

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Tese de Doutorado

Propagação de Trincas por Fadiga na Zona Fundida de Soldas Obtidas em Único Passe com Altíssima Energia de Soldagem Através do Processo SAW com Adição de Arame Frio em um Aço EH36

Autor: Luiz Henrique Soares Barbosa

Orientador: Prof. Dr. Paulo José Modenesi

Coorientador: Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid

Maio, 2018

Luiz Henrique Soares Barbosa

Propagação de Trincas por Fadiga na Zona Fundida de Soldas Obtidas em Único Passe com Altíssima Energia de Soldagem Através do Processo SAW com Adição de Arame Frio em um Aço EH36

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação

Orientador: Prof. Dr. Paulo José Modenesi

Coorientador: Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais
Escola de Engenharia
Maio, 2018

B238p

Barbosa, Luiz Henrique Soares.

Propagação de trincas por fadiga na zona fundida de soldas obtidas em único passe com altíssima energia de soldagem através do processo SAW com adição de arame frio em um aço EH36 [manuscrito] / Luiz Henrique Soares Barbosa. -- 2018.

xxvii, 161 f., enc.: il.

Orientador: Paulo José Modenesi.

Co-orientador: Leonardo Barbosa Godefroid.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos: f. 134-134.

Bibliografia: f.115-131.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Soldagem - Teses. 4. Mecânica de fratura - Teses. I. Modenesi, Paulo José. II. Godefroid, Leonardo Barbosa. III. Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)

“A Sabedoria é resplandecente e sempre viçosa. Ela é facilmente contemplada por aqueles que a amam, e é encontrada por aqueles que a procuram. Ela até se antecipa, dando-se a conhecer aos que a desejam. Quem por ela madruga não se cansará, pois a encontrará sentada à sua porta.”

(Sb 6, 12-14)

À mulher da minha vida, Patrícia, e aos meus amados pais, Pedro e Elenice.

AGRADECIMENTOS

Ao término de mais essa etapa da minha vida, olho para trás e percebo que essa conquista não foi só minha. Desde a graduação, muitas pessoas importantíssimas estiveram envolvidas e a elas quero deixar meus agradecimentos:

Agradeço, sempre em primeiro lugar, a Deus que nunca deixou de olhar por mim e nos momentos em que eu pensava que nada daria certo, de repente, uma solução era encontrada. Hoje tenho certeza da ação de Deus em minha vida;

Ao querido amigo, o grande Professor Dr. Leonardo Barbosa Godefroid, que foi a pessoa que me deu a primeira oportunidade de trabalhar com pesquisa, quando todas as portas se fechavam, e apostou na minha capacidade e esforço, abrindo ainda mais oportunidades sendo um dos grandes responsáveis pelo meu sucesso de hoje. Fui muito bem assessorado por ele, meu coorientador, que inclusive nos emprestou o clip gage numa parceria com o Laboratório de Ensaios Mecânicos da UFOP, equipamento sem o qual não poderíamos realizar os ensaios;

Ao meu orientador, Professor Dr. Paulo José Modenesi, pessoa que me acolheu e confiou em minha capacidade. Pela sabedoria, paciência e humildade que o fazem ser o melhor e mais reconhecido pesquisador em Metalurgia da Soldagem no Brasil. Para mim é um orgulho muito grande ter sido orientado por este grande homem;

Ao Professor Dr. Alexandre Queiroz Bracarense, que sempre me recebeu com muito carinho no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação, me dando total liberdade e confiança no uso dos equipamentos. Graças a ele foi possível finalizar com sucesso o trabalho por ter permitido o uso da máquina de fadiga;

Aos professores da banca, Dr. Cláudio Turani, Dr. Ernani Palma, Dr. Jefferson Vilela e Dr. Odair Santos por terem dedicado um pouco de seu tempo na avaliação deste trabalho e pelas valiosas contribuições e críticas construtivas;

À CAPES pelo financiamento através da bolsa de estudos e de recursos para o programa sem os quais seria praticamente impossível se dedicar à pós-graduação;

À ESAB, na pessoa do Dr. Ronaldo Cardoso Júnior, que disponibilizou pessoal e equipamento de alto nível para a realização do trabalho, sem medir esforços para cumprir a metodologia proposta. Agradecimento especial aos funcionários: Rodrigo Sanches, Cândido, Daniel, Alexon e Wanderson pela execução dos trabalhos com extrema competência;

