de aspecto diferenciado (setas). 76

Figura 4.18 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_50 5 (CTOD = 0,59 mm) mostrando o plano de propagação da trinca (A e B) e as inclusões (C e D). 76

Figura 4.19 - Fractografias da superfície de fratura do corpo prova de menor valor B3_200 1 (CTOD = 0,28 mm), mostrando em B as inclusões alongadas e em C, formato planar. 77

Figura 4.20 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de menor valor de CTOD B3_200 1 (CTOD = 0,28 mm) com inclusões em microcavidades. 78
Figura 4.21 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de maior valor de CTOD, B3_200 5 (CTOD = 0,42 mm)..... 78
Figura 4.22 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_400 6 (CTOD = 0,56 mm) mostrando as inclusões (setas)..... 79
Figura 4.23 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_400 1 (CTOD = 0,21 mm) mostrando as inclusões..... 79
Figura 4.24 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_400 5 (CTOD = 0,35 mm) mostrando as inclusões encontradas. 79
Figura 4.25 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova soldado com 200 kN mostrando a região do ensaio e a do plano secundário com inclusões alongadas, microcavidades e facetas de clivagem. PS= plano secundário. 81
Figura 4.26 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BD_400 3 (CTOD = 0,24 mm). As setas menores indicam as inclusões alongadas..... 82
Figura 4.27 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BD_400 1 (CTOD = 0,01 mm) mostrando o filme de MnS. 82
Figura 4.28 - Fractografias em MEV da superfície de fratura BD_400 2 (CTOD = 0,01 mm) mostrando clivagem e microcavidades encontradas no plano secundário. 83

Figura 4.29 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BF_200 1 (CTOD = 0,22 mm) mostrando a ZE e o plano secundário com microcavidades nucleadas em inclusões alongadas e disformes. .. 84

Figura 4.30 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BF_200 2 (CTOD = 1,09 mm) mostrando a região de ensaio e as microcavidades. 85

Figura 4.31 - Fractografias em MEV da superfície de fratura mostrando a ZE e as inclusões. 86

Figura 4.32 - Fractografias em MEV da superfície de fratura mostrando a região de ensaio e a microcavidades. 87

Figura 4.33 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios indicada pelos círculos. Em (A) as amostras de menor valor de tenacidade em cada condição de força e em (B) as de maior valor. 89

Figura 4.34 - Micrografia da região de início de ensaio da amostra B3_200 5 mostrando as bandas de deformação (BD) e tamanho de grão de 16 μm. Ataque 15 mL HCl, 10 mL HNO3 e 10 mL acido acético. 89

Figura 4.35 - Micrografias das regiões de início de ensaios das amostras B3_50 1 (esquerda) e B3_400 6 (direita) mostrando os grãos austeniticos e a ferrita delta (fase escura) e os grão deformados. Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico. .. 90

Figura 4.36 - Micrografias das regiões de início de ensaios das amostras B3_200 5 (esquerda) e B3_400 6 (direita) mostrando as camadas distintas. Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico. 90
Figura 4.37 – Macrografias da amostra que mostram a localização dos ensaios nos pino indicada pelos círculos. 91
Figura 4.38 – Micrografias da amostra BD_200 1 que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita. Ataque ácido oxálico 10%. 92
Figura 4.39 – Micrografias da amostra BD_200 2 que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita deformadas e fases austenítica no contorno de grão. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. ... 92
Figura 4.40 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos, na sequência BD_400 1, 2 e 3. 93
Figura 4.41 – Micrografias da amostra BD_400 3 que mostram a matriz martensitica. Ataque: Nital. 93
Figura 4.42 – Micrografias da amostra BD_400 1 (A e B) e BD_400 2 (C e D) que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita deformadas (A e C) e em (B e D) ilhas de austenita. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. 94
Figura 4.43 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos. 96
Figura 4.44 – Micrografias da amostra BF_200 1 que mostram a matriz austenítica com grãos e subgrãos. Água Régia. 96

Figura 4.45 – Micrografias da amostra BF_200 2 que mostram a matriz austenítica com grãos deformados e bandas de deformação (setas). Ataque eletrolítico com 60% de ácido nítrico..... 96

Figura 4.46 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos, na sequência DD_200 1 e 2. Ataque eletrolítico com 10% de ácido oxálico. 97

Figura 4.47 – Micrografias da amostra DD 200_ 2 que mostram os dois lados da trinca com matriz ferrítica com grãos de austenita alongados e deformados. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. 97

Figura 4.48 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos, na sequência DF_200 1 e 2. Ataque Água régia. 98

Figura 4.49 – Micrografias da amostra DF 200_1 que mostram a matriz austenítica com grãos deformados encontrada na região do ensaio com tamanho médio de 19 μm. Ataque eletrolítico 60% HNO_3, 2V. 99

Figura 4.50 – Micrografias da amostra DF 200_2 que mostram a matriz austenítica com grãos deformados encontrada na região do ensaio com tamanho médio de 23 μm. Ataque eletrolítico 60% HNO_3, 2V. 99

Figura 5.1 – Desenho esquemático da extração dos corpos de prova de CTOD. 101

Figura 5.2 – Resultados médios de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com pino de AISI 316L..... 102

Figura 5.3 – Resultados de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com pino de Duplex e metal base BS EN10025. 104
Figura 5.4 – Diagrama TTT evidenciando a formação de fases intermetálicas no aço duplex UNS 32750 (NILSSON, 1992). 106
Figura 5.5 – Resultados de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com pino de ASTM F138 e metal base BS EN10025. ... 108
Figura 5.6 – Resultados de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com ASTM F138 e Duplex. 109
Figura 5.7 – Desenho esquemático das inclusões antes e depois do processo de soldagem com a localização do corpo de prova. 112
Figura 5.8 - Imagens ilustrando a localização das inclusões de MnS alongadas observadas. A seta menor indica o posicionamento da fractografia em relação à junta. 113
Figura 9.1 – Análise termodinâmica via programa FactSage 6.2. 129
Figura 9.2 - Gráfico de soldagem de pino AISI 316L soldado com BS EN10025 com 50 kN de força. 130
Figura 9.3 – Gráfico de soldagem de pino AISI 316L soldado com BS EN10025 com 400 kN de força. 131
Figura 9.4 - Gráfico de soldagem de pino ASTM F138 soldado com Duplex com 200 kN de força. 131
Figura 9.5 - Gráfico de soldagem de pino Duplex soldado metal base de Duplex com 200 kN de força. 132
Figura 9.6 – Gráfico de soldagem de pino Duplex soldado metal base de BS EN10025 com 200 kN de força. 132

Figura 9.7 – Gráfico de soldagem de pino ASTM F138 soldado metal base de BS EN10025 com 200 kN de força..... 133

Figura 9.8 - Micrografia da região de início de ensaio da amostra B3_50 1. BD = bandas de deformação. Ataque 15 mL HCl, 10 mL HNO3 e 10 mL acido acético. 133

Figura 9.9 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_50 5 mostrando a matriz austenítica com ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico. 134

Figura 9.10 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_200 1, mostrando os grãos austeníticos e ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico. 134

Figura 9.11 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_200 5, mostrando os grãos austeníticos e ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico. 135

Figura 9.12 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_400 1, mostrando a matriz austenítica contendo ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico. 135

Figura 9.13 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_400 6, mostrando a ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico. 136

Figura 9.14 – Micrografias da amostra BD_200 3 que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita deformadas e em fases austenítica no contorno de grão. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. 136

Figura 9.15 Figura 9.16– Micrografias da amostra DD 200_1 que mostram a matriz ferrítica com grãos quebrados de austenita e deformados. 137

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Propriedades mecânicas típica dos aços. 45

Tabela 3.2 - Composição química dos materiais (% em peso). 45

Tabela 3.3 – Dados de soldagem..... 48

Tabela 4.1 – Tempos de soldagem. 61

Tabela 4.2 – Temperaturas máximas com pino AISI 316L..... 62

Tabela 4.3 - Resultado de CTOD dos materiais originais. 67

Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura das juntas soldadas..... 69

Tabela 4.5 – Proporção das fases..... 95

Tabela 4.6 – Proporção das fases..... 98

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

a	Comprimento de trinca
A(B).	Corpo de prova de dobramento em forma de arco
AID	Aços inoxidáveis duplex
B	Espessura
C(T)	Corpo de prova compacto de tração
E	Módulo de elasticidade do material
FHPP	Friction Hydro-Pillar Process
FSW	Friction Stir Welding
K	Fator de intensidade de tensões
K_I	Fator de intensidade de tensões no modo I de deformação
MA	Composto martensita - austenita
MEV	Microscópio eletrônica de varredura
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MFEP	Mecânica Fratura Elasto-Plástica
r_p	Fator rotacional plástico
SEN(B)	Corpo de prova de dobramento
TIH	Trincas induzidas pelo hidrogênio
V_p	Componente plástica de apertura de trinca
z	Altura do suporte de fixação do extensômetro
ZE	Zona de estiramento
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada
ZTA	Zona termicamente afetada
ZAP	Zona afetada pelo processo
W	Largura do corpo de prova
δ	CTOD ou deslocamento da abertura da ponta da trinca
δ_e	Componente elástica do CTOD
δ_p	Componente plástica do CTOD
δ_c	Valor de δ para qual a ocorre a fratura com reduzido (< 0,2 mm) crescimento estável da trinca
δ_u	Valor de δ para qual a ocorre a fratura com significativo (> 0,2 mm) crescimento estável da trinca

δ_m	Valor de δ para qual se atinge força máxima antes da fratura
σ	Tensão aplicada
σ_e	Tensão limite de escoamento
μ	Coeficiente de Poisson
υ	Índice de deformabilidade

1 INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas observou-se um crescimento na atividade industrial no Brasil, principalmente do ramo de óleo e gás. Em consequência, a quantidade de equipamentos e componentes mecânicos que estão em operação é expressiva. A imensa maioria deles é composta por materiais metálicos que estão sujeitos aos mais diversos esforços e ambientes e, com isso, os mesmos tornam-se susceptíveis a falhas estruturais, nucleação e propagação de trincas. Nestas situações, dependendo do grau de severidade, algum tipo de reparo ou até mesmo a substituição do componente pode ser necessária.

A obtenção de um reparo consistente e livre de descontinuidades está intimamente relacionada à aplicação do mesmo, principalmente em função do ambiente em que o reparo será realizado. Em geral ele é realizado via soldagem a arco elétrico, entretanto esta prática apresenta uma série de limitações. Em função de ser uma técnica que promove a fusão dos materiais envolvidos, podem ocorrer inconvenientes metalúrgicos ligados à solidificação e ao resfriamento. Os processos convencionais podem gerar riscos em áreas classificadas e a absorção de gases como o hidrogênio e o oxigênio durante a soldagem podem provocar descontinuidades na junta soldada. Adicionalmente, os processos de soldagem convencionais apresentam forte influência do meio externo, principalmente quando realizada em ambientes submersos e a pressões superiores à atmosférica.

O hidrogênio gerado durante o processo de reparo pode difundir para várias regiões da junta, causando assim trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH). Elas ocorrem após a realização da solda, podendo ainda aparecer fissuras vários dias após o término da soldagem e podem se encontrar nas proximidades da zona afetada pelo calor ou no cordão de solda. As TIH podem apresentar tamanho até inferior ao limite de detecção dos ensaios não destrutivos convencionais, o que as tornam extremamente indesejáveis pela dificuldade de detecção e, principalmente, pelo comprometimento das propriedades mecânicas da estrutura reparada.

Em função dessas dificuldades surge a motivação para a busca de processos alternativos visando reparos, em relação aos já empregados, que

permitam práticas mais seguras e flexíveis de manutenção e que minimizem as paradas de produção.

A técnica de soldagem por fricção com pino consumível surge como uma alternativa muito atrativa para reparos, pois todo o processo de união ocorre no estado sólido, sem que haja fusão do material, existindo pouca ou quase nenhuma influência do ambiente externo.

Devido ao caráter inovador desta técnica ainda são necessários estudos adicionais para ampliar o conhecimento das características mecânicas e metalúrgicas das juntas soldadas visando garantir a necessária confiabilidade para aplicação em campo.

Desta forma este trabalho tem o objetivo de analisar o comportamento de tenacidade à fratura de juntas produzidas a partir da soldagem por fricção com diferentes tipos de materiais de pino consumível.

No próximo capítulo será apresentada a revisão bibliográfica utilizada no desenvolver deste trabalho. No capítulo 3 será apresentada a descrição dos materiais e da metodologia experimental utilizada. Os resultados obtidos e a discussão dos mesmos serão abordados separadamente nos capítulos 4 e 5. Após serão apresentadas as conclusões no capítulo 6, enquanto que o capítulo 7 mostrará as sugestões para trabalhos futuros. No capítulo 8 serão citadas as referências bibliográficas utilizadas neste trabalho.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão abordados aspectos relacionados à mecânica da fratura, onde será dado destaque ao parâmetro de tenacidade à fratura *Crack Tip Opening Displacement (CTOD)* e ao mecanismo de fratura dúctil. Será apresentado, também, a influência das inclusões nos aços. No final será apresentado o processo de soldagem por fricção com pino consumível e suas características.

2.1 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

A abordagem tradicional da resistência dos materiais aplicada em projetos de engenharia foi desenvolvida de maneira que as solicitações máximas às quais um componente estivesse sujeito fossem limitadas às tensões nominais de resistência do material que a compõem. Entretanto, observou-se que em certas estruturas a falha ocorria quando o componente estava submetido a tensões inferiores as suas tensões nominais de resistência mecânica. A partir desta análise o estudo da mecânica da fratura teve início e somente então se admitiu considerar que os materiais estruturais empregados não eram contínuos, isotrópicos e nem homogêneos.

Com base nisso foi possível incorporar uma variável adicional de análise, o tamanho do defeito, e definiu-se a propriedade de tenacidade como aquela que descreve a resistência à propagação de uma descontinuidade (tipo trinca) e representa a capacidade do material em absorver energia sem fraturar.

As descontinuidades, como por exemplo, as trincas, causam uma intensificação das tensões na região onde estão presentes, podendo causar falhas em níveis de tensão abaixo do valor de tensão admissível nos cálculos tradicionais de resistência dos materiais. Em muitas situações o componente possui algum tipo de descontinuidade em sua estrutura, tais descontinuidades podem ser oriundas de diversos fatores, podendo ser geradas durante o processo de fabricação do material, durante a instalação ou montagem ocasionada por processos de soldagem ou, até mesmo, posteriormente durante sua vida operacional.

Assim a Mecânica da Fratura tem como objetivo promover respostas quantitativas para problemas específicos relacionados com a presença de descontinuidades nas estruturas, preocupando-se em entender o comportamento dos materiais através da relação entre as três principais variáveis envolvidas: tensão aplicada, dimensão da descontinuidade e tenacidade à fratura (Figura 2.1). Desta forma é possível quantificar a influência de uma descontinuidade do tipo trinca na fratura de um componente ou de uma estrutura （ANDERSON，1995）.

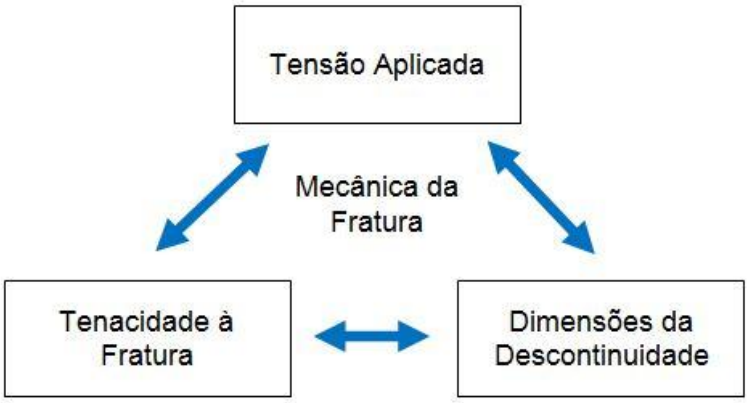


Figura 2.1 – Abordagem da mecânica da fratura. Adaptado de (ANDERSON, 1995).

O primeiro enfoque da mecânica da fratura foi para os materiais que apresentavam comportamento linear elástico, uma vez que as teorias eram aplicadas somente a materiais que falhavam com pouca ou nenhuma deformação plástica. Este é o princípio base da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

Uma vez que os materiais de elevada ductilidade foram cada vez mais empregados, surgiu a necessidade de desenvolvimento de uma abordagem que contemplasse materiais com essa característica. Desta forma foram desenvolvidos conceitos de Mecânica Fratura Elasto-Plástica (MFEP), tornando-se possível determinar a resistência que um material apresenta ao crescimento de uma trinca.

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica é a alternativa desenvolvida para o estudo da fratura de materiais que apresentam um comportamento não linear entre carga e deformação. A MFEP não se limita apenas em determinar a combinação crítica entre uma descontinuidade e o nível de carregamento, ela pode ser utilizada para avaliar a iniciação e propagação estável da trinca, a partir de um tamanho até a sua condição crítica. Desta forma reconhece-se que a presença de uma trinca pode não comprometer totalmente o desempenho de uma estrutura de engenharia. Para prevenir uma falha catastrófica, pode-se agir de maneira que o componente trincado possa ser reparado, retirado de serviço ou até mesmo que continue em serviço até o momento que a trinca cresça até próximo ao tamanho admissível.

Dentro do contexto da MFEP, os parâmetros utilizados para caracterização de fratura para os materiais plasticamente deformáveis são o CTOD *(Crack Tip Opening Displacement*) e a Integral J. Este trabalho irá abordar o parâmetro CTOD por sua grande aplicabilidade no estudo da tenacidade à fratura de juntas soldadas.

2.1.1 Parâmetro CTOD

O parâmetro de tenacidade à fratura CTOD ou medição da abertura da ponta da trinca foi proposto primeiramente por Wells（ANDERSON，1995）após analisar que as condições ditadas pela MFLE não traduziam o comportamento de corpos de prova fraturados de aços estruturais de alta tenacidade. Os materiais atingem um grau de plastificação na ponta da trinca que invalida a aplicação da teoria elástica linear. Ao examinar esses corpos de prova Wells percebeu que as superfícies das trincas tinham se separado e que havia certo grau de arredondamento da ponta da trinca (Figura 2.2).

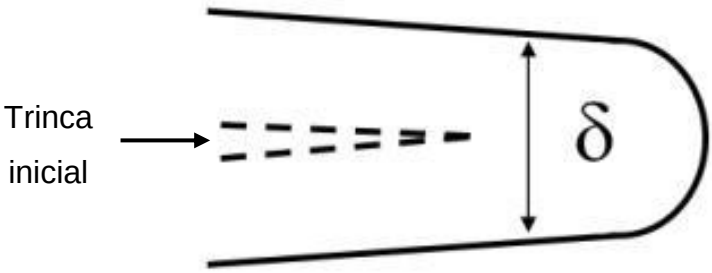


Figura 2.2 – Abertura da ponta da trinca. Adaptado de ANDERSON, 1995.

Em seu artigo original Wells (ANDERSON, 1995) realizou análises que relacionavam CTOD, usualmente definido como "δ", ao fator de intensidade de tensões K_I (no modo I de solicitação). Considerando uma plastificação reduzida na extremidade da trinca, ele utilizou a abordagem de Irwin, obtendo:

$$CTOD = \delta = \frac{4K_I^2}{E\pi\sigma_e}. \qquad \text{Equação 2.1}$$

onde:

K_I – fator de intensidade de tensões;

σ_e – tensão limite de escoamento;

E – módulo de elasticidade do material.

Mais tarde Burdekin *et al* propuseram uma análise diferenciada ao CTOD, utilizando a abordagem de Dugdale, que possibilitou a utilização para casos com maiores extensões de zona plástica (STROHAECKER, 2001).

$$\delta = \frac{8\sigma_e a}{E\pi}.\ln\sec\left(\frac{\pi}{2}\frac{\sigma}{\sigma_e}\right) \qquad \text{Equação 2.2}$$

onde:

σ – tensão aplicada;

σ_e – tensão limite de escoamento

Existem outras definições geométricas alternativas que caracterizam o CTOD, as mais comuns, ilustradas na Figura 2.3, são denominadas como deslocamento na ponta original da trinca e interseção de retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca.

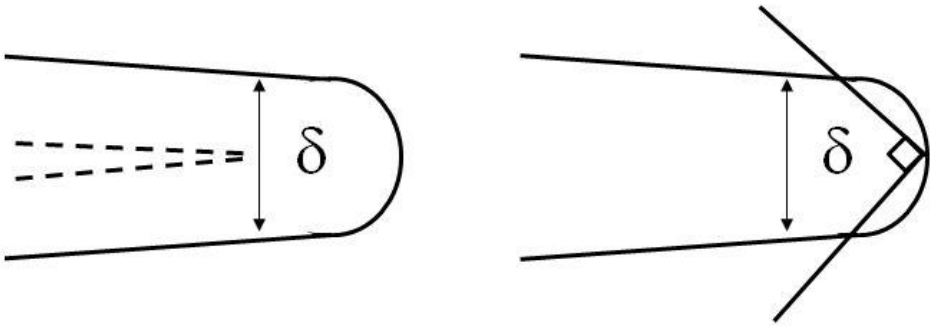


Figura 2.3 – Definições alternativas de CTOD. À esquerda o deslocamento na ponta original da trinca e à direita a interseção de retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca （ANDERSON，1995）.

Esse parâmetro permite a caracterização de materiais com comportamento à fratura dentro do regime elasto-plástico, onde se admite considerável deformação plástica na ponta da trinca antes que ocorra a propagação da falha. Dessa forma os resultados obtidos através de ensaio de CTOD de um material são de grande relevância uma vez que podem ser utilizados para curvas de projeto, como critério de escolha de materiais para determinada utilização específica ou determinação da tensão admissível em uma estrutura para determinado tamanho de descontinuidade. Por outro lado, também é possível definir o tamanho de uma descontinuidade permissível para uma determinada solicitação de componente na etapa de projeto. Assim a abordagem do CTOD pode ser aplicada para avaliar a significância de descontinuidades, na seleção de materiais e na qualificação de procedimentos de soldagem（STROHAECKER，2001）.

2.1.2 Medição Experimental de CTOD

Atualmente as normas disponíveis para realização dos ensaios visando à determinação de CTOD são a versão americana ASTM E1290（AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS，1999）, as britânicas BS 7448（BRITISH STANDARD，1991） e BS EN ISO 15653 (BRITISH STANDARD, 2010). As normas indicam a necessidade de corpo de prova que possua um entalhe mecânico a partir do qual se faz propagar uma pré-trinca de fadiga. Esta pré-trinca de fadiga tem como objetivo simular uma condição mais crítica, de uma trinca real na peça （STROHAECKER，2001）.

Os tipos de corpos de prova a serem utilizados nos testes são: compacto de tração (C(T)), o de dobramento (SEN(B)) e o dobramento em forma de arco (A(B)). Cada configuração apresenta três características dimensionais importantes: comprimento da trinca (a), espessura (B) e largura (W). A maioria dos ensaios de tenacidade à fratura é realizada com os tipos SEN(B) ou C(T), mas o C(T) possui a vantagem de requerer menos material a ser extraído para realizar o ensaio. A Figura 2.4 mostra os formatos desses corpos de prova.

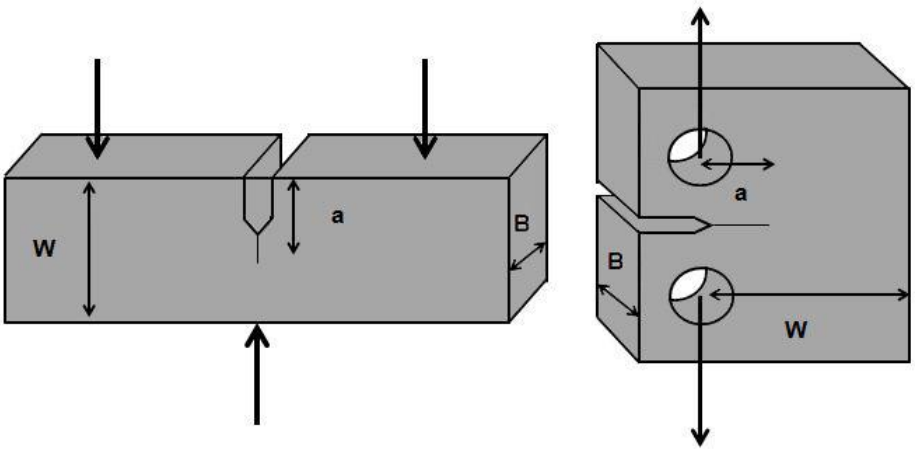


Figura 2.4 – Tipos de corpos de prova, em à esquerda o SEN(B) e à direita o C(T).

Para o cálculo do valor de CTOD, o mesmo é determinado separadamente em duas componentes, uma elástica (δ_e) e outra plástica (δ_p), onde:

$$\delta = \delta_e + \delta_p \qquad \text{Equação 2.3}$$

Sendo a componente elástica determinada por:

$$\delta_e = \frac{K^2(1-\mu^2)}{2\sigma_e E} \qquad \text{Equação 2.4}$$

Onde μ corresponde ao coeficiente de Poisson.

E a componente plástica é obtida por:

$$\delta_p = \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a+z} \qquad \text{Equação 2.5}$$

Onde:

V_p – componente plástica de apertura de trinca;

z - altura do suporte de fixação do extensômetro;

W – largura do corpo de prova;

a – valor médio do comprimento total compreendido pela trinca de fadiga e o entalhe mecânico;

r_p – fator rotacional plástico;

K – fator de intensidade de tensões.

Esta equação é uma relação geométrica de semelhança de triângulos, em função da abertura do entalhe do corpo de prova durante o ensaio (Figura 2.5).

O resultado de um ensaio é composto por um gráfico de carga versus abertura do entalhe do corpo de prova, que é medida através do deslocamento de um extensômetro acoplado junto às arestas do entalhe. As cargas e deslocamentos correspondentes aos eventos específicos no processo de iniciação e extensão da trinca são usados para determinar os valores de CTOD correspondentes. A Figura 2.6 ilustra os tipos de gráficos que podem ser obtidos a partir desse ensaio.

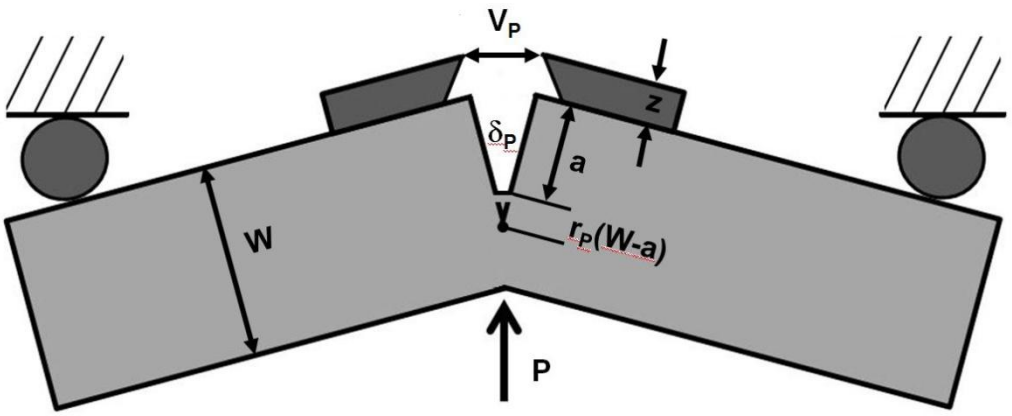


Figura 2.5 – Corpo de prova de ensaio de CTOD SEN(B) （ANDERSON，1995）.

As normas citadas apresentam uma notação para valores críticos de CTOD que descrevem o comportamento à fratura do corpo de prova que está relacionada ao tipo de gráfico obtido no ensaio:

δ_c – CTOD crítico no inicio da extensão instável da trinca, com menos de 0,2 mm de crescimento estável. Corresponde à região do patamar inferior de energia havendo pouca deformação plástica onde a fratura ocorre por clivagem. Representado como curvas (I) e (II);

δ_u – CTOD crítico no inicio de fratura instável que tenha sido precedida por mais que 0,2 mm de crescimento estável de trinca. Representado como curva (III) e (IV);

δ_m – CTOD no primeiro ponto de carga máxima onde a propagação da trinca ocorre de maneira dúctil. Representado pela curva (V).

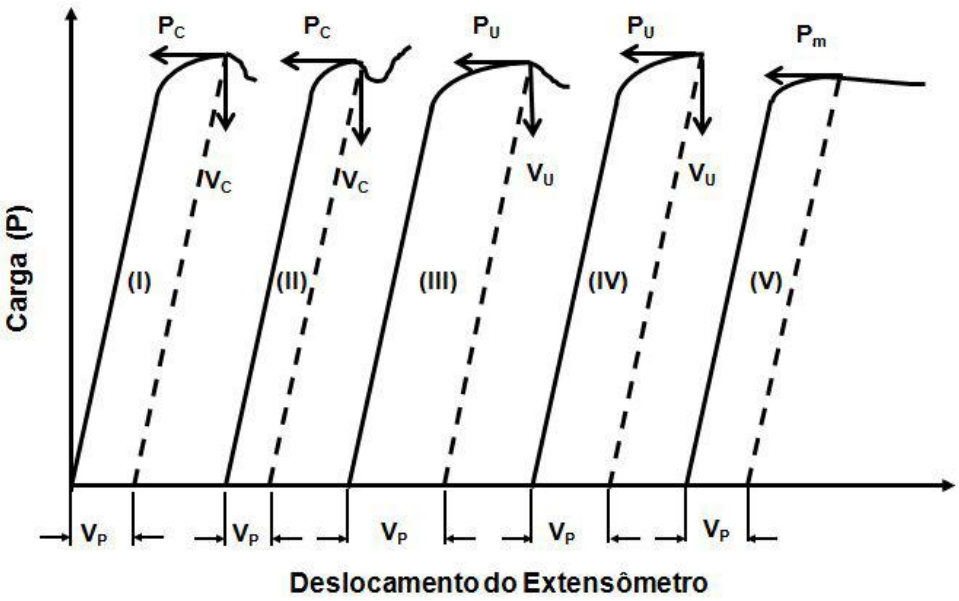


Figura 2.6 – Curvas de ensaio de CTOD （ASTM E1290，1999）.

2.2 Mecanismos de Fratura

Para o desenvolvimento de materiais que apresentem tenacidade à fratura elevada é importante entender os eventos microestruturais que conduzem à fratura, compreendendo os processos envolvidos na iniciação da fratura e seu desenvolvimento até a propagação instável. Os metais apresentam três micromecanismos de fratura mais comuns: clivagem, propagação intergranular e fratura dúctil, como ilustrado na Figura 2.7.

A fratura por clivagem envolve a propagação de trinca através da separação de planos cristalinos do material, sendo desse modo caracterizado por uma baixa energia consumida no processo. A fratura intergranular ocorre quando os contornos de grão do material são o caminho preferencial para a fratura. Este mecanismo também é conhecido como fratura frágil. Já a fratura dúctil é caracterizada por um maior consumo de energia e deformação plástica.

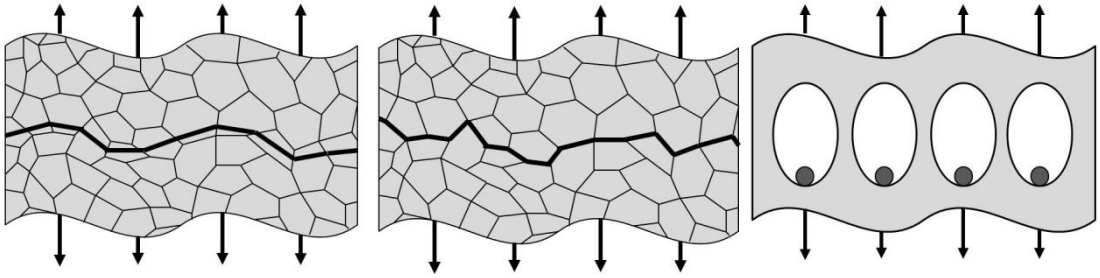


Figura 2.7 – Tipos de mecanismos de fratura dos metais. Adaptado de（ANDERSON，1995）.

2.2.1 Fratura Dúctil

Este tipo de fratura, embora também indesejada em estruturas em serviço, é preferível à fratura frágil, já que além de fornecer claros indícios de sua ocorrência antes da falha final, permite a acomodação de ocasionais sobrecargas sem a falha catastrófica do componente. O mecanismo de fratura dúctil ocorre por coalescência de microcavidades e apresenta três estágios: nucleação, crescimento e a coalescência de microcavidades, conforme ilustra a Figura 2.8.

A etapa de nucleação ocorre durante a aplicação de carregamento onde as inclusões e partículas de segunda fase que estiverem presentes no material irão agir como sítios de nucleação de microcavidades. Essa nucleação se desenvolve através da formação de uma superfície livre através dessas partículas, seja por descolamento interfacial entre essa partícula e a matriz metálica que a circunda ou por trincamento da própria partícula. A Figura 2.9 ilustra essas duas situações.

Após a nucleação inicia-se o estágio de crescimento plástico das cavidades ou vazios ao redor da partícula através da solicitação mecânica imposta. O material presente entre as cavidades sofre estricção em uma escala microscópica e então sucede a união dessas cavidades adjacentes, promovendo assim o fenômeno de coalescimento, até o estágio final de ruptura do material. A Figura 2.10 mostra a etapa de ligamento entre as cavidades adjacentes（ANDERSON，1995）（STROHAECKER，2001）（PICKERING 1983).

O espaçamento entre as microcavidades próximas está diretamente relacionado com a distância entre as partículas. O critério para nucleação de cavidades é complexo e depende de diversos fatores tais como tamanho das partículas envolvidas, níveis de tensão e deformação, modos de deformação local e a pureza do material (HERTZBERG, 1989).

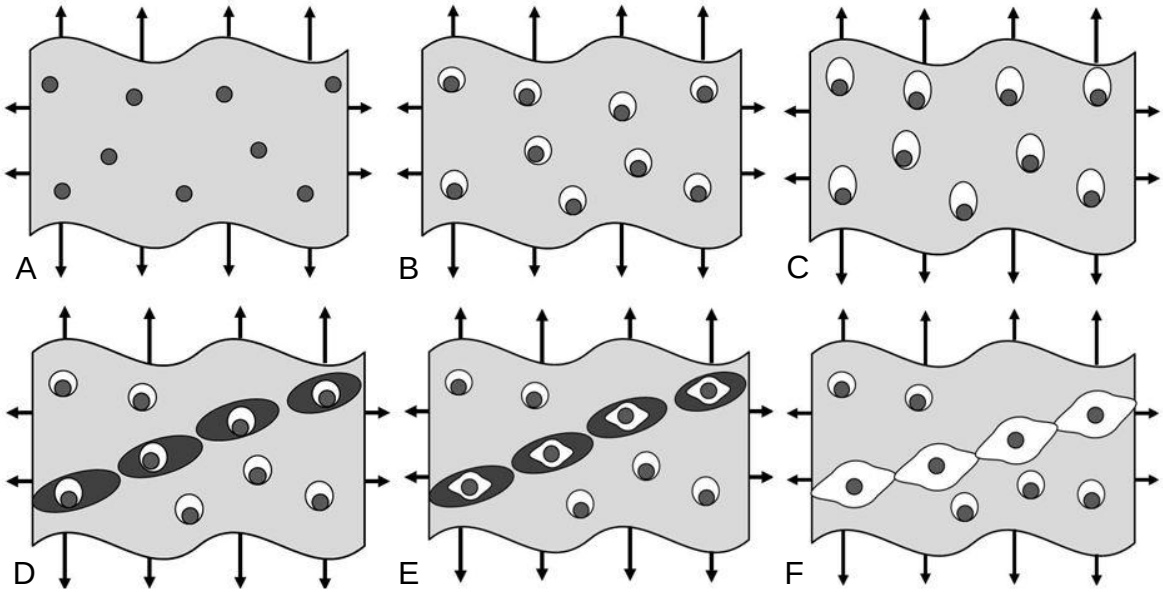


Figura 2.8 – Nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades em metais dúcteis. Em: A inclusões em matriz dúctil, B a nucleação de cavidades, C o crescimento de cavidades, D a deformação localizada entre as cavidades, E a estricção entre cavidades, F coalescência de cavidades e fratura. Adaptado de （ANDERSON，1995）.

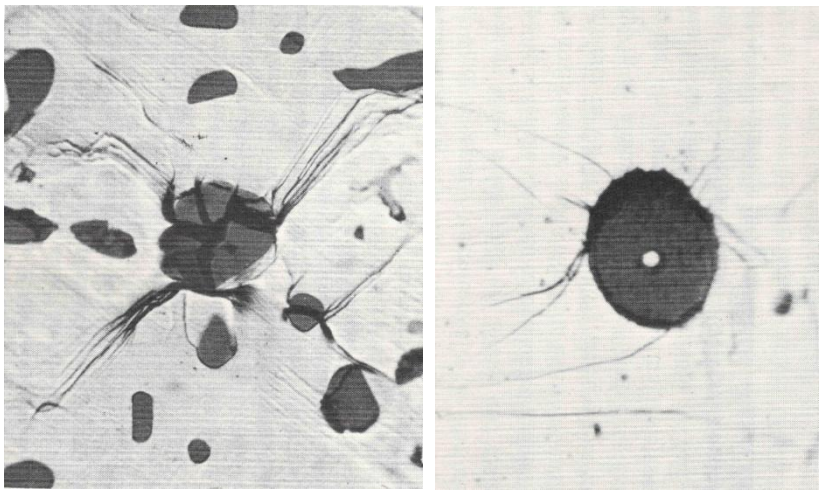


Figura 2.9 – Imagens de cavidades associadas a partículas e inclusões por trincamento da própria partícula (esquerda) e por descolamento interfacial entre a partícula e matriz metálica (direita) （TETELMAN et al.，1967）.

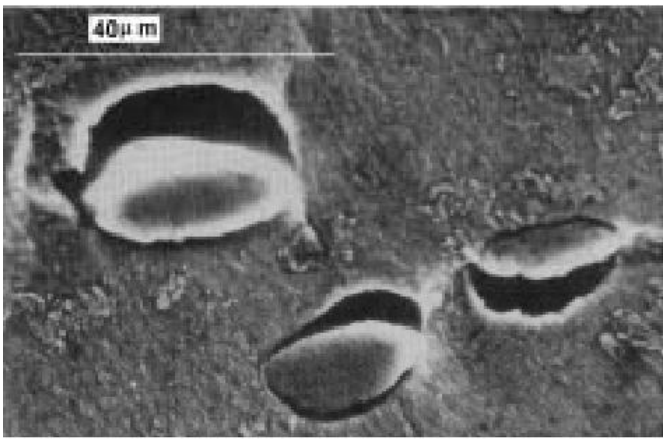


Figura 2.10 - Efeito do ligamento entre as cavidades adjacentes （ZHANG et al.，2003）.

A Figura 2.11 apresenta uma imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura (MEV) onde se observa a formação das microcavidades nucleadas a partir de inclusões.

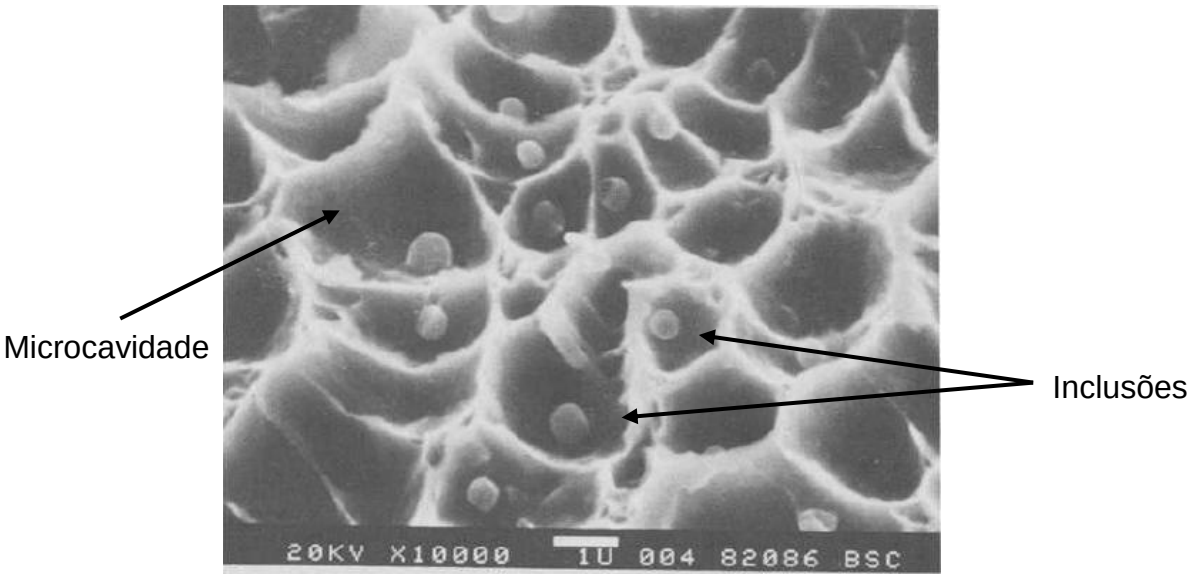


Figura 2.11 – Imagem em MEV de uma superfície de fratura dúctil (BODNAR, 1988).

2.2.2 Ensaio de CTOD em Material Dúctil

Quando se impõe um carregamento em um material com características dúcteis que apresenta uma trinca ou um entalhe, as tensões e deformações geradas localmente em sua ponta podem ser suficientes para nuclear microcavidades, principalmente nas inclusões presentes nessa região, conforme discutido anteriormente. Desta forma os estágios que compõem o processo de fratura dúctil são os mesmos, mas iniciam-se no vértice de uma trinca ou entalhe (GRAÇA, 2002).

Em ensaios de CTOD pode ocorrer a formação de uma região denominada zona de estiramento (ZE), definida como uma região de transição formada entre a pré-trinca de fadiga original e o início de propagação estável ou instável da mesma, estando associada ao cegamento da pré-trinca original. Durante os primeiros estágios do carregamento, as crescentes deformações plásticas e tensões triaxiais são desenvolvidas na ponta da trinca e promovem um movimento frontal da ponta da trinca em relação à sua posição original. A Figura 2.12 ilustra, esquematicamente, as etapas de iniciação, crescimento e coalescência de microcavidades na presença de uma trinca.

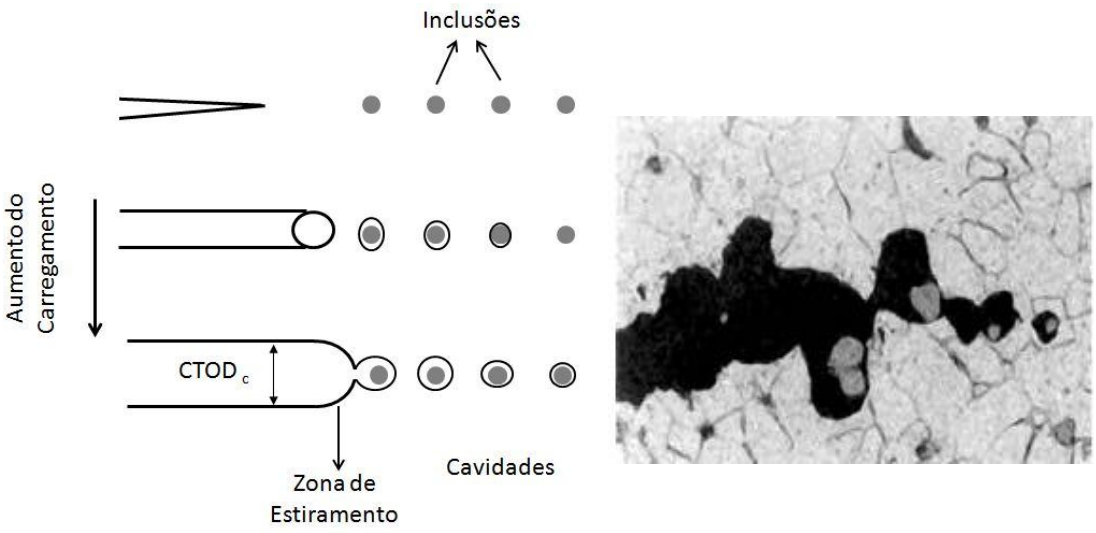


Figura 2.12 – Crescimento de trinca para uma fratura dúctil. Adaptado de (GRAÇA, 2002).

A ZE é identificada na superfície de fratura como uma região entre a pré-trinca de fadiga e a área de extensão da trinca por clivagem ou por coalescência de cavidades e é composta de duas componentes: espessura e profundidade (Figura 2.13).

Teoricamente a extensão da zona de estiramento pode ser correlacionada com o valor de CTOD de iniciação de trinca (δ_c). Atualmente existem diversos modelos propostos que visam determinar a tenacidade à fratura através da zona de estiramento. Estudos relativos à medição da espessura da ZE mostraram-se dispersos em função de que o reconhecimento da mesma na superfície de fratura pode não ser simples ou por ela não apresentar necessariamente uma extensão uniforme na ponta da pré-trinca de fadiga. Desta maneira a maior dificuldade encontra-se na confiabilidade e precisão dos procedimentos de medição, uma vez que os valores medidos dependem muito do observador. Além disso, o seu contorno pode ser difícil de determinar por causa da microestrutura e inclusões que o material possa por ventura apresentar（KOLESNIK et al., 1985） (MASAHIRO, SATOSHI e SHINSUKE S, 2003).

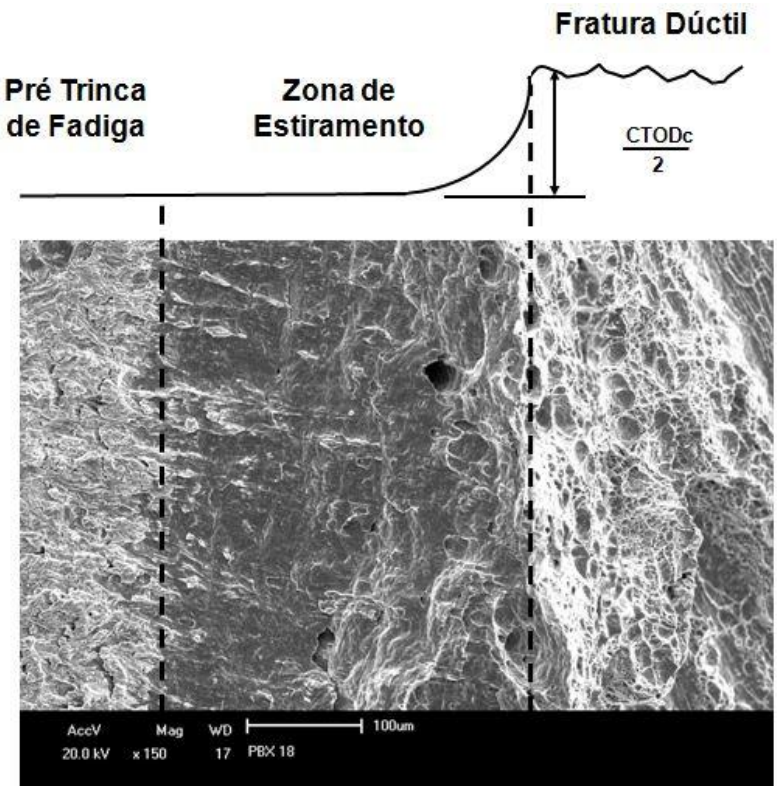


Figura 2.13 – Imagem mostrando a zona de estiramento observada em uma junta soldada.

2.3 Efeitos das Inclusões nos Aços

As inclusões e partículas de segunda fase possuem um papel extremamente relevante na propagação de fratura dúctil uma vez que podem se comportar como se fossem um vazio ou trinca no material. Desta forma devem ser avaliadas as alterações que elas promovem nas propriedades mecânicas do aço em que estão inseridas.

Já é estabelecido que o aumento de partículas e inclusões não metálicas pode comprometer significativamente a ductilidade do aço (Figura 2.14). Ao longo das últimas décadas estudos mostraram que elevados teores de enxofre sob a forma de inclusões são prejudiciais às propriedades mecânicas dos aços, alterando o desempenho dos componentes fabricados com esses materiais, tais como resistência à tração, à fadiga, ao impacto e tenacidade à fratura (Figura 2.15 e Figura 2.16). Como o teor de enxofre está diretamente relacionado à quantidade de inclusões de MnS, as quais agem como sítios de

nucleação de cavidades, quanto maior a quantidade de S e de inclusões, mais facilmente a trinca irá propagar no material e promover a coalescência das cavidades até a ruptura final Logo, com a diminuição do teor de enxofre no aço, tem-se por consequência aumento do espaçamento entre as inclusões de MnS, o que permite a ampliação do tamanho da zona em que ocorre a deformação（METALS HANDBOOK, 1996), (ANDERSON, 1995), (LESLIE, 1991), (PICKERING, 1983）, (HERTZBERG, 1989).

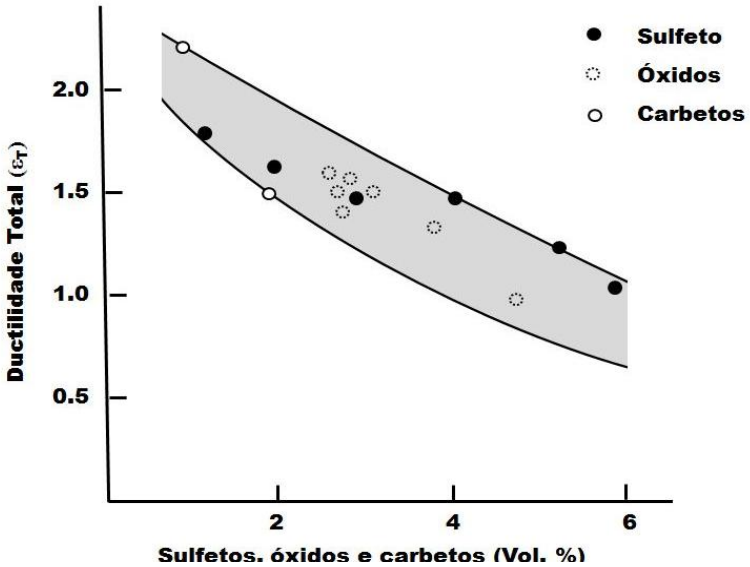


Figura 2.14 – Efeito de partículas na ductilidade total em um aço baixo carbono （PICKERING, 1983）.

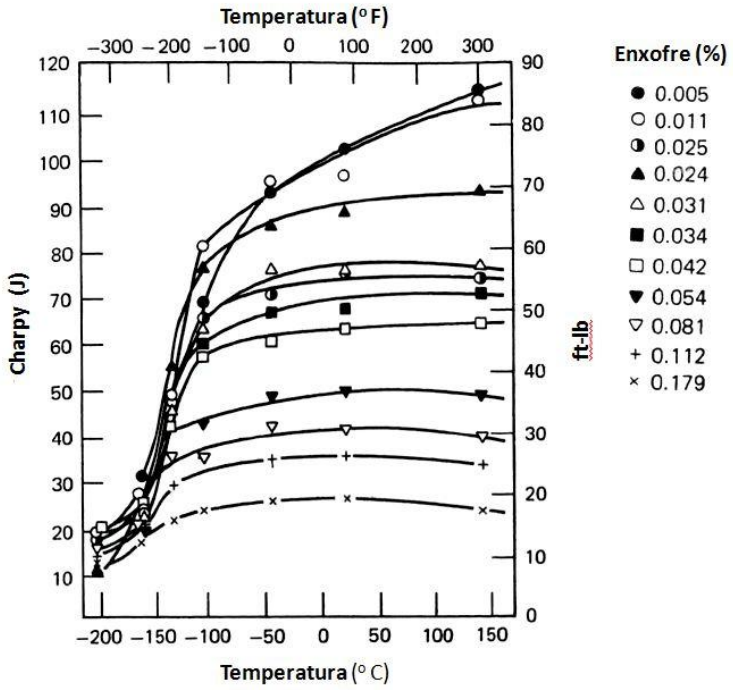


Figura 2.15 – Efeito da quantidade de enxofre na energia de impacto em um aço (HERTZBERG, 1989).

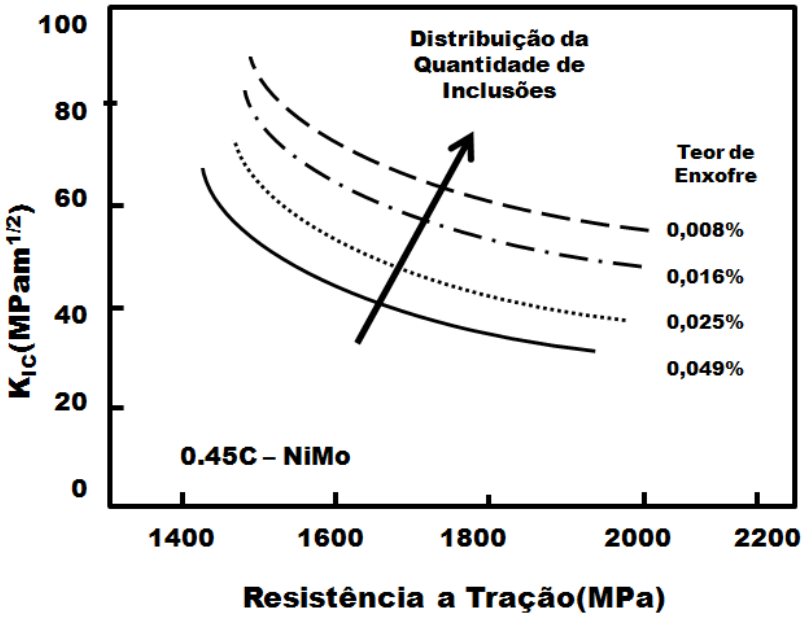


Figura 2.16 – Efeito do enxofre na tenacidade à fratura e resistência a tração （METALS HANDBOOK， 1996）.

Existem vários aspectos importantes a serem considerados ao avaliar a influência das inclusões e partículas nas propriedades mecânicas do aço, tais como distribuição, fração volumétrica, tamanho e morfologia.

A deformação do aço e o seu comportamento mecânico em trabalho a quente ou a frio são influenciados pelo comportamento de inclusões. No trabalho a quente, este comportamento é influenciado por vários fatores incluindo a temperatura, principalmente pela plasticidade da inclusão, a plasticidade relativa das várias fases em relação à inclusão, a plasticidade relativa da inclusão com a matriz e força de atrito na superfície de contacto entre a inclusão e matriz. Em baixas temperaturas, a inclusão pode tornar-se uma fonte de potencial de defeitos （MAROPOULOS, S; RIDLEY, N, 2004）.

Conforme citado por （MAUNDER, 1968）diversos estudos foram desenvolvidos visando a pesquisa do mecanismo de deformação das inclusões. O fluxo de material promove forças de fricção que atuam na superfície de contato entre a matriz e a inclusão e criam uma zona de concentração de tensões, a qual pode ser responsável pela mudança de formato da inclusão. Segundo o autor, os pesquisadores Kiessling e Lange acreditam que o principal fator na deformação da inclusão é a diferença de resistência entre a inclusão e matriz.

As características do campo de tensões em torno da inclusão são geradas pela distribuição, concentração e taxa de variação do campo de tensões. Existem diversos fatores que influenciam na deformação das inclusões. Os principais incluem morfologia, resistência da inclusão e da matriz, a composição, a interface entre a inclusão e matriz, temperatura, deformação e taxa de deformação, tamanho de partícula, o estado de tensão, as partículas de segunda fase e as forças de fricção nas interfaces. A deformação de inclusões é diminuída quando o fluxo é restrito em torno da inclusão. Para valores baixos de taxa de deformação, as inclusões deformam-se de maneira similar à da matriz e essa plasticidade relativa se reduz ao aumentar a taxa de deformação, o que pode causar o surgimento de trincas na matriz（SALDARRIAGA, 2008）.

Em temperaturas mais altas de trabalho, a capacidade de deformação do material geralmente aumenta mais rapidamente do que a das inclusões de

MnS. Para estas situações foi criado o termo plasticidade relativa, que é definido como a razão da deformação verdadeira da inclusão em relação a da matriz （BAKER TJ，1972）. Essa plasticidade relativa é chamada também de índice de deformabilidade (υ) e é definida como (KIESSLING, 1978):

$$\upsilon = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_s} \qquad \text{Equação 2.6}$$

Onde ε_i corresponde à medida de deformação verdadeira das inclusões e ε_s a uma expressão da deformação real do aço. O índice igual a 0 é para as inclusões que não se deformam em relação a matriz, indicando uma maior dificuldade para alterar o formato da inclusão, até um certo limite de temperatura. Já as de índice igual a 1 correspondem a inclusões que deformam com a mesma relação que a matriz. O índice superior a 1 ocorre quando a inclusão se deforma mais que o aço. No caso de $\upsilon = 1$, as ligações químicas na interface inclusão matriz se quebram e as inclusões formam elipses sem a ocorrência de descontinuidades （SALDARRIAGA，2008）.

As inclusões de sulfeto apresentam valor do índice de plasticidade relativa sempre menor que a unidade (VODOPIVEC e GABROVSEK, 1980). Vários autores（MAUNDER，1968）(VODOPIVEC E GABROVSEK, 1980),（BAKER TJ，1972）determinaram experimentalmente a plasticidade relativa em função da temperatura. Na temperatura de 800ºC, a plasticidade relativa mostra um pico em seu valor, que diminui com o aumento da temperatura, conforme pode ser visto na Figura 2.17.

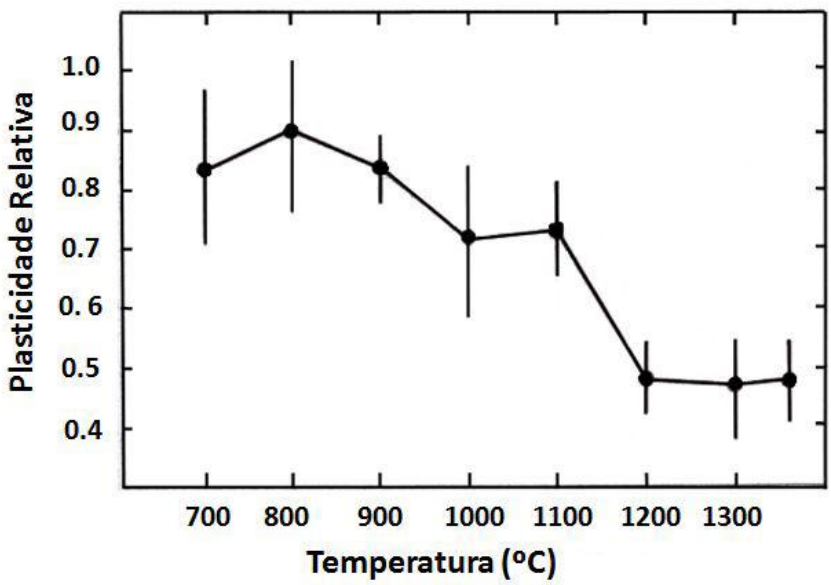


Figura 2.17 – Plasticidade relativa de inclusão de MnS （MAUNDER，1968）.

Além do efeito da temperatura, a influência da redução da laminação no índice de plasticidade foi avaliada, conforme pode ser observado na Figura 2.18. De maneira semelhante, os valores decaem com o aumento da temperatura e com o aumento da deformação (LOU, 2002).

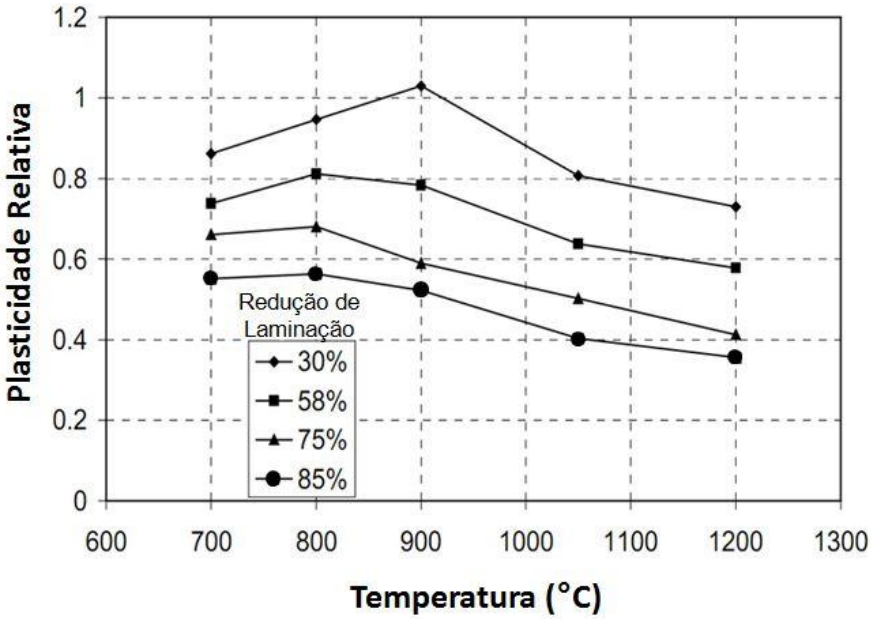


Figura 2.18 - Variação da plasticidade relativa (LOU, 2002).

As inclusões de MnS podem apresentar forma globular, equiaxial ou alongada (KRAUSS, 2005）（METALS HANDBOOK, 1996）. Além disso, também podem ser encontradas sob de forma de um filme (ASM HANDBOOK, 2002). Entretanto quando as inclusões não apresentam formato globular ou equiaxial, a isotropia das propriedades mecânicas do material pode ser comprometida. Usualmente as inclusões alongadas são encontradas após processos de conformação mecânica e a deformação plástica das inclusões ocorre conjuntamente com a deformação da matriz, onde elas se alinham paralelamente no sentido de laminação, tornando-se dessa forma alongadas, (Figura 2.19). As forças mecânicas, sob a forma de forças de compressão e de cisalhamento exercem força de atrito na interface das inclusões com a da matriz. Estas forças interfaciais modificam a forma de inclusão a partir de formato equiaxial para elipsoidal (Figura 2.20). Este processo depende da temperatura de processamento e do grau de deformação imposto（LESLIE, 1991） （SALDARRIAGA, 2008）.

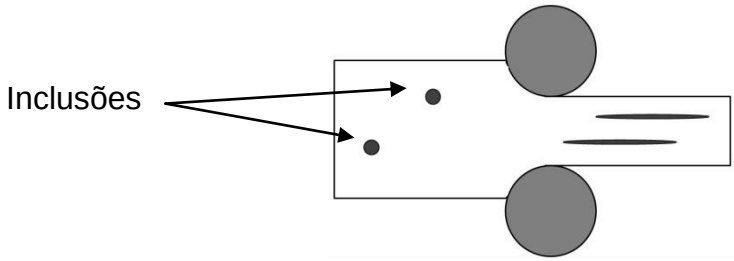


Figura 2.19 - Desenho esquemático do processo de laminação.

Essa mudança no formato das inclusões após a laminação irá influenciar significativamente as propriedades mecânicas do material. Como dentre os fatores que influenciam as propriedades têm-se o formato e a distância entre as inclusões, o formato alongado provoca uma anisotropia no material que altera as propriedades de tenacidade do material. Uma mesma seção de um aço mostra diferentes valores de tenacidade dependendo da orientação do entalhe do corpo de prova, plano da trinca ou direção de propagação de trinca.

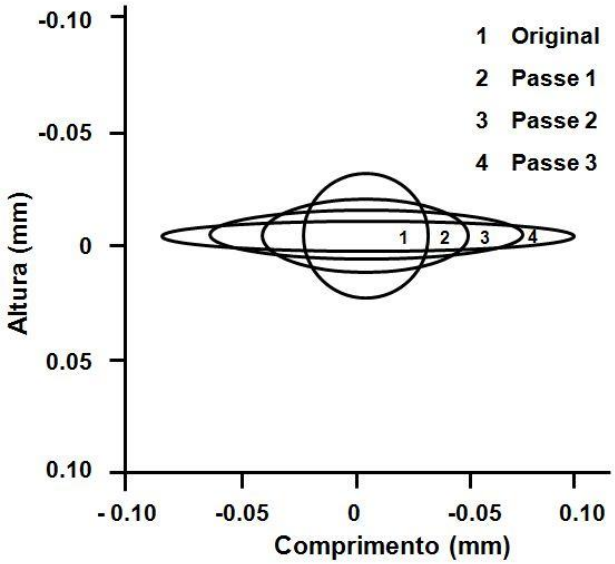


Figura 2.20 - Efeitos dos passes de laminação no formato das inclusões (LOU, 2001).

Com o intuito de caracterizar essa anisotropia, diversos experimentos foram realizados com entalhes orientados transversal e longitudinalmente à direção de laminação, conforme mostra a Figura 2.21. A menor energia absorvida é observada quando a trinca propaga-se na orientação transversal (Figura 2.22). Quando a tensão é aplicada no sentido longitudinal ao da laminação, a área relativa de inclusões MnS é inferior e não é tão deletéria. Nesta situação as inclusões apresentam um formato globular em relação ao sentido de carregamento. Entretanto, se a tensão foi aplicada no sentido transversal a área relativa de inclusões torna-se superior, pois as inclusões apresentam-se de forma alongada em relação ao carregamento (HERTZBERG, 1989), (PICKERING, 1983), (METALS HANDBOOK, 1996), (KRAUSS, 2005).

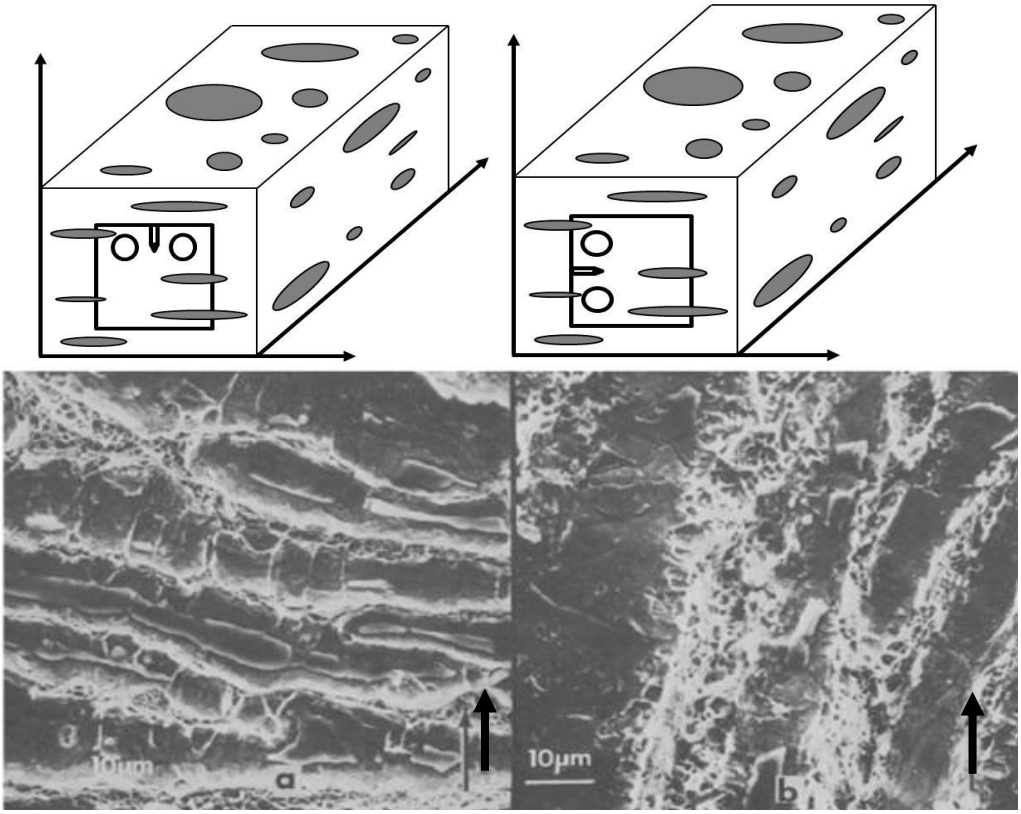


Figura 2.21 – Disposição das inclusões em relação ao sentido de extração do corpo de prova. As setas indicam o sentido de propagação da trinca (WILSON, 1981).

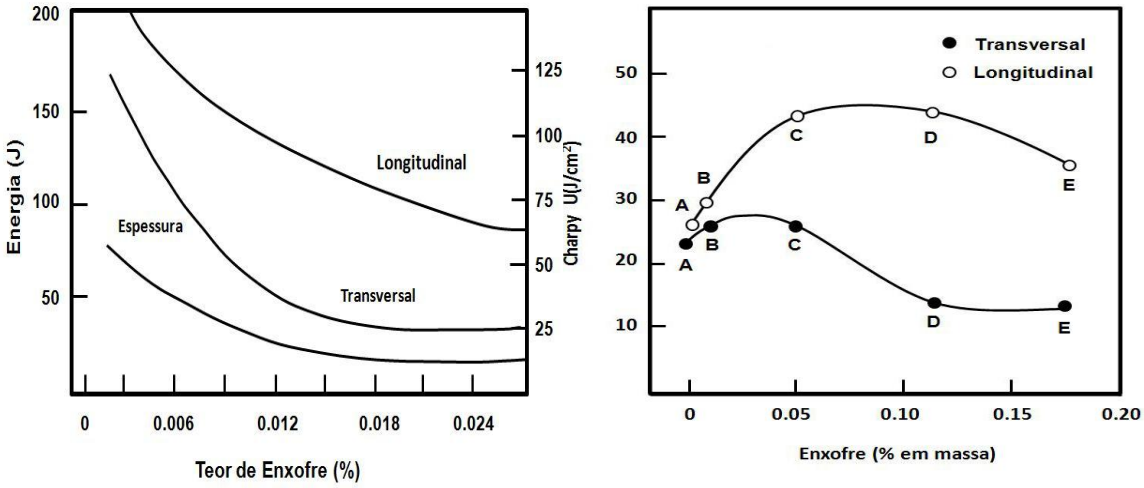


Figura 2.22 – Efeito do enxofre e orientação do entalhe no corpo de prova （KRAUSS, 2005） e （TSUNEKAGE et al., 2001）.

No Anexo encontra-se uma análise acerca do comportamento das inclusões nos aços quando expostos a altas temperaturas.

2.4 Soldagem por Fricção com Pino Consumível

A soldagem por fricção com pino consumível, também conhecida por *Friction Hydro-Pillar Process (FHPP)* é uma técnica que deriva da soldagem por fricção convencional e foi desenvolvida pelo instituto de soldagem TWI, na Inglaterra na década de 1990 （THOMAS et al., 1997）. O processo tem como princípio a união de materiais no estado sólido, onde o calor é produzido pela fricção dos componentes unidos sob uma aplicação de carregamento（MEYER, 2002）.

O processo é realizado através do atrito entre um pino consumível e um material de base que possui um furo (que pode ser não passante), previamente usinado com dimensões cilíndricas ou cônicas. O pino é rotacionado e após é aplicada uma força axial movimentando o pino em direção ao material da base. Primeiramente o material do pino é plastificado na interface de rotação entre o pino e o furo, onde é mantido em uma condição sólido-viscosa suficiente para permitir ligações metalúrgicas （PINHEIRO et al., 2001）（MEYER, 2002）. A Figura 2.23 ilustra o processo e a Figura 2.24 mostra as regiões que são desenvolvidas.

O atrito decorrente do movimento relativo entre a superfície do pino consumível contra o metal base é a fonte geradora de calor, promovendo assim o escoamento do material plastificado ao longo do plano de cisalhamento na base do consumível. Desta forma o pino é consumido e plastificado na região do furo, onde a cavidade é preenchida com material plastificado. O material excedente é expulso e forma uma rebarba ao redor do pino, a qual é extraída posteriormente juntamente com o pino excedente. A Figura 2.25 mostra as etapas do processo.

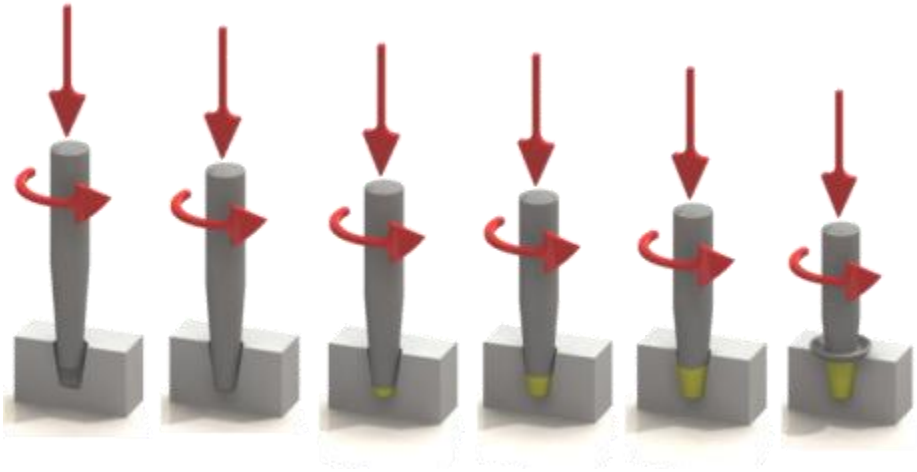


Figura 2.23 – Desenho esquemático representando a soldagem por fricção de pino consumível (ROSADO, 2008).

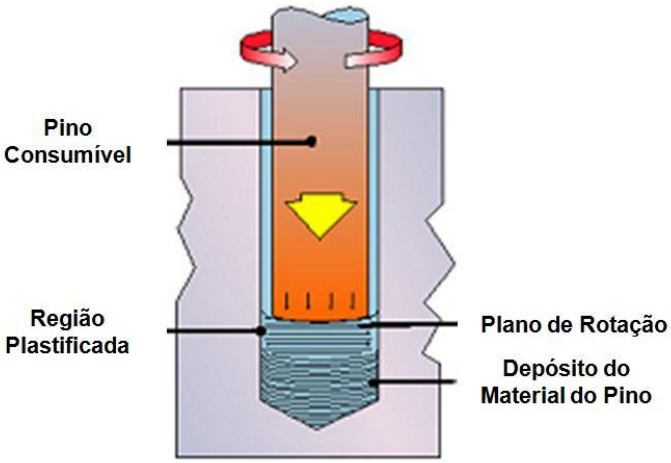


Figura 2.24 – Desenho esquemático mostrando as regiões formadas pela soldagem por FHPP (DAVE, 2009).

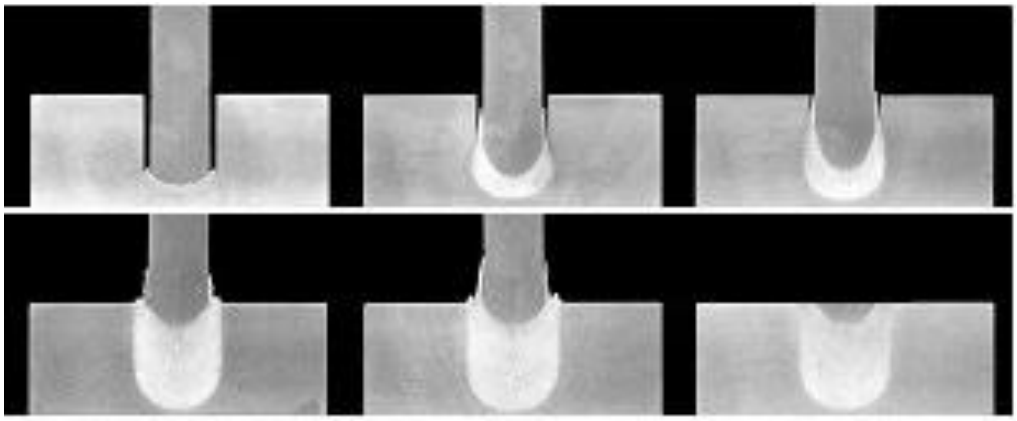


Figura 2.25 – Imagens mostrando a sequência de etapas de soldagem e a extração final. Adaptado de（MEYER，2002）.

2.4.1 Vantagens

Como em qualquer tipo de processo, existem aspectos vantajosos. A seguir será feita uma descrição dos aspectos positivos do processo （MEYER, 2002）（PAES, 2009）（PIRES, R.R., 2007）（AMBROZIAK et al., 2007）.

- Como todo o processo ocorre no estado sólido, os problemas que são associados a fenômenos de fusão e solidificação não ocorrem, tais como: segregação, porosidade e absorção de hidrogênio pelo líquido (fundido);
- Em geral não são necessários cuidados especiais na preparação das superfícies a serem unidas. Mediante a dinâmica do processo ocorre a eliminação das impurezas, as quais são arrastadas pelo material da rebarba;
- Não se faz necessário o uso de gás de proteção e metal de adição;
- O processo é limpo e seguro para operadores, pois não ocorre emissão de gases tóxicos, radiação, fumaça, arcos, faíscas ou o risco de choque elétrico;
- O processo tem alta capacidade de automação e os parâmetros são de fácil controle, sendo possível seu completo monitoramento para ser aplicado em produção seriada com elevado controle de qualidade;
- O equipamento poder ser operado a longas distâncias, adequado para aplicação em áreas classificadas e de difícil acesso pelo operador;
- Simplicidade de operação, instalações simples, baixo consumo de energia e elevada velocidade de soldagem, fazem o custo efetivo do processo ser atrativo em comparação a outros processos;
- Torna viável a soldagem de muitas combinações de metais dissimilares, que são difíceis ou mesmo impossíveis de serem soldados por outros processos convencionais de soldagem;
- A resistência da junta soldada pode ser igual ou superior à dos metais utilizados.

2.4.2 Limitações

Além dos aspectos positivos apresentados, o processo tem algumas limitações （AMBROZIAK et al.，2007），（MEYER，2002），（PINHEIRO et al.，2001）（PIRES, R.R.，2007）, que são expressas a seguir:

- Uma das peças deve ter um eixo de simetria e ser capaz de ser rotacionada em torno deste eixo;
- Um dos materiais deve ser passível de deformação plástica;
- O custo do equipamento pode ser elevado;
- O equipamento utilizado deve ser rígido e resistente para manter o alinhamento das peças sob as forças aplicadas.

2.4.3 Aplicação

O principal interesse neste processo é a sua aplicação em operações de manutenção e reparos por soldagem de estruturas de aço na presença de trincas, principalmente em equipamentos de espessura elevada e de baixa soldabilidade, as quais são comumente realizadas utilizando-se processos de soldagem a arco elétrico (MEYER, 2002), (MATTEI, 2010), (LESSA, 2011),（PINHEIRO et al.，2001）, (PIRES, R.R., 2007).

Por possuir todas as vantagens listadas anteriormente, o campo de aplicação desta técnica é imenso. Por ser um processo em estado sólido não ocorrendo a fusão dos materiais, a soldagem por fricção, diferentemente dos processos a arco elétrico, não é afetada pela pressão ambiente e por isso espera-se que o processo possa ser empregado com sucesso em um ambiente *offshore,* onde o ambiente muitas vezes é submerso, impondo limitações adicionais que afetam a integridade das juntas soldadas realizadas (PINHEIRO et al.，2001).

Em certas condições esta técnica também pode ser utilizada em regiões onde a soldagem a arco elétrico não é normalmente permitida (como em áreas classificadas, onde se têm a presença de resíduos de hidrocarbonetos, como dentro de equipamentos ou mesmo tanques de armazenamento).

No caso da soldagem subaquática para reparo, as dificuldades operacionais devido ao efeito da pressão hidrostática, a elevada concentração de hidrogênio na soldagem hiperbárica, e o custo elevado da soldagem hiperbárica com câmara seca, tendem a ser minimizadas com o reparo por atrito.

2.4.4 Parâmetros de Processo

Os parâmetros operacionais nos processos de soldagem são muito importantes para a obtenção de uma junta de qualidade e para este processo específico normalmente seria desejável o completo preenchimento do furo, bem como de uma satisfatória união metalúrgica na interface. Tais questões estão diretamente ligadas à seleção dos parâmetros de soldagem, aliadas ao tipo de material utilizado e geometrias empregadas. Dentre os parâmetros de soldagem controláveis, os de maior relevância são:（AMBROZIAK et al., 2007）（MEYER, 2002）,（PIRES, R.R., 2007）（PAES, 2009）（MATTEI, 2010）.

- Velocidade de rotação [rpm]: Altas velocidades de rotação promovem o polimento das micro-rugosidades presentes nas superfícies de fricção. Assim, para atingir as condições de plastificação nas superfícies de atrito é necessário maior tempo de aquecimento. A propagação da energia térmica ao longo da direção axial das peças é permitida por um maior tempo de aquecimento e desta maneira um volume superior de material é aquecido.
- Força Axial [N]: É responsável por manter as superfícies de atrito em contato e expulsar impurezas e óxidos para fora da zona de soldagem. Os valores variam de acordo com os materiais empregados e com as geometrias utilizadas. Altas forças axiais aumentam o comprimento de queima e podem causar um superaquecimento local. Além disso, a plastificação torna-se mais rápida promovendo ciclos de soldagem mais rápidos com ZTA (Zona Termicamente Afetada) mais estreitas. Já Baixas forças axiais induzem a recristalização do material, gerando uma ZTA mais extensa.

- Tempo de aquecimento [s]: é determinado como sendo o período de tempo entre o primeiro contato das superfícies de atrito até o momento que a velocidade de rotação torna-se nula. Possui dependência com a velocidade de rotação e força axial aplicada, determinando a energia empregada durante a operação de soldagem. As baixas taxas de aquecimento e altas velocidades de processamento podem levar a falhas de preenchimento na interface inferior, entre o material do pino e do metal base.
- Comprimento de Queima [mm]: corresponde ao comprimento do material do pino consumido (*burn off*), sendo medido pelo deslocamento axial total do pino, a partir de seu contato inicial com a superfície do furo. Seu valor é fixado para determinado procedimento de soldagem, correspondendo ao comprimento que produz um volume equivalente ao volume do furo (mais a rebarba). A força axial aplicada juntamente com velocidade de rotação irá controlar o comprimento de queima definido de maneira diretamente proporcional. Determinado valor de consumo é necessário para preencher a cavidade completamente, caso seja inferior, a cavidade não será totalmente preenchida.

Quando se utilizam máquinas por acionamento direto para a produção das juntas soldadas por atrito, uma das peças é acelerada até uma velocidade determinada e, então, as partes são colocadas em contato sob influência de certa força axial até o momento que o comprimento de queima determinado for atingido. O valor de rotação também é determinado e ao final do processo de soldagem, quando o comprimento de queima do pino for atingido, a velocidade é cessada e a força axial pode ser mantida ou intensificada por um dado período de tempo. Esta etapa é comumente conhecida como forjamento ou recalque. A Figura 2.26 mostra o comportamento dos parâmetros durante um processo de soldagem por fricção.

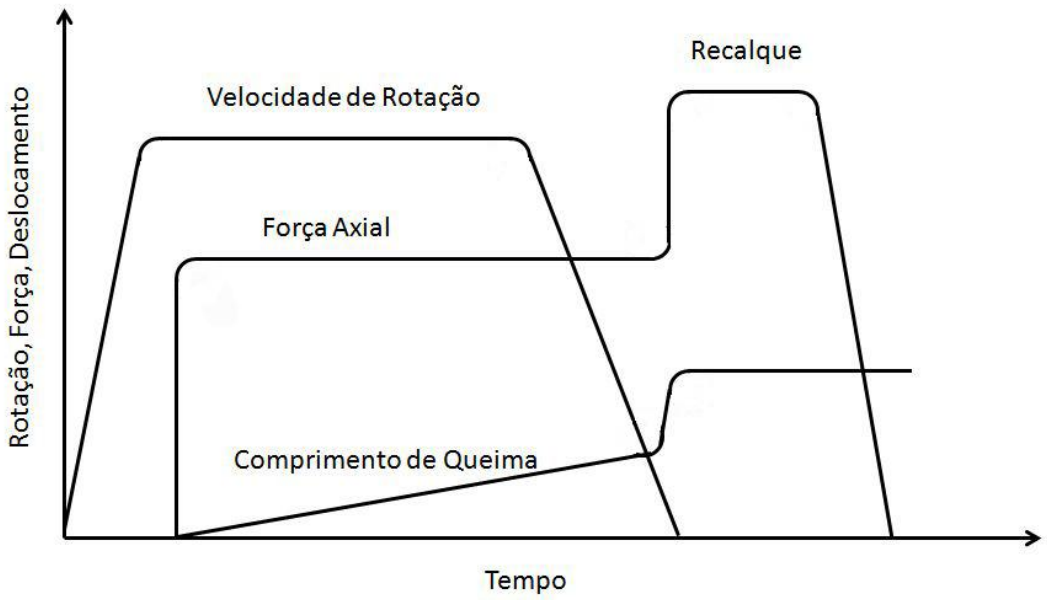


Figura 2.26 – Desenho esquemático ilustrando o ciclo de soldagem.

2.4.5 Parâmetros Geométricos

Os parâmetros geométricos, bem como os materiais e os parâmetros de processo utilizados influenciam de forma considerável na qualidade dos reparos por atrito, pois eles atuam diretamente na região de preenchimento, que é considerado um ponto de potencial concentração de descontinuidades. A ausência de um fluxo plástico adequado pode levar à falta de preenchimento de material no interior do furo, ocasionando a presença de descontinuidades na execução do reparo. Tais descontinuidades são em geral localizadas na região de interface no interior da cavidade e paredes laterais. A Figura 2.27 mostra descontinuidades observadas na interface lateral de uma junta soldada.

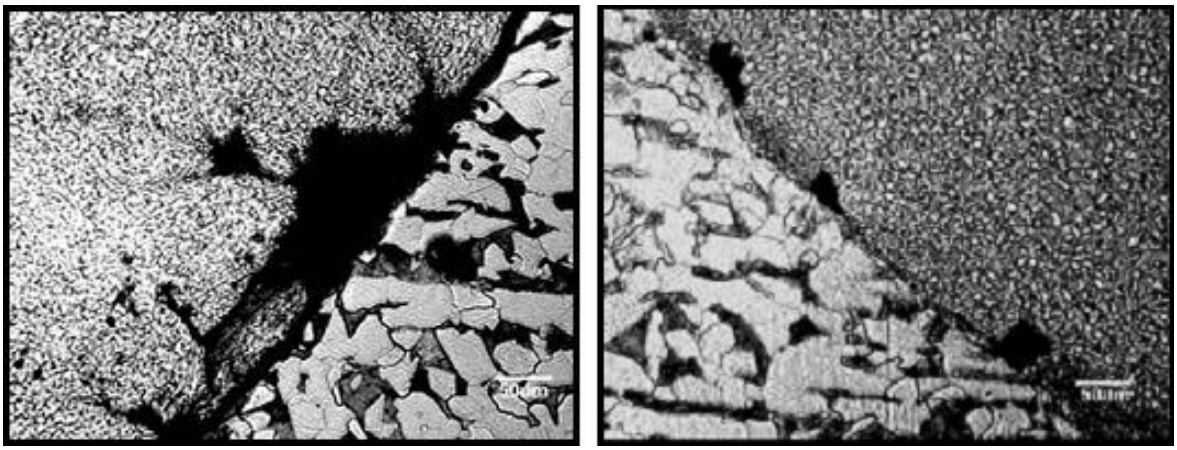


Figura 2.27 – Descontinuidades em interface lateral（PIRES et al.，2006）.

Existem duas geometrias principais de reparo por atrito, a cilíndrica e a cônica (Figura 2.28). A geometria do furo do material de base e do pino é semelhante, contudo não são idênticas, geralmente as dimensões do furo são superiores às do pino. As variáveis do pino podem ser determinadas pelo diâmetro, geometria e raio das extremidades (Figura 2.29).

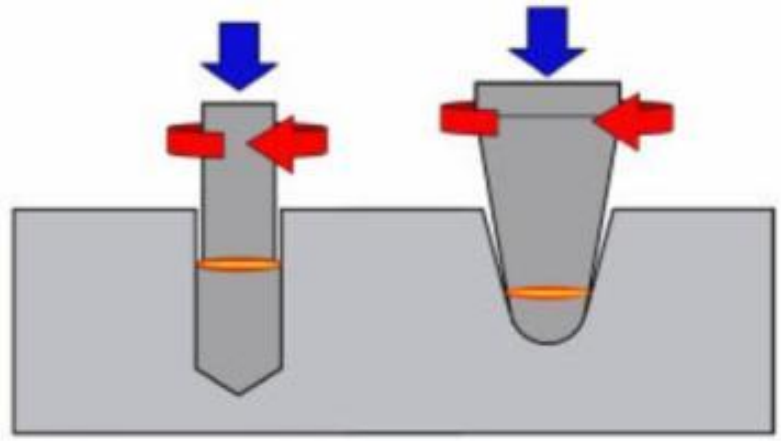


Figura 2.28 - Desenho ilustrativo mostrando geometria cilíndrica e cônica (PIRES, R.R.，2007）.

Em estudo realizado por Pires *et al*（PIRES et al.，2006） avaliou-se o efeito da geometria do pino e da cavidade em certa faixa de força axial e rotação, onde foram observadas descontinuidades nas juntas caracterizadas por falta de preenchimento ou vazios na interface inferior entre o material do

pino e do metal base. As geometrias, de acordo com a Figura 2.29 que apresentaram descontinuidades eram decorrentes de menor raio de concordância *R* e menores dimensões dos parâmetros *d* e *C,* as demais não apresentaram descontinuidades. Meyer（MEYER, 2002）identificou também a relevância do raio de concordância R, onde as juntas soldadas com cavidades arredondadas foram as que apresentaram melhor qualidade na união metalúrgica.

Do estudo de JARDIM *et al*（JARDIM et al., 2007）observou-se que as maiores diferenças entre os ângulos de abertura do pino e da cavidade do metal base (α e β ilustrados na Figura 2.29） promoveram juntas soldadas com maiores descontinuidades. Valores menores desses ângulos possibilitam uma maior retenção do material deformado dentro da cavidade, proporcionando melhores resultados.

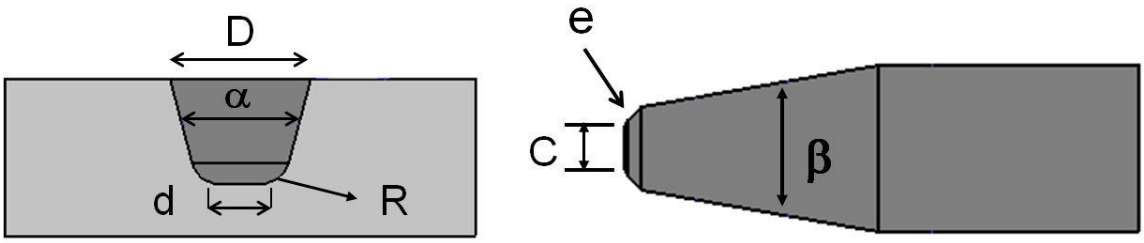


Figura 2.29 – Possíveis variáveis geométricas do furo (a) e do pino (b). Adaptado de （PIRES et al., 2006）.

2.4.6 Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas

Devido às características do processo de soldagem, os materiais envolvidos são expostos a condições que propiciam a conformação por trabalho a quente. A deformação sob condições de elevada temperatura e taxa de deformação faz com que processos de recuperação e recristalização dinâmica ocorram simultaneamente com a deformação.

Durante o processo as altas temperaturas atingidas promovem a difusão dos átomos e também contribuem para que as discordâncias tornem-se móveis para formar arranjos regulares e até mesmo se aniquilarem. Com a

recuperação pode haver uma diminuição dos defeitos cristalinos, como discordâncias e vazios.

A recristalização dinâmica requer condições bastante peculiares de processo de conformação a quente em termos de temperatura, grau e velocidade de deformação. Com a recristalização ocorre a nucleação e crescimento de grãos cristalinos não deformados no interior da estrutura deformada. Durante a recristalização há a eliminação do excesso de defeitos cristalinos, a redistribuição das discordâncias acumuladas nos contornos de grão durante a deformação, a substituição da estrutura irregular por uma estrutura regular.

Nestes processos de conformação plástica são introduzidos e gerados defeitos microestruturais que possibilitam a deformação do material e, em conseqüência, modificam as suas propriedades. Outra característica comum aos materiais processados sob altas taxas de deformação, como a soldagem, é o aparecimento de bandas de cisalhamento.

Esses fenômenos ocorrem principalmente na interface de atrito entre os materiais e em função disso, as características mecânicas e metalúrgicas dessa região podem ser alteradas consideravelmente por esses mecanismos.

Junta Soldada

Uma vez que o processo de soldagem com pino consumível promove a plastificação de materiais, as características metalúrgicas e mecânicas também são alteradas. A partir do processo são desenvolvidas várias regiões: material processado que sofreu efeito da deformação e do aquecimento, denominado de zona termomecanicamente afetada (ZTMA), materiais afetados somente pelo calor do atrito que formam a zona termicamente afetada (ZTA), a rebarba produzida pelo material plastificado durante o processo, a zona de mistura do material do pino com o material de base que compõem a interface e, por fim, os materiais originais do pino e do metal base. A Figura 2.30 ilustra essas zonas citadas que compõem a junta soldada.

Para facilitar a designação, a zona afetada pelo processo (ZAP) será considerada como sendo o somatório das regiões que sofrerem alguma

alteração pelo processo de soldagem, seja térmica ou mecânica, onde são incluídas a ZTA e ZTMA do pino e do metal base.

Essas regiões são formadas por microestruturas distintas, onde as que sofreram algum efeito térmico e/ou termomecânico da soldagem apresentam variações se comparadas às microestruturas dos materiais originais. As fases e morfologias resultantes em cada região são resultado da combinação dos parâmetros de processo que determinam as condições de resfriamento da junta.

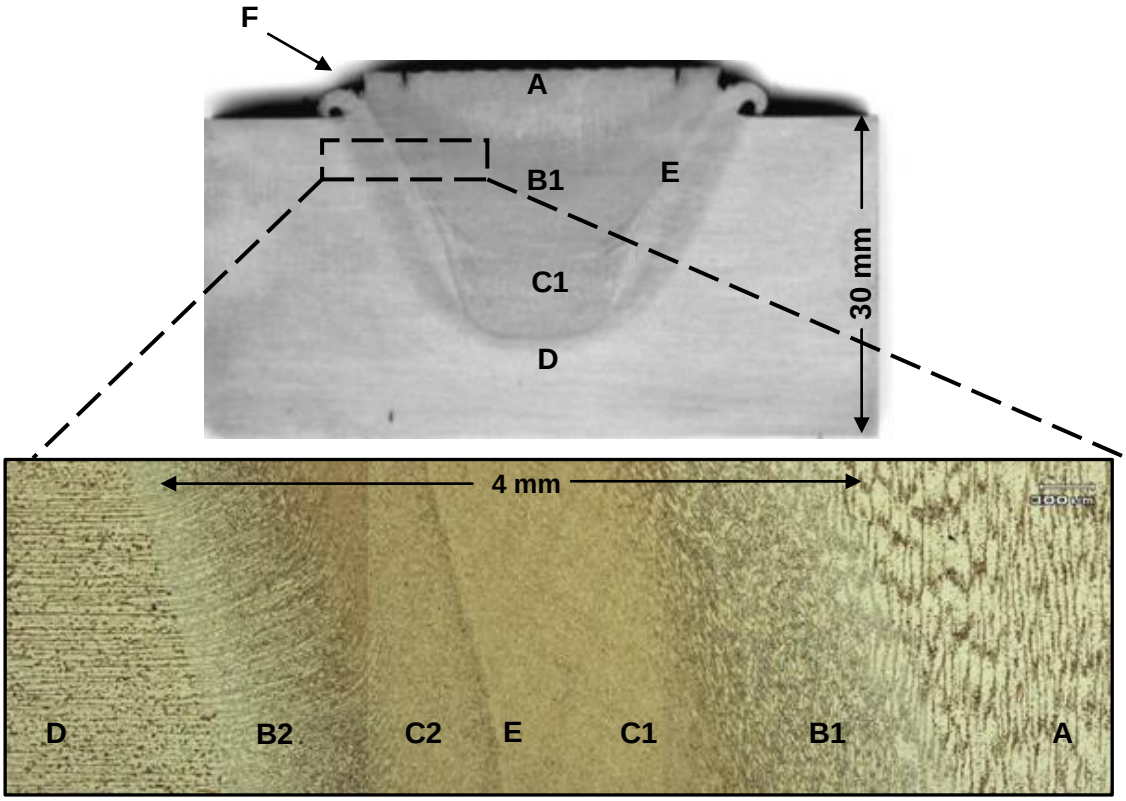


Figura 2.30 – Regiões de uma solda por fricção com pino consumível: material original do pino (A), ZTA do pino (B1), ZTA do metal base (B2), ZTMA do pino (C1) e do metal base (C2), metal base original (D), interface lateral (E) e (F) rebarba.

Um consenso entre os estudos realizados com soldagem por atrito com pino consumível é o de que se observa uma considerável redução do tempo de processamento da junta soldada quando o nível de força axial é elevado（MEYER, 2002）（LESSA, 2011)（PIRES,R.R., 2007）（PIRES, R.R., 2007）（UNFRIED et al., 2009).

Conjuntamente com a diminuição do tempo de processamento, o calor gerado pelo atrito dos materiais durante a soldagem é menor, mas mesmo assim os mesmos são expostos a uma variação extrema de temperatura em um período de tempo reduzido. Medições de temperaturas （CHLUDZINSKI et al.，2012）realizadas a 2 mm da interface lateral indicaram que o aumento da força aplicada reduziu consideravelmente o pico de temperatura atingido, partindo de 1262º C (com 50 kN) para 565º C (400 kN). O tempo também foi impactado de maneira significativa, onde a soldagem realizada com 50 kN ocorreu em 50 segundos e a de 400 kN, 2 segundos.

Essa diminuição do tempo de processo impacta diretamente na extensão que a ZAP adquire, uma vez que a quantidade de material afetado termicamente pelo processo é inferior. Dessa maneira tem-se que a elevação dos valores de força axial promove o estreitamento da ZAP, conforme pode ser observado na Figura 2.31（MEYER，2002）（LESSA，2011）（UNFRIED et al.，2009）（UNFRIED, HERMENEGILDO, RAMIREZ, 2009).

Além disso, estes estudos, que compreenderam análises relativas às microestruturas obtidas com o processo de soldagem, indicaram que as variações microestruturais na ZAP são resultado do ciclo térmico do processo, combinado com taxas de resfriamento distintas para cada região do reparo, o qual está diretamente relacionado com o tempo de processamento.