À Usiminas, na pessoa do Engenheiro Tadeu Messias Borba, pela doação do metal base, um aço de alto valor agregado e de excelente qualidade, bem como a disponibilidade de uso de equipamentos em seus laboratórios;

Ao Professor Dr. Ariel Rodrigues, que com sua admirável capacidade de colocar equipamentos para funcionar, e muito trabalho tornou possível o uso da máquina de fadiga no LRSS me dando, inclusive, apoio técnico para a realização deste trabalho;

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, que sempre manteve à disposição sua estrutura de excelência, em especial os laboratórios de microscopia ótica e microscopia eletrônica;

À minha amada esposa, que sempre apostou no meu sucesso, me dando um suporte emocional e psicológico sendo minha grande musa inspiradora;

Aos meus pais, que investiram desde cedo em minha educação e nunca deixaram de me apoiar em minhas escolhas. Eles foram meu refúgio nos momentos de dúvida e por meio principalmente da oração, foram importantíssimos para que eu chegasse aqui hoje;

Aos meus irmãos, Alexandre e Maria Cecília pela torcida, apoio emocional e orações;

Aos meus familiares, sogros e cunhadas pela paciência e compreensão nos momentos de ausência, pelas orações da minha amada madrinha vovó Maria e principalmente pela torcida e positividade das minhas amadas tias;

Aos meus queridos compadres Júlio e Rejane, Cristiano e Ana Cláudia pela compreensão nos momentos de ausência, e que saibam que sempre serei um exemplo de trabalho e esforço para meus amados afilhados Ayla e Heitor;

Aos amigos Mahira, Henrique e Antônio, alunos de graduação em Engenharia Metalúrgica da UFMG, que me deram um apoio fundamental na etapa experimental, mostrando-se pessoas extremamente dedicadas em busca de conhecimento e aprendizado e tenho certeza que se tornarão grandes Engenheiros Metalurgistas;

Aos queridos colegas de jornada, pesquisadores do LRSS, pelos momentos de descontração, ajuda mútua e motivação. Vocês, sem dúvida nenhuma, formam o melhor grupo de pesquisa em soldagem do Brasil! Se for um pouco mais valorizado, vão se tornar o maior do mundo!

Aos técnicos administrativos Cida, Nelson, Esteveesson, Ilda, Cláudia e Patrícia, funcionários do Departamento de Engenharia Metalúrgica e do PPGEM/UFMG pelo carinho e disposição em ajudar sempre;

Aos meus amigos, que conquistei nestes quatro anos vivendo em Belo Horizonte, meus primos e aqueles de longa data, especialmente a família da Gloriosa República Oxigênios, pela motivação e alegria de sempre, e também pela compreensão nos momentos de ausência.

Ao povo brasileiro, que de maneira indireta, através da elevada carga de impostos torna possível que pessoas como eu tenham a oportunidade de cursar uma pós-graduação de altíssimo nível em uma das melhores Universidades do Brasil.

SUMÁRIO

Agradecimentos	v
Sumário	viii
Lista de Figuras.....	xi
Lista de Tabelas	xix
Lista de Abreviações.....	xx
Lista de Símbolos.....	xxiii
Resumo	xxvi
Abstract.....	xxvii
Capítulo 1 – Introdução	1
Capítulo 2 – Objetivos	5
2.1 – Objetivos Específicos	5
Capítulo 3 – Revisão Bibliográfica.....	6
3.1 – Soldagem de Elevado Aporte Térmico.....	6
3.1.1 – Parâmetros de Soldagem.....	11
3.1.2 – Processo SAW com Eletrodos Múltiplos.....	14
3.1.4 – Processo ICE®.....	16
3.2 – Metalurgia da Zona Fundida.....	18
3.2.1 – Processo de Solidificação	19
3.2.2 – Constituintes Microestruturais	21
3.2.3 – Influência de Alguns Elementos Químicos	32
3.2.4 – Dissimilaridade Mecânica.....	36
3.3 – Fratura por Fadiga.....	37
3.3.1 – Fadiga e Mecânica de Fratura.....	38