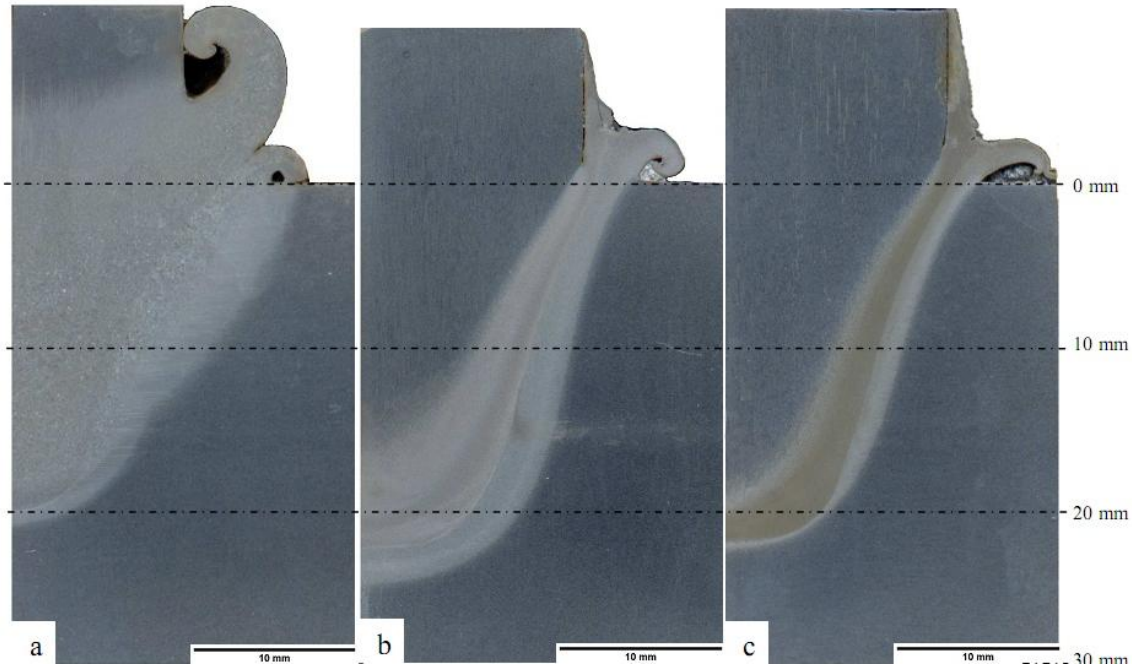


Figura 2.31 – Macrografias mostrando as diferentes extensões de ZAP em função com a força axial aplicada: (A) 50 kN, (B) 200 kN e (C) 400 kN. Todos com 1550 rpm （LESSA，2011).

No estudo realizado por Meyer（MEYER，2002） com pino consumível de aço API 5L X65 foram observadas diferentes microestruturas dispostas nas diferentes zonas da junta. Na região ZTMA do pino próxima da interface a microestrutura se mantém homogênea como martensita e composto MA (martensita- austenita). Movendo-se em direção ao material original do pino, a microestrutura torna-se mais grosseira, partindo de grãos que se apresentavam pequenos, provavelmente devido à recristalização dinâmica que ocorre durante a fricção do material. Já na região central da solda, ainda na ZTMA do pino, ferrita acicular apresenta-se como a microestrutura predominante, juntamente com áreas compostas de ferrita de Widmanstatten mais grosseira. À medida que se direciona para a ZTA do pino observa-se perlita globular segregada em bandas.

Em estudo realizado por Unfried（UNFRIED et al.，2009） o efeito da variação de força axial foi observado a partir de diferentes microestruturas formadas. A ZTMA de uma junta soldada com menor força apresentou ferrita

acilular e poligonal. A aplicação de um nível intermediário de carga promoveu a formação de bainita superior e inferior. Já a maior força axial resultou em martensita.

Além do nível de força, este estudo também avaliou o efeito do pré-aquecimento aplicado no metal base e os resultados mostraram que a consequente redução na taxa de resfriamento influenciou a microestrutura e na dureza resultantes. Com o pré-aquecimento surgiram microestruturas na ZTMA conhecidas como mais tenazes que a martensita e bainita encontradas quando não foi utilizado o pré-aquecimento: ferrita acicular e poligonal. Os valores de dureza observados diminuíram sensivelmente, sendo a diferença entre os valores máximos foi em torno de 200 HV.

Interface Pino e Metal Base

A região compreendida pela interface entre o pino consumível e metal base é uma região que requer de uma análise mais detalhada uma vez que é exatamente nela que ocorre a união dos materiais. Ela é uma região de largura reduzida (Figura 2.30) e devido ao fato de que o processo de união em questão é por fricção, há o surgimento de micro-projeções de material que penetram nas cavidades e depressões do outro material, por causa do contato das superfícies metálicas que estão sob ação de uma força aplicada.

Os parâmetros de processo empregados e a geometria irão influenciar as características mecânicas e metalúrgicas dessa região, seja de maneira a evitar descontinuidades ou promover microestruturas. Como já comentado anteriormente, as descontinuidades do tipo falta de preenchimento e vazios geralmente ocorrem na interface entre os materiais.

As microestruturas formadas nessa região e de maneira análoga as microestruturas que compreendem a ZAP, são influenciadas pelo nível de carregamento imposto, conforme constatado por Lessa（LESSA, 2011）, que avaliou detalhadamente o resultado do processamento de juntas soldadas com pino consumível de aço C-Mn exatamente na região da interface lateral entre o pino e o metal base. Ele percebeu que a variação de força axial afetou significativamente a microestrutura na região de interface lateral formada após

a soldagem. Quando uma força axial inferior foi empregada, foi observada uma grande heterogeneidade microestrutural, composta de ferrita acicular, de Widmanstätten, bainita e agregados de ferrita e carbonetos. Ao elevar a força aplicada, até um nível intermediário, foram observadas ferrita acicular, de Widmanstätten, bainita. Já nas juntas soldadas com a maior força axial, a interface apresentou-se composta predominantemente de martensita e alguma quantidade de bainita, promovida devido à rápida extração de calor relacionado ao tempo de processamento ser pequeno, 2 segundos.

No mesmo estudo de Meyer （MEYER, 2002） citado anteriormente, foi observado que devido à localização que a interface lateral entre o pino e o metal base apresenta em relação à junta soldada, esta região é submetida a maiores taxas de propagação de calor que as demais regiões. Consequentemente a microestrutura formada está diretamente relacionada a uma taxa de resfriamento superior, como do tipo martensita e composto MA.

Outro estudo realizado por Chludzinski（CHLUDZINSKI et al., 2012）que objetivou a avaliação de tenacidade à fratura através de ensaio de CTOD mostrou que a tenacidade da interface lateral das juntas soldadas não é governada pela microestrutura desta região. Mesmo com as alterações nos níveis de força axial aplicada e suas correspondentes taxas de resfriamento que promoveram microestruturas diferenciadas, martensita, ferrita poligonal e acicular, as quais são reconhecidamente caracterizadas por possuírem tenacidades distintas, os valores medidos de tenacidade em todas as condições de soldagem mostraram-se consideravelmente inferiores aos dos materiais originais do pino consumível e do metal base.

Como analisado, o material utilizado como pino consumível possuía inclusões de sulfeto de manganês (MnS), as quais sofreram modificações em sua morfologia durante o processo de soldagem devido ao efeito termomecânico imposto pelo mesmo. As análises fractográficas realizadas após os ensaios de tenacidade mostraram uma considerável modificação no formato das inclusões de MnS. Nas amostras de material original as inclusões apresentaram formato alongado com comprimento superior a 10 μm. Já as análises realizadas nas amostras de todas as condições de soldagem indicaram que as inclusões passaram a apresentar formatos variados e

tamanhos inferiores a 10 μm. Também foi observado que o micromecanismo de fratura governante era do tipo coalescência de microcavidades causado pela nucleação nessas inclusões de MnS.

Estudo realizado pelo TWI （PERRETT, SKETCHLEY, 2007）com juntas de metal base BS EN10025 e pino de AISI 316L, as soldas foram realizadas ao ar e subaquáticas, com forças de 100 à 400 kN. A Figura 2.32 ilustra a região da interface do pino e do metal base com uma mistura dos materiais. Os ensaios de dobramento efetuados mostraram que as juntas soldadas ao ar não apresentaram trincas ao atingirem ângulo de 90º. O mesmo não ocorreu nas juntas subaquáticas, as quais mesmas trincaram em ângulos inferiores a 15º, na região de interface da junta, entre o material do pino e do metal base.

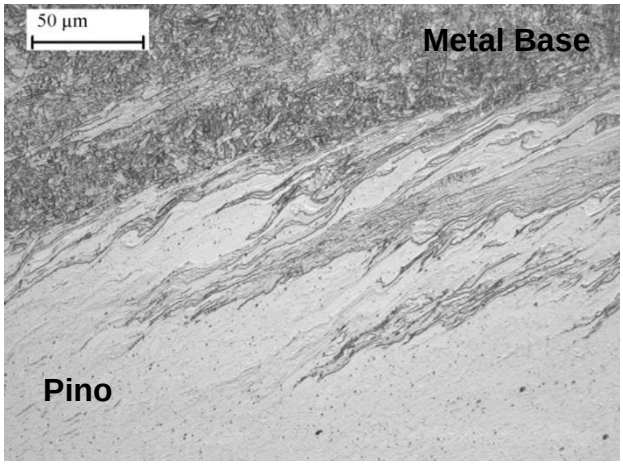


Figura 2.32- Região da interface mostrando as camadas de material do pino e do metal base. Adaptado de （PERRETT et al., 2007）.

2.5 Ensaio de CTOD em Juntas Soldadas por Fricção com Pino Consumível

A norma BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010) prescreve o procedimento de medição de tenacidade à fratura em corpos de prova de materiais soldados e também define duas condições de análise relativas ao posicionamento do entalhe do corpo de prova. O entalhe pode ser localizado

em relação a uma região específica da solda ou a uma microestrutura específica. Desta maneira o tipo de corpo de prova e sua geometria devem ser escolhidos para possibilitar uma dessas situações, de maneira que o entalhe e a trinca estejam na microestrutura ou posicionamento desejado.

Além disso, esta norma indica um sistema de orientação que a trinca pode ter em relação à direção de soldagem. Contudo ao avaliarmos uma junta soldada por fricção com pino consumível tal orientação não é praticável em função da característica geométrica da junta resultante. O resultado é um volume cônico de material. As zonas formadas após o processo de soldagem apresentam-se em formato cônico e em seção lateral elas apresentam-se angularmente em relação ao eixo do pino (Figura 2.33).

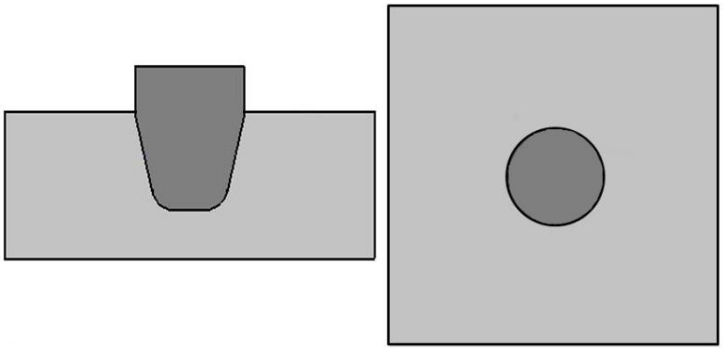


Figura 2.33 – Visão esquemática da solda por fricção com pino consumível.

Apesar de não ser possível utilizar o sistema de identificação de orientação da trinca para o posicionamento do entalhe, as demais etapas do procedimento dessa norma podem ser seguidas. Para qualquer uma das situações de localização do entalhe, seja definida pela microestrutura ou por posicionamento, faz-se necessário preparar metalograficamente com lixamento, polimento e ataque químico a seção antes do corpo de prova ser extraído. Como a geometria do corpo de prova possui um padrão de relação entre as variáveis, (espessura, comprimento, etc), antes de extrair o corpo de prova é imperativo que se determine a localização do entalhe para, somente depois, determinar a exata localização da extração do corpo de prova. Desta maneira, com a seção preparada metalograficamente, é possível visualizar as

zonas produzidas pelo processo de soldagem e somente então visualizar o ponto correto de localização do entalhe.

Como a escolha do tipo de corpo de prova a ser utilizado é determinada pela localização do entalhe e a quantidade de material disponível, dentre os corpos de prova normatizados, o tipo C(T) é o que mais se encaixa a este tipo de junta soldada, uma vez que ele apresenta a vantagem de requerer menor quantidade de material a ser extraído. Além disso, em função da posição angular que as zonas apresentam-se a utilização dos demais corpos de prova tornam-se inviáveis.

Normas e recomendações práticas utilizadas para qualificação de estruturas marítimas tais como API RP 2Z (API RP 2Z, 1998) e DNV OS F101 (DNV OS F101, 2010) determinam os valores mínimos de tenacidade à fratura que os materiais devem apresentar para serem colocados em aplicação. A DNV OS F101 define que o valor de CTOD medido na ZTA de uma junta soldada deve ser superior a 0.15 mm, já a API RP 2Z referencia que este valor deve ser superior a 0.25 mm.

Em função de ser um processo relativamente novo não existem muitos estudos relacionados ao mesmo, somente um trabalho （CHLUDZINSKI et al., 2012） foi publicado acerca de análises relativas a CTOD, conforme comentado no item anterior. Este estudo traz a conhecimento que os materiais utilizados na soldagem por fricção com pino consumível podem desempenhar um papel fundamental na qualidade final da solda.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material

Os materiais utilizados como metal base nas juntas soldadas foram o aço BS EN10025 (antigo BS 4360 Gr50D) e o aço inoxidável duplex UNS S31803, comercialmente conhecido como 2205. Este aço inoxidável foi também utilizado para a fabricação de pinos consumíveis, bem como os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e o ASTM F138.

O BS EN10025 grade S355J2 é um aço empregado para aplicação estrutural, principalmente na área *offshore.* Os aços inoxidáveis austeníticos são de extrema importância atualmente, pois são amplamente utilizamos na indústria farmacêutica, alimentícia, têxtil, petróleo e celulose, além de serem utilizados em implantes ortopédicos. Dentre os aços inoxidáveis austeníticos, o AISI 316L é um dos que apresenta resistência à corrosão em ambientes contendo cloretos devido à adição de molibdênio. O baixo teor de carbono auxilia na prevenção de corrosão intergranular.

O aço ASTM F138 faz parte desse grupo, mas é utilizado para implantes ortopédicos e por isso requer uma favorável combinação de propriedades mecânicas, boa resistência à corrosão no meio fisiológico, comportamento não magnético e baixo custo. Em função dessa aplicação, as propriedades mecânicas e químicas apresentam um controle superior às demais ligas que não são empregadas para esta finalidade.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) têm sido desenvolvidos como alternativa aos aços inoxidáveis austeníticos para as aplicações que requerem elevadas propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão, sejam nas indústrias química, petroquímica, de papel, alimentícia e farmacêutica, entre outras. Sua microestrutura é bifásica austenítica-ferrítica em proporções aproximadamente iguais, onde a resistência mecânica deve-se ao efeito combinado da estrutura ferrítica, que aumenta a resistência ao escoamento e da austenita, que aumenta o limite de resistência devido ao endurecimento por deformação (LEITE, 2009) (KOVACH, 2009).

As propriedades mecânicas dos aços utilizados neste trabalho estão expressas na Tabela 3-1 e as suas respectivas composições químicas medidas em espectrômetro estão na Tabela 3-2.

Tabela 3-1 – Propriedades mecânicas dos aços.

Material	Limite de Escoamento Mín (MPa)	Resistência à Tração Mín (MPa)
BS EN10025 [1]	355	490
AISI 316L [2]	205	515
Duplex 2205 [3]	450	680
ASTM F138 [4]	190	490

[1] (EUROPEAN STRUCTURAL STEEL STANDARD, 2004)
[2] (AÇO INOXIDÁVEL GERDAU - 316L)
[3] (CERTIFICADO DE PRODUTO)
[4] (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2008)

Tabela 3-2 - Composição química dos materiais (% em peso).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N
BS EN10025	0,15	0,4	1,38	0,013	0,009	0,02	0,004	0,03	0,03	-
AISI 316L	0,011	0,4	1,49	0,035	0,023	16,9	2,21	10,9	0,21	-
Duplex 2205	0,053	0,5	1,57	0,029	0,0029	23,05	3,12	5,54	1,45	0,156
ASTM F138	0,013	0,27	1,66	0,014	0,0023	16,47	2,51	14,51	0,03	-

3.2 Processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível

3.2.1 Equipamentos de Soldagem

Para a soldagem dos pinos consumíveis foram utilizados dois equipamentos distintos. As juntas soldadas com pinos consumíveis de AISI 316L foram produzidas no equipamento NEI – John Thompson modelo FW-13 (Figura 3.1), pertencente ao centro de pesquisas TWI em Cambridge (Inglaterra). Este equipamento é estacionário de grande inércia, convencionalmente utilizado para soldagem axial de barras cilíndricas. Sua potência máxima é de 43 kW com uma força axial limite de 480 kN.

Figura 3.1 - Equipamento utilizado para realizar as soldas (PAES, 2009).

Para a soldagem com os pinos consumíveis de aço inoxidável Duplex e ASTM F138 utilizou-se a Máquina de Processos por Fricção (MPF 1000) desenvolvida no LAMEF/UFRGS. A mesma possui capacidade de força axial de 1000 kN, torque máximo de 1060 Nm e rotação nominal de 1760 rpm. A Figura 3.2 mostra o equipamento e uma solda sendo realizada.

Figura 3.2 – Equipamento de soldagem.

3.2.2 Parâmetros Geométricos

Para todas as juntas soldadas foram utilizadas as mesmas geometrias de pinos consumíveis e de cavidade do metal base. As geometrias utilizadas nos pinos e na cavidade da base estão expressas na Figura 3.3.

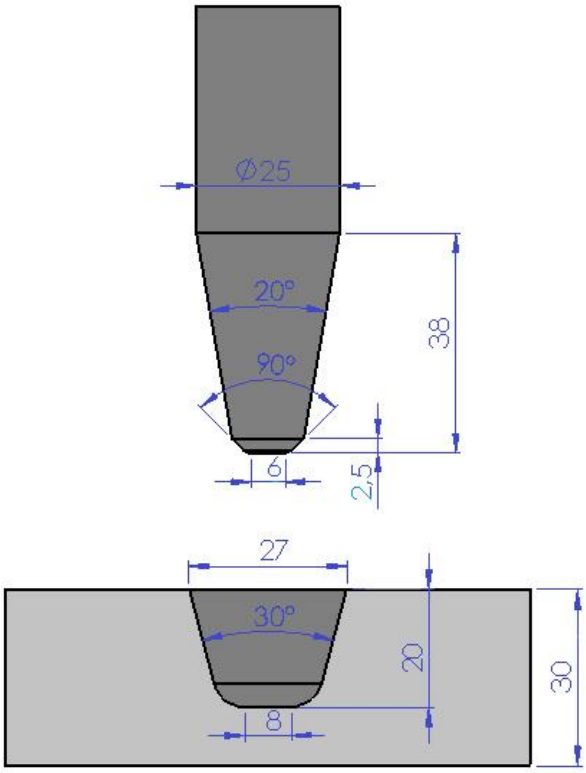


Figura 3.3 - Desenho esquemático do pino consumível e da cavidade do metal base.

3.2.3 Parâmetros de Soldagem

Todas as juntas soldadas foram produzidas com velocidade de rotação de 1550 rpm e o comprimento de queima utilizado para as juntas com pino consumível de AISI 316L foi de 12 mm, para os demais pinos utilizou-se 20 mm. A Tabela 3-3 mostra de que forma os materiais foram utilizados como metal base, material do pino consumível e os parâmetros de força aplicados para a realização das juntas.

Tabela 3-3 – Dados de soldagem.

Metal Base	Material do Pino	Força (kN)
BS EN10025	AISI 316L	50
		200
		400
	Duplex	200
		400
	ASTM F138	200
Duplex	Duplex	200
	ASTM F138	200

3.2.4 Aquisição de Temperatura

Para a aquisição de temperatura interna dos corpos de prova foram utilizados quatro termopares tipo K. Os termopares foram inseridos no metal base de maneira que os mesmos localizavam-se a aproximadamente 2 mm da face de soldagem, conforme a Figura 3.4. O contato dos termopares durante a soldagem foi garantido através de soldagem por descarga elétrica.

Essa medições foram efetuadas nos corpos de prova soldados com pino consumível em aço inoxidável AISI 316L nos três níveis de força utilizados, 50, 200 e 400 kN, visando a observação da variação de temperatura durante as soldagens.

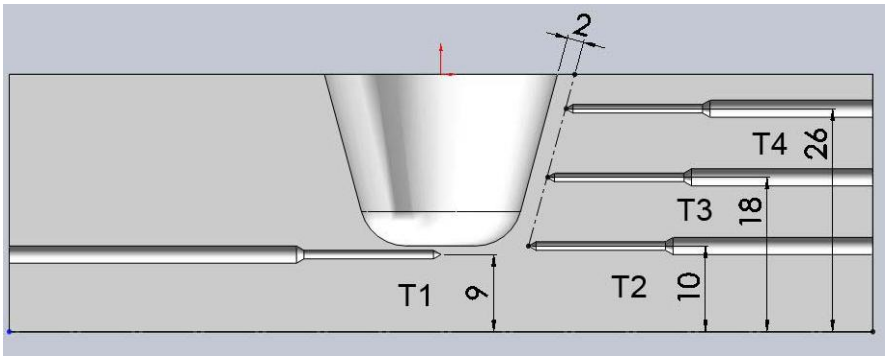


Figura 3.4 – Localização dos termopares.

3.3 Caracterizações Microestruturais

As caracterizações microestruturais foram realizadas de acordo com procedimentos padrão para metalografia, conforme a norma ASTM E3-95 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2007). Após a preparação metalográfica as amostras foram atacadas com reagente químico específico para cada aço e, então, analisadas em microscópio óptico.

Nas análises do aço inoxidável Duplex também foram realizadas medição da proporção de fase ferrita e austenita através do programa de análise de imagem *Image J*. A medida dos grãos foi realizada através do método de interceptação linear dos contornos de grãos.

3.4 Perfis de Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em todas as condições de soldagem, utilizando um microdurômetro na escala Vickers. Foram realizados perfis horizontal a 15 mm da superfície do metal de base conforme ilustra a Figura 3.5 com de carga de 300 gF.

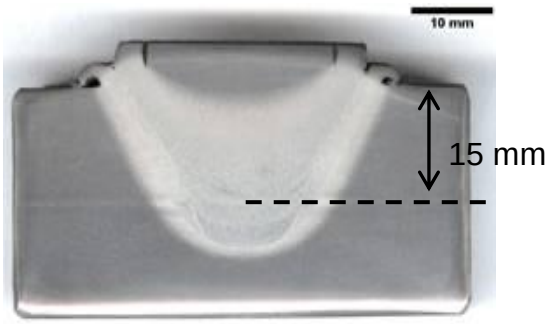


Figura 3.5 – Localização dos perfis de microdureza.

3.5 Ensaio de Tenacidade à Fratura

Para a análise de tenacidade à fratura nas juntas soldadas e nos respectivos materiais originais utilizou-se a norma BS 7448 parte 1 （BRITISH STANDARD，1991） e BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010). A seguir estão descritos os procedimentos executados para a realização dos ensaios.

3.5.1 Corpos de Prova

Uma vez que objetivo do ensaio de CTOD foi avaliar a região de interface lateral entre o material do pino e do metal base, e em função de tratar-se de juntas soldadas por fricção com pino consumível, que apresentam uma geometria bem específica, onde o produto final é uma região com um formato com característica cônica, a escolha da geometria do corpo de prova deve considerar esses fatores intrínsecos.

Desta forma, o corpo de prova tipo C(T) foi selecionado para ser utilizado nesses ensaios, em função do mesmo requerer uma quantidade menor de material se comparado aos demais tipos de corpos de prova. Mesmo assim, foi necessário desenvolver uma geometria de corpo de prova de tamanho reduzido devido à restrição de material disponível que a região de interesse disponibiliza. Cabe ressaltar que mesmo assim as relações geométricas determinadas na norma foram atendidas. A Figura 3.6 mostra as dimensões dos corpos de prova.

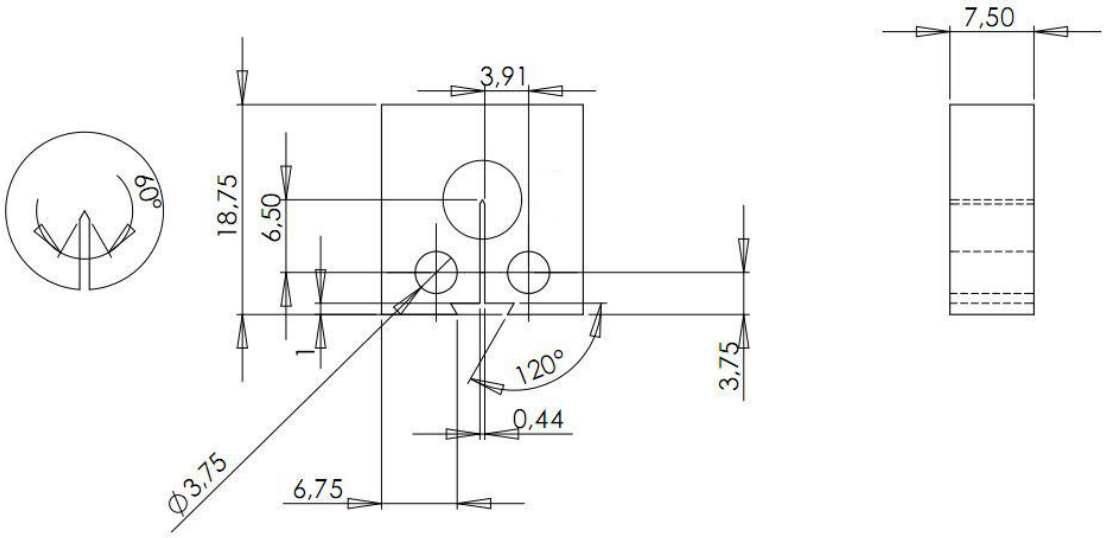


Figura 3.6 – Geometria do corpo de prova C(T).

3.5.2 Extração dos Corpos de Provas

A BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010) orienta o procedimento de extração dos corpos de prova de maneira a ser realizado de forma sequencial para a identificação correta da região em que o entalhe deve ser localizado. Sendo assim foi necessário fazer uma análise mais criteriosa na região da junta.

Primeiramente foi retirada uma seção no sentido do eixo do pino já com a espessura definida do corpo de prova (Figura 3.7). A fim de determinar o posicionamento correto do entalhe, a superfície dessa seção foi lixada e atacada para um exame metalográfico visando identificar a região de interesse do ensaio, a interface lateral entre os dois materiais soldados, pino e metal base. Então, com essa visualização da região da interface, a localização do entalhe foi marcada na seção preparada e este posicionamento foi utilizado como base para a determinação da marcação da extração do corpo de prova. Somente após foi realizada a usinagem dos corpos de prova, executada em máquina de usinagem por eletroerosão a fio visando garantir a exatidão dimensional e o correto posicionamento do mesmo. A Figura 3.8 mostra, esquematicamente, a localização do corpo de prova tipo C(T) extraído e a Figura 3.9 mostra a seção preparada metalograficamente e localização da

extração do corpo de prova. Já a Figura 3.10 mostra a extração dos corpos de prova empregados para avaliar os materiais originais dos pinos e do metal base.

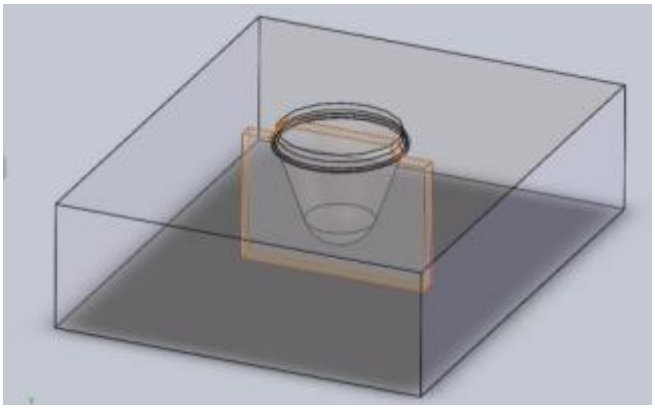


Figura 3.7 – Imagem da localização da extração seção do corpo de prova (MATTEI, 2010).

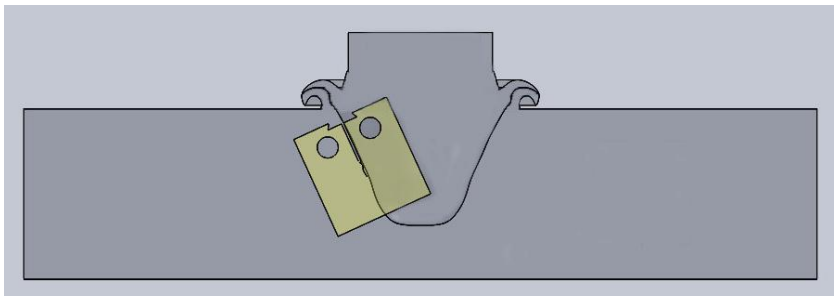
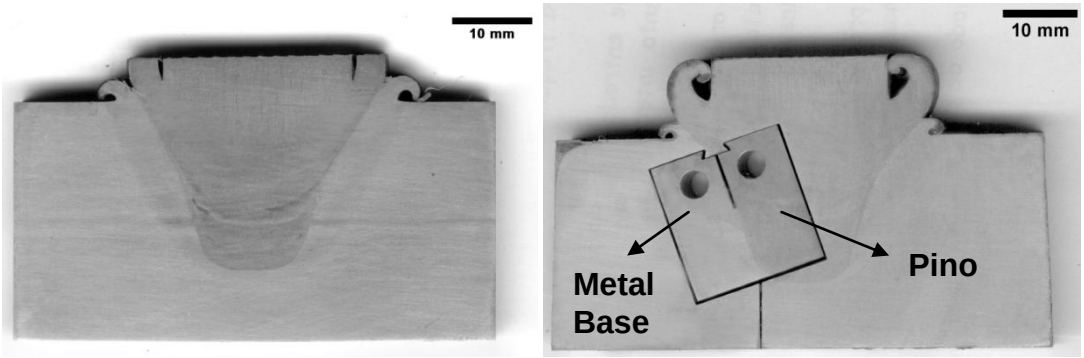


Figura 3.8 - Extração dos corpos de prova C(T) na interface entre o pino e o metal base.



A B

Figura 3.9 - Em A seção preparada e em B o local de extração do corpo de prova.

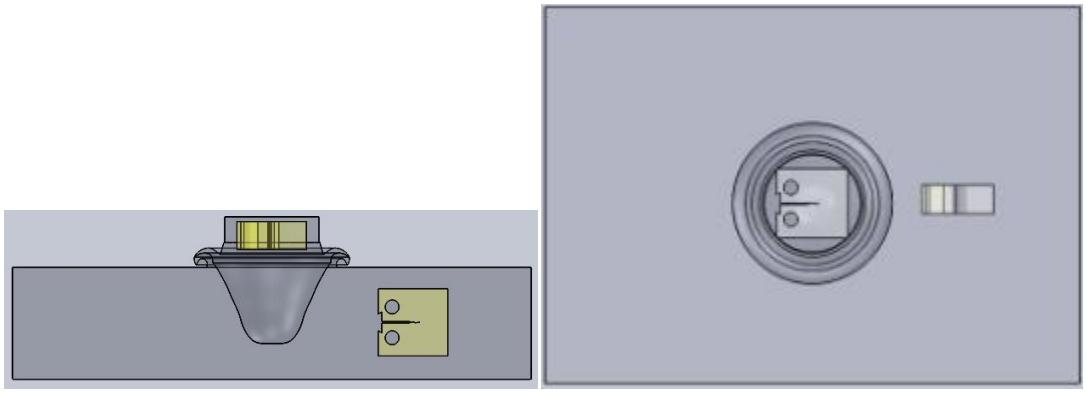


Figura 3.10 – Extração dos corpos de prova C(T) nos materiais originais, pino consumível e metal base, vista frontal e superior.

3.5.3 Equipamento de Ensaio

Para a realização dos ensaios foi utilizada uma máquina servo-hidráulica MTS modelo 810, com capacidade de 10 toneladas e um controlador FlexTest. O extensômetro de fratura utilizado para a medição da abertura do entalhe é da marca MTS, modelo 632.02F-20.

3.5.4 Procedimento de Ensaio de CTOD

A seguir estão descritas as diversas etapas do procedimento para realização do ensaio de CTOD.

Abertura da Pré Trinca de Fadiga

A abertura da pré trinca de fadiga foi realizada a partir do entalhe usinado no corpo de prova. Ela foi realizada através da aplicação de carregamentos cíclicos no corpo de prova, com ΔK de 15 MPa $\sqrt{m}$, razão de carga (R) de 0,1 e frequência de 10 Hz. Essa abertura foi assistida pelo extensômetro de fratura que monitorava o crescimento da trinca de maneira que o objetivo foi que a relação a/W fosse de 0,5.

Ensaio de CTOD

Todos os ensaios de CTOD foram realizados em temperatura ambiente e o valor obtido de CTOD é a partir da carga máxima do ensaio.

Os corpos de prova foram colocados nos dispositivos de maneira que o extensômetro de fratura fosse acoplado no corpo de prova, conforme mostra a Figura 3.11.

Figura 3.11 – Imagem do ensaio de CTOD.

Aquisição de Dados

Durante os ensaios foram adquiridos os dados relativos de abertura do extensômetro em relação à força aplicada. Com base no gráfico foram extraídas as informações necessárias à interpretação do ensaio.

Após os ensaios, as superfícies de fraturas foram utilizadas para medição do comprimento da trinca. Essa medição ocorreu através da visualização das mesmas em uma lupa, conforme mostra a Figura 3.12.

Com base nessas informações obtidas a partir dos gráficos de ensaios e das superfícies de fraturas foi realizada a validação do ensaio, de acordo com as especificações contidas na norma.

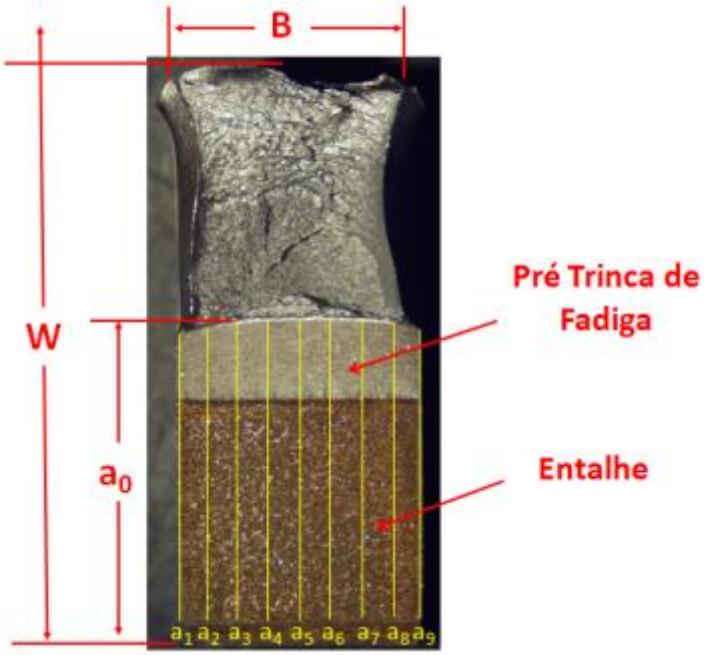


Figura 3.12 – Medição da trinca.

3.5.5 Análise da Superfície de Fratura

Após a realização dos ensaios de CTOD, todas as superfícies de fratura foram observadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Shimadzu modelo SS 550. Este procedimento foi adotado visando à determinação do mecanismo de fratura ocorrido. A Figura 3.13 mostra o posicionamento do corpo de prova com relação à junta soldada antes e depois de ser ensaiado. Já na Figura 3.14 é possível observar a posição central de onde foram realizadas as análises das superfícies de fraturas. Além disso, foi realizada uma varredura mais abrangente nas demais regiões, sendo que o sentido da análise ocorreu sempre em direção ao fundo do pino com objetivo de investigar os demais aspectos fractográficos que podem trazer um maior conhecimento relacionado ao processo de soldagem.

Também foi utilizada uma microssonda EDS modelo SEDX500 para análises químicas qualitativas.

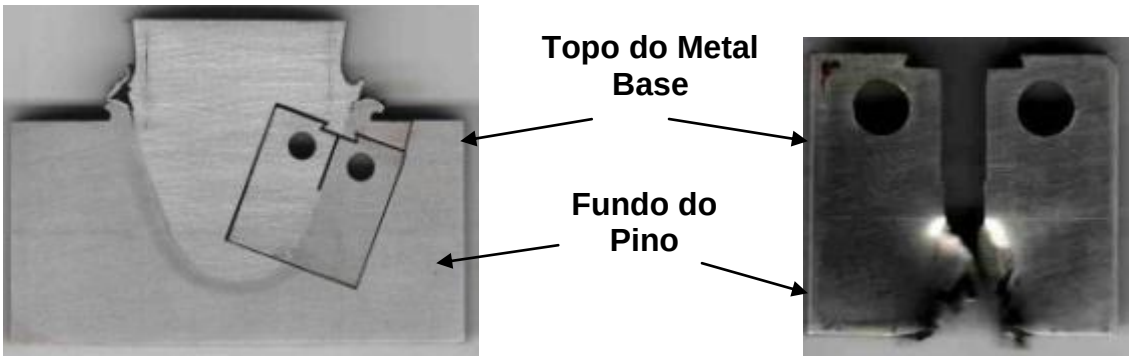


Figura 3.13 – Corpo de prova já usinado de antes e após ensaio.

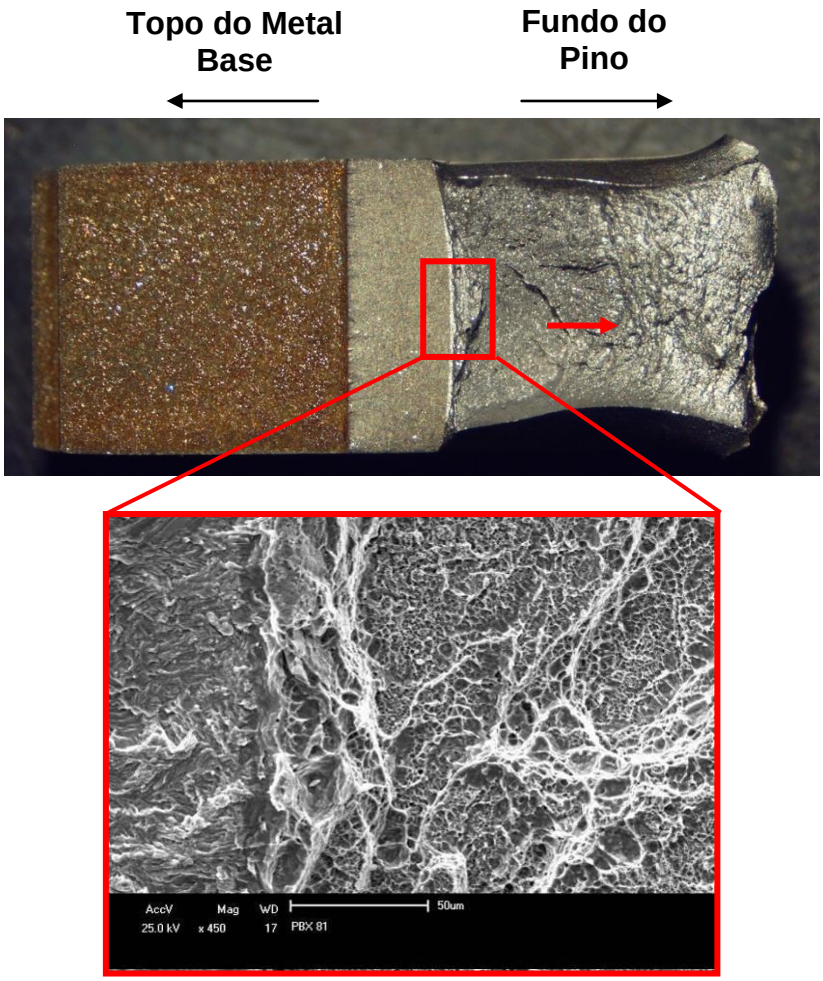


Figura 3.14 – Localização da área de avaliação dos corpos de prova em MEV. A seta indica o sentido de avaliação das demais áreas.

3.5.6 Análise Metalográfica

A norma BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010)） indica que uma análise metalográfica seja realizada após o ensaio para verificar se a ponta de trinca de fadiga estava localizada realmente aonde era objetivado para evitar enganos na interpretação dos resultados. Além desta norma, o *American Petroleum Institute*, através da API RP 2Z （AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 1998） utilizada para qualificação de chapas de aço para estruturas navais, também especifica a análise metalográfica após o ensaio de CTOD nos corpos de prova visando à localização exata do ensaio, o que confirma a real necessidade desta avaliação final.

Este procedimento é requerido devido à natureza da formação das zonas após a soldagem, em que a microestrutura torna-se altamente heterogênea, de modo que as regiões formadas são muito próximas e de pequena extensão, o que pode promover uma variação considerável na tenacidade à fratura. Desta forma a garantia da correta localização do entalhe e da pré-trinca de fadiga é de fundamental importância.

Estas normas foram utilizados como base para o procedimento de análise metalográfica adotado neste trabalho, mesmo que o processo de soldagem investigado apresente características geométricas específicas.

Os corpos de provas ensaiados foram seccionados ao longo da espessura e após preparados metalograficamente, de forma que a face interna do plano médio do corpo de prova fosse analisada (Figura 3.15). Com isso é possível analisar a microestrutura que governou o ensaio, a qual se localiza no final da ponta da trinca de fadiga. Essa análise é muito importante principalmente nesse tipo de junta soldada, uma vez que a microestrutura que se encontra nas bordas do corpo de prova pode ser diferente das que se encontram no centro do corpo de prova.

No decorrer deste estudo ao referenciar essa região de análise em específico, será utilizada a designação de região de ensaio de CTOD.

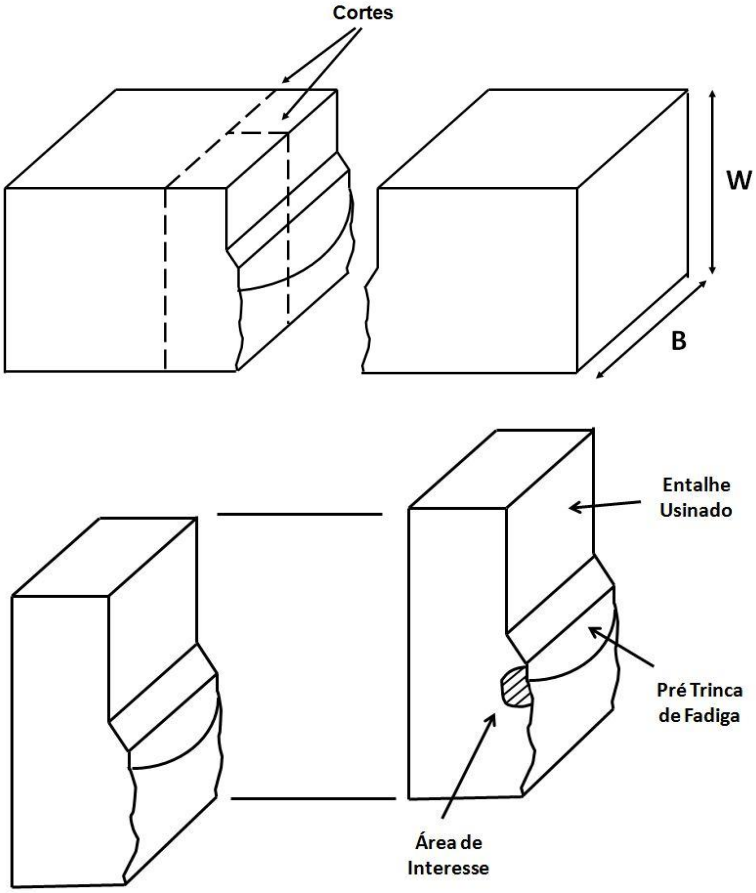


Figura 3.15 – Sequência de corte do corpo de prova após ensaio. Adaptado de BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010).

Para ilustrar com maior clareza as ações adotadas para realização dos ensaios de CTOD, foi elaborado um fluxograma (Figura 3.16) que engloba as principais etapas descritas anteriormente.

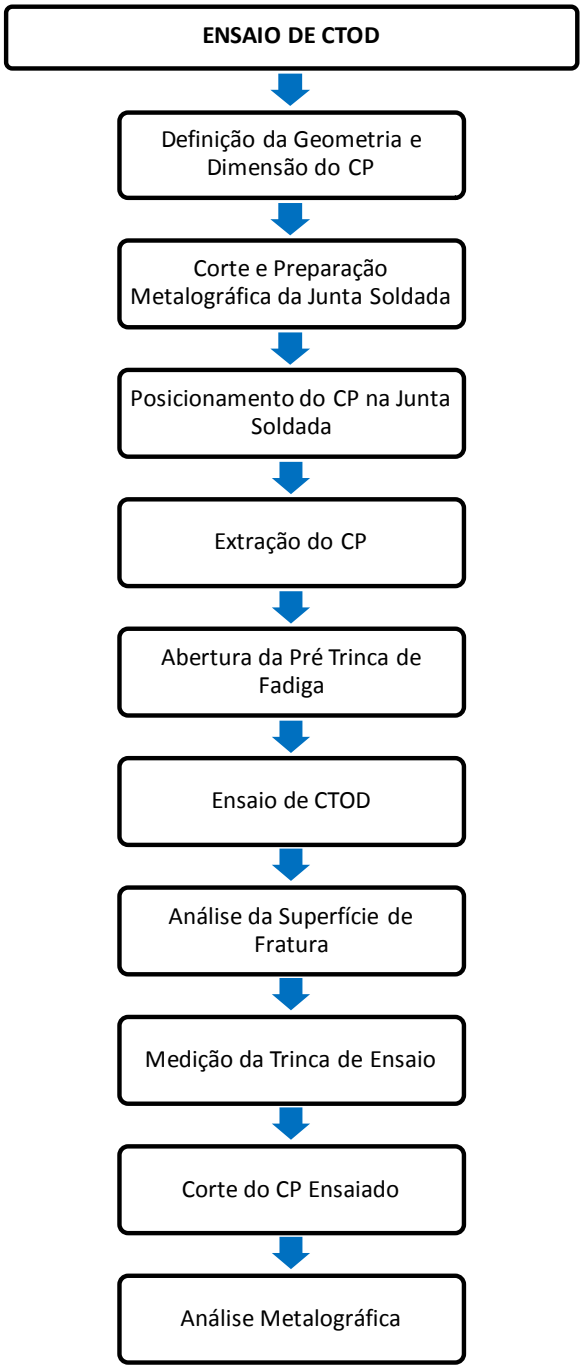


Figura 3.16 – Fluxograma das etapas de ensaio de CTOD.

4 RESULTADOS

4.1 Dados de Soldagem

Para cada operação de soldagem um arquivo era gerado com os valores aplicados de força, potência, velocidade de rotação, tempo e deslocamento vertical associado ao comprimento de queima. A partir destes dados é possível a obtenção de curvas, onde exemplos são mostrados na Figura 4.1. Em anexo encontram-se os gráficos obtidos para a obtenção das juntas.

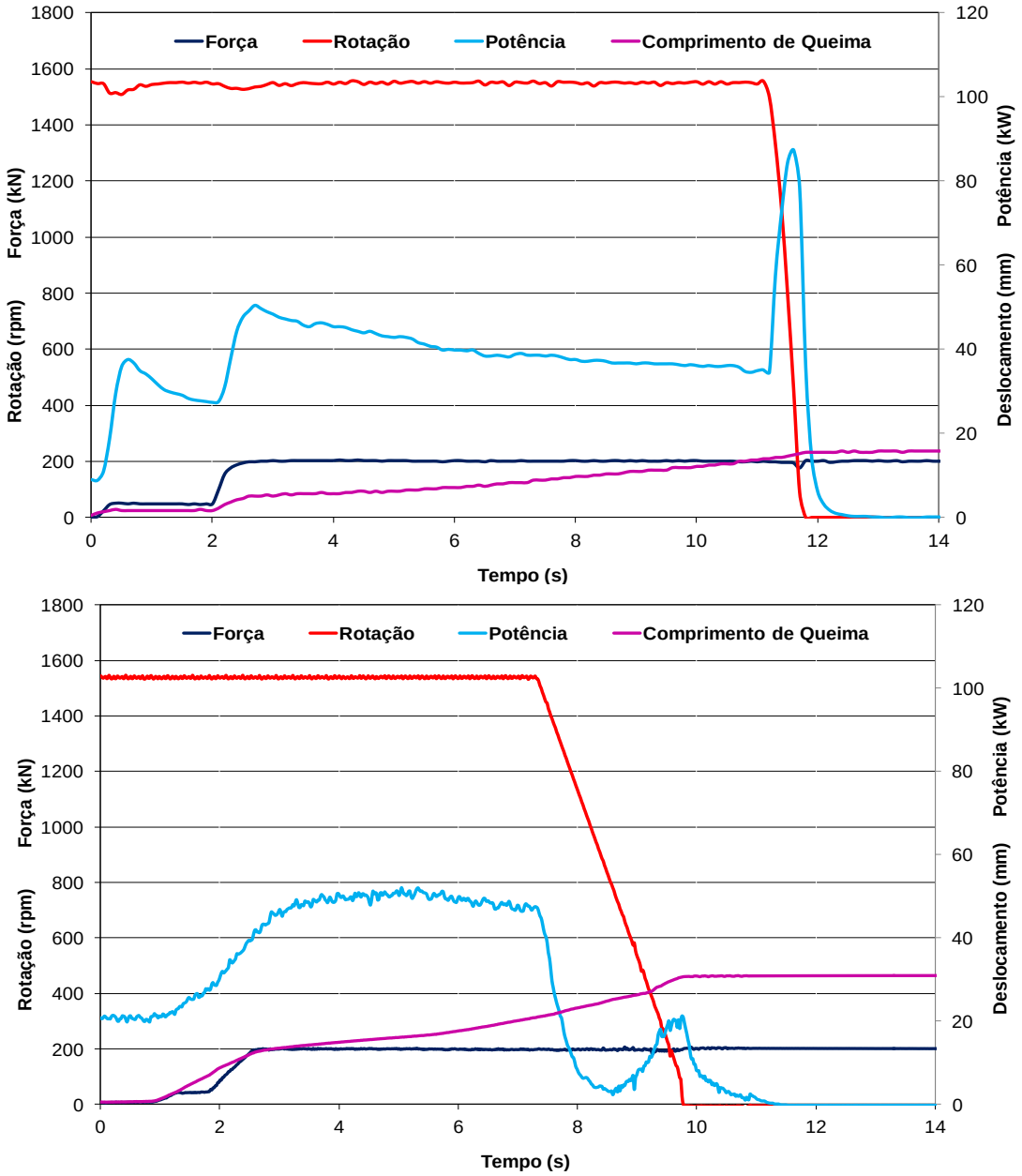


Figura 4.1 – Gráficos obtidos durante a soldagem nos equipamentos do TWI (acima) e do LAMEF (abaixo).

Os tempos de soldagem medidos (Tabela 4-1) indicaram um curto tempo de processamento dos materiais em relação aos demais processos convencionais de soldagem. Nota-se que o tempo é inversamente proporcional à força aplicada, de forma que juntas soldadas com 50 kN de força foram as que apresentaram o maior tempo.

Tabela 4-1 – Tempos de soldagem.

Metal Base	Pino	Força (kN)	Tempo de Soldagem (s)	Comprimento de Queima (mm)
BS EN10025	AISI 316L	50	64,9	12
		200	11,1	
		400	3,0	
	Duplex	200	9,9	20
		400	6,4	
	F138	200	9,0	
Duplex	Duplex	200	8,6	
	F138	200	11,9	

4.2 Aquisição de Temperatura

A Figura 4.2 mostra os dados obtidos a partir das aquisições de temperatura realizadas durante o processo de soldagem. A Tabela 4-2 mostra os valores de temperaturas máximas medidas em função do posicionamento dos termopares nos corpos de prova soldados com pino consumível de AISI 316L em todos os três níveis de força aplicada. Dentre os quatro pontos de medição de temperatura, o termopar posicionado na parte superior do metal base, identificado como T4, foi o que alcançou os maiores valores de temperatura. Além disso, observou-se que os valores mudaram de forma inversamente proporcional à força de soldagem.

Os valores de temperatura medidos através do termopar T3 foram os mais próximos da região de posicionamento da pré-trinca de fadiga dos ensaios de tenacidade à fratura.

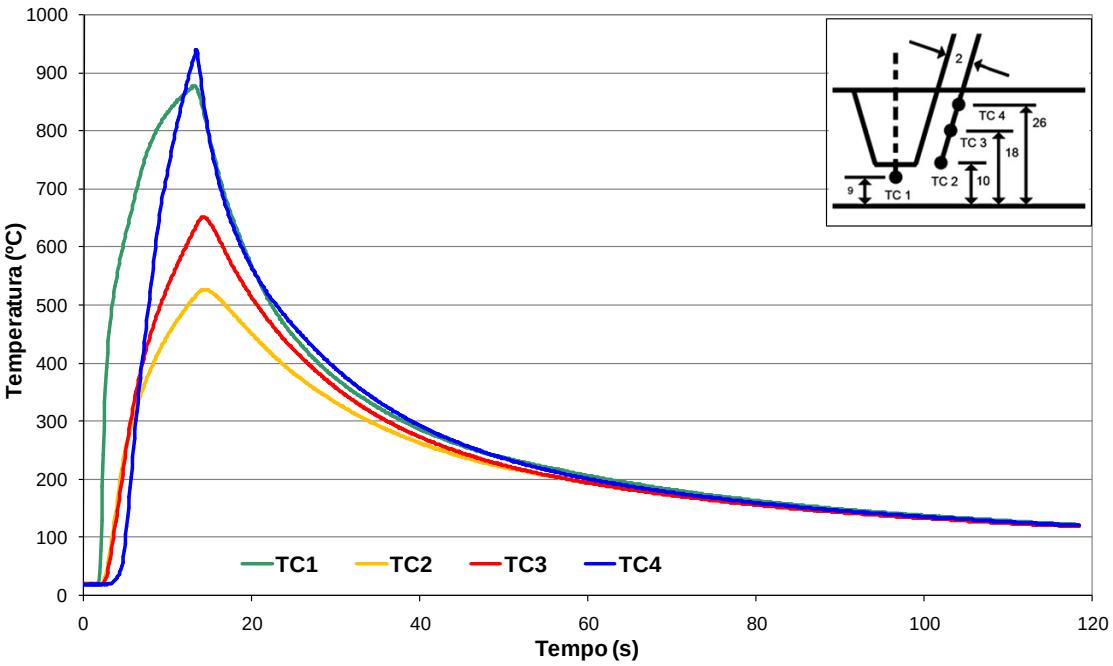


Figura 4.2 – Aquisição de temperatura durante a soldagem da junta de metal base BS 10025 e pino AISI 316L com 200 kN de força aplicada.

Tabela 4-2 – Temperaturas máximas com pino AISI 316L.

Força Aplicada (kN)	Temperatura Máxima (ºC)			
Termopar	**T1**	**T2**	**T3**	**T4**
50	850	593	796	1053
200	876	526	651	939
400	719	546	470	822

4.3 Caracterização Microestrutural

As microestruturas observadas em cada material estão na Figura 4.3. No BS EN10025 observou-se uma matriz ferrítica e perlítica, no ASTM F138 uma matriz austenítica com grãos poligonais de tamanho médio de 9 μm com maclas. O AISI 316L apresentou estrutura semelhante, com grãos de tamanho médio de 29 μm e ferrita delta. O Duplex é composto de matriz ferrítica com lamelas de austenita alongadas, onde a proporção dessas fases é de 50/50.

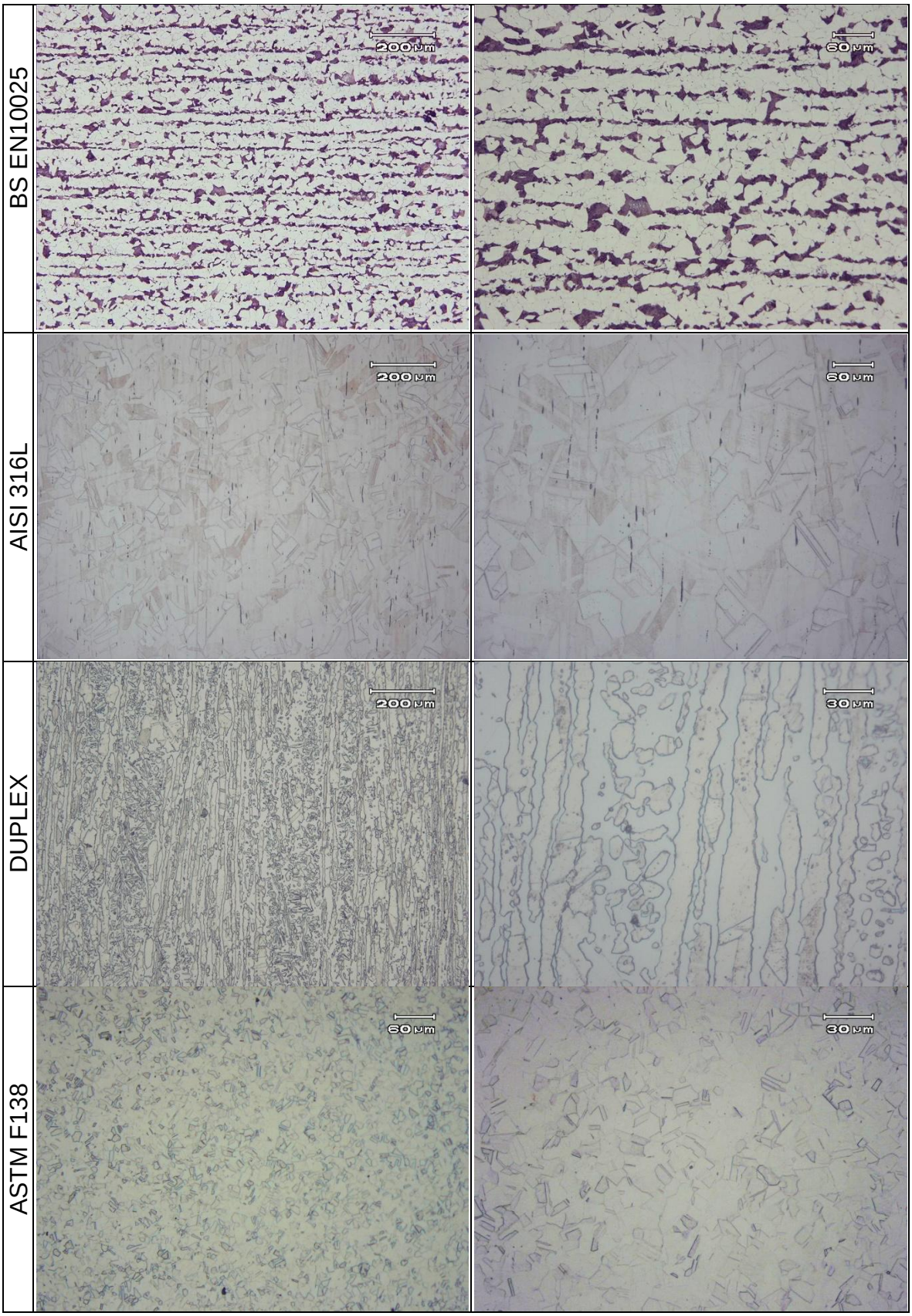


Figura 4.3- Micrografias dos materiais originais.

A análise microestrutural que objetivou a visualização das inclusões foi realizada em todos os materiais selecionados, mas somente foram observadas inclusões alongadas de MnS no BS EN10025 e no AISI 316L, conforme apresentado na Figura 4.4.

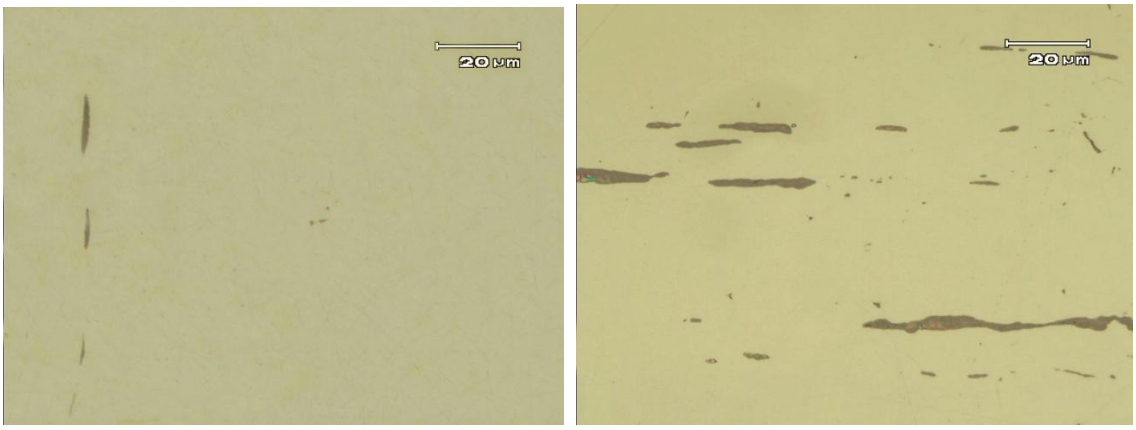


Figura 4.4 – Micrografias mostrando inclusões de MnS do BS EN10025 (esquerda) e AISI 316L (direita). Sem ataque.

4.4 Ensaios de Microdureza

Os perfis de dureza realizados nas juntas soldadas com metal base BS EN10025 e com pino AISI 316L (Figura 4.5) mostraram que as condições de soldagem com força de 50 e 200 kN apresentaram um perfil bem similar. Contudo a condição de 400 kN apresentou um comportamento diferenciado, apresentando uma elevação nos valores, para 380 $HV_{0,3}$ na região adjacente à interface, no lado do metal base.

Nas juntas produzidas com o mesmo metal base e pino de Duplex (Figura 4.6), ao alterar a força axial utilizada de 200 para 400 kN o perfil de dureza não apresentou nenhuma alteração significativa, onde os valores da região do pino ficaram em torno de 300 $HV_{0,3}$. Na região do metal base adjacente à interface, houve uma elevação nos valores, atingindo 350 $HV_{0,3}$. Isto também foi observado quando o pino era de ASTM F138, mas os valores na região deste pino situaram-se próximos a 220 $HV_{0,3.}$

As juntas soldadas com metal base de Duplex e pino do mesmo material e ASTM F138 (Figura 4.7) mostraram perfis de dureza bem similar na região do metal base, com valores em torno de 260 $HV_{0,3.}$ Quando o pino era de Duplex, o perfil se mostrou sem nenhuma alteração significativa, somente uma pequena elevação dos valores até próximo a 300 $HV_{0,3}$. Na região do pino ASTM F138 há uma diminuição nos valores, em torno de 230 $HV_{0,3}$.

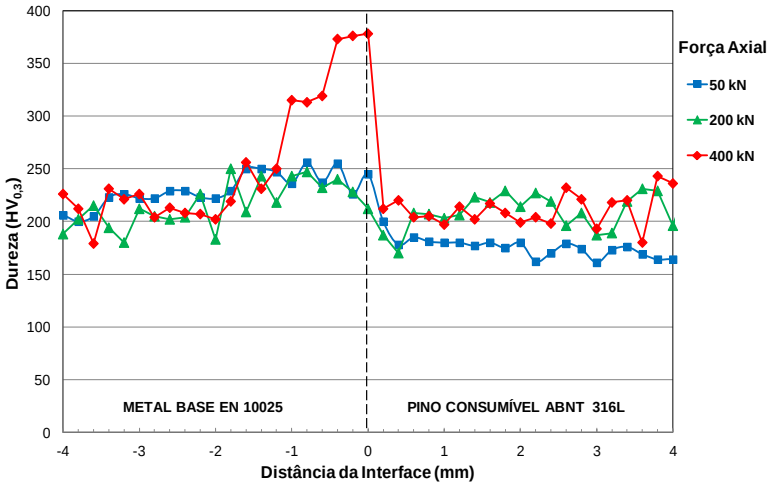


Figura 4.5 – Perfis de microdureza horizontal das juntas soldadas com metal base BS EN 10025 e pino AISI 316L.

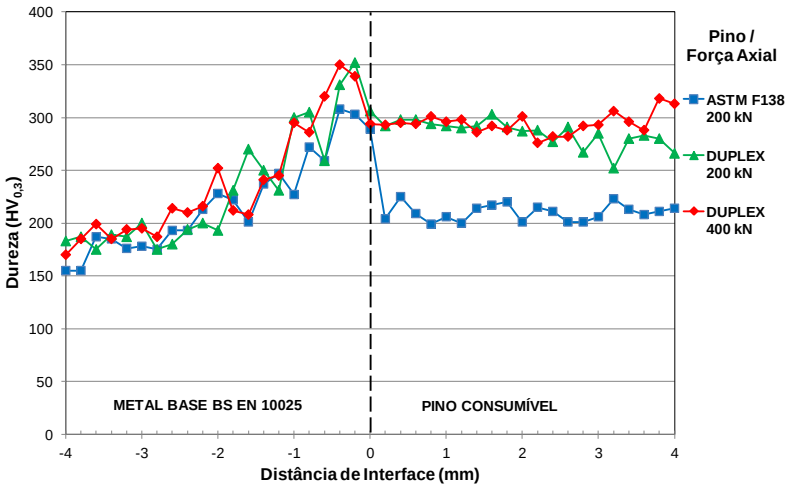


Figura 4.6 - Perfis de microdureza horizontal das juntas soldadas com metal base BS EN 10025 e pino de ASTM F138 e Duplex.

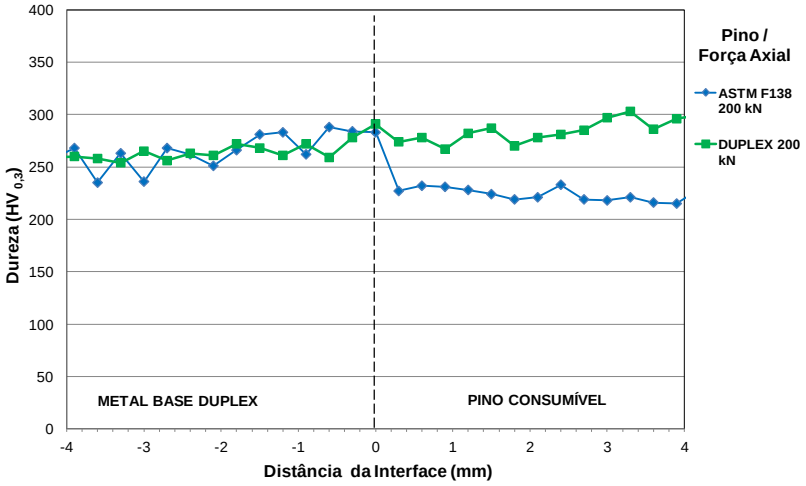


Figura 4.7 - Perfis de microdureza horizontal das juntas soldadas com metal base de Duplex e com pinos consumíveis de Duplex e ASTM F138.

4.5 Ensaios de Tenacidade à Fratura

Durante os ensaios de CTOD são obtidos os dados medidos pelo extensômetro de fratura e pela máquina de ensaio, de maneira que após o ensaio são geradas curvas de abertura do extensômetro versus força aplicada. A Figura 4.8 exemplifica uma das curvas obtidas durante o ensaio.

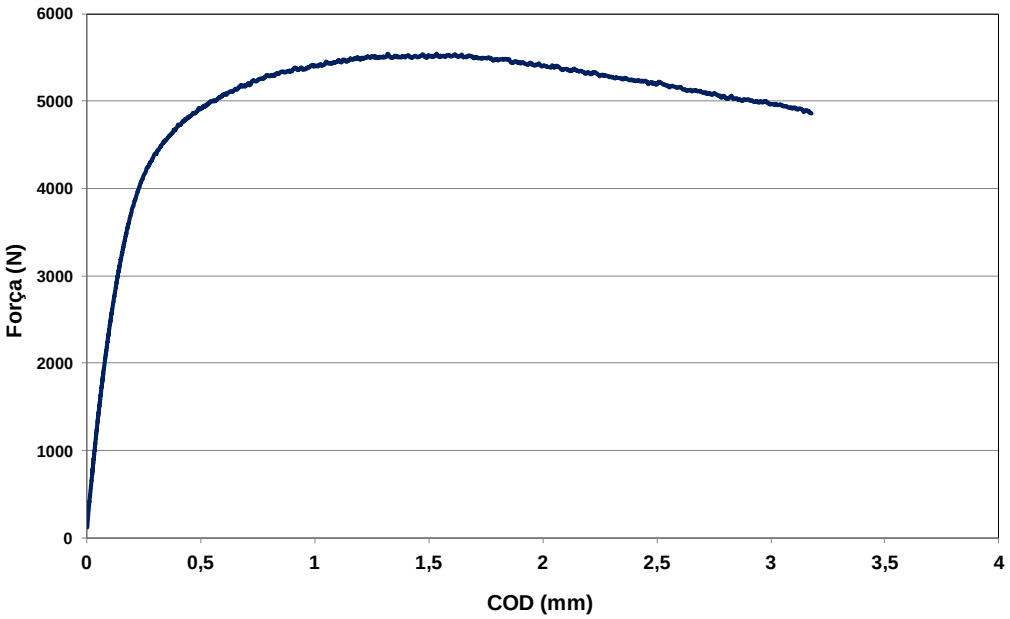


Figura 4.8 – Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra soldada com base BS EN 10025 e pino consumível AISI 316L com 200 kN.

Os ensaios de tenacidade CTOD dos materiais originais indicaram que o Duplex e o ASTM F138 apresentaram os maiores valores (Tabela 4-3). Além disso, observa-se uma significativa diferença entre os valores do AISI 316L e os demais. Entre estes também houve uma diferença nos valores, onde um corpo de prova apresentou valor superior aos demais. Esse fato será comentado mais adiante, através da análise das superfícies de fratura.

O mesmo ocorreu nos valores obtidos a partir do BS EN 10025, mas neste caso um dos corpos de prova apresentou um valor inferior aos demais, e o mesmo será tratado mais adiante neste trabalho.

Tabela 4-3 - Resultado de CTOD dos materiais originais.

Material	Código	CTOD (mm)
BS EN10025	B 1	0,37
	B 2	0,53
	B 3	0,53
	B 4	0,57
AISI 316L	SS 1	0,05
	SS 2	0,05
	SS 3	0,08
	SS 4	0,09
	SS 5	0,10
	SS 6	0,25
Duplex	D 1	0,93
	D 2	1,04
	D 3	1,12
ASTM F138	F 1	0,94
	F 2	1,04
	F 3	1,06

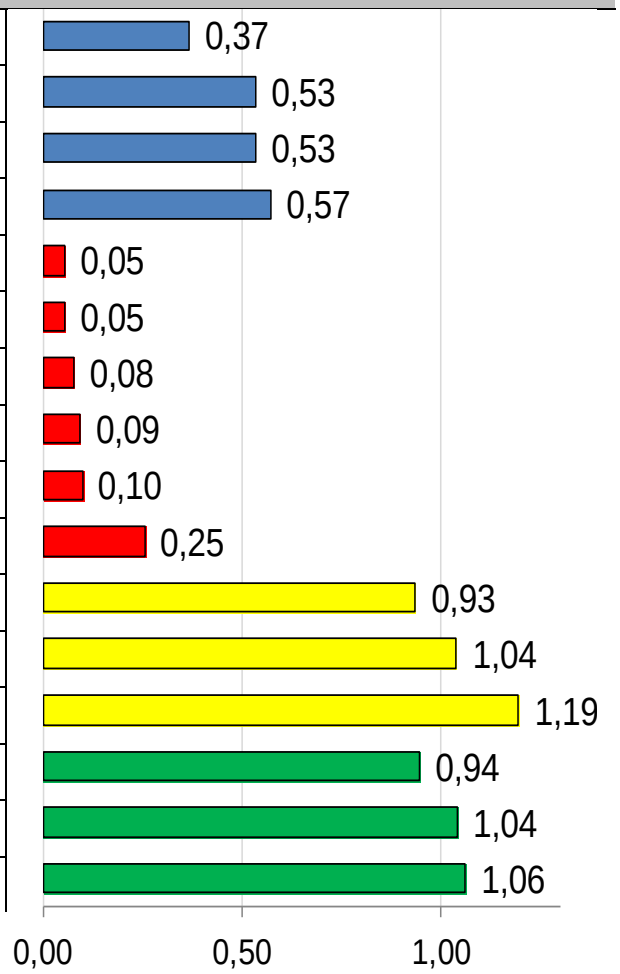
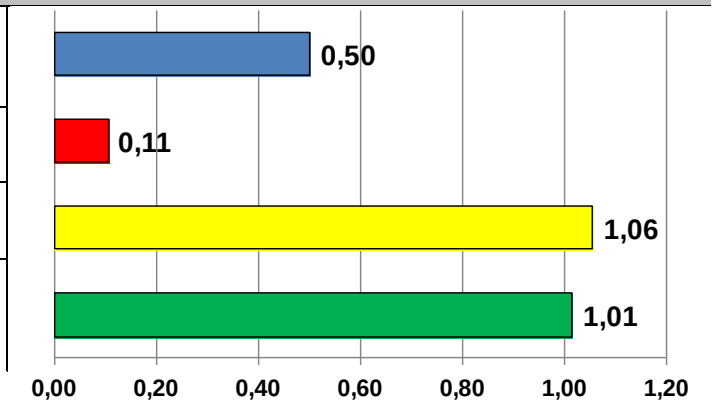


Tabela 4-4 – Médias dos valores de CTOD dos materiais originais.

Material	CTOD (mm)
BS EN10025	0,5
AISI 316L	0,11
Duplex	1,06
ASTM F138	1,01



A Tabela 4-5 mostra os resultados dos ensaios de tenacidade CTOD efetuados nas juntas soldadas.

Os resultados com pino consumível de AISI 316L estiveram entre os valores de tenacidade dos dois materiais originais, porém eles mostraram uma grande dispersão, onde a condição de 50 kN de força axial foi a que apresentou maior variação, e a de 200 kN a menor variação.

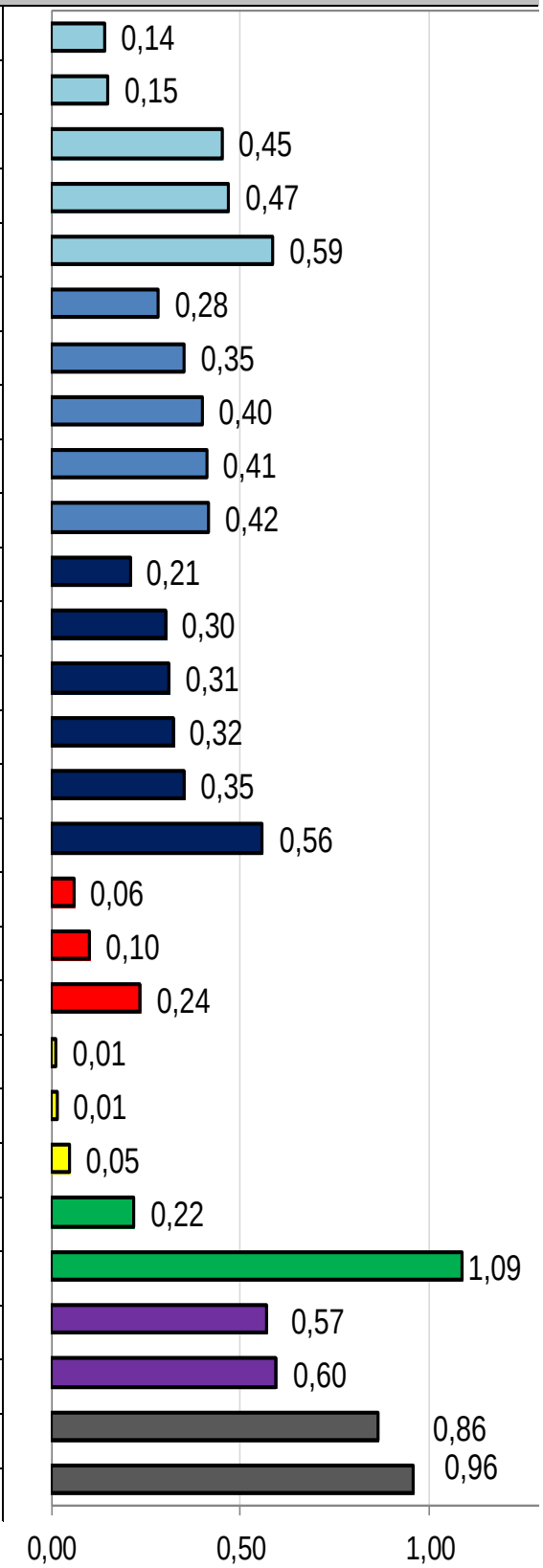
As juntas soldadas com BS EN10025 e pino de Duplex apresentaram também uma dispersão nos valores medidos, sendo que as com força de 200 kN apresentaram maiores valores do que a de 400 kN. Essa condição foi a que apresentou a menor tenacidade das soldas realizadas (0,01 mm), independente dos materiais utilizados. Em ambas condições os valores foram inferiores aos proporcionados pelos materiais originais.

Quando se manteve o mesmo metal base com pino de ASTM F138, os dois ensaios mostraram tenacidade bem diferenciadas, sendo um com um valor consideravelmente superior ao outro, similar ao valor observado no material original do ASTM F138. Esta foi a maior tenacidade encontrada em juntas soldadas, CTOD de 1,09 mm.

Ao utilizar o Duplex tanto como metal base e pino consumível, a tenacidade das duas juntas se mostrou próxima, mas com valores inferiores à tenacidade do material original. O mesmo comportamento foi observado quando foi utilizado o mesmo metal base com outro aço inoxidável como pino, o ASTM F138. Todavia neste caso os valores de tenacidade foram superiores.

Tabela 4-5 – Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura das juntas soldadas.

Metal Base	Pino	Força (kN)	Código Solda	CTOD (mm)
BS EN10025	AISI 316L	50	B3_50 1	0,14
			B3_50 2	0,15
			B3_50 3	0,45
			B3_50 4	0,47
			B3_50 5	0,59
		200	B3_200 1	0,28
			B3_200 2	0,35
			B3_200 3	0,40
			B3_200 4	0,41
			B3_200 5	0,42
		400	B3_400 1	0,21
			B3_400 2	0,30
			B3_400 3	0,31
			B3_400 4	0,32
			B3_400 5	0,35
			B3_400 6	0,56
	Duplex	200	BD_200 1	0,06
			BD_200 2	0,10
			BD_200 3	0,24
		400	BD_400 1	0,01
			BD_400 2	0,01
			BD_400 3	0,05
	F138	200	BF_200 1	0,22
			BF_200 2	1,09
Duplex	Duplex	200	DD_200 1	0,57
			DD_200 2	0,60
	F138		DF_200 1	0,86
			DF_200 2	0,96



4.6 Análise da Superfície de Fratura

4.6.1 Materiais Originais

As avaliações das superfícies de fratura dos materiais originais indicaram a presença de inclusões de MnS no BS EN10025 e no AISI 316L, conforme mostra a Figura 4.9. Nos demais materiais, Duplex e ASTM F138 o mesmo não foi observado (Figura 4.10). Em todas as imagens o sentido de propagação da trinca está indicado através de uma seta.

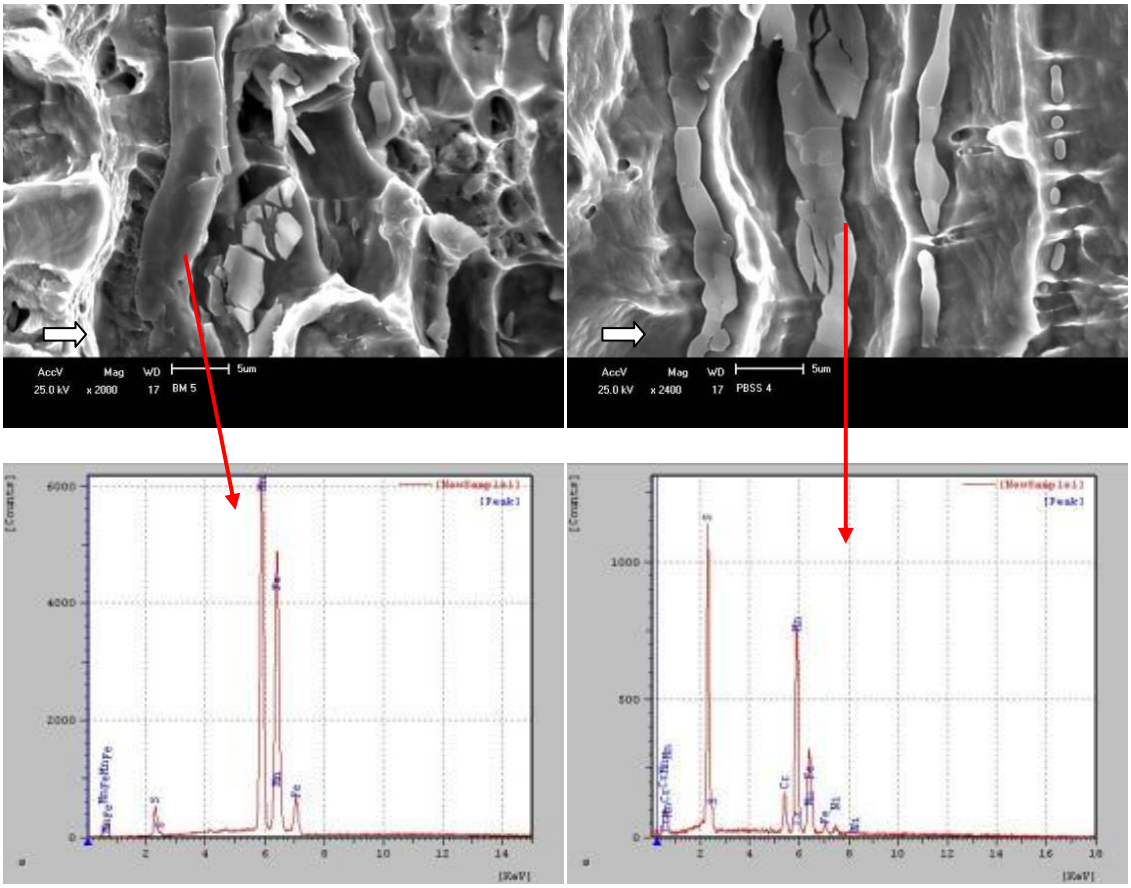


Figura 4.9 – Fractografias em MEV das superfícies de fratura de BS EN 10025 (esquerda) e AISI 316L (direita) com inclusões de MnS, confirmado pelo EDX.

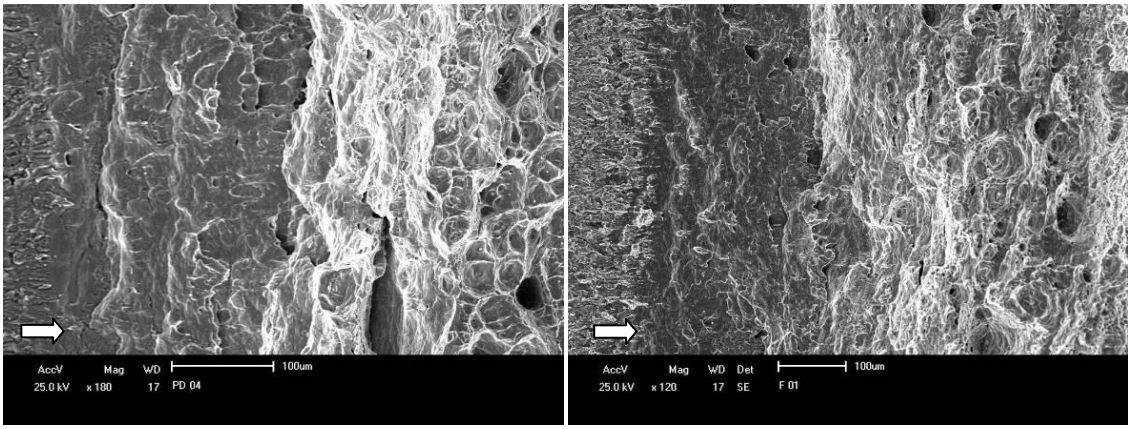


Figura 4.10 - Fractografias em MEV mostrando as superfícies de fraturas dos materiais Duplex (esquerda) e ASTM F138 (direita).

Em todas as superfícies de fratura do AISI 316L foram observadas inclusões alongadas de MnS mas a de menor valor apresentou também regiões com pequenas inclusões arredondadas que nuclearam microcavidades entre as inclusões alongadas (Figura 4.12).

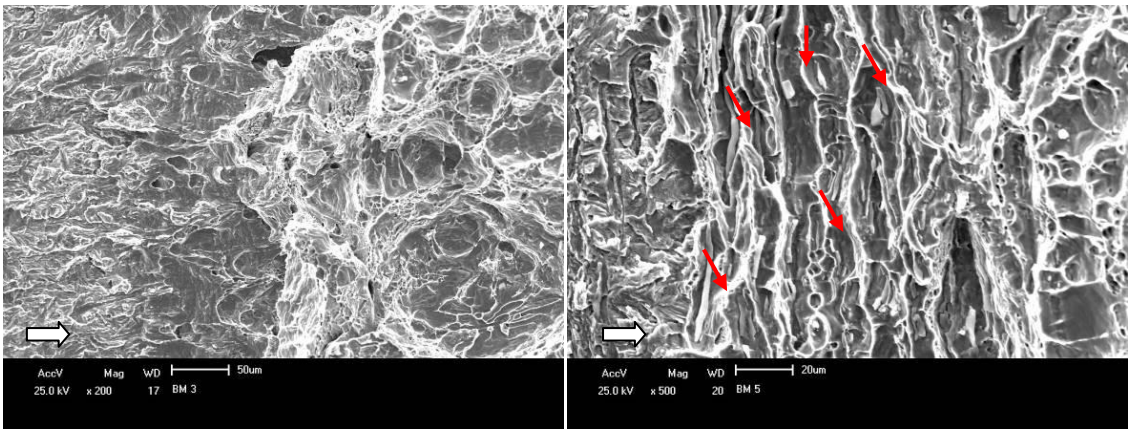


Figura 4.11 – Fractografias em MEV da superfície de fratura dos corpos de prova do BS EN 10025, onde à esquerda corresponde ao maior valor de CTOD e à direita ao de menor valor. As setas vermelhas indicam as inclusões.

A diferença dos valores de CTOD medidos está relacionada às inclusões de sulfeto de manganês observadas, que por sua vez estão associadas ao teor de enxofre de cada material. A composição química indicou uma diferença no teor de S entre os materiais, principalmente ao compararmos o AISI 316L e o ASTM F138, que são materiais de mesma classificação, aços inoxidáveis austeníticos, mas que apresentaram resposta aos ensaios de tenacidade bem diferenciados.

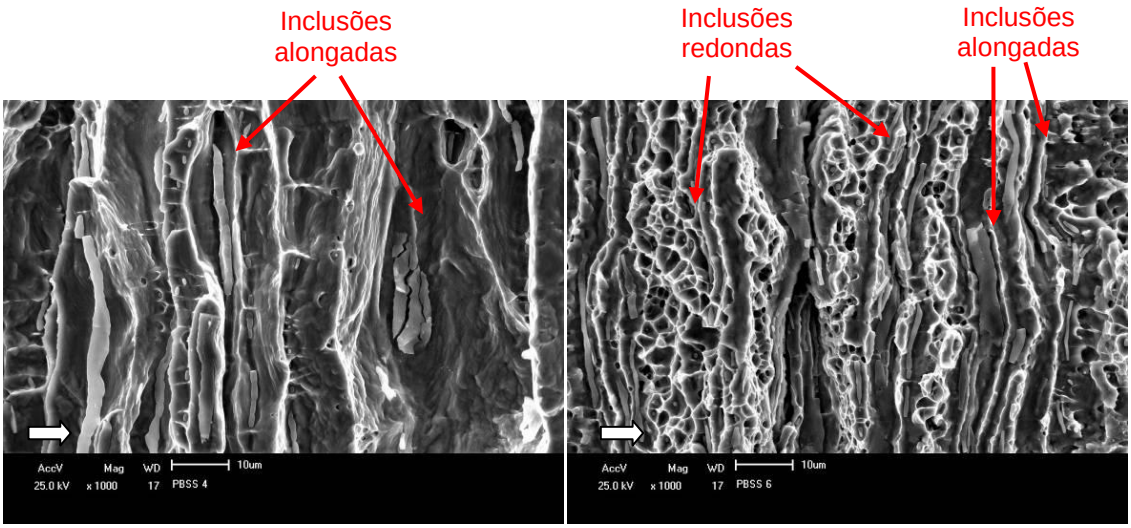


Figura 4.12 – Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de menor valor de CTOD do AISI 316L, à esquerda o maior valor de CTOD e à direita o de menor.

4.6.2 Juntas Soldadas

Metal Base BS EN10025 + Pino AISI 316L

As análises das superfícies de fratura de todas as amostras ensaiadas permitiram observar a presença de zonas de estiramento (ZE) seguidas por um modo dúctil de fratura, onde inclusões de MnS foram as responsáveis pela nucleação das microcavidades. A medição das zonas de estiramento foi realizada, mas não foi observada nenhuma relação direta com a tenacidade medida.

A análise da superfície de fratura da amostra soldada com 50 kN que mostrou o menor valor de tenacidade (B3_50 1 CTOD = 0,14 mm) indicou uma zona de estiramento e, adjacente à mesma, havia várias inclusões de sulfeto de manganês, conforme mostra a Figura 4.13. Ao longo da superfície de fratura foram observadas inclusões sem formato específico, de tamanho em torno de 5 μm, sendo poucas com dimensão superior, acima de 10 μm (Figura 4.14).

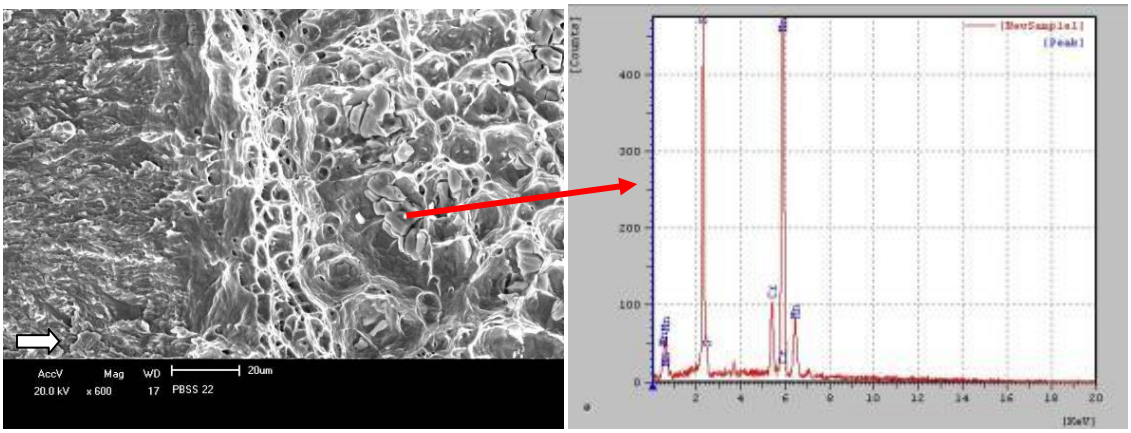


Figura 4.13 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de B3_50 1 (CTOD = 0,14 mm).

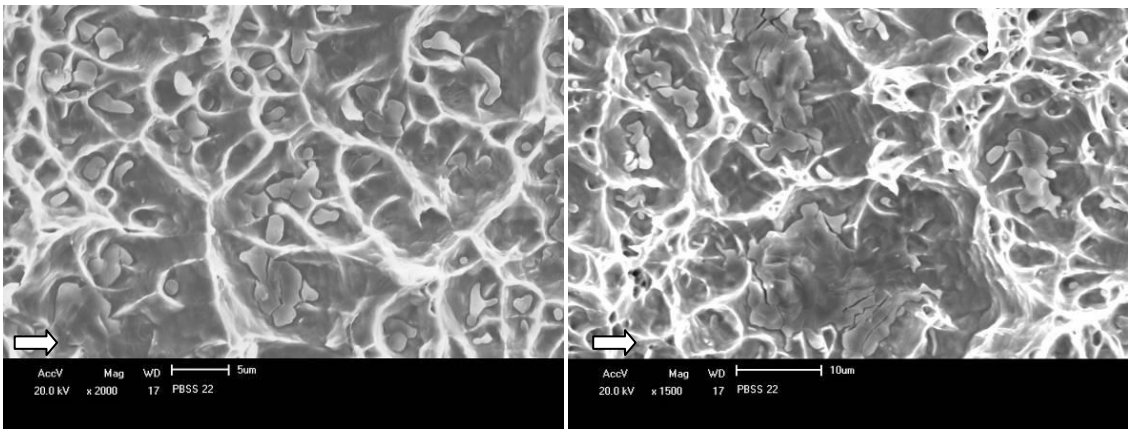


Figura 4.14 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de B3_50 1 (CTOD = 0,14 mm) mostrando inclusões de tamanhos variados.

Já a análise da superfície de fratura de outra amostra que apresentou valor bem próximo a essa amostra (B3_50 2 CTOD = 0,15 mm) indicou que na zona de estiramento havia inclusões de MnS no sentido perpendicular à superfície, conforme mostra a Figura 4.15. Ao avaliar as demais regiões da superfície de fratura (Figura 4.16 A e B), em direção ao fundo do pino, foi observado que após a ZE houve uma mudança de plano na propagação da trinca, de maneira que a mesma passou para outro plano que não se encontra alinhado ao da ZE. Este plano compõem uma região que apresentou uma grande quantidade de inclusões de MnS (Figura 4.16 C, D e E) em diversas formas: alongadas com tamanho em torno de 10 μm, globulares inferiores a 2 μm e também sem nenhum formato característico. A Figura 4.17 ilustra também inclusões alongadas e com formato planar, diferenciada das demais.

Essa mudança significativa de plano de propagação de trinca também foi notada na amostra com maior valor de tenacidade. Nesse outro plano foi observada uma grande quantidade de inclusões de formato globular de tamanho inferior a 3 μm e irregular em torno de 10 μm, conforme ilustra a Figura 4.18.

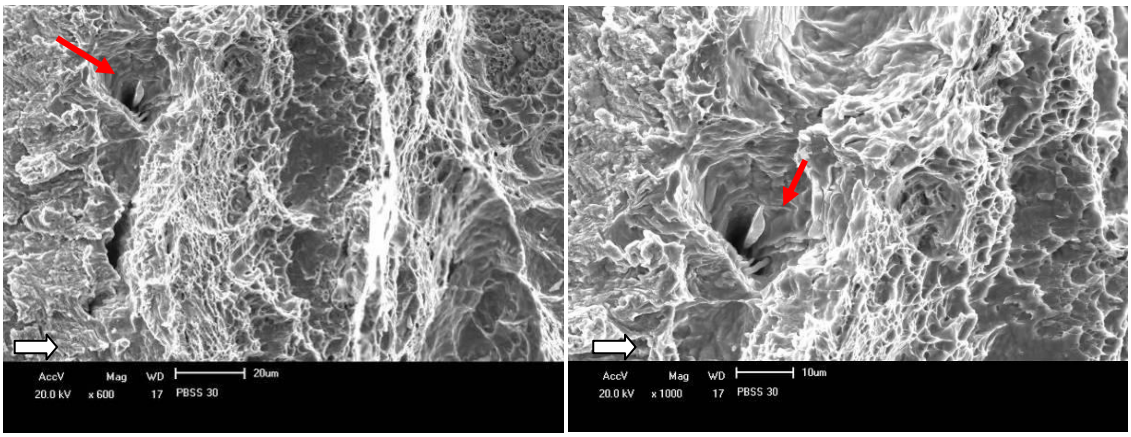


Figura 4.15 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_50 2 (CTOD = 0,15 mm) mostrando a inclusão na ZE.