3.3.2 – Determinação Experimental da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga	50
3.3.3 – Determinação da Carga de Abertura da Trinca (P_{op})	52
Capítulo 4 – Metodologia	54
4.1 – Materiais e Equipamentos	55
4.2 – Procedimento Experimental	58
4.2.1 – Processo de Soldagem	58
4.2.2 – Corte das Juntas Soldadas	61
4.2.2 – Metalografia	62
4.2.3 – Medidas de Dureza e Ensaio de Tração	64
4.2.4 – Ensaio de Fadiga	65
4.2.5 – Análise Fractográfica	67
Capítulo 5 – Resultados e Discussão	68
5.1 – Caracterização do Metal Base	68
5.2 – Juntas Soldadas	70
5.2.1 – Macrografia	70
5.2.2 – Diluição	72
5.2.3 – Caracterização da GGZTA	73
5.3 – Caracterização da Zona Fundida	76
5.3.1 – Constituintes Microestruturais	76
5.4 – Propriedades Mecânicas Básicas da Zona Fundida	83
5.4.1 – Ensaio de Tração	83
5.4.2 – Distribuição de Dureza	85
5.5 – Propagação de Trinca por Fadiga na Zona Fundida	90
5.5.1 – Curvas $da/dN \times \Delta K$	90
5.5.2 – Norma BS7910 (2013)	103

5.5.3 – Análise de Fratura	104
Capítulo 6 – Conclusões	112
Capítulo 7 – Contribuições Originais ao Conhecimento	113
Capítulo 8 – Sugestões para Trabalhos Futuros.....	114
Referências Bibliográficas	115
Publicações do autor	132
Anexo A.....	134

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Um soldador no estaleiro.....	01
Figura 1.2: Eventos de variação de cargas importantes no deslocamento de um navio.....	02
Figura 3.1: Representação esquemática do processo de soldagem ao arco submerso tradicional, com apenas 1 arame.....	06
Figura 3.2: Comparação esquemática da taxa de deposição para diversas técnicas de soldagem.....	08
Figura 3.3: Efeito do diâmetro do arame na morfologia do cordão de solda.....	09
Figura 3.4: Relação entre corrente e taxa de consumo de fluxo para soldagem SAW com um eletrodo em corrente contínua e 32V de tensão.....	10
Figura 3.5: (a) influência da corrente de soldagem na profundidade do cordão de solda; (b) influência da tensão de soldagem na largura do cordão de solda.....	12
Figura 3.6: Representação esquemática da influência da polaridade na penetração para soldagem com corrente contínua.....	12
Figura 3.7: Representação esquemática da influência do stick-out na penetração e formato do cordão de solda.....	13
Figura 3.8: Representação esquemática do processo SAW <i>tandem</i> para dois eletrodos.....	15
Figura 3.9: Taxa de deposição e valores de corrente usuais para diferentes configurações da soldagem SAW.....	16
Figura 3.10: Representação esquemática do princípio de operação do processo ICETM.....	17
Figura 3.11: Áreas da seção transversal do cordão de solda pra medida de diluição; a) cordão sobre chapa; b) solda de topo.....	18

Figura 3.12: Relações aproximadas entre temperaturas máximas, distância da interface de soldagem e diagrama de equilíbrio ferro-carbono.....	19
Figura 3.13: Seção transversal esquemática de uma peça fundida, mostrando suas três regiões características.....	20
Figura 3.14: Modos de solidificação em diversas regiões da solda.....	21
Figura 3.15: Ilustração esquemática de um diagrama TRC para o metal fundido na soldagem SAW.....	22
Figura 3.16: Efeito do aporte térmico na fração volumétrica de constituintes.....	23
Figura 3.17: Tipos de ferrita primária alotriomórfica e idiomórfica.....	24
Figura 3.18: Detalhe da ferrita de contorno de grão (GF), ferrita acicular (AF) e ferrita de Widmanstätten (WF) na microestrutura da zona fundida de um aço ASTM A516 grau 70 soldado por SAW.....	24
Figura 3.19: Detalhe da microestrutura ZTA de um aço naval soldado ao arco submerso, mostrando placas de ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e constituinte MA.....	26
Figura 3.20: Microestrutura da zona fundida de um aço SAE4130 soldado por TIG, mostrando o de uma região com agregados ferrita-carboneto. Ampliação de 1000x e ataque Nital 2%.....	28
Figura 3.21: Representação esquemática de um diagrama TRC para um aço com baixo teor de carbono e adições de Mn-Mo-Nb, para três taxas de resfriamento que resultam nos constituintes: I – Bainita granular + M-A; II – Bainita superior; III – Bainita inferior.....	29
Figura 3.22: Detalhe da microestrutura da zona fundida de soldagem por atrito, mostrando placas de ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e constituinte MA.....	29
Figura 3.23: Microestrutura martensítica em uma liga Fe-1,8C. Aumento de 500X e reagente nital 2%.....	30