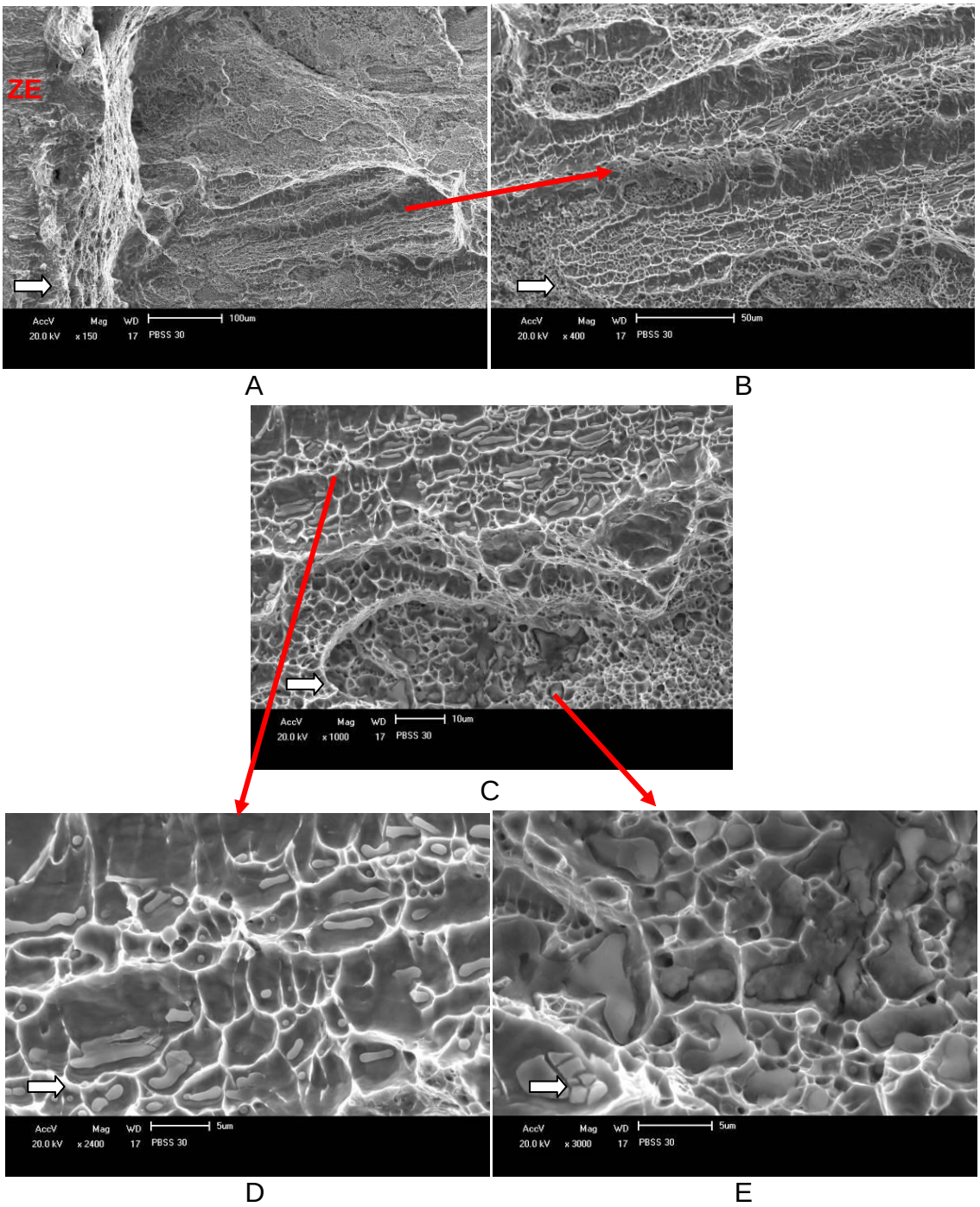


Figura 4.16 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de B3_50 2 (CTOD = 0,15 mm). Observa-se o plano de propagação da trinca (A e B) e as inclusões (C, D e E).

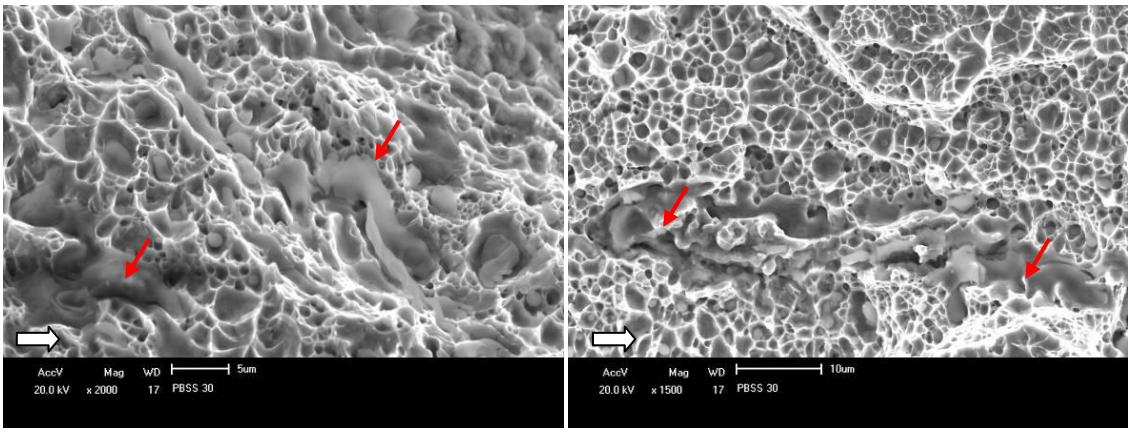


Figura 4.17 - Fractografias em MEV da mesma amostra anterior com inclusões de aspecto diferenciado (setas).

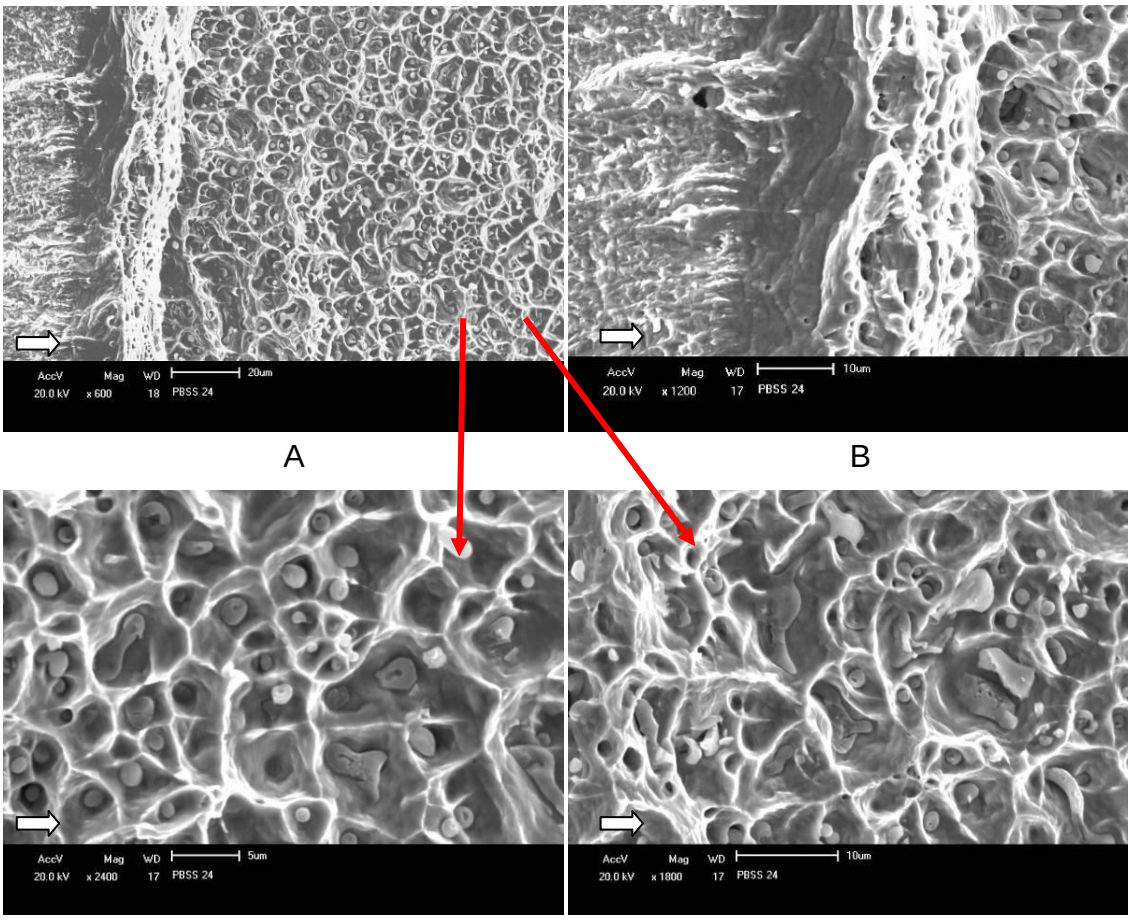


Figura 4.18 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_50 5 (CTOD = 0,59 mm) mostrando o plano de propagação da trinca (A e B) e as inclusões (C e D).

Ao analisar ao longo da superfície de fratura da amostra B3_200 1 foram observadas também inclusões de diversos formatos, alongadas maiores de 5 μm, arredondadas menores de 5 μm (Figura 4.19). Também foi notada uma inclusão com um aspecto similar a de um filme, com formato planar. Próximo a este também foram visualizadas microcavidades com tamanhos em torno de 5 μm e contendo inclusões disformes (Figura 4.20).

Já ao analisar as regiões do longo do corpo de prova de maior valor de tenacidade, B3_200 5, foi observada uma menor quantidade de inclusões alongadas, que nuclearam microcavidades de tamanho superior a 10 μm (Figura 4.21).

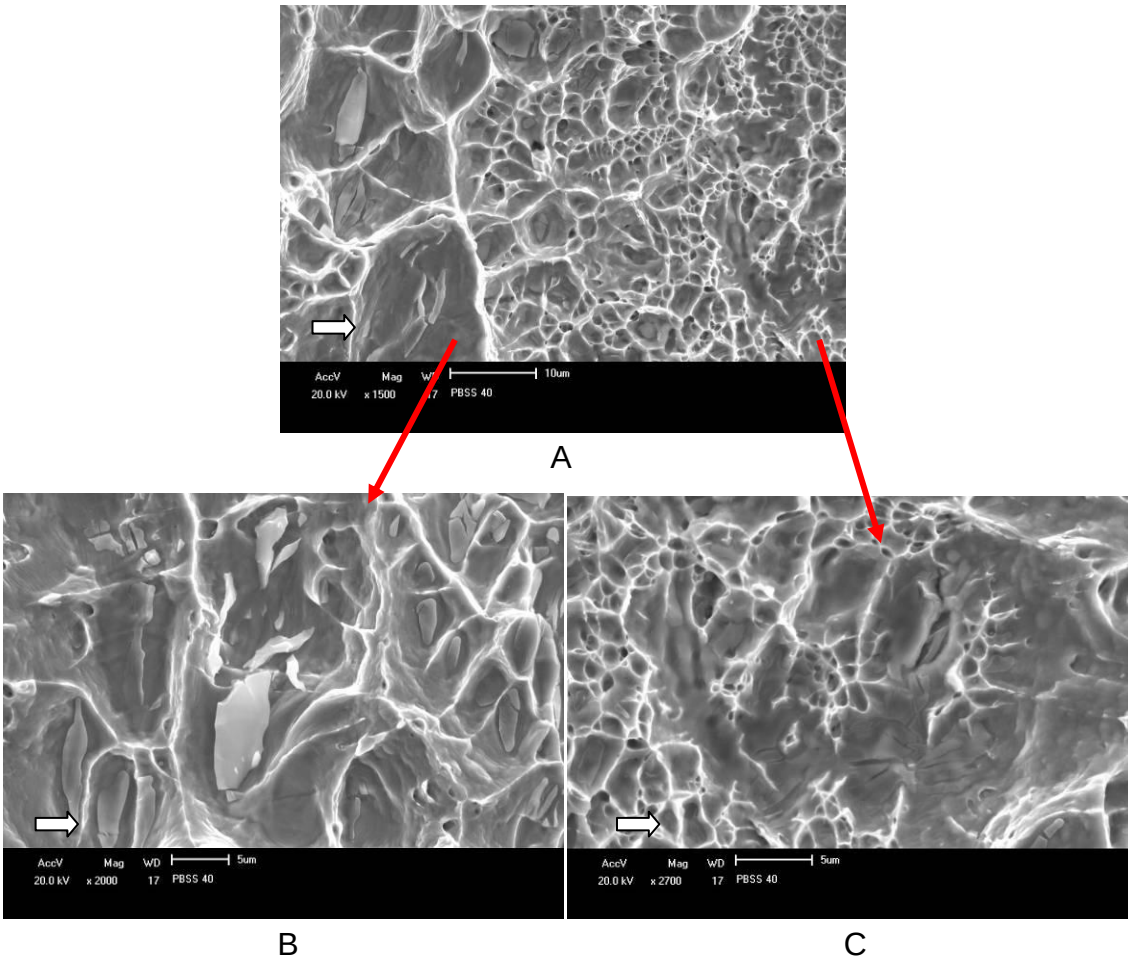


Figura 4.19 - Fractografias da superfície de fratura do corpo prova de menor valor B3_200 1 (CTOD = 0,28 mm), mostrando em B as inclusões alongadas e em C, formato planar.

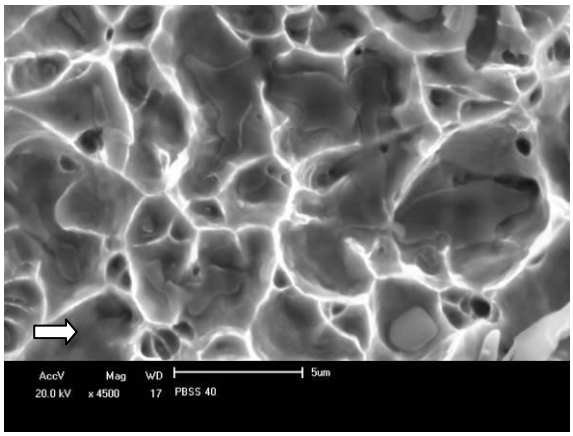


Figura 4.20 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de menor valor de CTOD B3_200 1 (CTOD = 0,28 mm) com inclusões em microcavidades.

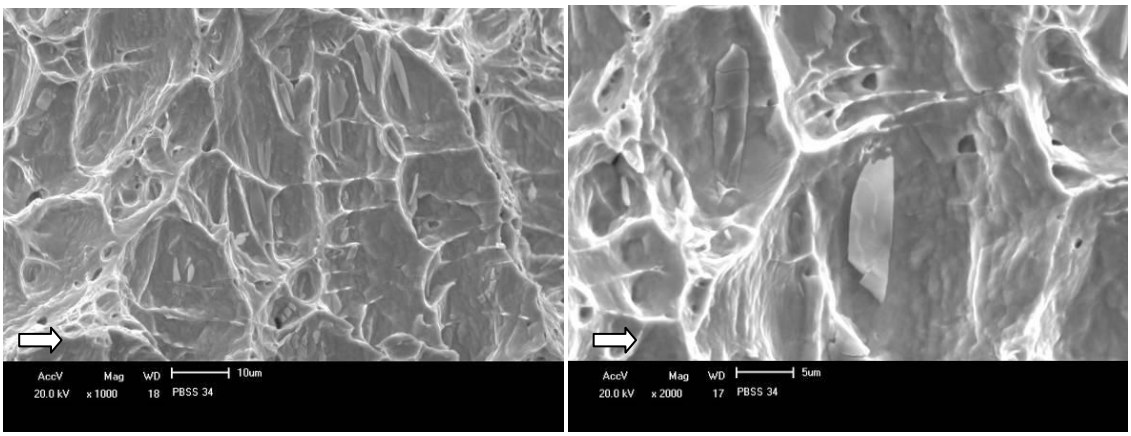


Figura 4.21 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova de maior valor de CTOD, B3_200 5 (CTOD = 0,42 mm).

Nas juntas soldadas com 400 kN, observou-se que na ZE da amostra de maior valor foram observadas inclusões arredondadas de dimensão inferior a 2 μm (Figura 4.22). Na região ao longo do corpo de prova de menor tenacidade, B3_400 1 (Figura 4.23) foram encontradas inclusões alongadas que nuclearam microcavidades maiores de 10 μm e, próximo a estas, microcavidades menores nucleadas por pequenas inclusões arredondadas. Em contrapartida, no corpo de prova de maior tenacidade (Figura 4.24) foi observada uma menor quantidade de inclusões, sendo pouca alongadas com 10 μm e as demais com tamanho inferior a 5 μm.

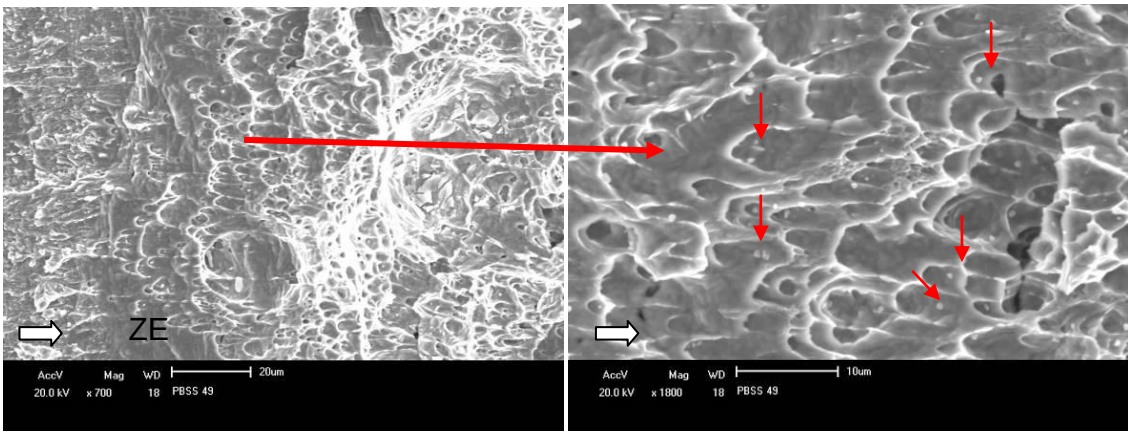


Figura 4.22 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_400 6 (CTOD = 0,56 mm) mostrando as inclusões (setas).

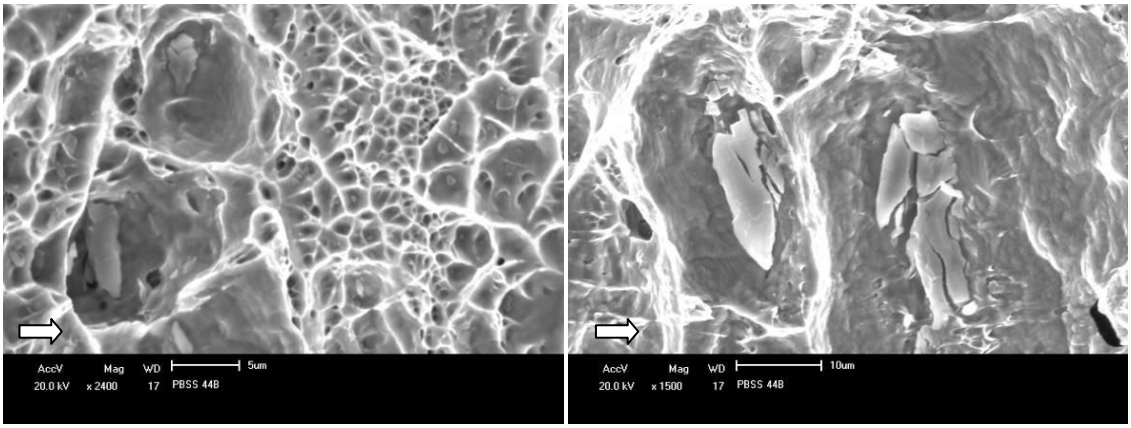


Figura 4.23 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_400 1 (CTOD = 0,21 mm) mostrando as inclusões.

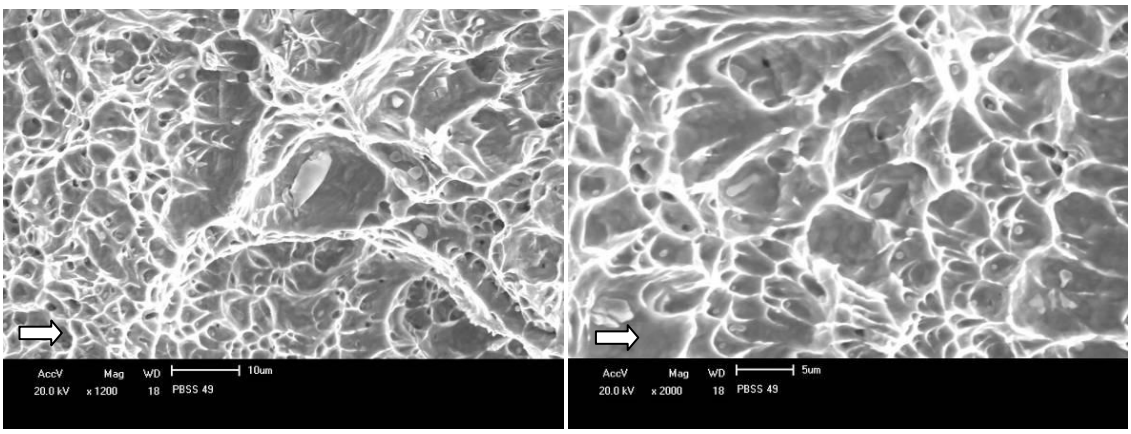


Figura 4.24 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova B3_400 5 (CTOD = 0,35 mm) mostrando as inclusões encontradas.

Metal Base BS EN10025 + Pino Duplex

Em todas as amostras soldadas com força de 200 kN percebeu-se zona de estiramento. Observou-se, também, que durante o ensaio a trinca mudou seu plano de propagação abruptamente. Esse outro plano secundário é caracterizado por regiões de fratura frágil com facetas de clivagem e fratura dúctil, de microcavidades pequenas (menores de 5 μm) nucleadas por inclusões de sulfeto de manganês de aparência irregular, similar ao formato arredondado. Além disso, a amostra BD_200 1 apresentou uma maior quantidade de inclusões alongadas e maiores (cima de 10 μm), similares às encontradas no material original do BS EN10025.

Nas juntas soldadas com 400 kN, da mesma forma que observado anteriormente, logo após a ZE tem um plano secundário, porém cada amostra apresentou uma particularidade nessa região. Nas BD_400 1 e 3 havia microcavidades (fratura dúctil) e foram vistas inclusões de MnS de diversos formatos, arredondados (menores de 1 μm) e irregulares, mas somente na BD_400 3 outras inclusões de MnS maiores (acima de 10 mm) e alongadas foram observadas, similares as encontradas no material original do BS EN10025. Já na BD_400 1 foi notado inclusões de MnS sob formato de filme (Figura 4.26).

Na amostra BD_400 2 foram observadas microcavidades de tamanho bem inferior às demais, com dimensão inferior a 2 μm. Havia regiões dispersas com facetas de clivagem.

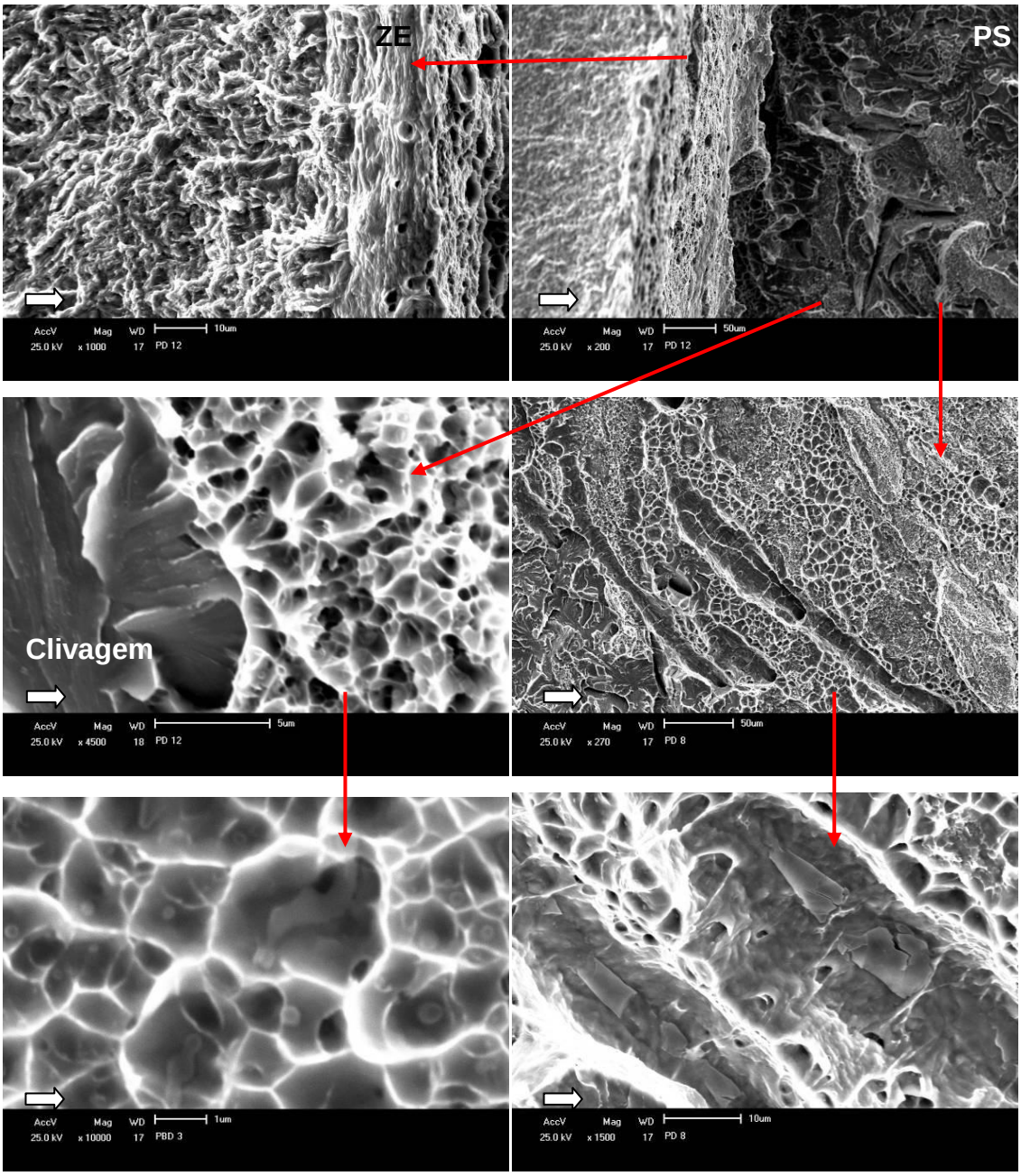


Figura 4.25 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova soldado com 200 kN mostrando a região do ensaio e a do plano secundário com inclusões alongadas, microcavidades e facetas de clivagem. PS= plano secundário.

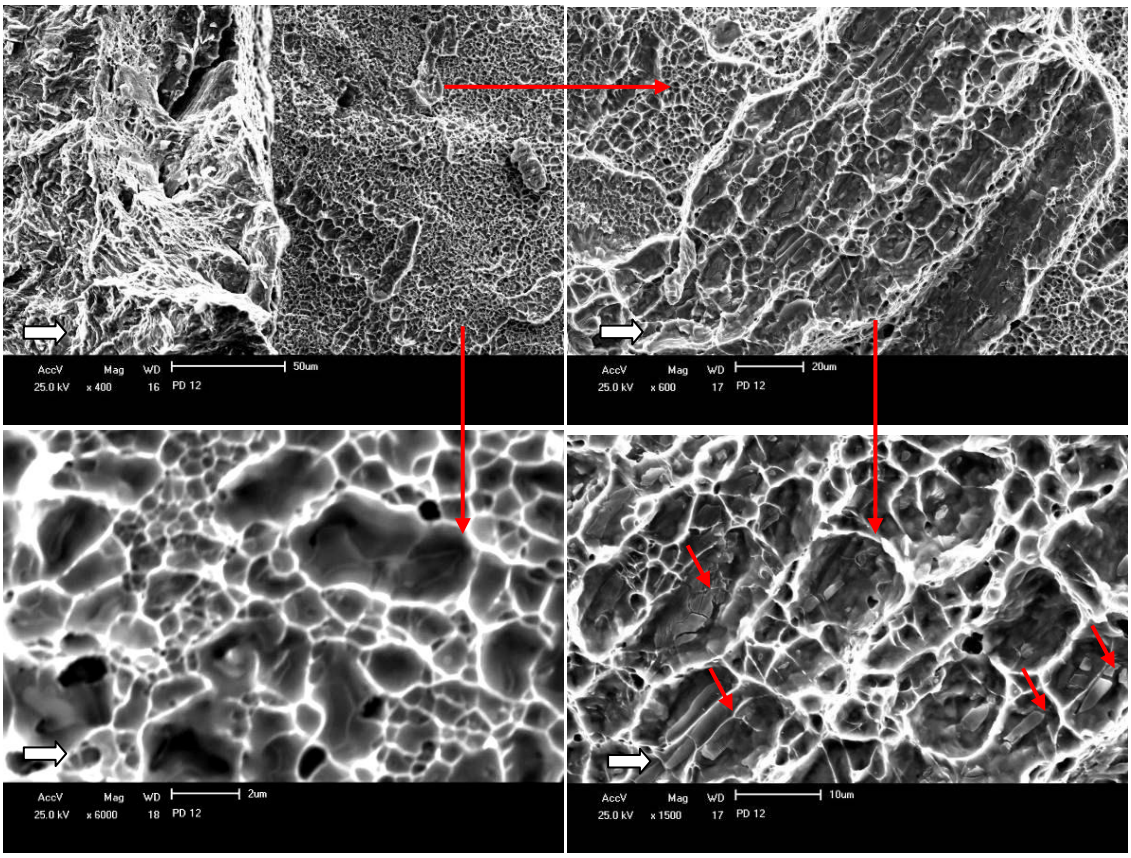


Figura 4.26 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BD_400 3 (CTOD = 0,24 mm). As setas menores indicam as inclusões alongadas.

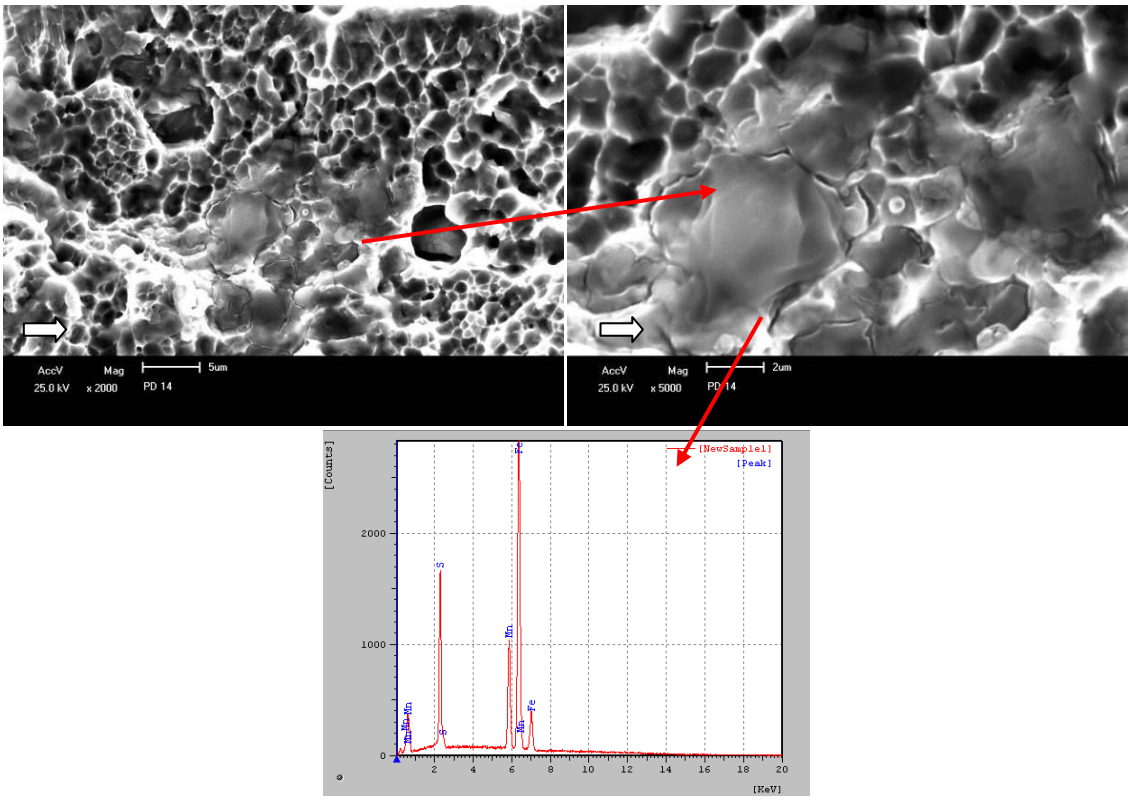


Figura 4.27 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BD_400 1 (CTOD = 0,01 mm) mostrando o filme de MnS.

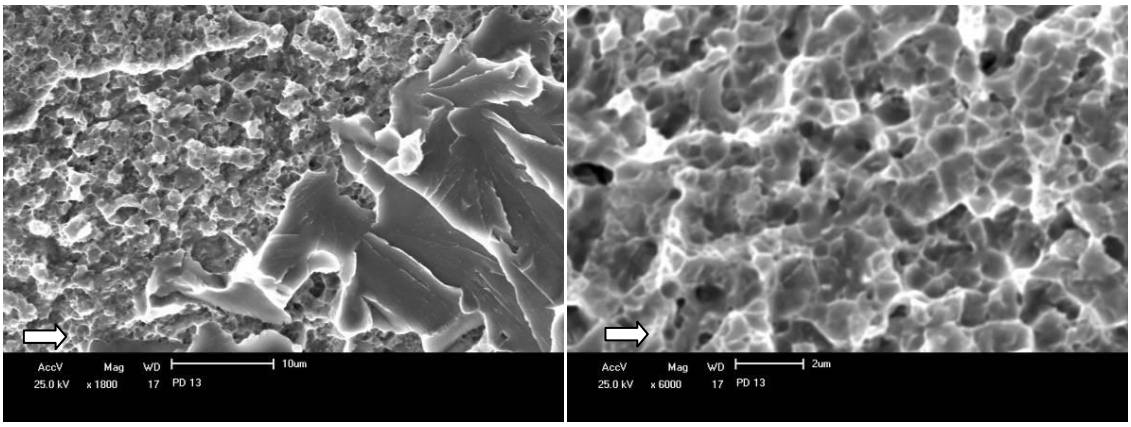


Figura 4.28 - Fractografias em MEV da superfície de fratura BD_400 2 (CTOD = 0,01 mm) mostrando clivagem e microcavidades encontradas no plano secundário.

Metal Base BS EN10025 + Pino ASTM F138

Nas juntas soldadas com metal base de BS EN 10025 e pino consumível de ASTM F138 a 200 kN, a amostra BF_200 1 mostrou uma ZE seguida de um plano secundário que apresentava microcavidades com inclusões de MnS alongadas maiores de 5 μm e outras disformes de tamanho inferior (Figura 4.29). Também foram notadas em uma região mais afastada da localização do início do ensaio várias inclusões de MnS alongadas.

Já na outra amostra, BF_200 2, não foi notado o segundo plano na propagação da trinca, a ZE se mostrou com um tamanho superior e o modo de fratura se apresentou dúctil com microcavidades de tamanho superior as anteriores, porém sem inclusões de MnS (Figura 4.30).

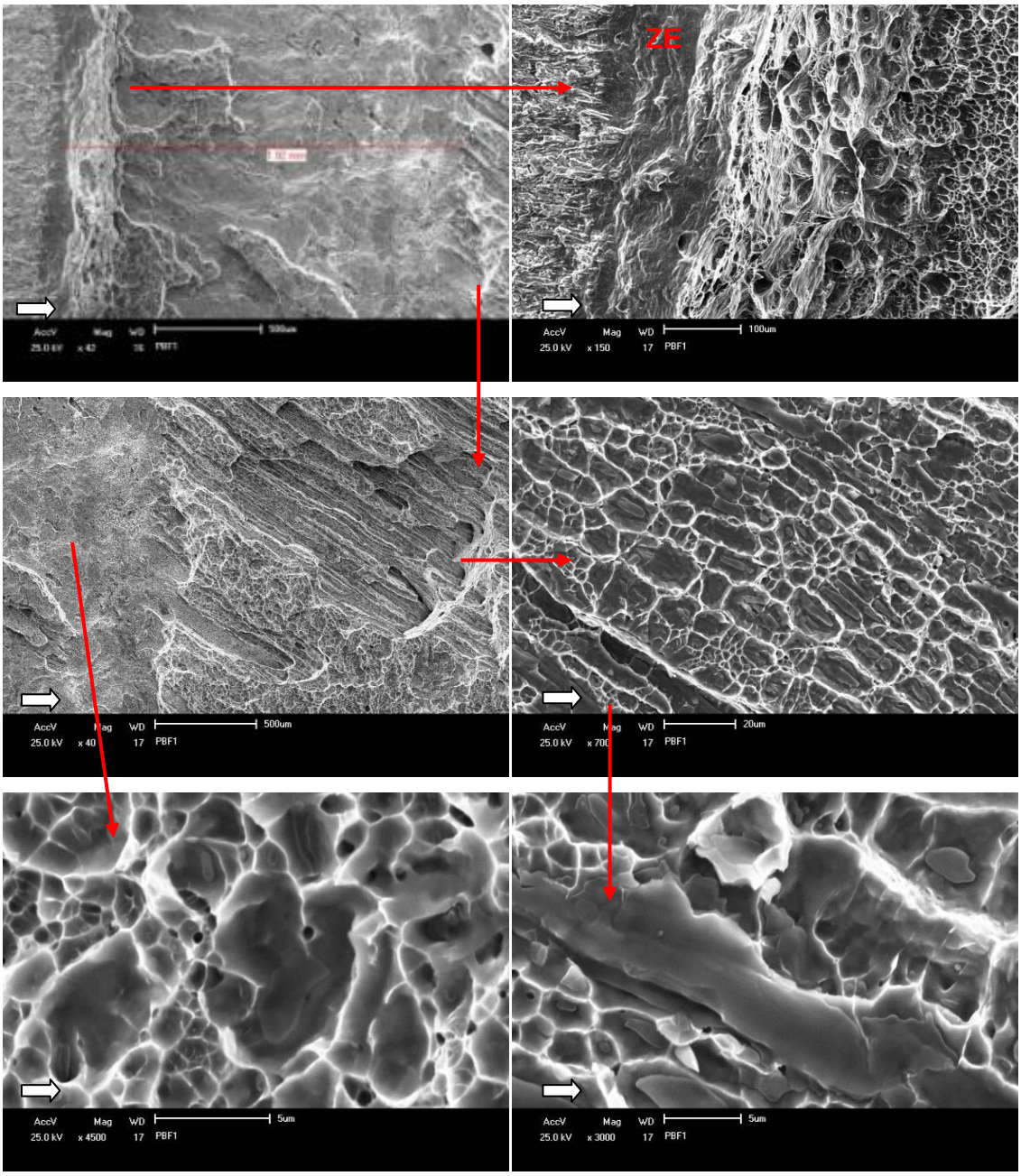


Figura 4.29 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BF_200 1 (CTOD = 0,22 mm) mostrando a ZE e o plano secundário com microcavidades nucleadas em inclusões alongadas e disformes.

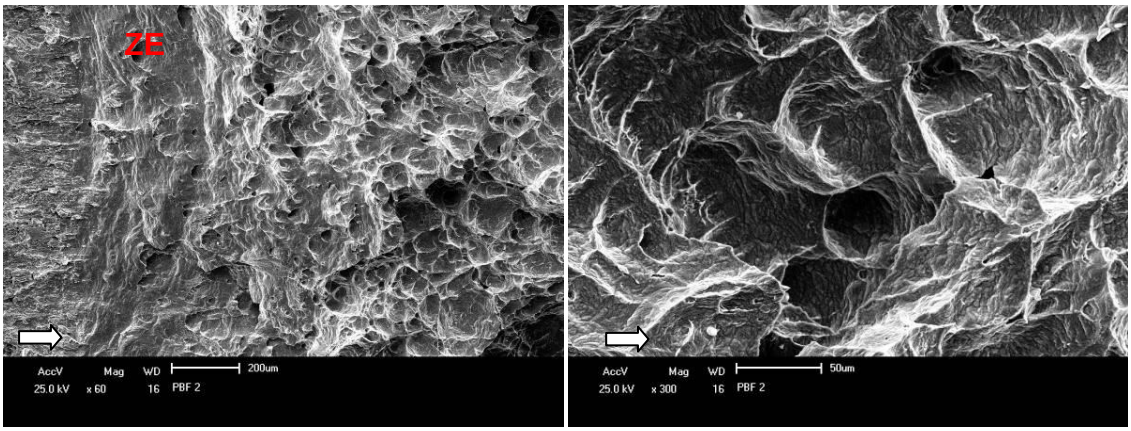


Figura 4.30 - Fractografias em MEV da superfície de fratura do BF_200 2 (CTOD = 1,09 mm) mostrando a região de ensaio e as microcavidades.

Metal Base Duplex + Pino Duplex

Quando a junta foi soldada somente com Duplex a 200 kN de força observou-se uma ZE de dimensão maior e algumas inclusões de óxidos. Em uma região afastada da ZE foram visualizadas regiões de segregação de inclusões de tamanho inferior a 5 μm e formato irregular. Não foi possível determinar a composição das mesmas, uma vez que o tamanho se encontra no limite mínimo resolvível pelo equipamento EDS, mas elas possuem aspecto similar a de algumas inclusões de MnS observadas nos demais materiais. A Figura 4.31 mostra estes aspectos.

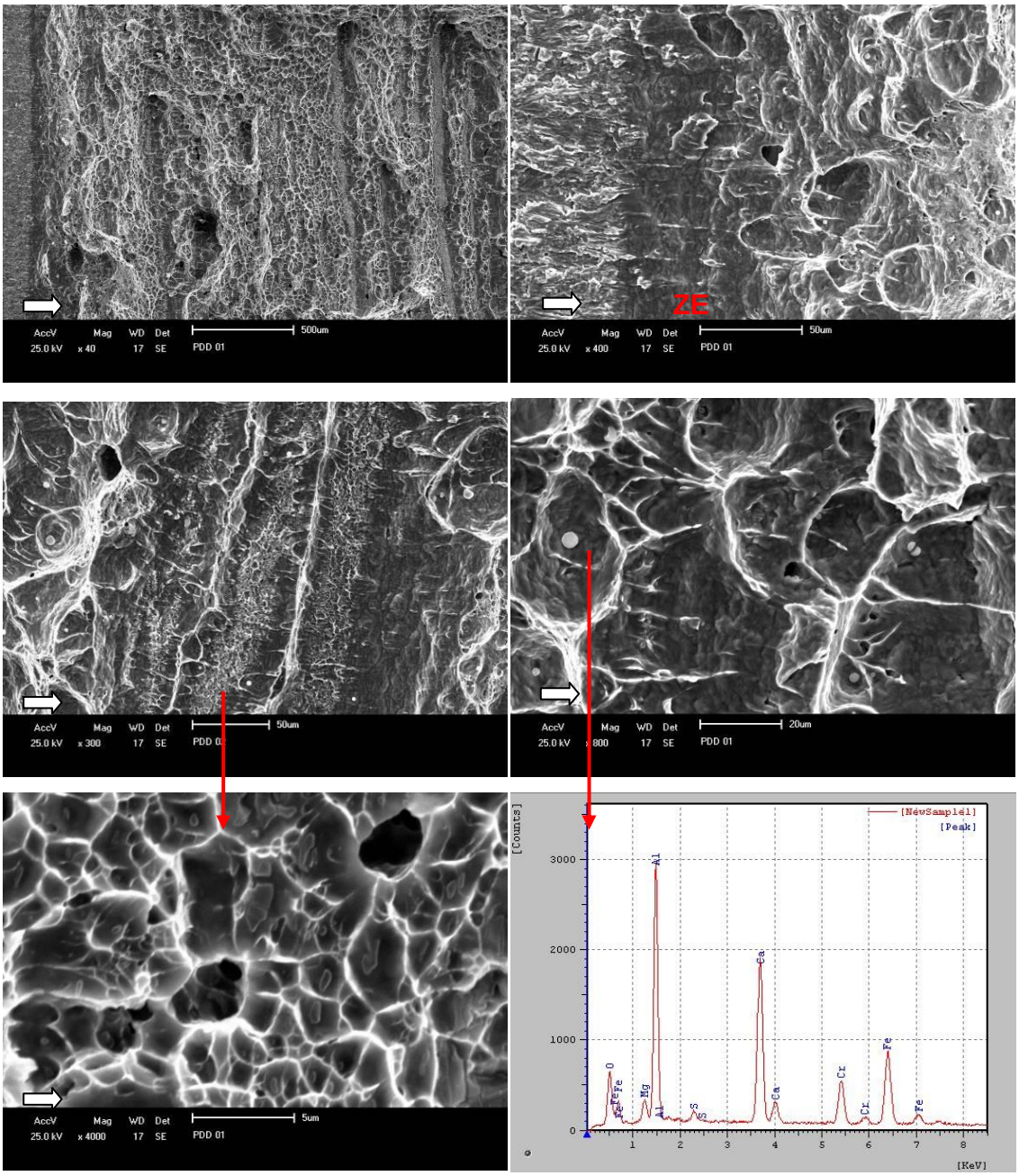


Figura 4.31 - Fractografias em MEV da superfície de fratura mostrando a ZE e as inclusões.

Metal Base Duplex + Pino ASTM F138

As análises fractográficas das amostras soldadas com metal base de Duplex e pino consumível de F138 se mostraram bem semelhantes. Foi observada ZE de tamanho em torno de 350 μm, mecanismo de fratura dúctil com microcavidades sendo que algumas nucleadas por inclusões de óxidos (Figura 4.32).

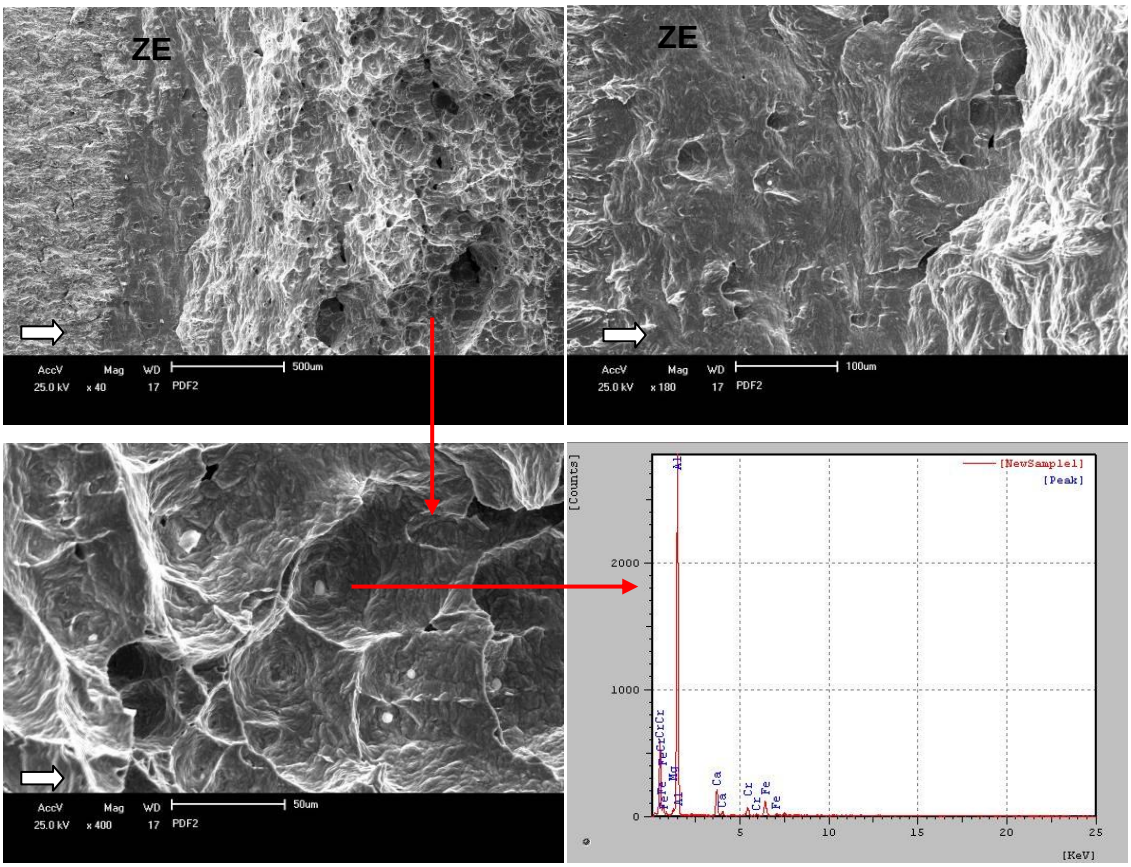


Figura 4.32 - Fractografias em MEV da superfície de fratura mostrando a região de ensaio e a microcavidades.

É importante ressaltar que a medição das zonas de estiramento foi efetuada em todas as condições de soldagem acima descritas, contudo a relação da medida da mesma e o valor de tenacidade medido nos ensaios não mostraram nenhuma relação aparente.

4.7 Análise Metalográfica Pós Ensaio de CTOD

Materiais Originais

As diferenças nos valores de CTOD observadas nos materiais BS EN10025 e AISI 316L provavelmente estão relacionadas com a presença de inclusões de MnS mostrada nas superfícies de fratura dos corpos de prova (Figura 4.9). Em ambos, os corpos de prova que apresentaram os menores valores notou-se com uma quantidade superior de inclusões de MnS. Como já

citado, as inclusões de MnS influenciam as propriedades do material, neste caso quanto mais elas se mostraram presentes menor foi o valor de CTOD medido. As superfícies de fratura apresentaram fratura dúctil, onde mesmas foram responsáveis pela nucleação e coalescência de cavidades.

Metal Base BS EN10025 + Pino AISI 316L

Após os ensaios de tenacidade foram realizadas análises metalográficas nas amostras com valores extremos de tenacidade (mínimo e máximo) de cada nível de força. Observou-se que em todas as amostras as trincas dos ensaios estavam posicionadas no pino AISI 316L (Figura 4.33). O tamanho dos grãos se mostrou inferior ao do material original do pino em todas as condições, em torno de 16 μm. Eles apresentaram também sub-grãos e bandas de deformação (Figura 4.334) e ao elevar a força aplicada tornaram-se mais deformados. A ferrita delta, que esteve presente em todas as amostras, apresentou uma morfologia mais fina (Figura 4.35).

Camadas de materiais que apresentavam diferença de tamanho de grão e ferrita delta foram observadas em todas as condições (Figura 4.36). As micrografias das demais amostras se encontram no Anexo.

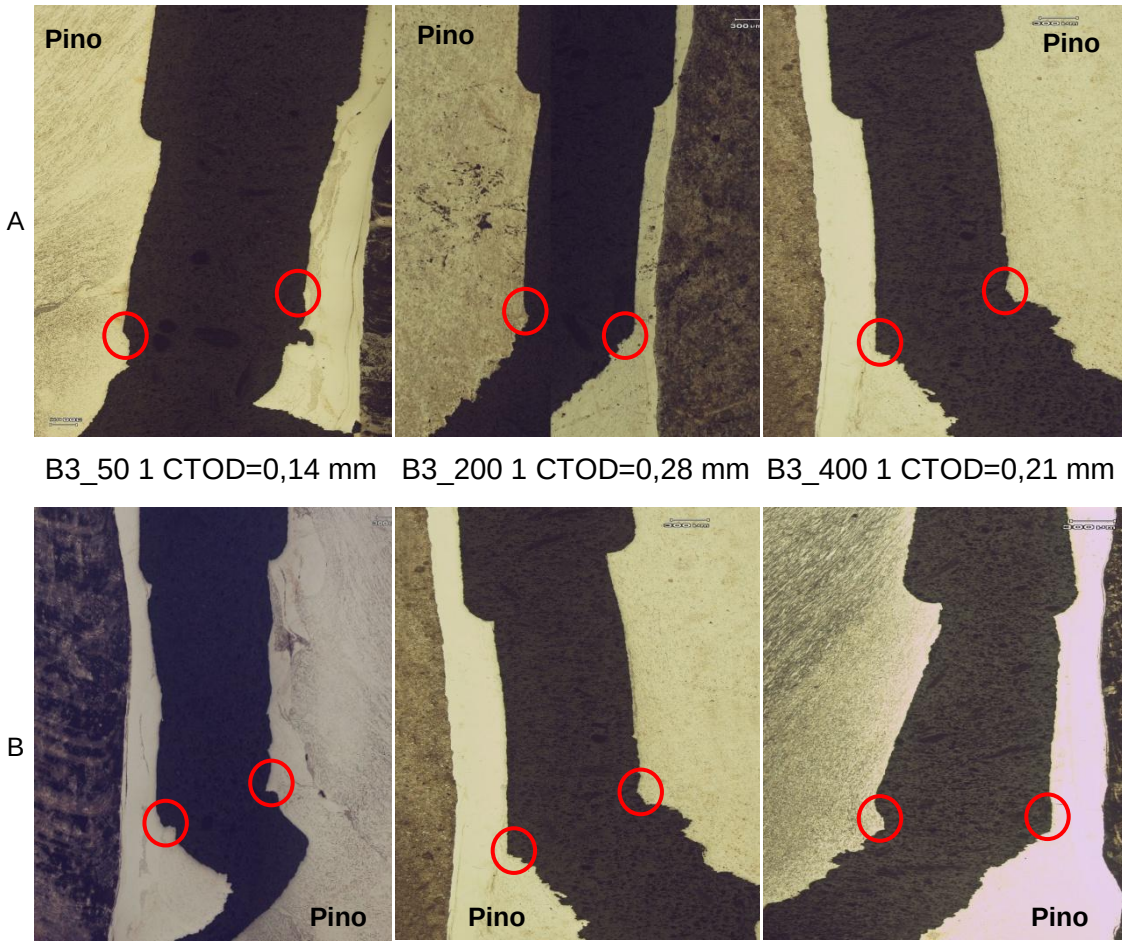


Figura 4.33 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios indicada pelos círculos. Em (A) as amostras de menor valor de tenacidade em cada condição de força e em (B) as de maior valor.

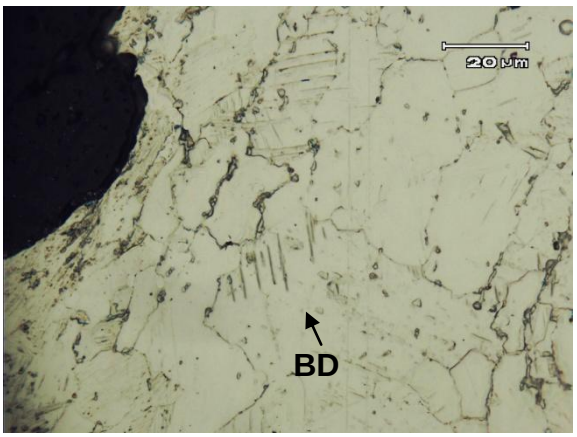


Figura 4.34 - Micrografia da região de início de ensaio da amostra B3_200 5 mostrando as bandas de deformação (BD) e tamanho de grão de 16 µm. Ataque 15 mL HCl, 10 mL HNO3 e 10 mL acido acético.

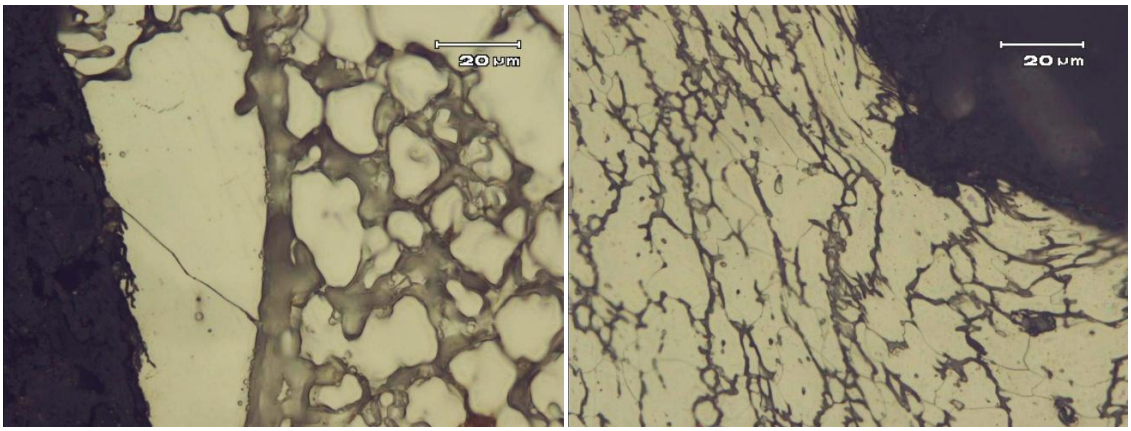


Figura 4.35 - Micrografias das regiões de início de ensaios das amostras B3_50 1 (esquerda) e B3_400 6 (direita) mostrando os grãos austeniticos, ferrita delta (fase escura) e os grão deformados. Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico.

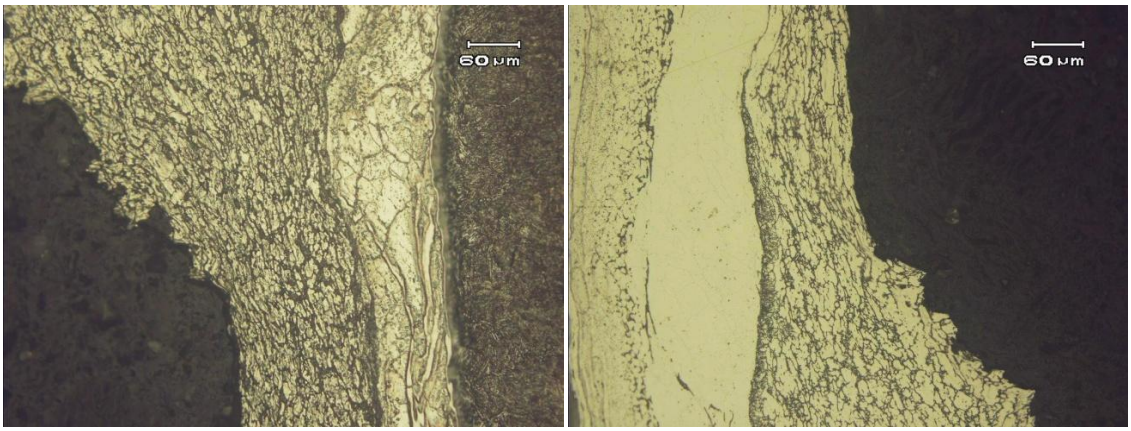
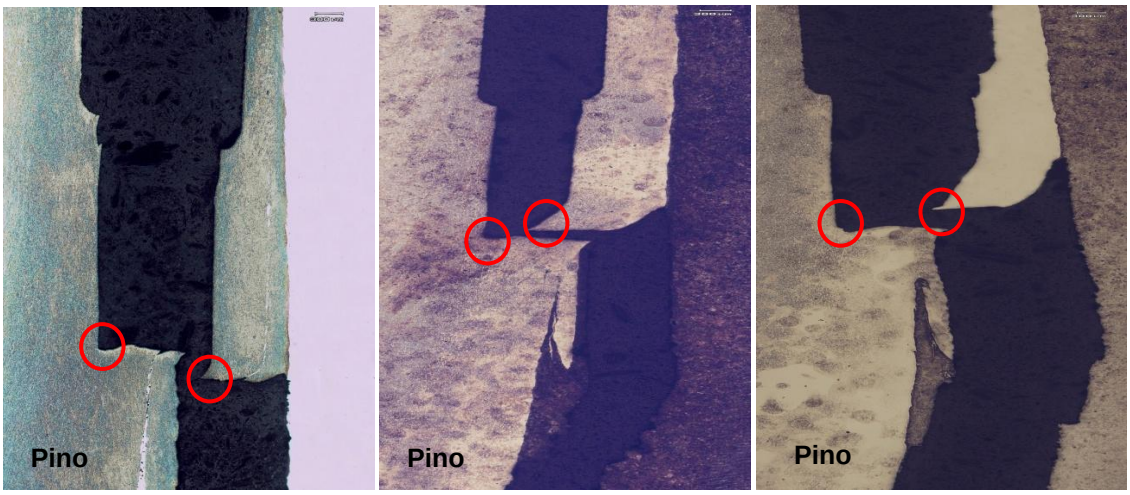


Figura 4.36 - Micrografias das regiões de início de ensaios das amostras B3_200 5 (esquerda) e B3_400 6 (direita) mostrando as camadas distintas. Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico.

Metal Base BS EN10025 + Pino Duplex

Nesta série foram analisadas metalograficamente todas as amostras que passaram pelo ensaio de tenacidade. Na condição de 200 kN, todos os ensaios ocorreram no material do pino duplex e durante o ensaio de tenacidade houve uma alteração na direção de propagação da trinca em torno de 90º, até atingir a interface com o metal base. Neste ponto a direção mudou novamente, de modo que a trinca se desenvolveu na interface, até a completa separação das duas faces. A Figura 4.37 mostra as imagens obtidas dessas amostras.



BD_200 1 CTOD=0,06 mm BD_200 2 CTOD=0,10 mm BD_200 3 CTOD=0,24 mm

Figura 4.37 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios indicada pelos círculos.

A microestrutura presente na região onde o ensaio se desenvolveu na amostra BD_200 1 mostrou-se composta de matriz ferrítica com pequenas ilhas de austenita dispersas (Figura 4.38). Estas ilhas de austenita mostraram tamanho significativamente inferior ao observado no material Duplex original.

As microestruturas das amostras BD_200 2 e 3 apresentaram também uma matriz ferrítica com austenita, mas com uma formação diferenciada, com formato intra ou intergranular, e algumas Widmanstätten (Figura 4.39). Nessas três condições um dos lados da trinca apresentava grãos deformados em função do ensaio de tenacidade que os tornou alongados ao longo da direção na qual a amostra foi estendida.

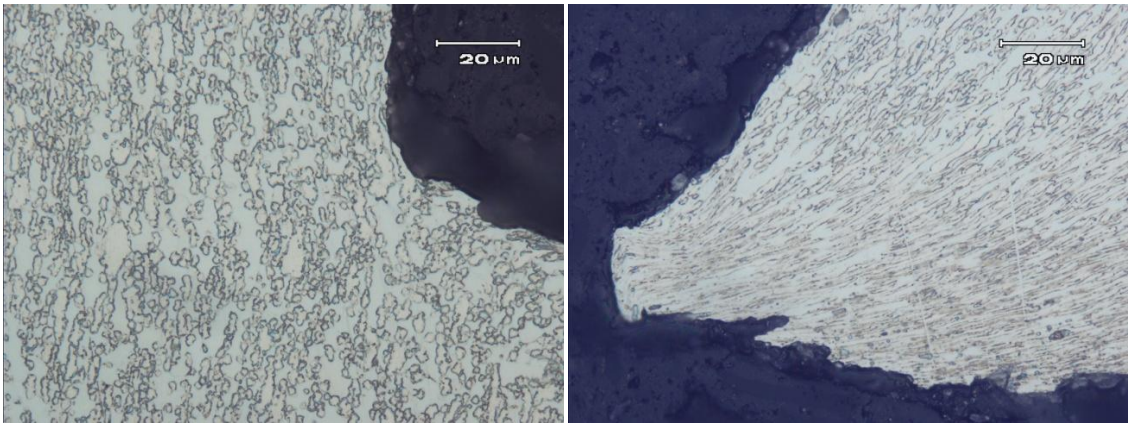


Figura 4.38 – Micrografias da amostra BD_200 1 que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita. Ataque ácido oxálico 10%.

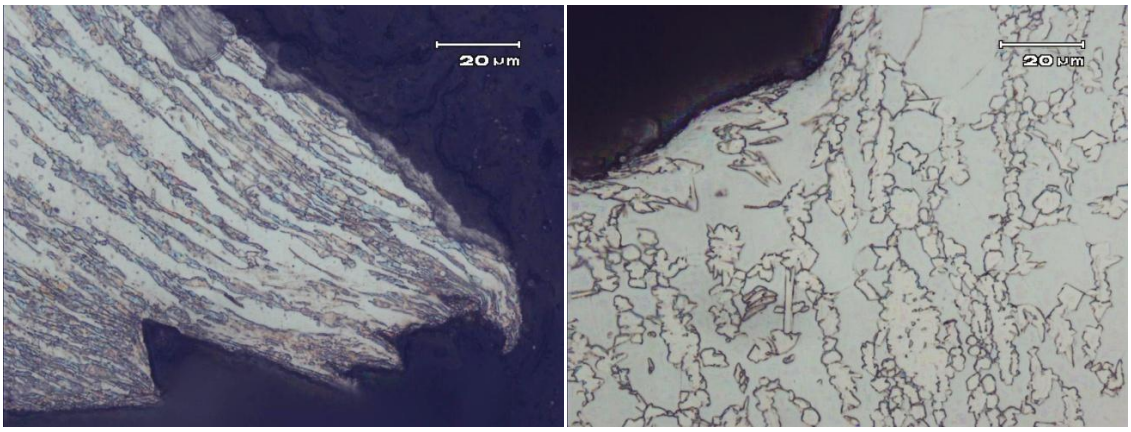
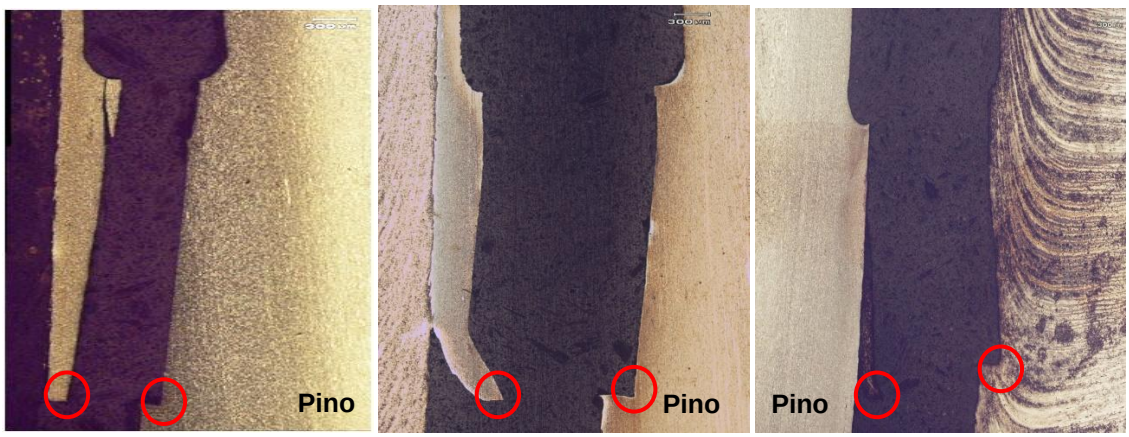


Figura 4.39 – Micrografias da amostra BD_200 2 que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita deformadas e fases austenítica no contorno de grão. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

Nas amostras soldadas com 400 kN, somente a amostra BD_400 3, a que apresentou maior tenacidade, a localização onde o ensaio ocorreu foi no metal base BS EN10025. Nas demais amostras os ensaios ocorreram no material do pino de Duplex. Todavia em todas as amostras foi observado o mesmo desvio na direção de propagação da trinca durante o ensaio de tenacidade, de maneira que a mesma atingia a interface entre os materiais e depois se desenvolvia em direção ao fundo do corpo de prova, até a completa separação do corpo de prova. A Figura 4.40 mostra as imagens obtidas dessas amostras.



BD_400 1 CTOD=0,01 mm BD_400 2 CTOD=0,01 mm BD_400 3 CTOD=0,05 mm

Figura 4.40 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos.

Na amostra BD_400 3 a microestrutura presente no local onde o ensaio foi executado se mostrou composta de matriz martensítica e com algumas ferritas livres (Figura 4.41). Já nas amostras onde o ensaio ocorreu no pino Duplex, as microestruturas observadas foram similares a junta BD_200 1, onde observou-se matriz ferrítica com lamelas de austenita deformadas e o outro lado com pequenas ilhas de austenita (Figura 4.42).

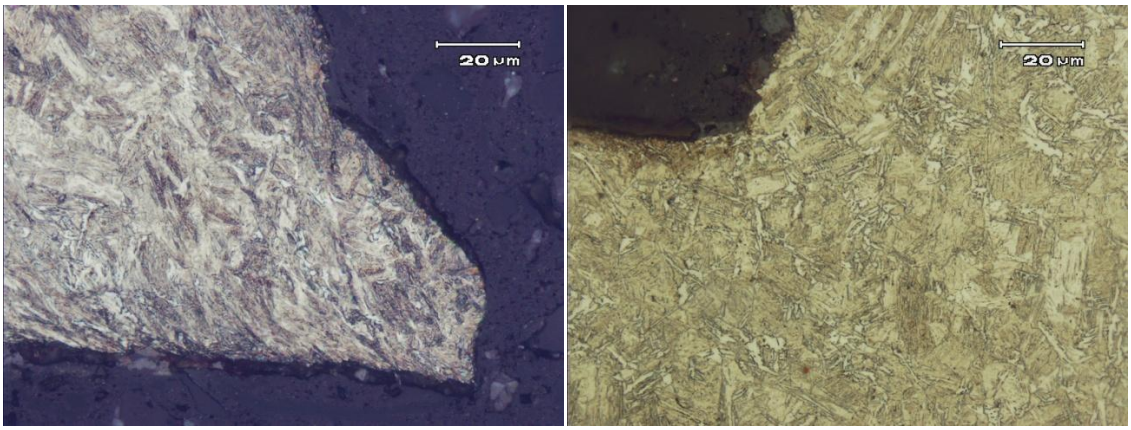


Figura 4.41 – Micrografias da amostra BD_400 3 que mostram a matriz martensitica. Ataque: Nital.

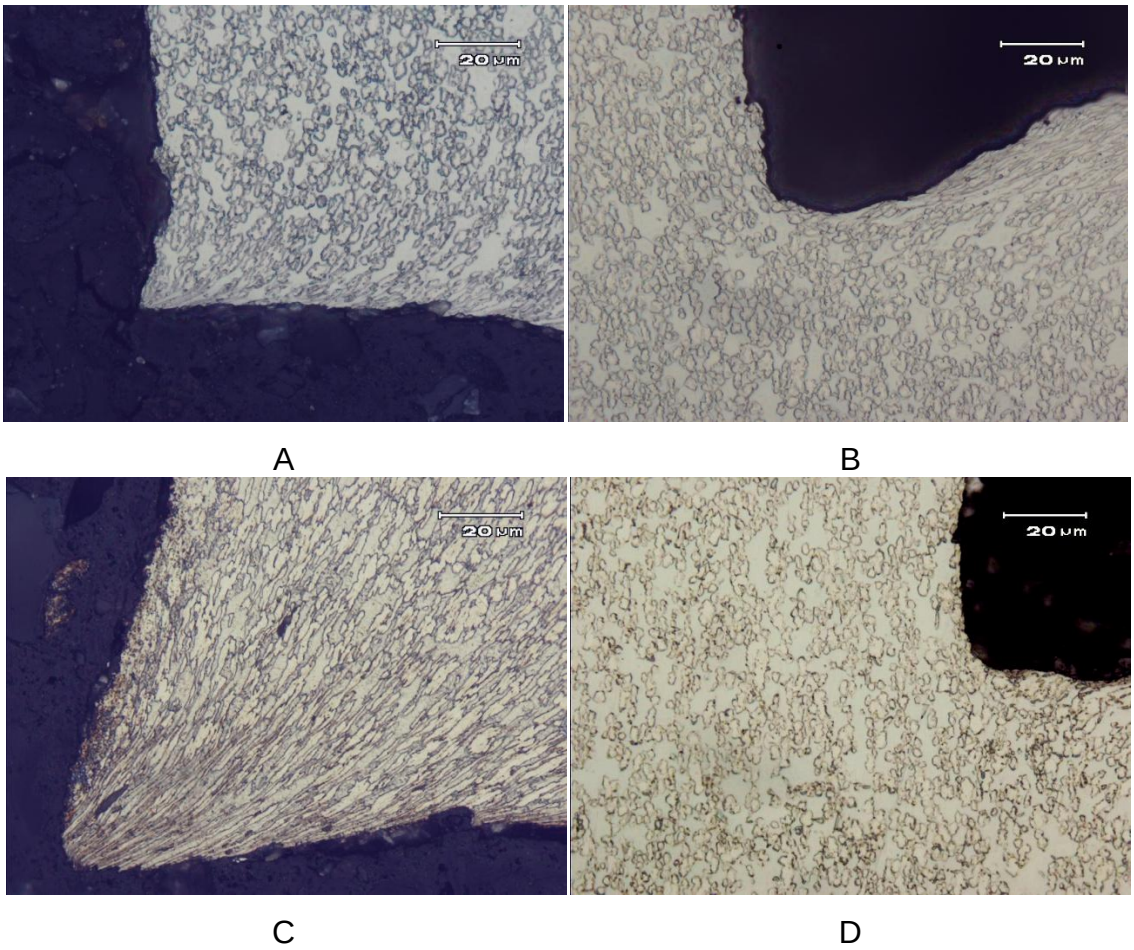


Figura 4.42 – Micrografias da amostra BD_400 1 (A e B) e BD_400 2 (C e D) que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita deformadas (A e C) e em (B e D) ilhas de austenita. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

Visando verificar alguma mudança na proporção de fases ferrita e austenita após a soldagem das juntas, as mesmas foram medidas a partir das micrografias obtidas na região de cada ensaio. A Tabela 4-6 mostra que a proporção de 50% de cada fase observada no Duplex original foi alterada pela soldagem, de maneira que a ferrita aumentou sua quantidade.

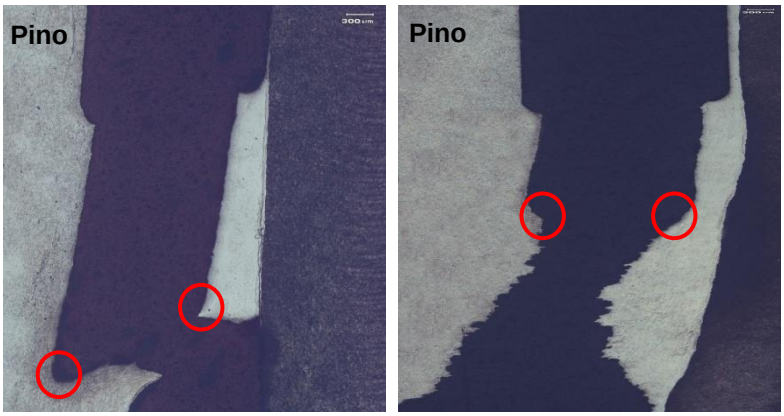
Tabela 4-6 – Proporção das fases.

Corpo de Prova	% de Ferrita	% de Austenita
BD_200 1	57	43
BD_200 2	64	36
BD_200 3	65	35
BD_400 1	60	40
BD_400 2	66	34

Metal Base BS EN10025 + Pino ASTM F138

As análises micrográficas das juntas soldadas com BS EN10025 e pino de ASTM F138 com 200 kN de força indicaram que os ensaios foram realizados no material do pino. A direção de propagação da trinca foi diferente para cada amostra, conforme mostra a Figura 4.43. Na amostra BF_200 1 a direção de propagação sofreu um desvio na direção de propagação da trinca até que a mesma atingiu a interface entre o metal de base e o pino. Nesta amostra a microestrutura observada era composta de grãos de austenita, maiores do que os do material original, de tamanho médio de 13 μm, contendo alguns sub-grãos (Figura 4.44). Em um lado da trinca os mesmos estavam mais deformados, resultante provavelmente da deformação imposta ao material durante o ensaio de tenacidade, que os tornou alongados ao longo da direção na qual a amostra foi estendida.

A outra amostra, BF_200 2, apresentou a propagação de trinca sem nenhum desvio significativo. A microestrutura era composta de grãos austeníticos também maiores do que os do material original, com 31 μm (Figura 4.45). Estes grãos apresentavam maior quantidade de sub-grãos, além de bandas de deformação.



BF_200 1 CTOD=0,22 mm BF_200 2 CTOD=1,09 mm

Figura 4.43 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos.

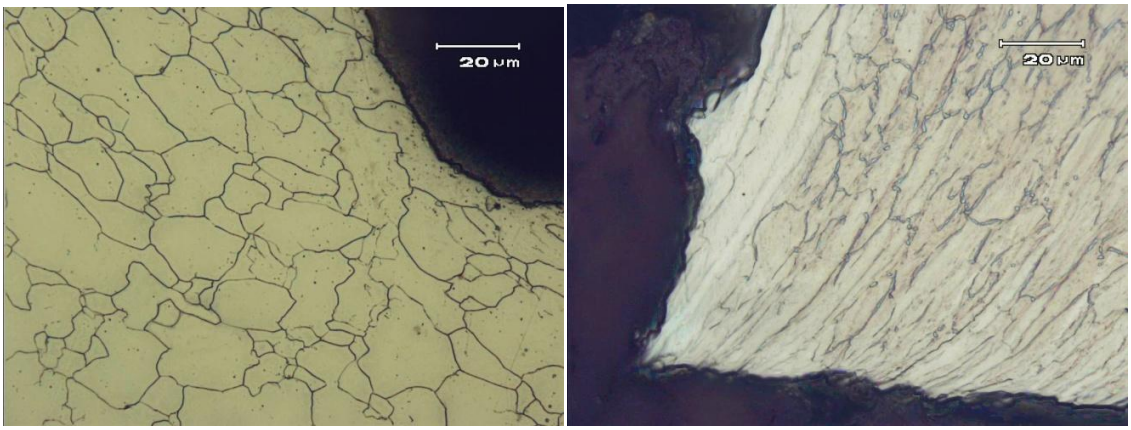


Figura 4.44 – Micrografias da amostra BF_200 1 que mostram a matriz austenítica com grãos e subgrãos. Ataque: Água Régia.

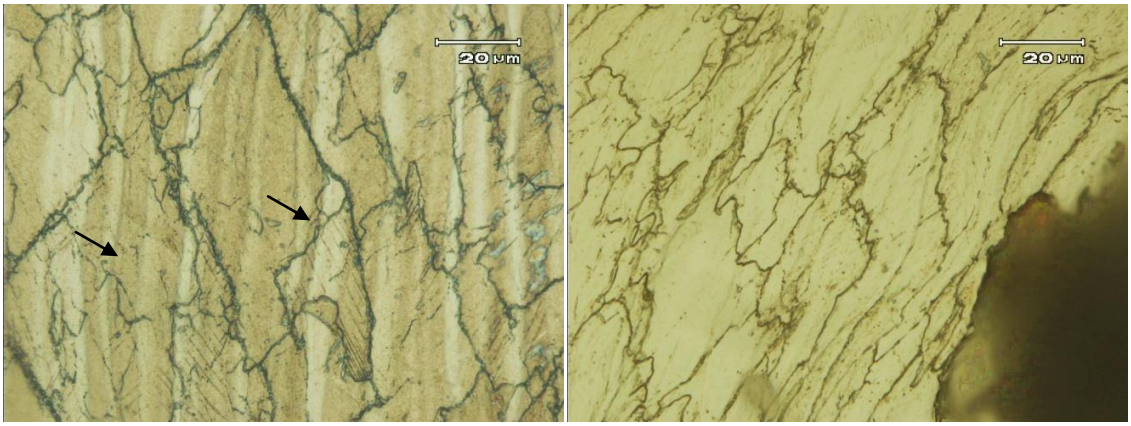
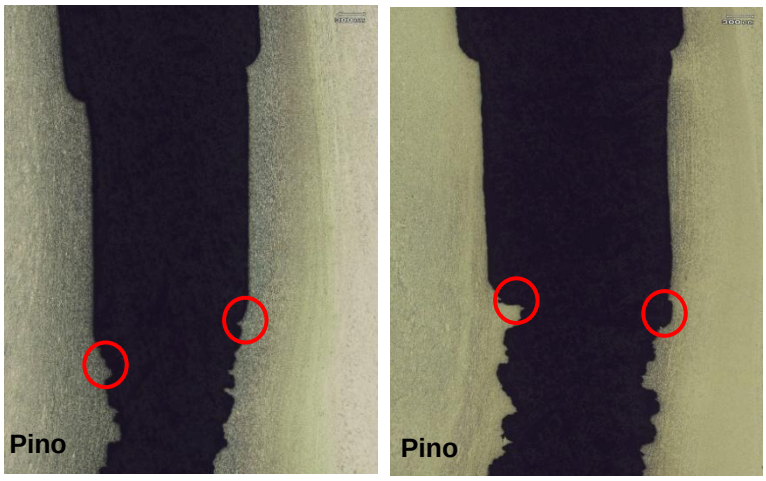


Figura 4.45 – Micrografias da amostra BF_200 2 que mostram a matriz austenítica com grãos deformados e bandas de deformação (setas). Ataque eletrolítico com 60% de ácido nítrico.

Metal Base Duplex + Pino Duplex

As análises das amostras soldadas somente com Duplex e com 200 kN mostraram que os ensaios ocorreram no lado do pino consumível, como mostra a Figura 4.46. A microestrutura observada nos dois lados da trinca é composta de matriz ferrítica com lamelas alongadas de austenita, sendo que em um lado elas estão deformadas. Essa microestrutura composta de ilhas de austenita é similar à observada no material original, mas as mesmas estão com dimensão inferior. As micrografias correspondentes a amostra DF_200 2 encontram-se no Anexo.



DD _200 1 CTOD=0,57 mm DD _200 2 CTOD=0,60 mm

Figura 4.46 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos. Ataque eletrolítico com 10% de ácido oxálico.

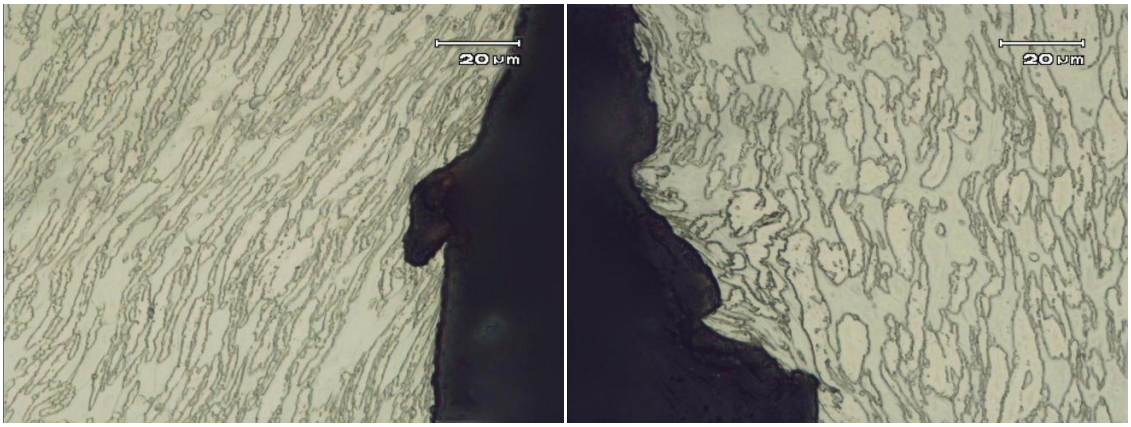


Figura 4.47 – Micrografias da amostra DD 200_ 2 que mostram os dois lados da trinca com matriz ferrítica com grãos de austenita alongados e deformados. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

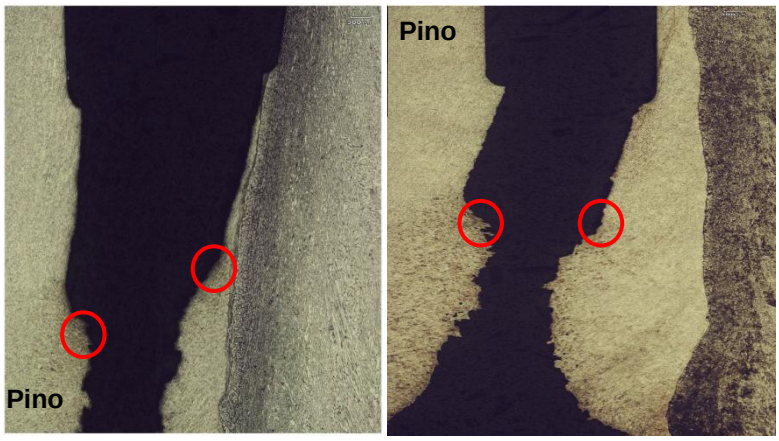
Estas amostras também passaram por medição da proporção de fases ferrita e austenita, onde a Tabela 4-7 mostra que a após a soldagem o percentual de ferrita aumentou, conforme já havia sido observado nas outras soldas com este pino.

Tabela 4-7 – Proporção das fases.

Corpo de Prova	% de Ferrita	% de Austenita
DD_200 1	61	39
DD_200 2	55	45

Metal Base Duplex + Pino ASTM F138

A análise metalográfica realizada nas amostras soldadas com Duplex e pino de ASTM F138 indicou que a localização da ocorrência dos ensaios foi no material no pino consumível, conforme a Figura 4.48 mostra. A microestrutura era composta de grãos de austenita deformados, com tamanho superior ao do material original, com alguns sub-grãos (Figura 4.49 e Figura 4.50).



DF _200 1 CTOD=0,86 mm DF _200 2 CTOD=0,96 mm

Figura 4.48 – Macrografias mostrando a localização dos ensaios nos pinos indicada pelos círculos. Ataque Água régia.

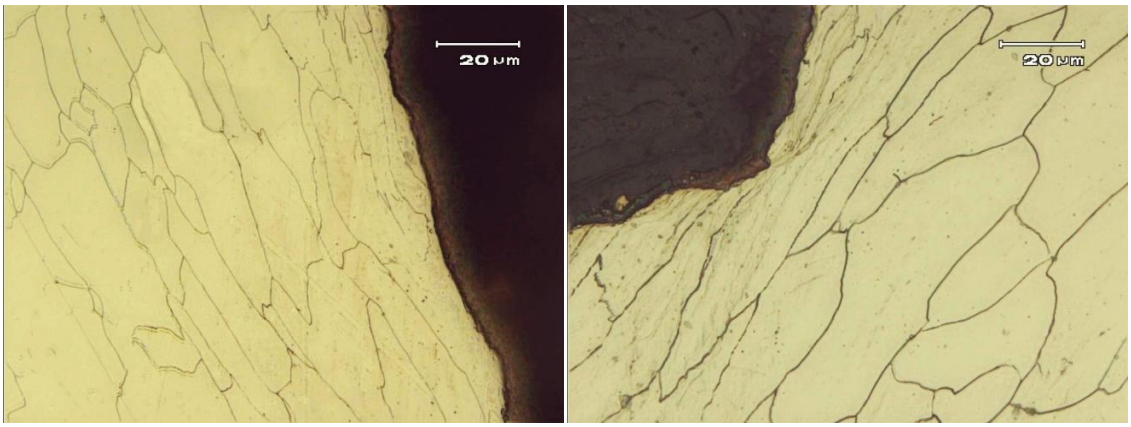


Figura 4.49 – Micrografias da amostra DF 200_1 que mostram a matriz austenítica com grãos deformados encontrada na região do ensaio com tamanho médio de 19 μm. Ataque eletrolítico 60% HNO_3, 2V.

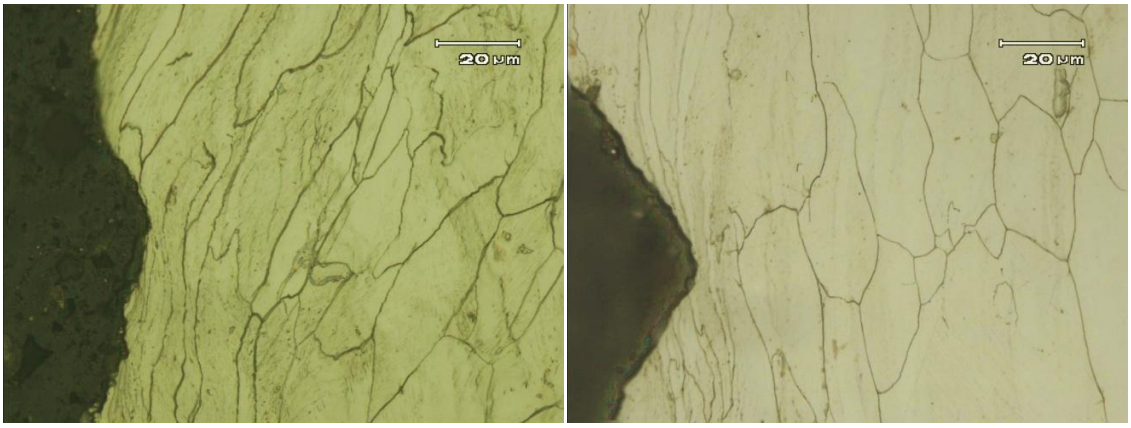


Figura 4.50 – Micrografias da amostra DF 200_2 que mostram a matriz austenítica com grãos deformados encontrada na região do ensaio com tamanho médio de 23 μm. Ataque eletrolítico 60% HNO_3, 2V.

5 DISCUSSÃO

A discussão trata das análises de tenacidade à fratura realizadas em juntas soldadas por fricção com pino consumível com determinadas combinações de materiais. Os assuntos estão agrupados de maneira a facilitar a compreensão dos resultados obtidos nestas análises.

5.1 Perfis de Dureza

O efeito da soldagem mais significativo nos perfis de dureza foi observado no metal base BS EN10025 em todos os pinos utilizados. Contudo a elevação nos valores atingidos na região próxima da interface de soldagem não ocorreu no pino AISI 316L com forças de 50 e 200 kN. Esta diferença de comportamento frente às demais condições de soldagem está associada ao tempo de processamento atingido durante a soldagem. Nas condições em que houve mudança significativa da dureza o tempo de soldagem ficou abaixo de 10 segundos. Devido a este curto período e a consequente alta taxa de resfriamento produzida da região da interface o ciclo térmico foi mais severo, de forma que as microestruturas que são formadas possuem como característica maior dureza. Este fato está de acordo com o que já foi relatado por J. Unfried S *et al*. (UNFRIED, HERMENEGILDO e RAMIREZ, 2009), onde juntas com maior força e menor tempo de processamento apresentaram também maior dureza e microestruturas com tal característica, bainita e martensita, na região de interface.

É importante observar que a comparação direta dos tempos de soldagem não é totalmente fidedigna uma vez que somente as juntas com pino AISI 316L foram soldadas com comprimento de queima de 12 mm e nas demais se utilizou 20 mm. A rotação imposta no pino é reduzida a zero no momento que o comprimento de queima é atingido, o que em outras palavras corresponde ao início da etapa de finalização da soldagem. Desta forma o processo de soldagem foi interrompido antes nas soldas produzidas com comprimento de queima de 12 mm do que as de 20 mm, promovendo assim menores tempos de soldagem.

5.2 Ensaios de Tenacidade à Fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura avaliaram a região adjacente à interface lateral entre os materiais soldados. A realização dessa avaliação não se mostrou simples, principalmente na etapa de extração dos corpos de provas, em função desta região apresentar-se de forma cônica. Pelas próprias características geométricas da soldagem, conforme a Figura 5.1 mostra, a interface apresenta-se no formato de um plano semicircular, o que torna a região muito específica e pontual, o que dificultava o posicionamento do corpo de prova.

As análises fracto e metalográficas realizadas pós ensaios contribuíram significativamente para o entendimento dos resultados obtidos nos ensaios de CTOD, uma vez que permitiram determinar a localização exata da realização do ensaio em relação aos materiais utilizados. Além disso, as mesmas possibilitaram visualizar o sentido que a trinca percorreu durante o ensaio de tenacidade.

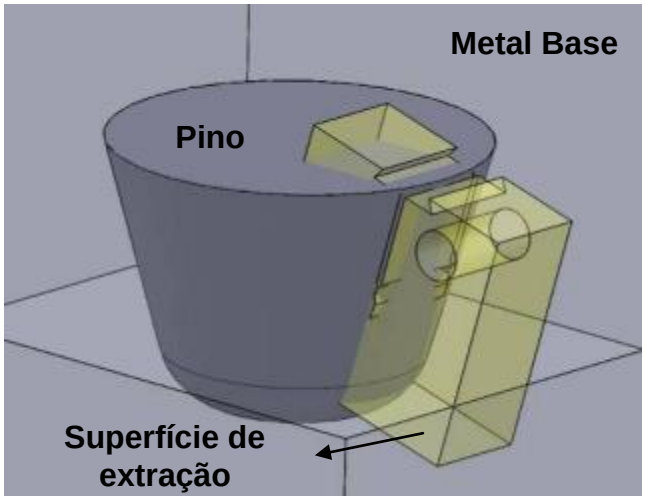


Figura 5.1 – Desenho esquemático da extração dos corpos de prova de CTOD.

Metal Base BS EN10025 + AISI 316L

Ainda que o aço inoxidável AISI 316L original tenha apresentado reduzida tenacidade, as juntas produzidas com ele apresentaram uma tenacidade superior (Figura 5.2). Mesmo com a variação de resultados, ao analisar as médias das três condições de força de soldagem nota-se que elas são similares, indicando que a força aplicada não imprimiu nenhuma alteração na tenacidade.

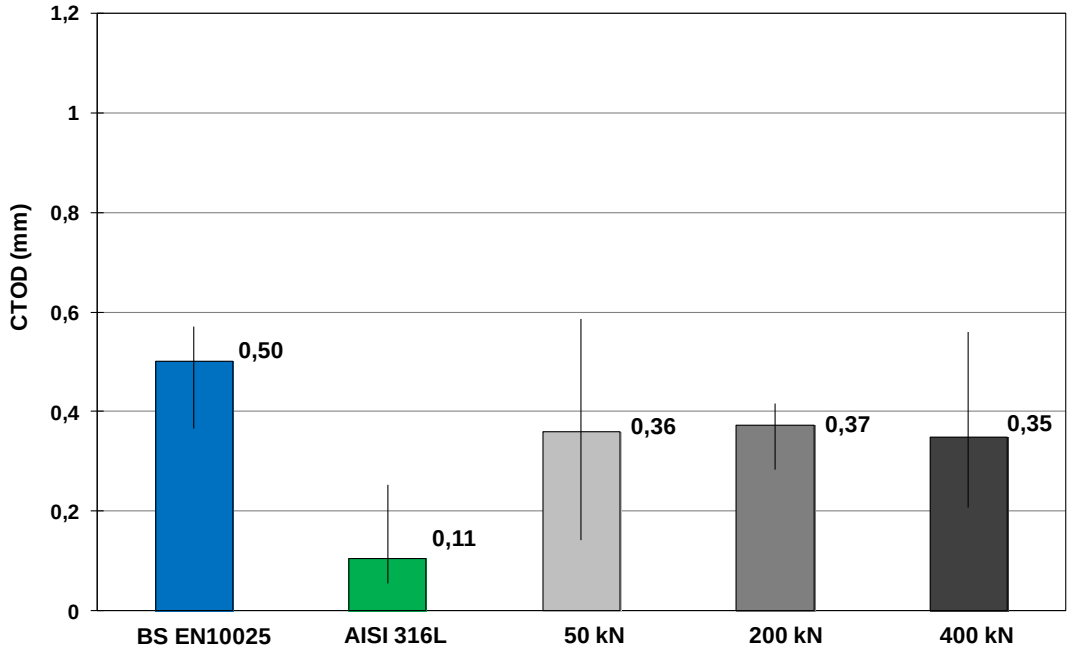


Figura 5.2 – Resultados médios de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com pino de AISI 316L.

As análises metalográficas efetuadas mostraram que todos os ensaios ocorreram sempre no material do pino, independentemente se a amostra apresentava maior ou menor valor de tenacidade. Isto permite inferir que o processo de soldagem promoveu a elevação da tenacidade uma vez que os resultados são superiores aos medidos no material original do pino AISI 316L. Tal fato pode estar associado com a diminuição dos grãos e com a presença de sub-grãos e bandas de deformação. Como cada grão apresenta uma orientação cristalográfica diferente, a trinca ao propagar de um grão para o

outro precisa mudar sua direção, o que promove um maior consumo de energia. Adicionalmente a ferrita delta observada nos contornos de grão também atua de forma a restringir a propagação da trinca, bem como as bandas de deformação presentes.

As camadas de materiais com morfologias distintas podem estar relacionadas à movimentação do material que se encontrava no estado plástico durante a soldagem. O ponto inicial de atrito e plastificação dos materiais é na junção entre ponta do pino e fundo do metal base. A partir deste ponto, devido à rotação aplicada no pino, ocorre a movimentação helicoidal de camadas de material plastificado que migram em direção ao topo da junta. Devido à força aplicada no pino durante a soldagem, o mesmo é uma constante fonte de material plastificado e promove a movimentação desse material em camadas, de maneira que elas preenchem toda a região que antes da soldagem se encontrava sem preenchimento.

Essa sequência de plastificação unida ao ciclo térmico e as tensões cisalhantes e compressivas que são impostas permitem que sejam desenvolvidos processos metalúrgicos no material. Por esta razão a junta soldada apresenta camadas de materiais com diferentes características que estão relacionadas com o histórico termo-mecânico de cada uma.

A diferença nos tamanhos de grãos encontrados e os sub-grãos analisados estão relacionados aos processos de recuperação, recristalização dinâmica e crescimento de grão. Os dois primeiros são conhecidos por promover um aumento na ductilidade.

Apesar do AISI 316L ter apresentado aos menores valores de CTOD como material original devido ao maior teor de enxofre, após a soldagem tais características microestruturais promoveram uma elevação na tenacidade.

Metal Base BS EN10025 + Pino Duplex

As propriedades dos aços inoxidáveis duplex dependem da quantidade de austenita, da morfologia dessas fases, da orientação delas com relação às tensões aplicadas ou com o plano de fratura e suas exatas composições

químicas. Ademais, as propriedades variam com a temperatura, taxa de deformação e com a presença de fases secundárias precipitadas.

Com isso o desempenho dos aços inoxidáveis duplex pode ser seriamente afetado pela soldagem. Devido à importância em manter a microestrutura balanceada e evitar a formação de fases intermetálicas indesejáveis, os parâmetros de soldagem deve ser minuciosamente desenvolvidos e controlados.

Como os valores de tenacidade foram inferiores aos demonstrados por cada material isolado e os menores observados em todas as condições desse trabalho (Figura 5.3), pode-se concluir que o processo de soldagem alterou de forma negativa esta propriedade dos materiais envolvidos.

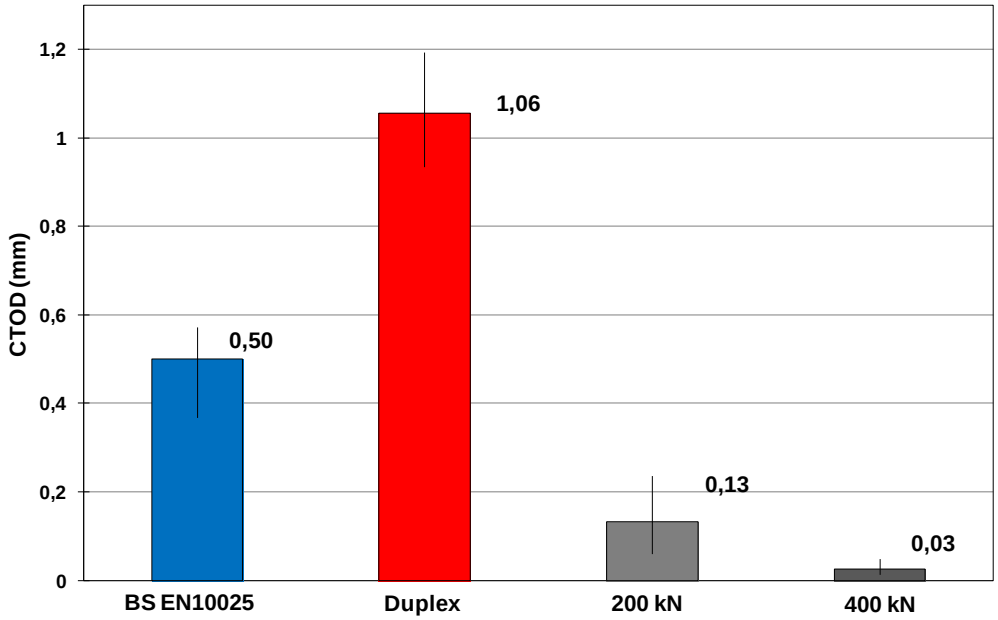


Figura 5.3 – Resultados de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com pino de Duplex e metal base BS EN10025.