Figura 3.24: Inclusão de óxido como sítio de nucleação de ferrita na ZTA de um aço baixo carbono.....	31
Figura 3.25: Tenacidade ao impacto Charpy de amostras de cordão de solda multipasses contendo manganês e níquel, com teor de carbono variável.....	33
Figura 3.26: Efeito do teor de molibdênio na microestrutura do metal de solda SAW com 1% de manganês.....	35
Figura 3.27: (a) Representação esquemática dos principais pontos de iniciação de trinca numa junta soldada multipasses; (b) Macro secções mostrando trincas de fadiga em junta de topo com <i>backing</i> metálico; c) Trincamento na ZTA na solda de um tubo.....	37
Figura 3.28: Representação esquemática dos modos de carregamento para o fator de intensidade de tensões específico: a) modo I tração; b) modo II deslizamento; c) modo III rasgamento.....	39
Figura 3.29: Curva típica de tamanho de trinca por fadiga em função do número de ciclos em um carregamento de amplitude constante.....	40
Figura 3.30: Ilustração esquemática da curva $da/dN \times \Delta K$ mostrando as características principais de suas três regiões distintas.....	41
Figura 3.31: Mecanismos de fechamento de trinca: a) definição dos parâmetros; b) induzido por plasticidade; c) induzido por formação de óxidos; d) induzido por rugosidade.....	43
Figura 3.32: Representação esquemática da tortuosidade e ramificação da trinca como mecanismos de fechamento de trinca induzido por rugosidade.....	44
Figura 3.33: Deflexão de uma trinca ao atingir uma placa de ferrita acicular.....	45
Figura 3.34: Perfil de distribuição de tensões residuais na transversal e longitudinal ao cordão de solda.....	46

Figura 3.35: Redistribuição de tensões residuais causadas pela propagação da trinca por fadiga numa junta soldada. Onde: a = tamanho da trinca e σ_0 = tensão inicial.....	47
Figura 3.36: Variação dos valores de da/dN ao longo do percurso de uma micro trinca numa liga de alumínio 2024-T3.....	48
Figura 3.37: Taxa de crescimento de trinca por fadiga na região II em diferentes pontos de uma junta soldada de elevado aporte térmico.....	50
Figura 3.38: Metodologias para obtenção de ΔK_{th} a) redução de $K_{m\acute{a}x}$ com $K_{m\acute{i}n}$ constante; b) aumento de $K_{m\acute{i}n}$ com $K_{m\acute{a}x}$ constante; c) redução proporcional de $K_{m\acute{a}x}$ e $K_{m\acute{i}n}$, com R constante.....	52
Figura 3.39: Representação esquemática de uma curva $P \times COD$ para determinação de P_{op}	53
Figura 4.1: a) Equipamento completo de soldagem; b) detalhamento da disposição das tochas ICE (à esquerda) e CC+ (à direita).....	57
Figura 4.2: a) Máquina servo-hidráulica Instron 8802, para ensaios de fadiga; b) detalhe do posicionamento do extensômetro no corpo de prova.....	58
Figura 4.3: Representação esquemática do corpo de prova preparado para a soldagem e dimensões do chanfro.....	59
Figura 4.4: Etapas do processo de soldagem: a) posicionamento da chapa e ajuste do equipamento; b) detalhe do alinhamento das tochas; c) remoção da escória.....	59
Figura 4.5: a) chapa soldada; b) Identificação das regiões de corte das chapas para usinagem de corpos de prova de tração e fadiga.....	61
Figura 4.6: Detalhe esquemático das regiões de análise química e microestrutural: a) amostras em cordões sobre chapa; b) amostras em chanfro. Onde ε representa o sentido de laminação no metal base.....	63