A medição da proporção de ferrita e austenita indicou que o percentual de ferrita elevou-se com a soldagem, passando de 50% para a faixa entre 57 e 66%. Essa maior proporção de ferrita é atribuída à exposição a altas temperaturas durante a soldagem aliado ao fato da ferrita ser mais estável do que a austenita em altas temperaturas nos aços inoxidáveis duplex (SATO e NELSON, 2005). Isto pode estar relacionado com a queda de tenacidade

observada nas juntas em geral. Estudos já mostraram que quando a fração volumétrica de ferrita torna-se superior a de austenita a energia absorvida no impacto tende a diminuir pois a ferrita tem menor tenacidade que a austenita (PINTO, 2009), (BRANDÃO, 2001), (SIEURIN, 2006).

Além da proporção da ferrita e austenita, a morfologia que elas apresentam no material também influencia as propriedades do material. As metalografias realizadas indicaram uma relação com a tenacidade. Quando a microestrutura observada era composta por pequenas ilhas de austenita na matriz ferrítica os menores valores de CTOD foram medidos (BD_200 1, BD_400 1 e BD_400 2), independente da nível de carga mantida durante e após a solda. Essa morfologia de formato mais refinado da austenita apresentou tamanho consideravelmente inferior ao observado no material original. Já nos maiores valores de tenacidade (BD_200 2 e BD_200 3) foram observadas grãos de austenita nucleadas a partir dos grãos maiores de ferrita.

Ainda que a austenita se apresente sob a forma de ilhas, elas apresentam dimensão inferior frente à matriz ferrítica. A trinca durante o ensaio de tenacidade pôde propagar-se com certa facilidade na matriz ferrítica, contornando as ilhas de austenita. Na outra situação, mesmo apresentando uma matriz também ferrítica, a austenita, que se apresenta em maior dimensão está presente nos contornos de grãos, podendo representar de certa maneira uma barreira a mais para o crescimento da trinca e oferecendo assim maior resistência para a propagação da mesma durante o ensaio.

As amostras que apresentaram microestrutura composta de pequenas ilhas de austenita indicam que o material sofreu recristalização dinâmica devido à deformação plástica imposta durante o processo. Características idênticas foram observadas em juntas de Duplex unidas por Friction Stir Welding (FSW), que também é uma técnica de soldagem por atrito (SANTOS, 2010), (SAEID, 2008), (SATO, 2005).

Essa diferença microestrutural observada entre as amostras está associada às diferentes regiões que a soldagem promove no material, que são consequência do aporte térmico e do efeito mecânico do processo.

Quando os aços duplex em geral são expostos a temperaturas acima de 1300ºC ocorre uma mudança microestrutural, passando para uma estrutura completamente ferrítica. Esta formação de microestrutura completamente

ferrítica é seguida pela nucleação da fase austenita nos contornos de grão da ferrita durante o ciclo de resfriamento após a soldagem (SATO, 2005) (LOH, 2009). Ainda que não foram realizadas medições de temperatura durante a soldagem, as amostras BD_200 2 e 3 apresentaram uma microestrutura composta de matriz ferrítica com austenita nucleada a partir dos contornos de grãos, por consequência infere-se que essas regiões analisadas nessas juntas foram expostas a temperatura acima de 1300ºC durante a soldagem.

Um estudo conduzido por Liou *et al* (LIOU, 2002) mostrou a austenita com uma morfologia semelhante. Foi observado que diferentes tempos de resfriamento empregados no duplex após a total dissolução da austenita na ferrita podem promover diversas morfologias de austenita: em contorno de grão, Widmanstätten, intergranular e austenita parcialmente transformada.

Além da influência das fases principais pode existir a influência da precipitação de fases secundárias indesejáveis que são conhecidas por diminuir as propriedades mecânicas. Na faixa de temperatura entre 300 e 1000ºC o duplex torna-se susceptível à formação de diversas fases intermetálicas: sigma (σ), Pi (π), Chi (χ), nitretos de Cr, carbonetos, etc, conforme pode ser observado na Figura 5.4 (LEITE, 2009).

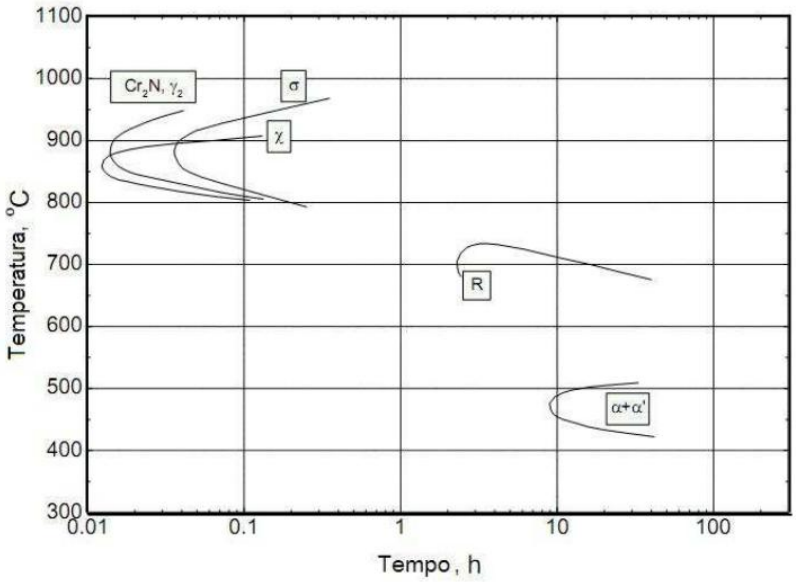


Figura 5.4 – Diagrama TTT evidenciando a formação de fases intermetálicas no aço duplex UNS 32750 (NILSSON, 1992).

Diversos estudos (WIESNER, 1997) (NOBLE, 1986) (GUNN, 1997) (GUNN, 1997) (LIOU, 2002) com processos convencionais de soldagem mostraram que a precipitação dessas fases diminui a ductilidade da junta. Investigações desenvolvidas em processos de soldagem por fricção (SANTOS, 2010) (SAEID, 2008) (SATO, 2005) mostram que não há a formação de tais fases intermetálicas devido às elevadas taxas de resfriamento da junta. Esses estudos comprovaram que quando essa classe de aço foi unida a partir do processo FSW, que apresenta características similares com o processo investigado neste estudo, não foi observada a presença dessas fases precipitadas devido ao curto ciclo térmico imposto aos materiais durante a soldagem.

Essas investigações seguem as mesmas linhas das análises realizadas neste estudo, onde os resultados observados nas micrografias realizadas através de microscopia óptica não demonstraram nenhuma nova fase precipitada. Apesar do processo de soldagem atingir as temperaturas onde ocorre a precipitação de fases deletérias, provavelmente a cinética do processo não permitiu que isso ocorresse. Mesmo estando dentro da faixa de temperatura de precipitação de fases o tempo de exposição a elas é bem reduzido, abaixo de 10 segundos.

A única amostra onde o ensaio foi realizado no metal de base, a microestrutura predominante era martensita, que é formada quando há uma alta taxa de resfriamento. A tenacidade desempenhada também foi baixa, condizendo com este tipo de microestrutura.

As análises fractográficas permitiram identificar a presença de zona de estiramento e mudança do plano de propagação da trinca em todas juntas soldadas. Isto também foi notado nas análises metalográficas pós ensaio, de maneira que a direção primária de propagação foi alterada até o momento que a trinca atingiu a interface dos dois materiais e propagou ao longo dela.

Metal Base BS EN10025 + ASTM F138

As juntas soldadas com pino de ASTM F138 e metal base BS EN10025 mostraram uma significativa diferença tanto nos valores de tenacidade (Figura 5.5), bem como nas superfícies de fratura, porém a propagação de trinca ocorreu no material do pino. Somente na amostra de menor valor, BF_200 1, que mostrou valor bem abaixo da tenacidade medida nos materiais originais, foi constatada a presença de um plano secundário de propagação da trinca, que continha inclusões de MnS distribuídas oriundas do metal de base. Este plano indica que a trinca mudou sua direção de propagação, seguindo o caminho composto de inúmeras inclusões de tamanhos e formatos variados.

Apesar da microestrutura ser semelhante nas duas amostras analisadas, percebe-se uma quantidade superior de sub-grãos e bandas de deformação na BF_200 2, que restringem a propagação da trinca no interior do grão. Isto indica que essas duas regiões sofreram recuperação dinâmica, sendo que a BF_200 2 estava num estágio mais avançado. Mesmo não sendo observadas camadas distintas como nas amostras de pino AISI 316L, comprova que existem também regiões com diferentes respostas em decorrência do efeito termo-mecânico do processo.

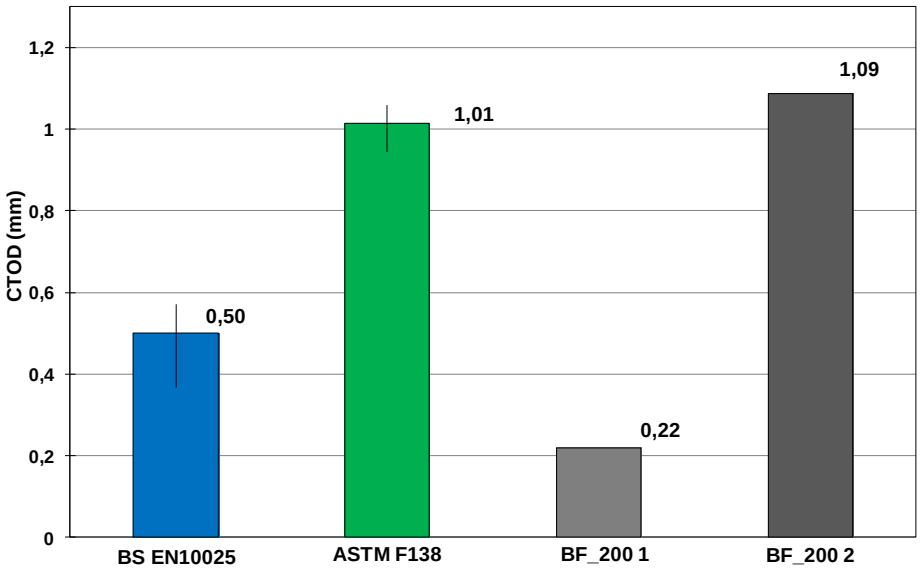


Figura 5.5 – Resultados de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com pino de ASTM F138 e metal base BS EN10025.

Metal Base Duplex + Pino Duplex

A tenacidade das juntas com o Duplex como metal base e pino foi medida na região do pino. Os valores medidos foram similares e abaixo da tenacidade dos materiais não soldados (Figura 5.6). As microestruturas também se mostraram similares ao Duplex original, composta por lamelas alongadas de austenita, porém com dimensão inferior. A quantidade de ferrita presente aumentou em relação ao material original.

A diferença entre a tenacidade com relação ao material original também pode estar associada parcialmente a anisotropia que o material apresenta. A orientação da microestrutura pode ter contribuído negativamente uma vez que na solda a trinca estava posicionada no sentido dos grãos alongados de austenita. Já no material original a trinca propagou no sentido transversal aos grãos.

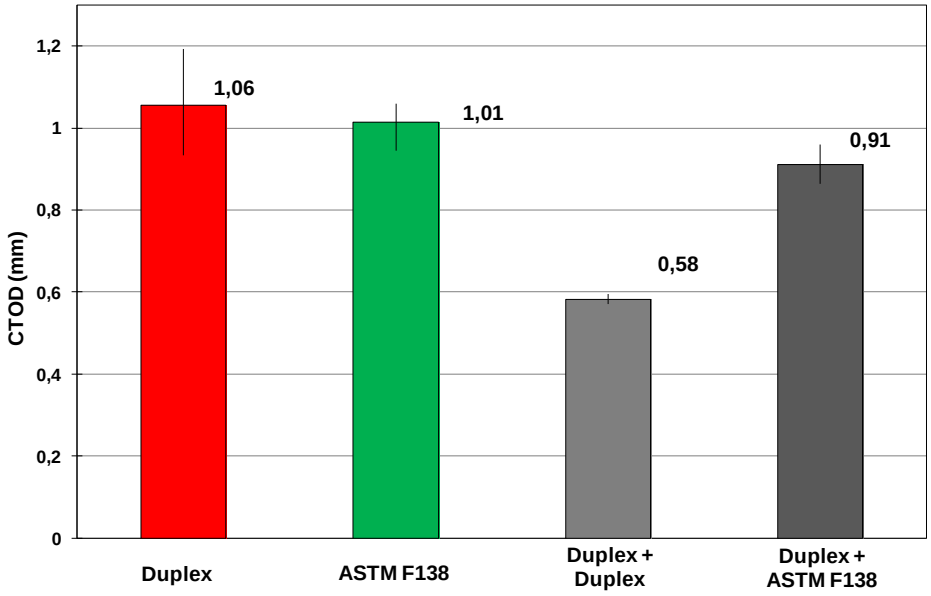


Figura 5.6 – Resultados de CTOD dos materiais originais e das juntas soldadas com ASTM F138 e Duplex.

Metal Base Duplex + Pino ASTM F138

As análises realizadas quando se utilizou o mesmo metal base com outro aço inoxidável, ASTM F138, indicou uma grande semelhança entre as amostras ensaiadas e as tenacidades medidas foram similares ao valor do material original (Figura 5.6).

O efeito termo-mecânico imposto pela soldagem promoveu o crescimento dos grãos austeníticos, de maneira que eles se tornaram maiores que os do material original do pino.

5.3 Interface

Ainda que não foi possível avaliar a tenacidade exatamente na interface entre os materiais soldados, percebeu-se que ela provavelmente deve apresentar uma baixa tenacidade. Como é sabido, o caminho de propagação que uma trinca percorrerá sempre será o que apresentar menor resistência para a mesma, de forma que ela irá propagar nas regiões de menor tenacidade. Nos ensaios, quando a microestrutura governante apresentava baixa tenacidade, a trinca atingia a interface e propagava entre os dois materiais. Tal fato indica que esta região realmente tende a apresentar tenacidade mais baixa do que as que foram medidas nas outras regiões. Isto pode estar relacionado com as inclusões observadas que se apresentavam com diversos formatos e tamanhos, às vezes idênticas aos observados no material original, ou completamente diferenciados. Como esta região corresponde ao encontro do material plastificado oriundo do metal base e do pino, as inclusões oriundas do metal base tendem a se localizar preferencialmente nela. Como elas serviram como agentes nucleantes de microcavidades, elas facilitam a propagação da trinca, promovem uma baixa tenacidade, apesar de apresentarem um modo dúctil de fratura.

5.4 Inclusões de MnS

Com base nas análises fractográficas foi possível perceber que quando um dos materiais já apresentava inclusões de MnS, tanto no BS EN 10025 como o AISI 316L, as inclusões também participavam do processo, tanto quanto a matriz metálica. Em decorrência disso a soldagem promovia alterações de formato, dimensão e distribuição das mesmas.

O princípio deste processo de soldagem é plastificar e unir os materiais através do calor gerado pelo atrito e, em decorrência da geometria cônica em que os mesmos se apresentam, esse material plastificado é conduzido do fundo do furo em direção à borda superior, formando a interface entre o metal base e o pino. Desta forma altas taxas de deformação são impostas ao material, que unidas às altas temperaturas envolvidas promovem tensões compressivas e cisalhantes no material.

Caso haja inclusões dispersas no material, elas estarão participando também da soldagem, de maneira que todos os efeitos a qual a matriz metálica é submetida também serão impostos às inclusões. Como o formato das inclusões é controlado pelo grau de deformação e pela plasticidade relativa das inclusões com relação à matriz, o processo interfere diretamente nas inclusões presentes. Por consequência ocorre a fragmentação das inclusões devido à exposição ao efeito combinado da tensão compressiva e do cisalhamento imposto ao material, além da temperatura que modifica a plasticidade relativa das inclusões.

Este efeito é similar ao que ocorre nas inclusões durante o processo de laminação dos aços, onde forças de compressão e de cisalhamento exercem força de atrito na interface das inclusões com a da matriz, de maneira a modificar a forma de inclusão a partir de formato equiaxial para elipsoidal.

Esse efeito foi observado nas análises fractográficas das juntas, onde as inclusões tiveram o seu formato alterado, passando originalmente de alongadas para forma arredondada ou disforme, com dimensões inferiores as originais. O resultado observado a partir dessa fragmentação é o aumento da quantidade de inclusões dispersas, uma vez que a partir de uma inclusão diversas outras menores podem se originar. A Figura 5.7 exemplifica o que acontece com as inclusões durante o processo de soldagem.

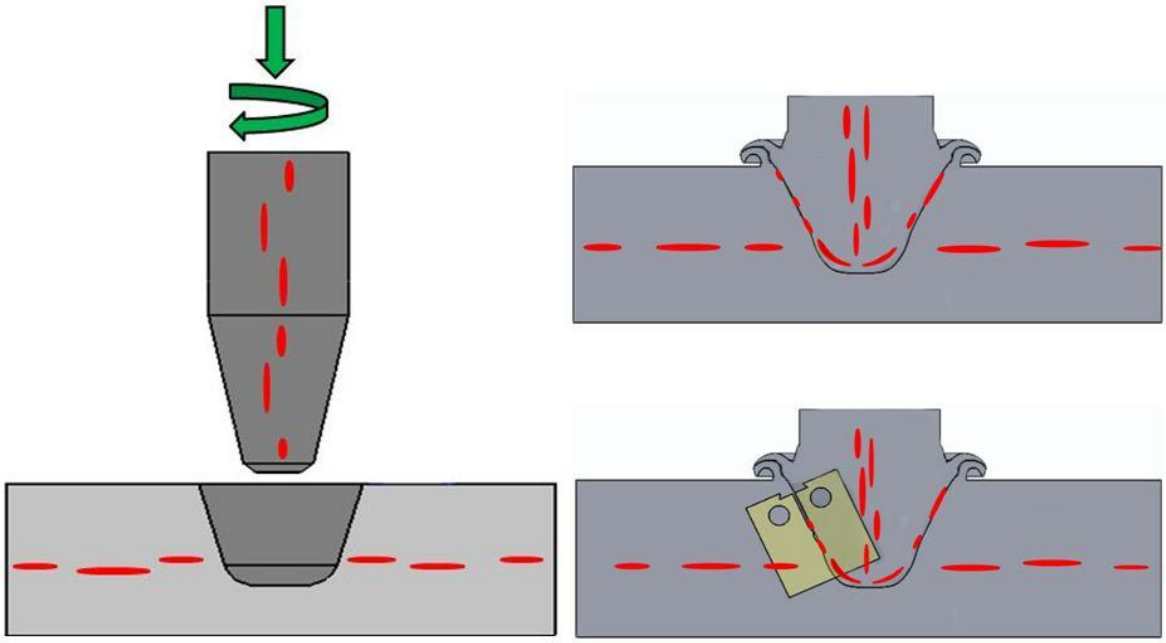


Figura 5.7 – Desenho esquemático das inclusões antes e depois do processo de soldagem com a localização do corpo de prova.

A maior quantidade de inclusões foi observada nas soldas de 50 kN com pino do aço AISI 316L sendo que as mesmas se apresentaram com pequenas dimensões e uma maior diversidade de formatos. Como nesta condição os materiais soldados apresentaram inclusões e o tempo de processo foi o maior de todos, 64,9 segundos, as inclusões ficaram expostas por mais tempo ao cisalhamento e as tensões compressivas do processo, permitindo assim que elas se tornassem mais fragmentadas.

Em alguns casos foi observado que algumas inclusões não aparentaram terem sofrido influência da soldagem, pois elas se encontravam com as mesmas características de formato das observadas nos materiais originais. Conforme as análises, isso aconteceu na região de interface quando houve a trinca desviou em direção a interface nas amostras soldadas com pino Duplex e ASTM 138 em metal base BS EN10025. Nessas situações as inclusões eram oriundas somente do metal base, uma vez que os pinos não apresentavam inclusões em suas formas originais. A Figura 5.8 mostra, esquematicamente, a localização e a orientação dessas inclusões visualizadas.

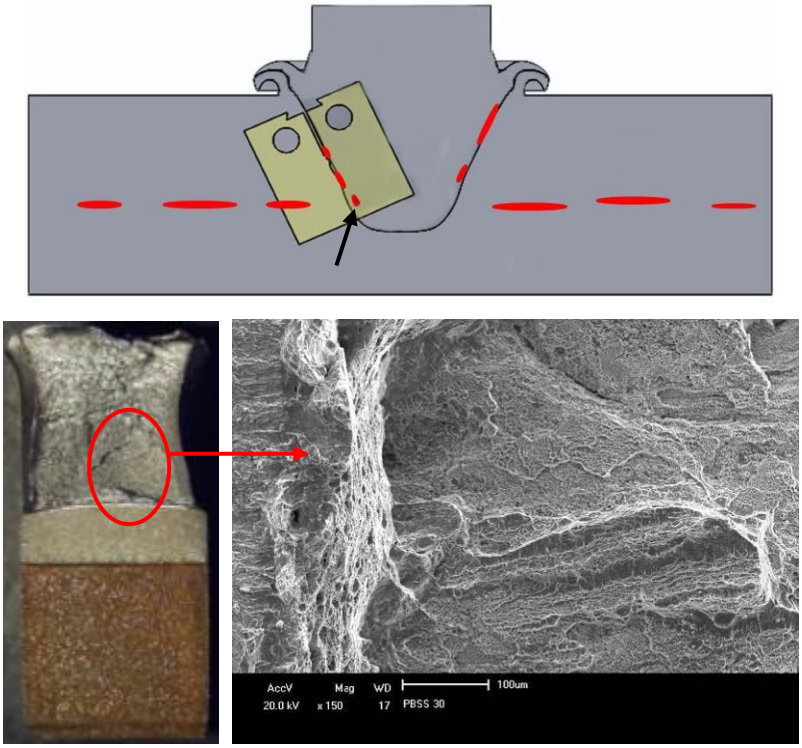


Figura 5.8 - Imagens ilustrando a localização das inclusões de MnS alongadas observadas. A seta menor indica o posicionamento da fractografia em relação à junta.

O volume de inclusões que são processadas pode variar de junta para junta, pois não sabe-se exatamente a quantidade e a disposição das mesmas nos materiais. No caso do metal de base devido ao processo de lingotamento e laminação imposto às chapas, elas tendem a se concentrar na metade da espessura. Assim a localização do furo em relação a essa posição tende a ser essencial, tanto quanto localização das análises. No caso deste trabalho as mesmas foram realizadas na zona próxima a essa região. Nos pinos, caso haja inclusões na seção correspondente à ponta, elas serão processadas e quanto maior for o consumo do pino utilizado mais inclusões estarão participando do processo.

Essas inclusões não apresentam nenhuma contribuição positiva na tenacidade do material soldado, uma vez que elas contribuem na propagação das trincas de ensaio, pois são sítios de nucleação de microcavidades, conforme já apresentado na revisão bibliográfica. A existência de várias

inclusões dispersas em uma região contribui para que a propagação de trinca ocorra de maneira mais fácil, uma vez que a distância entre as mesmas será menor, correspondendo a uma seção de matriz ligante inferior. Quando há inclusões que se apresentam sob formato de filme, a propagação da trinca ainda é maior, pois a trinca se propaga exatamente na interface entre a matriz metálica e o filme, de forma a ocorrer a separação dos mesmos.

Cabe ressaltar que esse efeito está relacionado somente com a região em que as inclusões estão presentes. Pode ocorrer que em regiões bem próximas não sejam encontradas essas inclusões, diferenciando assim as propriedades de maneira análoga às microestruturas originadas com o processo.

A diferença de propagação de trinca entre as amostras soldadas com pino ASTM F138 e metal base BS EN10025 indicou que em função do processo as inclusões tendem a se dispersar em certas regiões, promovendo assim uma heterogeneidade de propriedades. A própria geometria do processo induz as inclusões a situarem-se próximas à interface, contudo percebeu-se que essa dispersão não tende a ser homogênea, alterando assim significativamente a tenacidade de regiões adjacentes de uma mesma junta. Desta maneira, como resultado do processo não há somente regiões cuja matriz se altera em função do efeito termo-mecânico, também há o efeito da presença de inclusões dispersas.

5.5 Avaliação das Juntas

Ao avaliar os resultados de tenacidade combinados com as análises fracto e micrográficas, percebe-se que os valores de CTOD estão relacionados com a presença de inclusões, juntamente com a microestrutura governante. No caso das juntas com o pino AISI 316L, mesmo que tenham sido observadas inclusões em todas as amostras, a matriz apresentou uma microestrutura resultante que propiciou a elevação da tenacidade em relação ao metal base do pino. Mesmo havendo diversas inclusões fragmentadas e dispersas, a microestrutura dificultou a propagação da trinca nas regiões entre as inclusões, elevando assim os valores de CTOD.

Nas juntas em que se empregou o Duplex como pino e o BS EN10025 como metal base, ocorreu o efeito combinado de microestruturas menos tenazes que a do material original, aliadas a inclusões oriundas do metal base, que proporcionaram uma queda significativa de tenacidade. Ao invés do observado no AISI 316L, após a soldagem, as microestruturas geradas não apresentaram características que promovessem certa dificuldade na propagação da trinca como as do material original. Assim, além das inclusões servirem como sítios de nucleação de microcavidades que auxiliaram no crescimento da trinca, a microestrutura entre as mesmas não restringiu a propagação da trinca.

A utilização do mesmo metal base com pino de ASTM F138 mostrou nitidamente o efeito que as inclusões inferem na tenacidade, uma vez que os valores medidos foram bem diferenciados. Quando a amostra apresentou inclusões de MnS oriundas do metal base, a menor tenacidade foi medida. Já quando as inclusões não se encontravam, a tenacidade foi consideravelmente maior.

A baixa tenacidade medida na amostra BF_200 1 pode ter ocorrido em função do efeito associado de uma microestrutura menos tenaz aliada a presença de uma rede de inclusões de sulfeto de manganês. Além da matriz não apresentar uma microestrutura que restringia com eficiência a propagação da trinca, a curta distância entre as inclusões auxiliou ainda mais na propagação da mesma através da nucleação das microcavidades rasas e de baixa energia absorvida.

Nas juntas soldadas com materiais que não apresentavam inclusões, o aço Duplex e o ASTM F138, observou-se o efeito somente de microestrutura, de maneira que o processo promoveu alterações que propiciaram certa redução da tenacidade. Apesar de ter ocorrido essa redução, os valores foram muito promissores, uma vez que se restringiu o efeito deletério que as inclusões promovem na junta soldada.

Os resultados mostraram de forma em clara que as inclusões influenciaram significativamente na tenacidade à fratura das juntas soldadas. Elas se apresentaram de forma fragmentada ou sob seu formato original. Mesmo que somente o metal base as apresente, o efeito das mesmas ainda pode ser negativo.

O estudo realizado por CHLUDZINSKI (CHLUDZINSKI, 2012) vai ao encontro dos resultados deste estudo, de maneira que inclusões de MnS foram as responsáveis pela considerável queda na tenacidade de juntas soldadas por fricção com pino consumível em diferentes níveis de força.

Além da influência das inclusões, a microestrutura gerada com o processo também influenciou a tenacidade. Os efeitos térmicos e mecânicos aplicados nos materiais possibilitaram que processos metalúrgicos se desenvolvessem e, com isso, as microestruturas também se modificaram. Quando a microestrutura originada apresentou características tenazes, ela pôde diminuir o dano que as inclusões pudessem imprimir no material, caso as mesmas estivessem presentes.

A grande maioria dos ensaios foi realizada nos materiais correspondentes aos pinos e mesmo assim as análises indicaram diferenças fracto e micrográficas entre amostras de mesmo material. Essa diferença foi observada tanto nas microestruturas, como nas inclusões. Este fato indica que o efeito do processo de soldagem promove no material não é homogêneo, de maneira que criam-se regiões com características distintas. Além das diferenças microestruturais já esperadas, a dispersão de inclusões contribui com a heterogeneidade das propriedades.

As juntas soldadas com o pino de Duplex mostraram que microestruturas distintas são originadas a partir do mesmo material. Essa variação pode estar associada à localização da análise, uma vez que regiões com microestruturas diferenciadas fazem parte da resposta dos materiais frente o processo, conforme já observado em outras técnicas de soldagem por atrito nos aços Duplex (SANTOS, 2010), (SAEID, 2008), (SATO, 2005). Com a soldagem o material é exposto a diferentes ciclos térmicos e mecânicos, que promovem assim a formação de regiões com microestrutura e propriedades diferenciadas.

6 CONCLUSÕES

O método empregado para avaliar a tenacidade à fratura se mostrou eficiente em analisar as regiões próximas das interfaces laterais de soldagem, permitindo investigá-las mais profundamente, de maneira a entender as alterações que o processo impôs nos materiais.

O processo de soldagem por fricção com pino consumível promoveu alterações nos materiais soldados, tanto nas microestruturas quanto nas inclusões, quando as mesmas estavam presentes. Como foram avaliados materiais diferentes, cada um mostrou uma resposta distinta frente à soldagem.

As propriedades apresentadas para as diversas combinações de materiais tiveram uma grande variação em termos de tenacidade, explicada em parte pela participação das inclusões de MnS. As alterações microestruturais também tiveram um papel preponderante na resposta ao ensaio de CTOD.

O efeito termo-mecânico imposto nos materiais durante a soldagem fez com que as inclusões de MnS que se encontravam nos materiais originais mudassem de formato. A combinação da tensão compressiva e do cisalhamento promovida no material plastificado foi responsável pela fragmentação das mesmas, resultando em inclusões de dimensões menores. Isto fez com que elas fossem agentes nucleantes de microcavidades, ajudando na redução da tenacidade.

A microestrutura também foi modificada uma vez que os efeitos térmicos e mecânicos possibilitaram que processos metalúrgicos se desenvolvessem nos materiais. Em função disso, cada material apresentou uma resposta frente ao processo, conduzindo a microestruturas distintas. Em uma mesma junta soldada regiões com microestruturas diferenciadas também surgiram devido a esses efeitos térmicos e mecânicos. Algumas dessas microestruturas desenvolvidas apresentaram características tenazes (tamanho de grão reduzido, subgrãos e bandas de deformação), outras não.

Os maiores valores de tenacidade à fratura foram observados quando os materiais originais envolvidos não apresentavam inclusões de MnS e as suas microestruturas apresentaram características mais tenazes, com o aço inoxidável ASTM F138 e o Duplex.

Desta maneira a escolha dos materiais a serem utilizados nesta técnica torna-se fator essencial para garantir boa tenacidade nas juntas soldadas. A melhor resposta frente à tenacidade à fratura será através do emprego de materiais que apresentem uma microestrutura pós soldagem com característica tenaz e com a menor quantidade possível de inclusões de MnS.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Em função do caráter inusitado que o processo apresenta, são necessárias diversas abordagens para que o entendimento dos fenômenos envolvidos seja atingido.

Com base nas análises realizadas neste trabalho incentiva-se a produção de mais juntas soldadas com materiais que não apresentam inclusões de MnS, para que seja possível avaliar somente o efeito microestrutural. De maneira que seja realizado um estudo mais aprofundado das microestruturas produzidas pela soldagem.

Na tentativa de entender melhor o efeito que o processo impõe nas inclusões seria interessante a realização de um estudo detalhado da movimentação de inclusões oriundas do metal base e do pino durante o processo de soldagem.

Outros parâmetros de soldagem devem ser avaliados para que se investigue mais profundamente o efeito dos mesmos nas propriedades das juntas soldadas. Além de investigações em demais materiais, não somente nos aços inoxidáveis.

Este trabalho focou-se somente em análises relacionadas à tenacidade à fratura, desta forma é necessário que sejam realizadas mais ensaios mecânicos e em meios corrosivos para caracterização completa das juntas.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMBROZIAK, A.; GUL, B. Investigations of underwater FHPP for welding steel joints. **Archives of Civil and Mechanical Engineering.** 2007.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API RP 2Z**: Recomended Practicce for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures, Bruxelas, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3-95**: Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, 1995.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1290-99**: Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement,. West Conshohocken, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F138-08:** Standard Specification for Wrought 18Chromium-14Nickel-2.5 Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants (UNS S31673). West Conshohocken, 2008.

ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications**. 2nd ed. New York: CRC Press, 1995.

ANDREW, R.C.; WESTON, G.W. Overheating in low-sulphur steels. **The Journal of the Australasian Institute of Metals**, 1976.

ASM HANDBOOK. **Failure Analysis and Prevention**. Ohio: ASM International. 11, 2002.

BAKER, T.J. Deformation of MnS Inclusions in Steel. **Journal of The Iron and Steel Institute**, n. 9, p. 680-690,1972.

BAKER, T.J.; JOHNSON, R. Overheating and Fracture Toughness. **Journal of The Iron ans Steel Institute**, 1973.

BARRA, S.R.; PEREIRA, A.S. **Descontinuidades em soldagem**. Universidade Federal de Santa Catarina, 1999.

BODNAR, R.L.; CAPELLINI, R.F. Effects of Residual Elements in Heavy Forgings: Past, Present and Future. **MiCon 86: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control**, ASTM STP 979, p. 47-82, 1988.

BRANDÃO, T. **Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis**. 2001. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

BRANDI, S.D. **Estudo da Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W 1.4462 (UNS S31803)**.1992. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1992.

BRITISH STANDARD. **BS 7448 Part 1 1991**: Method for determination of Kic, critical CTOD and critical J values of metallic materials, 1991.

BROEK, D. **Elementary Engeneering Fracture Mechanics**. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1982.

CERTIFICADO DE PRODUTO. **Arcelor.**

CHLUDZINSKI, M. et al. Fracture toughness of Friction Hydro-Pillar Processing Welding in C–Mn, **Materials and Design**, v. 33, p. 340–344, 2012.

CHUNHUI, L.; STAHLBERG, U. Deformation of inclusions during hot rolling of steels. **Journal of Materials Processing Technology**, 2001.

CATÁLOGO COMERCIAL GERDAU. **Aço inoxidável Gerdau - 316L**. Disponível em: <http://www.gerdau.com.br/produtos-e-servicos/produtos-por-aplicacao-detalhe-produto.aspx?familia=233>. Acesso em Maio 2012.

DAVE, G. **Brite-Euram ROBHAZ Project**. Disponível em: <http://www.gibo.demon.co.uk/robhaz/welding.html>. Acesso em: Dez 2009.

DET NORKE VERITAS. **DNV OS F101**: Submarine Pipeline Systems, 2010.

EUROPEAN STANDARD. **BS EN ISO 15653**: Metallic materials Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds, 2010.

EUROPEAN STANDARD. **EN 10025:** Hot rolled products of structural steels - Part 1: General technical delivery conditions, 2004.

GRAÇA, M.L.A. **Micromecanismos de Iniciação da Fratura em Amostras Entalhadas**. 2002. 257 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia do Campus de Guarantiguetá, Universidade Estadual Paulista, Guarantiguetá, 2002.

GUNN, R. **Intermetallic formation in superduplex stainless steel simulated heat affected zones**. Cambridge: TWI Report, 1997.

GUNN, R.; WIESNER, C. **Effect of HAZ intermetallic precipitades oh the toughness of superduplex stainless steel**. Cambridge: TWI Report, 1997.

HARRISON, J.D. **The State of Art in Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Testing and Analysis**. Cambridge: TWI, 1980.

HERTZBERG, R.W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. 3rd ed. New York: John Wiley & Sons, 1989.

HOSSEINI, S.B. et al. An In-Situ Scaning Electron Microscopy Study of the Bonding between MnS Inclusions and the Matriz during Tensile Deformation of Hot-Rolles Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v 8, p. 928-989, 2007.

HOSSEINI, S.T. An In-Situ Scanning Electron Microscopy Study of the Bonding between MnS Inclusions and the Matrix during Tensile Deformation of Hot-Rolled Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A,** 2007.

JARDIM, A.P. et al. Efeito da Geometria do Pino e do Furo no Reparo por Atrito - Resultados Preliminares. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, 2007.

KIESSLING, R.; LANGE. N. Non-metallic inclusions in steel. **Metals Society,** 1978.

KOLESNIK, O.; STUWE, H.P. The Stereophotogrammetric Determination of the Critical Crack Tip Opening Displacement. **Engeneering Fracture Mechanics**, v. 21, p. 145-155, 1985.

KOVACH, C. **High Performance Stainless Steels. Technical Marketing Resources Inc**.Disponível em: <www.stainless-steel-world.net/pdf/11021.pdf>. Acesso em: Dez 2009.

KRAUSS, G. **Steel Processing, Structure and Performance**. Ohio: ASM International, 2005.

LAURETI, F.; SILVA, T.; JUNIOR, L.G. **Soldagem por Fricção**. Disponivel em: <www. infosolda.com.br/61dem.pdf>. Acesso em: 2011.

LEITE, R.A. **Avaliação da Tenacidade à Fratura de uma junta Soldada de um Aço Inoxidável Super Duplex com a utilização de Proteção Catódica.** 2009. 121 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

LESLIE, W.C. The Physical Metallurgy of Steels. **TechBooks**, 1991.

LESSA, C.R.L. **Soldagem FHPP - Processo e Metalurigia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn.** 2011. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

LIOU, H.-Y.; HSIEH. R.-I.; TSAI. W.-T. Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. **Corrosion Science**, 2002.

LOH, K. et al Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering**, 2009.

LOU, C. **Modeling the Behaviour of Inclusions in Plastic Deformation of Steels**. 2001. 54 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Produção), Royal Institute of Technology, 2001.

MAROPOULOS, S.; RIDLEY, N. Inclusions and fracture characteristics of HSLA steel forgings. **Materials Science and Engeneering A**, 2004.

MASAHIRO, T. et al. **Quantitative Analysis of Stretched Zone Width Based on Difference of Fracture Surface Roughness**, 2003.

MATTEI, F. **Desenvolvimento de equipamento para estudo de soldagem a fricção com pino consumível.** 2011. 166 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

MAUNDER, P.J.H.; CHARLES. J.A. Behaviour of Non-Metallic Inclusions in a 0,2% Carbon Steel Ingot during Hot Rolling. **Journal of The Iron and Steel Institute**, 1968.

METALS HANDBOOK. **Fatigue and Fracture**. American Society for Metals, 1996.

MEYER, A. **Hydro Pillar Processing - Bonding Mechanism and Properties**. 2002. 124 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Technischen Universitat Braunschweig, 2002.

MINTZ, B.E. The Influence of Sulphide on the Hot Ductility of Steels. In: **International Conference on Thermomechanical Processing of Steels & Other Materials**, 1997.

NILSSON, J.O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, 1992.

MODENESI, P.J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Universisdade Federal de Minas Gerais, 2004.

NOBLE, D.; GOOGCH. T. **Factors controlling the ferrite/austenite balance in arc welded 22Cr/5Ni/2,5Mo/N duplex stainless steel.** Cambridge: TWI Report, 1986.

PAES, M.T.P. **Características Fundamentais de Soldas por Atrito Tipo FHPP**. Exame de Qualificação, Programa de Pós graduação em Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2009.

PEPE, J.J.; SAVAGE, W.F. **Welding Journal**, v. 46, p. 411-422, 1967.

PERRET, J.C.; SKETCHLEY. P.D. **Hole repair in steel plate using friction taper plug welding:** Initial trials in air and underwater. Cambridge: TWI Report, 2007.

PICKERING, F.B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**. Applied Science Publishes, 1983.

PINHEIRO, A. et al. Costura por Fricção: Fundamentos e Aplicações. In: **1º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Curitiba, 2001.

PINTO, P.S.G. **Avaliação de resistência ao impacto de juntas de aço inoxidável superduplex por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas.** 2009. 99 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

PIRES, R.R. **Efeito da geometria da força axial e da rotação no reparo por atrito**. 2007. 68 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Mecânica, Uberlândia, 2007.

PIRES, R.R. et al. Influência da força axial, da rotação e das geometrias do pino e do furo na qualidade do reparo de trincas por atrito. In: **16° POSMEC - Simpósio de Pós Graduação em Engenharia Mecânica**, Uberlândia, 2006.

PREECE, A. et al. The Overheating and Burning of Steel. **Alloy Steels Research Committee**, 1946.

PRESTON, S.; HALE, G.; NUTTING, J. Overheating Behaviour of a Grain-Refined Low-Sulphur Steel. **Materials Science and Technology**, 1985.

ROSADO, D.B. **Análise de microestrutura em juntas soldadas de aços SAE 4140 e BS 4360 através do processo Friction Hydro Pillar Processing.** 2008. Trabalho de conclusão do curso de Engenharia Metalúrgica, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2008.

SAEID, T. et al Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, 2008.

SALDARRIAGA, P.A.C. **Estudo dos Campos de Tensão Gerados por Inclusões durante o Processo de Torneamento em Aços ABNT 1045 Utilizando o Método dos Elementos Finitos**. 2008. 101 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

SAMUELS, L.E. **Light Microscopy of Carbon Steels.** ASM International, 1999.

SANTOS, T.F.A. et al. Microstructure evaluation of UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds. In: **10º Seminário Brasileiro de Aço Inoxidável**, 2010.

SATO, Y. S. et al Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, 2005.

SIEURIN, H.S.R. Fracture toughness of a welded duplex stainless steel. **Engineering Fracture Mechanics**, 2006.

STROHAECKER, T.R. **Apostila de Mecânica da Fratura**. Porto Alegre: UFRGS, 2001.

TETELMAN, A.S.; EVELY, A.J. **Fracture of Structural Materials**. John Wiley & Sons, 1967.

THOMAS, W.M.; TEMPLE-SMITH, P. **Friction Plug Extrusion**. GB 2306365A, 14 out. 1997.

THOMASON, P.F. **Ductile Fracture of Metals**. Oxford: Pergamon Press, 1990.

TSUNEKAGE, N.; TSUBAKINO, H. Effects of Sulfur Content and Sulfide-forming Elements Addition on Impact Properties of Ferrite–Pearlitic Microalloyed Steels. **ISIJ International**, v. 41, 2001.

UNFRIED, J. et al Estudo da Influência dos Parâmetros de Processo na Microestrutura da Zona Termo-Mecanicamente Afetada na Soldagem por Atrito com Pino Consumível em Aços C-Mn. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v.4, p. 27-32, 2009.

UNFRIED, J.; HERMENEGILDO, T.F.; RAMIREZ, A.J. Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steel Friction Hydro-Pillar Welded Joints. In: **Procedings of the 8th International Conference,** Pine Mountain, 2009. p 381 - 384.

VODOPIVEC, F.; GABROVSEK, M. Relative Plasticity os Manganese Sulphide Inclusions during Rolling of Some Industrial Steels. **Metals Technology**, 1980.

WIESNER, C. Toughness requirements for duplex and super duplex stainless steels. In: **Proceedings of the 7th International Conference**, Maastricht, 1997.

WILSON, A.D. Fractographic Characterization of the Effect of Inclusions on Fatigue Crack Propagation. **Fractography and Materials Science - ASTM STP 733**, 1981.

ZHANG, L.; THOMAS, B.G. Inclusions in Continuous Casting of Steel. In: **XXIV National Steelmaking Symposium,** Mexico, 2003. p. 138-183.

9 APÊNDICES

9.1 Inclusões de MnS

Como o resultado das análises deste trabalho evidenciou a modificação das dimensões das inclusões de sulfetos de manganês pelo processamento do material, buscou-se uma maior compreensão dos fenômenos desenvolvidos.

Além da busca por trabalhos já desenvolvidos em área distinta a da soldagem dos materiais, foi realizado um estudo através de modelamento termodinâmico para possibilitar um maior entendimento com relação ao comportamento do sulfeto de manganês presentes nas ligas estudadas quando exposto as altas temperaturas empregadas neste trabalho.

O modelamento termodinâmico de fenômenos e processos é um instrumento capaz de fornecer uma previsão sobre o que acontece com um sistema, de maneira a simular a realidade. Esta ferramenta pode ser empregada até em casos limites, qual seja for aquele que se estabelece quando inexistem quaisquer resistências de ordem cinética a dificultar ou impedir a marcha de reações e processos físico-químicos durante uma determinada etapa de um processo de produção. Apesar de ser fundamentalmente virtual, ela pode vir a servir como um guia para o acompanhamento e a compreensão de diferentes fenômenos. Esta abordagem é amplamente utilizada na área siderúrgica atualmente pois contribui significativamente nos processos e desenvolvimento de ligas metálicas.

Para a utilização desta ferramenta utilizou-se o programa FactSage 6.2, que compõem um banco de dados que permite a realização de simulação de soluções contendo dados de fases, soluções e compostos sólidos puros, líquidos, gasoso e iônicos. O uso deste programa teve o intuito de entender o comportamento dos sulfetos de manganês inseridos nos aços sob a forma de inclusões.

Ao considerarmos as composições químicas dos quatro materiais analisados neste trabalho, foram averiguadas as composições remanescentes a diferentes temperaturas, entre a faixa de 800 à 1300ºC (Figura 9.1). A partir disso foram observadas que em tais temperaturas a austenita estava sempre presente, juntamente com sulfeto de manganês, de maneira que a medida que

a temperatura era elevada, o sulfeto de manganês se apresentava sempre presente. Nos aços em que previamente não haviam sido observadas inclusões de MnS, Duplex e ASTM F138, devido as suas composições químicas, a quantidade de sulfeto de manganês determinada pelo programa é bem inferior aos aços que as contêm, BS EN10025 e AISI 316L.

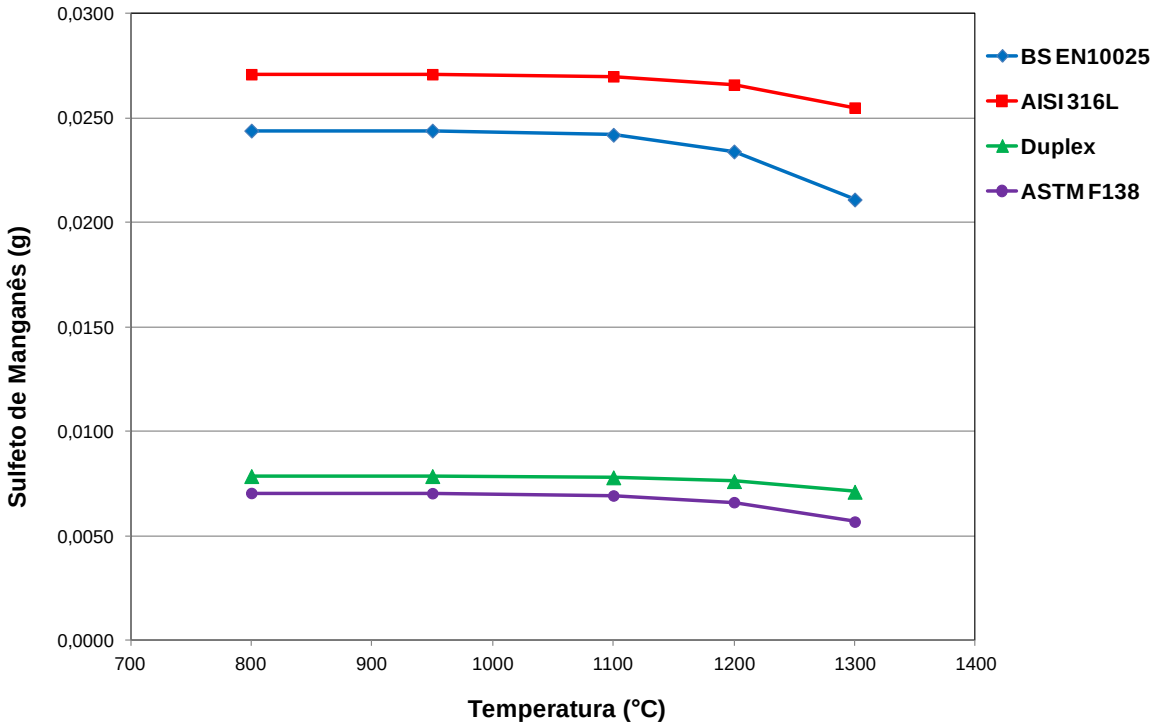


Figura 9.1 – Análise termodinâmica via programa FactSage 6.2.

Estes resultados indicam que na faixa de temperatura estudada as inclusões de MnS permanecem presentes nos diferentes aços. Isto foi observado nas análises deste trabalho, pois em diversas regiões expostas a diferentes aportes térmicos as inclusões se mostraram sempre presentes.

A busca de referências bibliográficas relativas a esta particularidade indicou que estudos realizados nas décadas de 70 e 80 referentes aos processos de laminação a quente dos aços (ANDREW et al, 1976), (BAKER TJ. 1972), (BAKER et al, 1973), (MAUNDER, 1968), (PREECE et al, 1946), (PRESTON et al, 1985) apresentaram o semelhante efeito nas inclusões. Tais investigações indicaram que a exposição excessiva a altas temperaturas de austenitização durante o trabalho a quente promovia alteração nas propriedades mecânicas. A ductilidade e a tenacidade ao impacto reduziram-se

e foram associadas à formação de facetas intergranulares observadas nas superfícies de fratura. Estas facetas apresentavam também microcavidades de dimensões consideravelmente reduzidas (em torno de 1 μm de diâmetro) nucleadas a partir de finas partículas esféricas de sulfeto de manganês.

Tais efeitos foram associados os fenômenos de *overheating* e *burning. Overheating* foi relacionado com a dissolução de inclusões não metálicas de MnS em altas temperaturas na austenita e a consequente precipitação de partículas finas de MnS nos contornos de grão da austenita durante o resfriamento. Já *burning* foi associado à formação de um filme líquido no contorno de grão da austenita, ocorrendo em temperaturas mais altas que o processo de *overheating*.

9.2 Dados de Soldagem

A seguir estão expressos os gráficos obtidos nas soldagens das juntas.

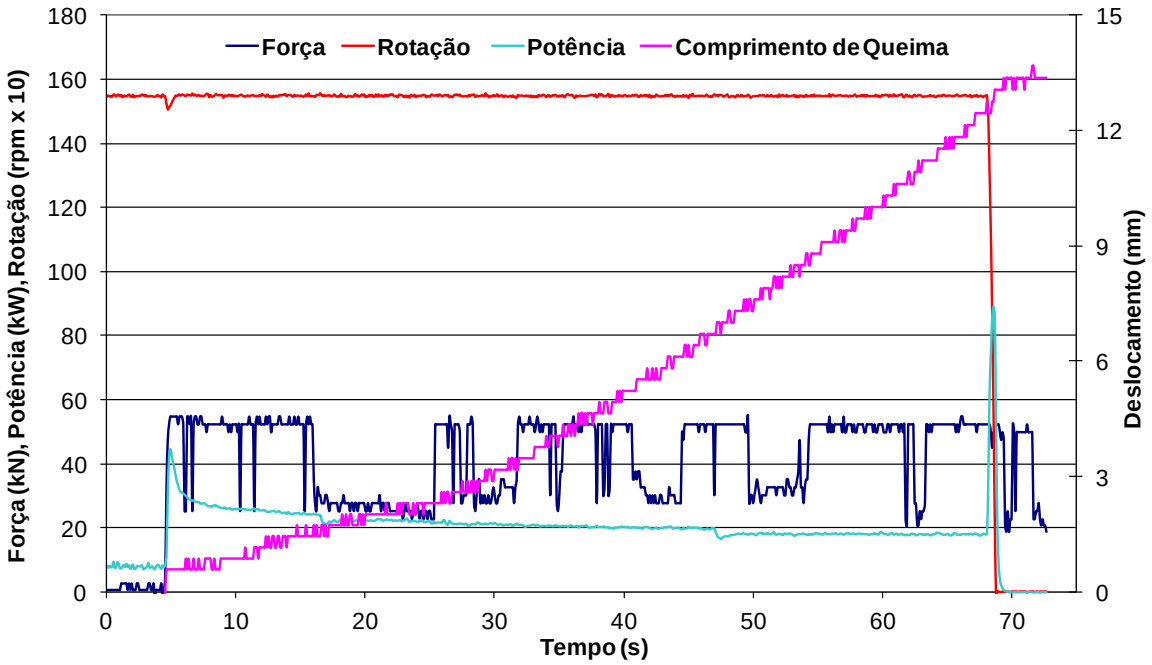


Figura 9.2 - Gráfico de soldagem de pino AISI 316L soldado com BS EN10025 com 50 kN de força.

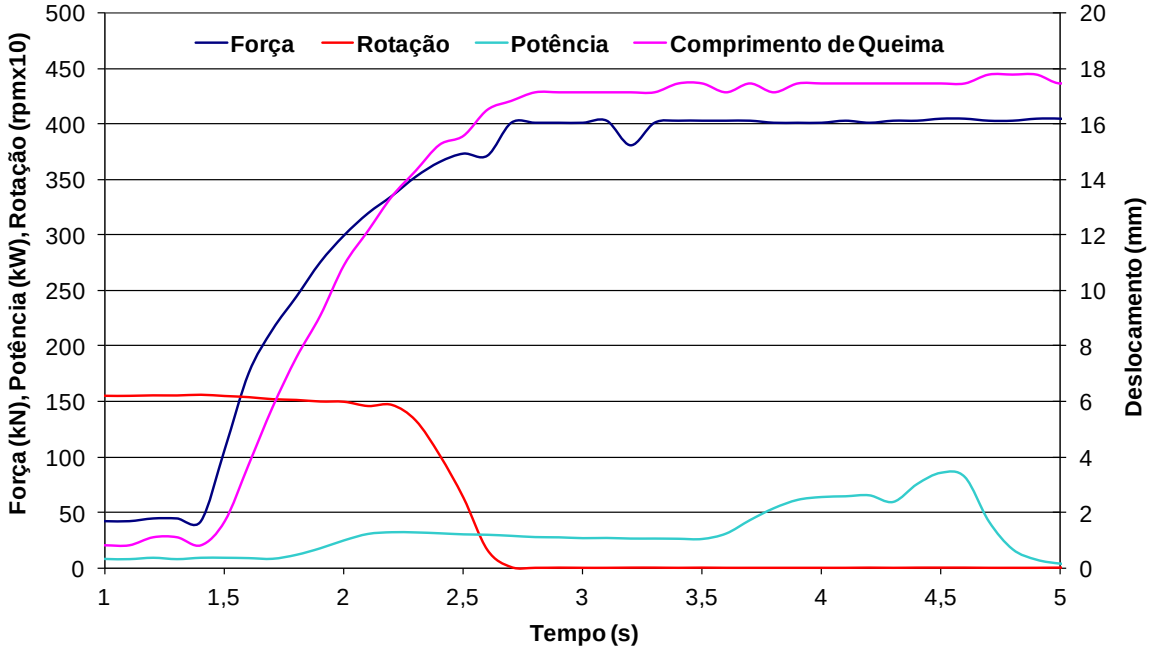


Figura 9.3 – Gráfico de soldagem de pino AISI 316L soldado com BS EN10025 com 400 kN de força.

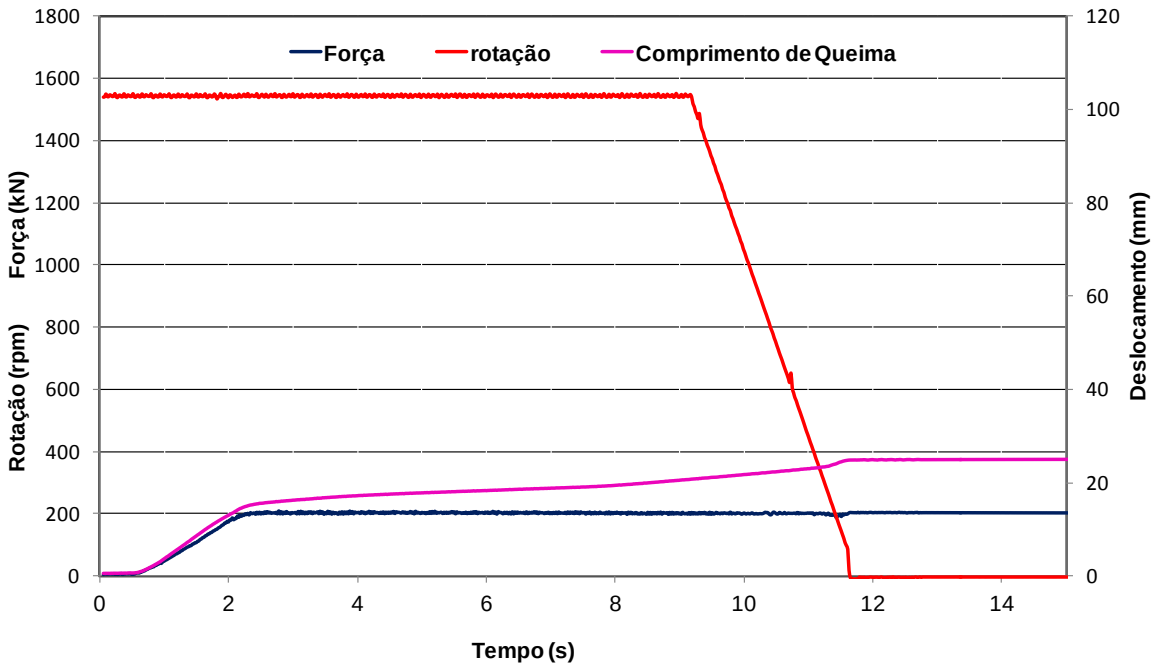


Figura 9.4 - Gráfico de soldagem de pino ASTM F138 soldado com Duplex com 200 kN de força.

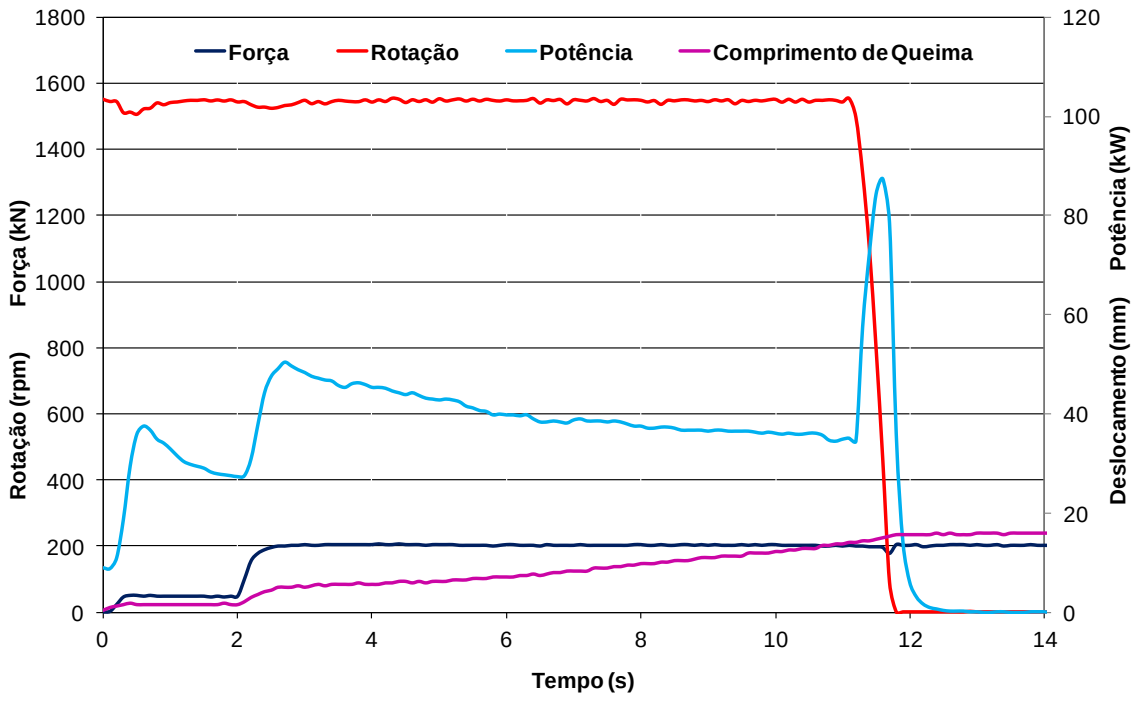


Figura 9.5 - Gráfico de soldagem de pino Duplex soldado metal base de Duplex com 200 kN de força.

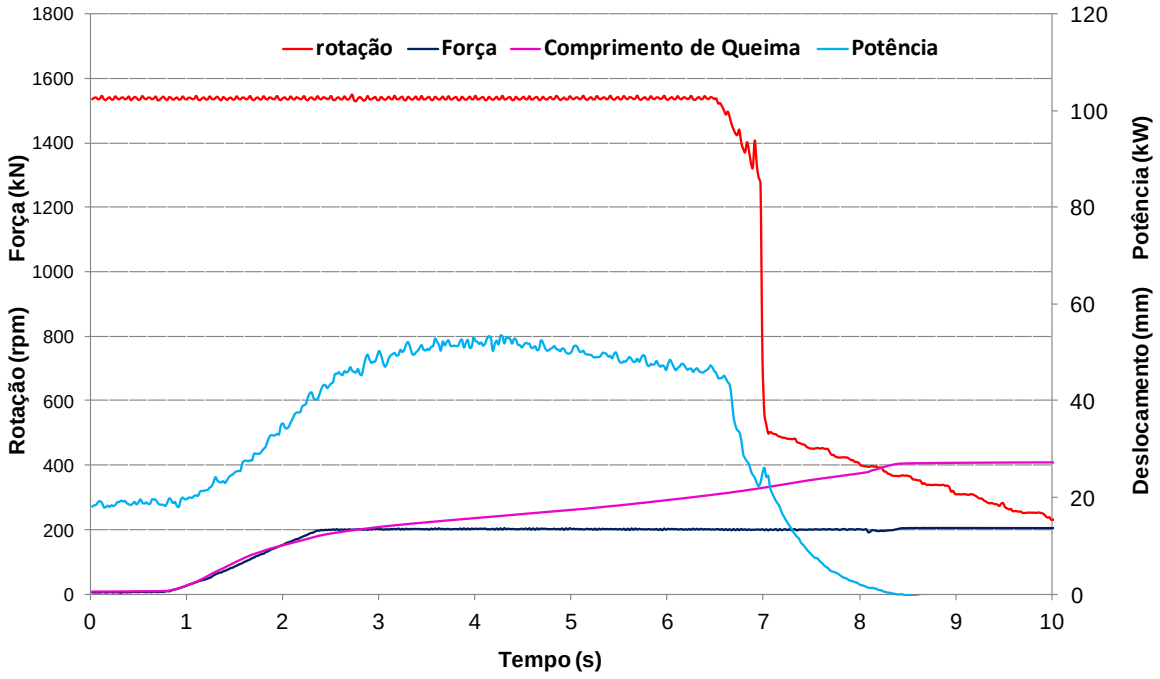


Figura 9.6 – Gráfico de soldagem de pino Duplex soldado metal base de BS EN10025 com 200 kN de força.

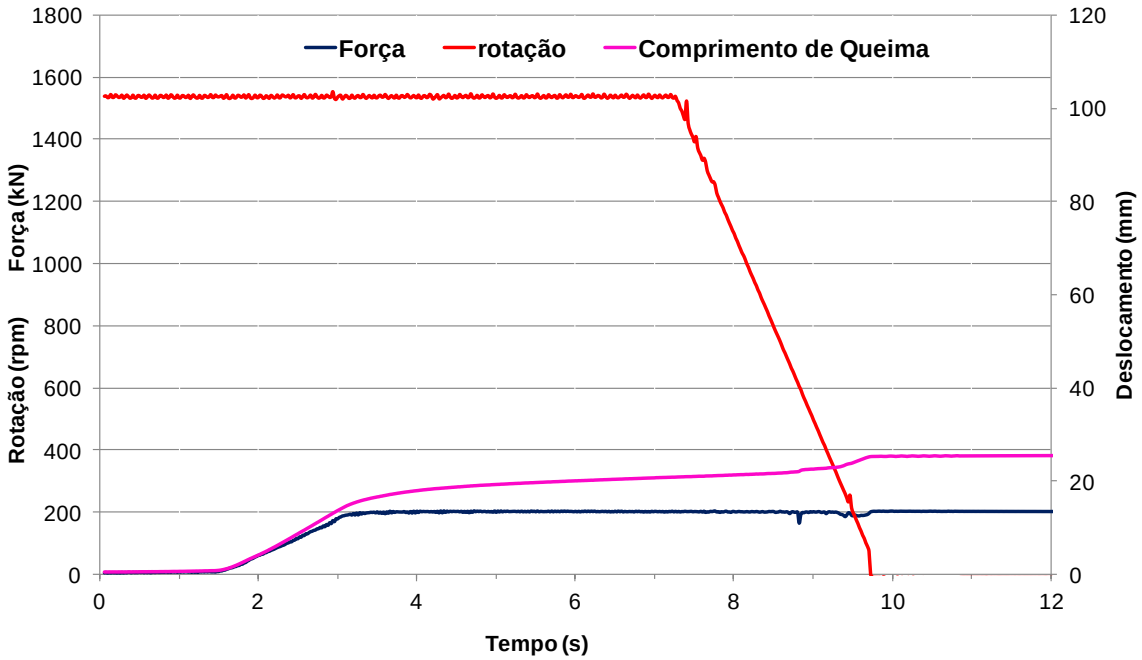


Figura 9.7 – Gráfico de soldagem de pino ASTM F138 soldado metal base de BS EN10025 com 200 kN de força.

9.3 Análises Metalográficas

A seguir estão as fracto e micrografias obtidas na região de início de ensaio de cada amostra de cada condição de soldagem.

Metal Base BS EN10025 + Pino AISI 316L

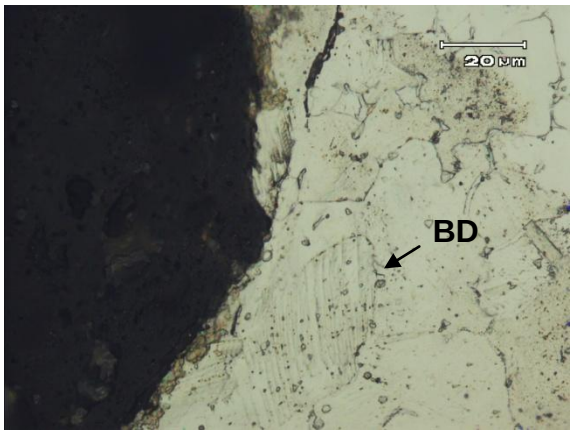


Figura 9.8 - Micrografia da região de início de ensaio da amostra B3_50 1. BD = bandas de deformação. Ataque 15 mL HCl, 10 mL HNO3 e 10 mL acido acético.

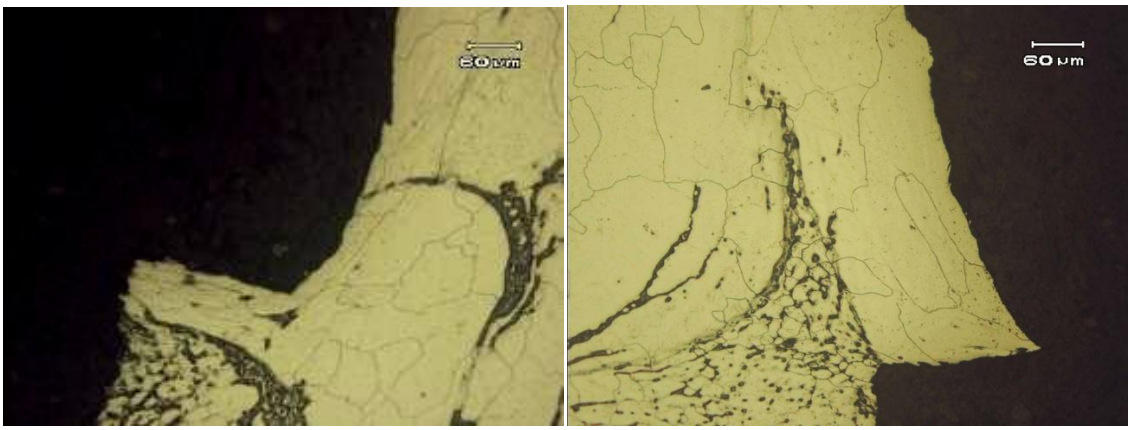


Figura 9.9 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_50 5 mostrando a matriz austenítica com ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico.

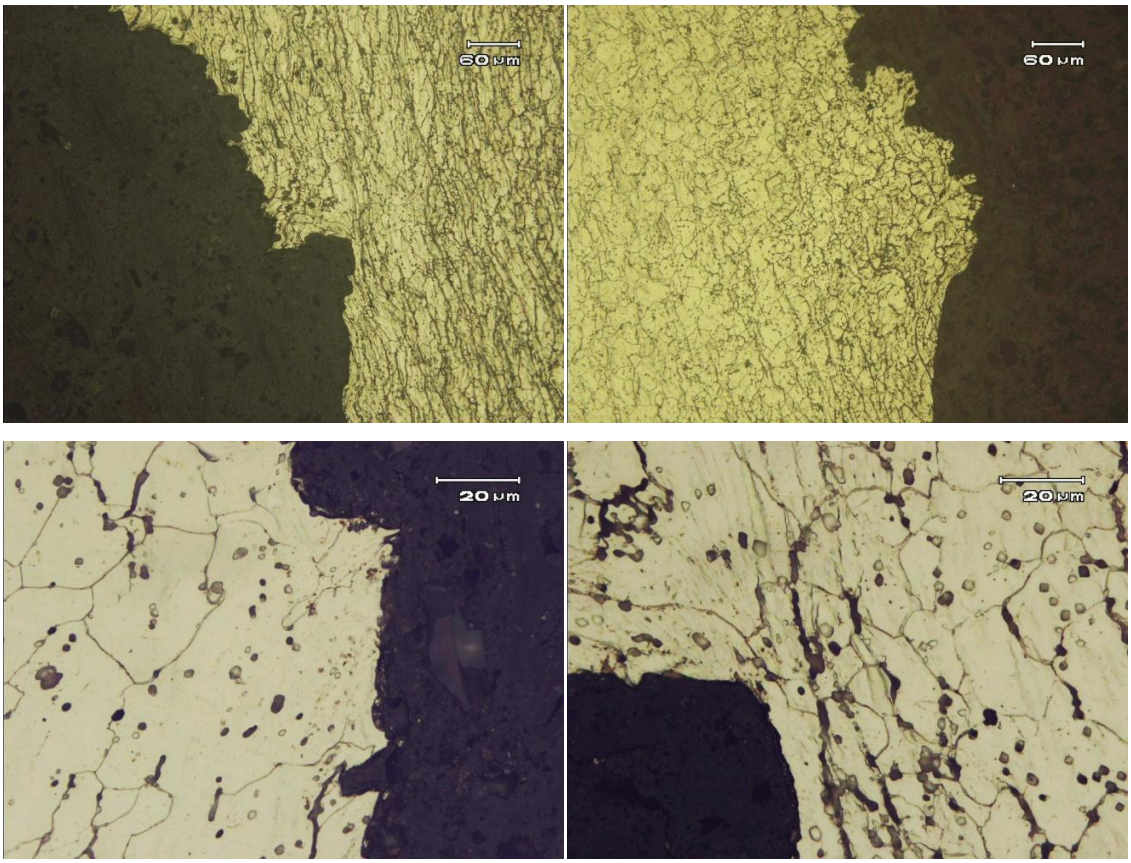


Figura 9.10 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_200 1, mostrando os grãos austeníticos e ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico.

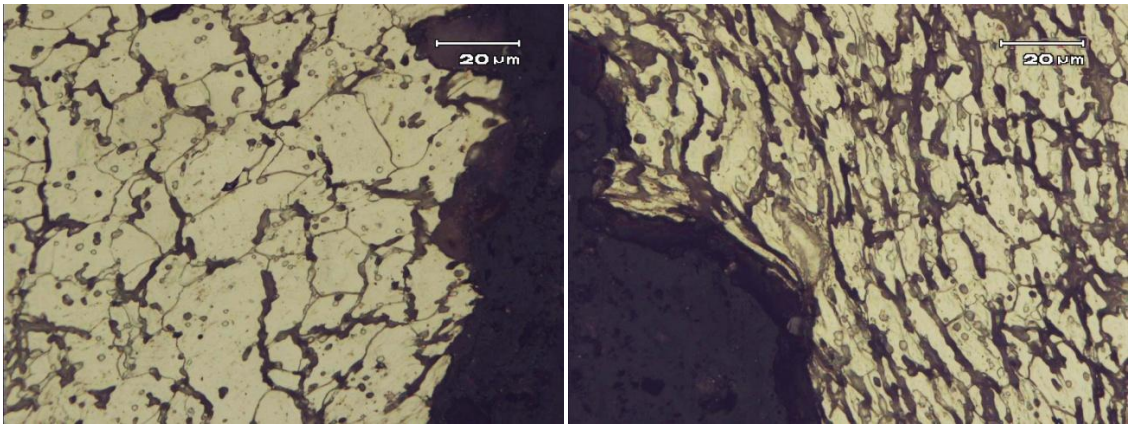


Figura 9.11 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_200 5, mostrando os grãos austeníticos e ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico.

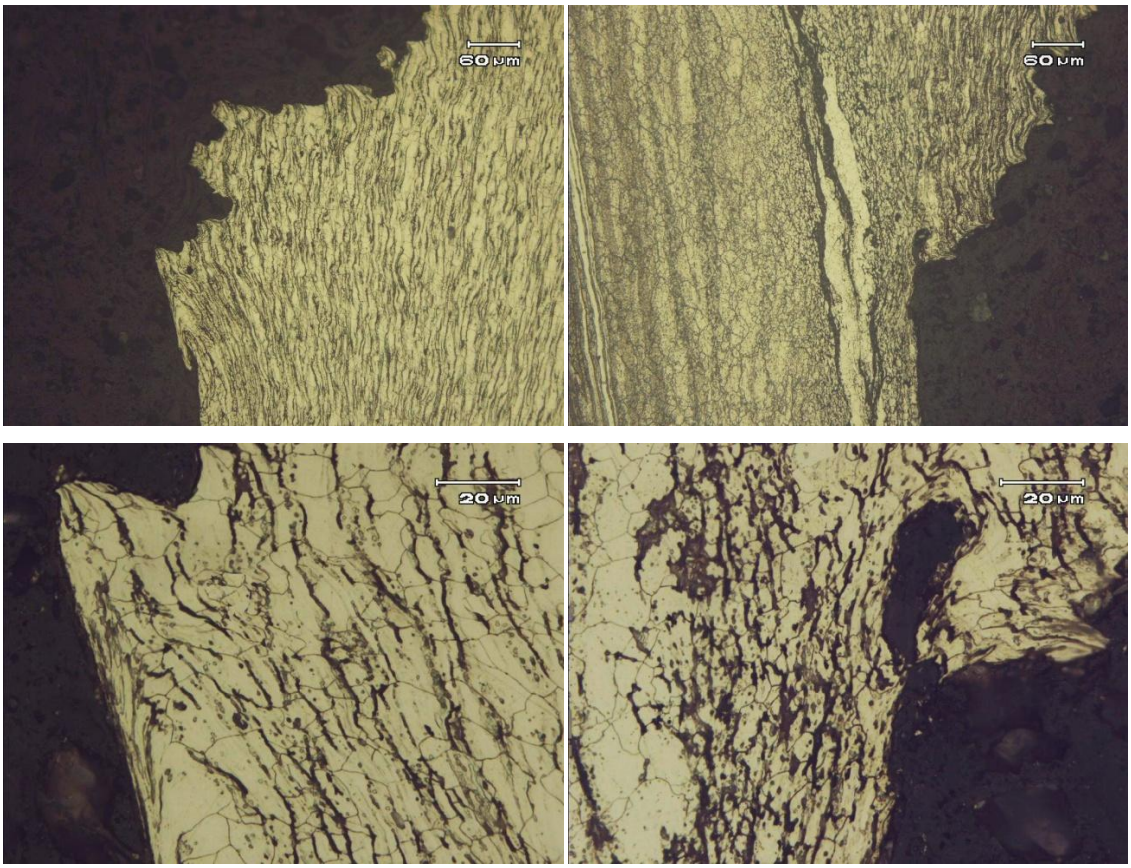


Figura 9.12 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_400 1, mostrando a matriz austenítica contendo ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico.

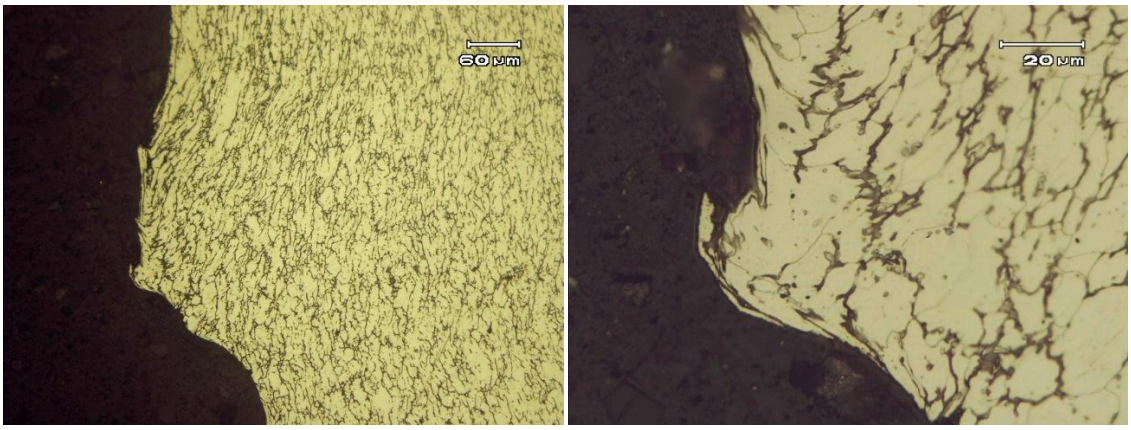


Figura 9.13 - Micrografias da região de início de ensaio da amostra B3_400 6, mostrando a ferrita delta (fase escura). Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico.

Metal Base BS EN10025 + Pino Duplex

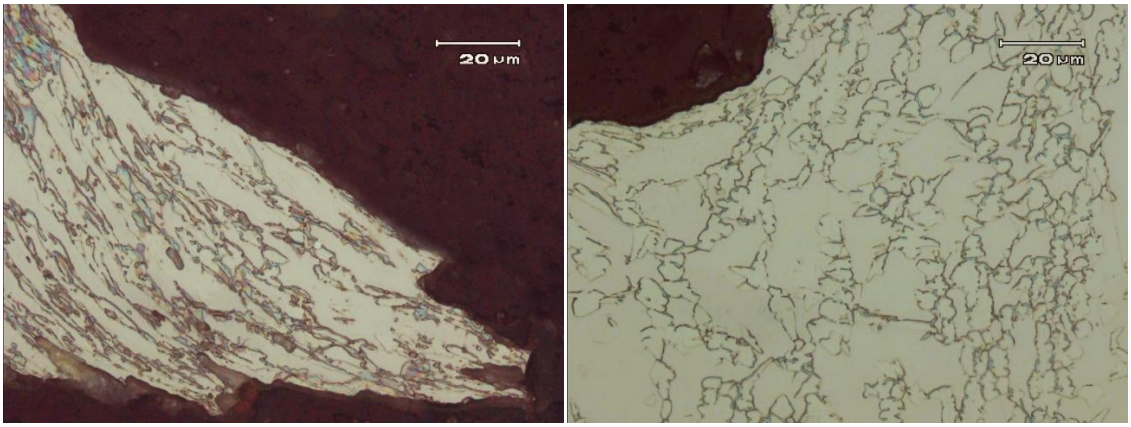


Figura 9.14 – Micrografias da amostra BD_200 3 que mostram a matriz ferrítica com ilhas de austenita deformadas e em fases austenítica no contorno de grão. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

Metal Base Duplex + Pino Duplex

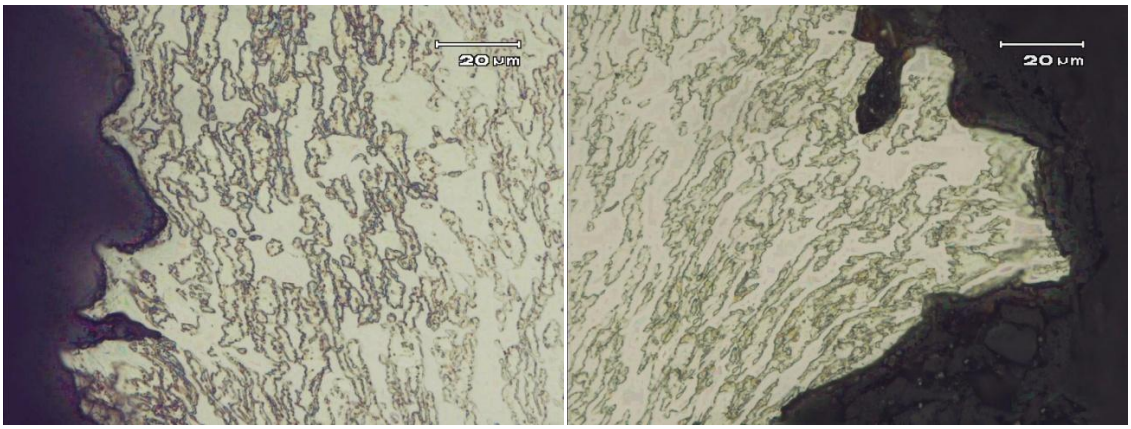
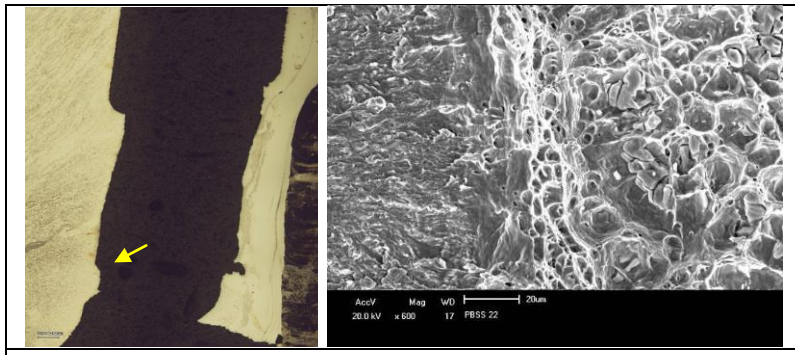


Figura 9.15 – Micrografias da amostra DD 200_1 que mostram a matriz ferrítica com grãos quebrados de austenita e deformados.

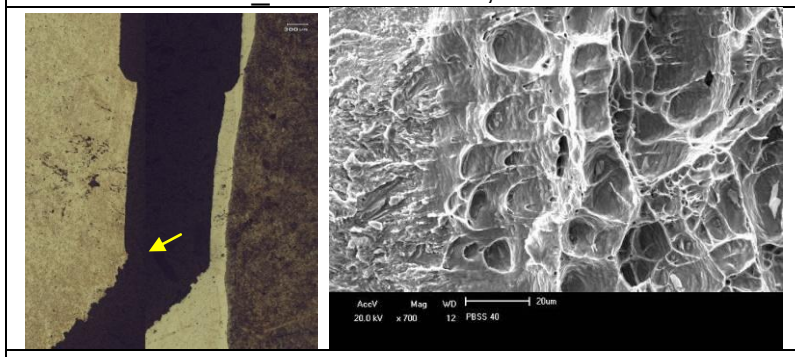
9.4 Análises Fractográficas

Metal Base BS EN10025+ Pino AISI 316L

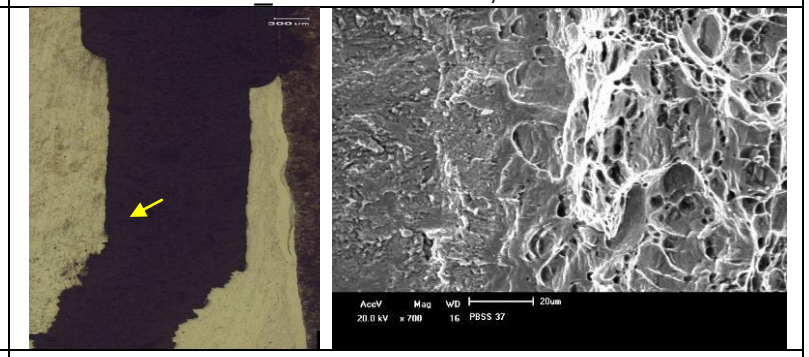


B3_50 1 CTOD = 0,14 mm

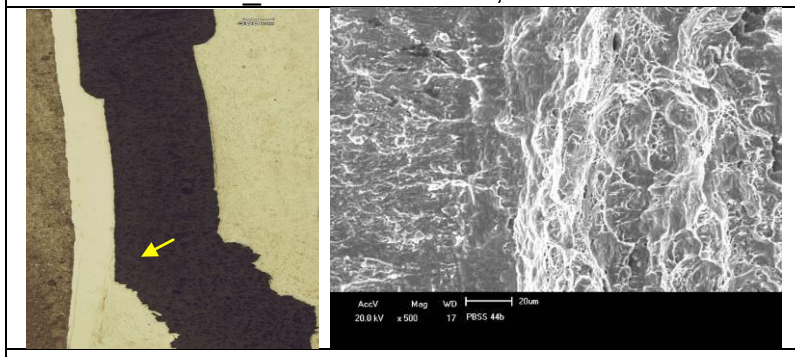
B3_50 5 CTOD = 0,59 mm



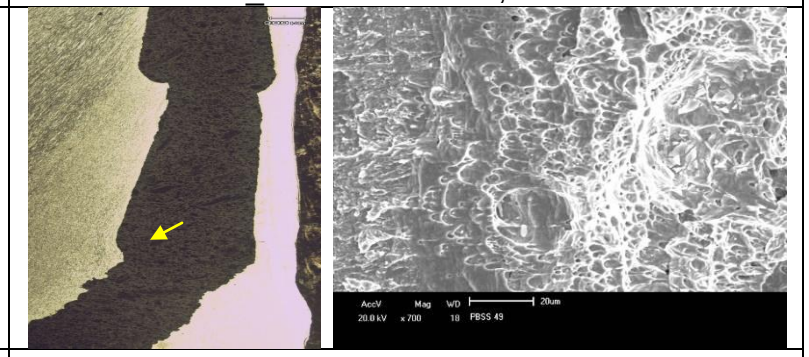
B3_200 1 CTOD = 0,28 mm



B3_200 5 CTOD = 0,41 mm

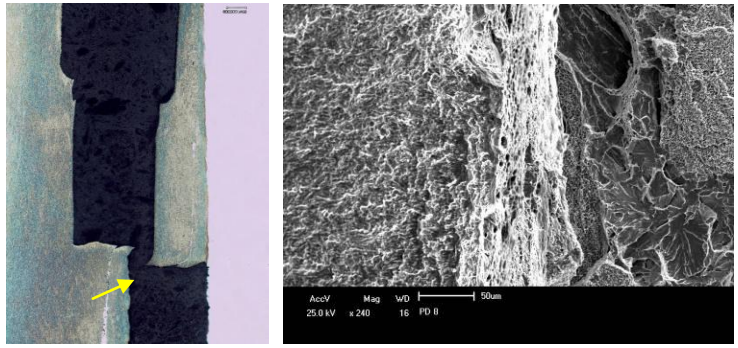
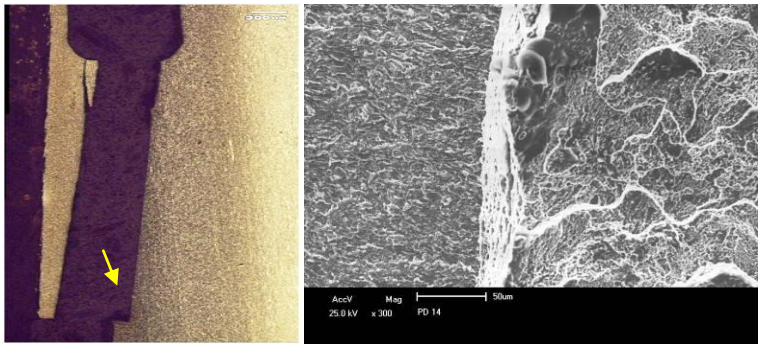
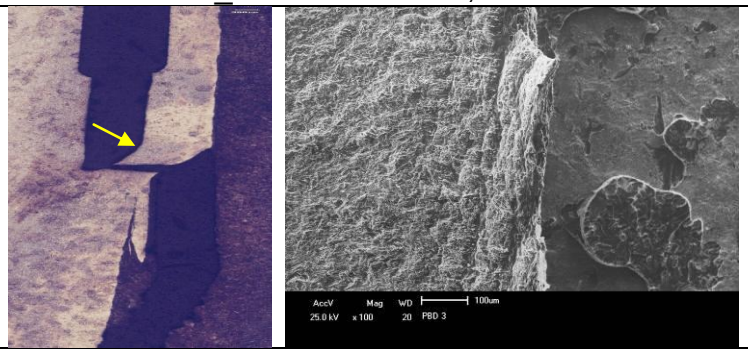
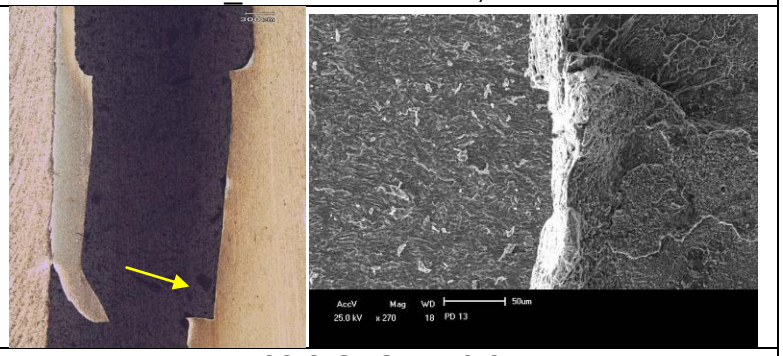
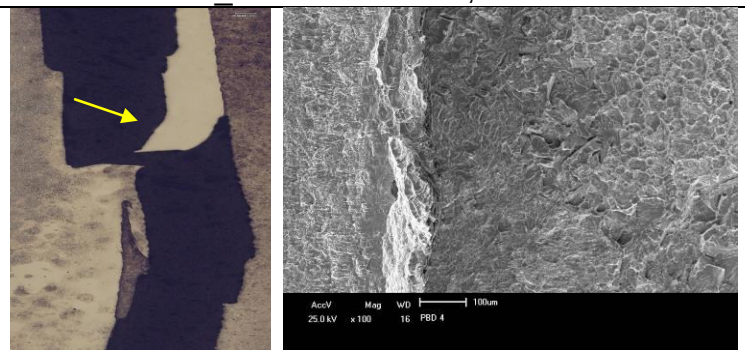
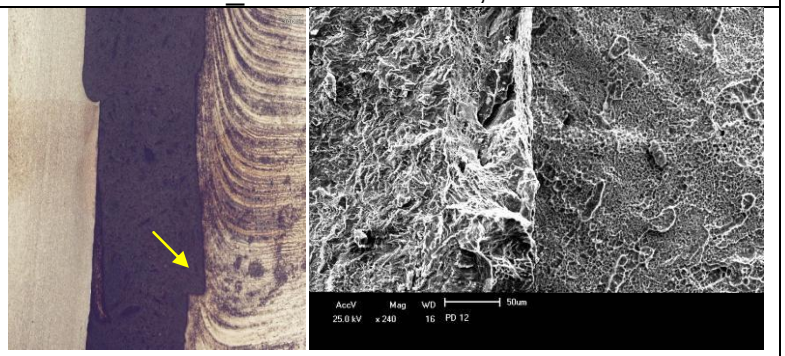


B3_400 1 CTOD = 0,21 mm

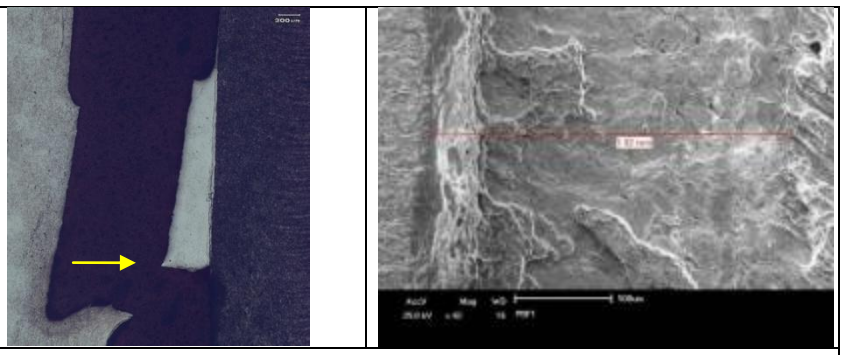


B3_400 6 CTOD = 0,56 mm

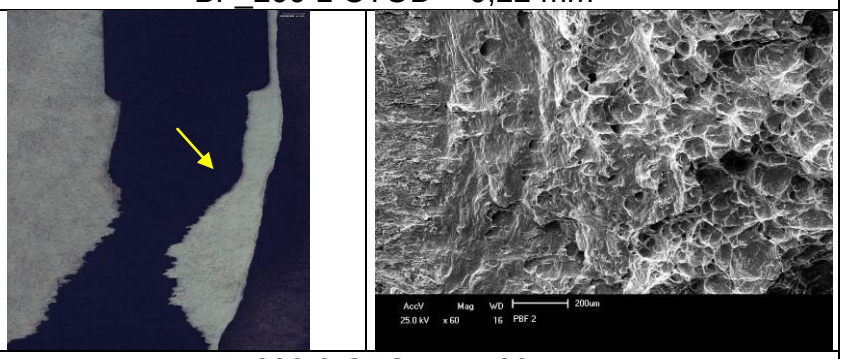
Metal Base BS EN10025 + Pino Duplex

	
BD_200 1 CTOD = 0,06 mm	BD_400 1 CTOD = 0,01 mm
	
BD_200 2 CTOD = 0,10 mm	BD_400 2 CTOD = 0,01 mm
	
BD_200 3 CTOD = 0,24 mm	BD_400 3 CTOD = 0,05 mm

Metal Base BS EN10025 + Pino ASTM F138

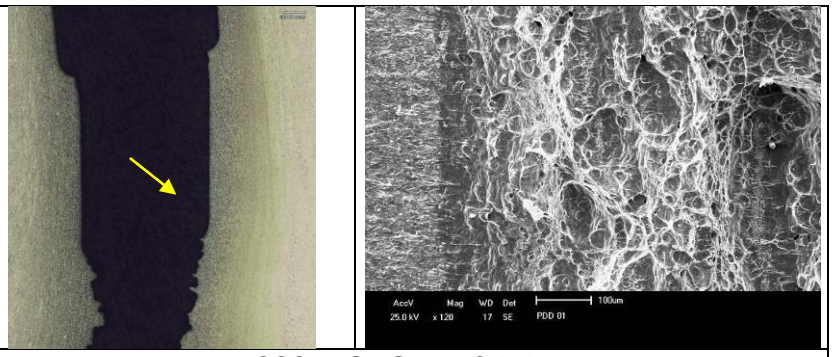


BF_200 1 CTOD = 0,22 mm

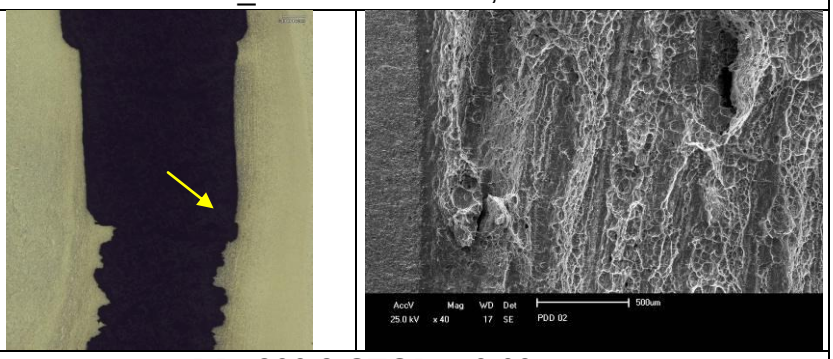


BF_200 2 CTOD = 1,09 mm

Metal Base Duplex + Pino Duplex

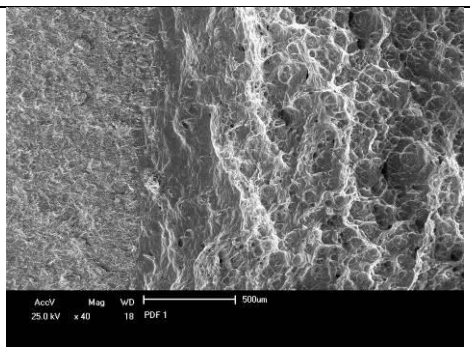


DD_200 1 CTOD = 0,57 mm

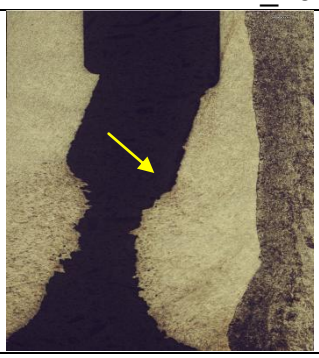


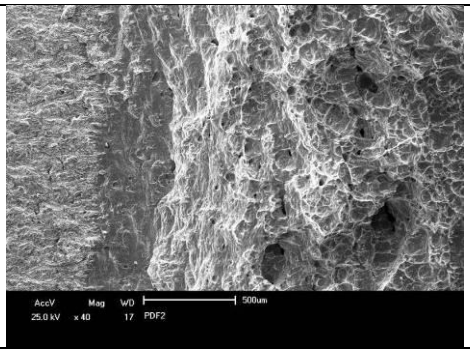
DD_200 2 CTOD = 0,60 mm

Metal Base Duplex + Pino ASTM F138



DF_200 1 CTOD = 0,86 mm





DF_200 2 CTOD = 0,96 mm