Figura 4.7: a) representação esquemática do posicionamento de retirada dos corpos de prova de tração; b) Exemplo de um corpo de prova já preparado.....	64
Figura 4.8: Posicionamento de retirada dos corpos de prova CT de fadiga em relação à chapa soldada; a) posição longitudinal; b) posição transversal.....	65
Figura 4.9: Representação esquemática das dimensões do corpo de prova CT e detalhe da peça usinada.....	66
Figura 4.10: Método de ΔK decrescente e R constante.....	67
Figura 5.1: Microestrutura do aço EH36 no sentido longitudinal à laminação. Nital 2%; F: ferrita, P: perlita, B: bainita.....	69
Figura 5.2: Detalhamento da região de a) bainita e b) perlita no metal base. Microscopia eletrônica de varredura. Nital 2%.....	69
Figura 5.3: Macrografias dos cordões depositados sobre chapa a) 2,8kJ/mm e b) 6,9kJ/mm; e em chanfro c) 10,7kJ/mm; d) 17.1kJ/mm; e) 17.1kJ/mm com arame EA2..	71
Figura 5.4: Efeito do aporte térmico na diluição para condições específicas de soldagem.....	73
Figura 5.5: Micrografias da zona termicamente afetada, principalmente na GGZTA, no lado superior esquerdo das soldas; a) Aporte de 2,8kJ/mm; b) Aporte de 6,9kJ/mm Nital 2%.....	74
Figura 5.6: Micrografias da zona termicamente afetada, principalmente na GGZTA, no lado superior esquerdo das soldas; a) Aporte de 10.7kJ/mm; b) Aporte de 17.1kJ/mm Nital 2%.....	75
Figura 5.7: Micrografias da zona termicamente afetada, principalmente na GGZTA, no lado superior esquerdo da solda de aporte de 17.1kJ/mm e adição de Mo. Nital 2%.....	76
Figura 5.8: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 2,80kJ/mm de aporte. Nital 2%.....	77

Figura 5.9: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 6,9kJ/mm de aporte. Nital 2%.....	78
Figura 5.10: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 10,7kJ/mm de aporte. Nital 2%.....	78
Figura 5.11: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 17,1kJ/mm de aporte. Nital 2%.....	79
Figura 5.12: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 17,1kJ/mm de aporte, utilizando-se arame com adição de Mo. Nital 2%.....	79
Figura 5.13: Efeito do aporte térmico na fração volumétrica de constituintes da zona fundida.....	80
Figura 5.14: Efeito da composição química do metal de adição na fração volumétrica de constituintes em elevado aporte térmico.....	81
Figura 5.15: Análise complementar, microscópio eletrônico de varredura detalhe das regiões de constituinte MA e bainita (B); a) 10,7kJ/mm; b) 17,1kJ/mm – EM12K; c) 17,1kJ/mm (EA2).....	82
Figura 5.16: Variação das propriedades de tração em função da fração volumétrica de ferrita acicular.....	84
Figura 5.17: Superfícies de fratura por tração dos cordões de solda e metal base: a) 10,7kJ/mm; b) 17,1kJ/mm; c) 17,1kJ/mm (EA2); d) Metal Base EH36.....	85
Figura 5.18: Mapeamento de dureza na seção transversal dos cordões depositados sobre chapa: a) 2,8kJ/mm; b) 6,9kJ/mm.....	86
Figura 5.19: Mapeamento de dureza na seção transversal dos cordões depositados em chanfro.....	86
Figura 5.20: Fator de forma bidimensional a) cordão sobre chapa; b) cordão em chanfro.....	87

Figura 5.21: Efeito da fração de ferrita acicular na dureza média da zona fundida.....	89
Figura 5.22: Efeito do aporte térmico na microdureza das ferritas acicular e de contorno de grão na zona fundida das soldas realizadas sem arame ligado.....	89
Figura 5.23: Algumas endentações obtidas em ensaio de microdureza na a) ferrita acicular e b) na ferrita de contorno de grão. 17,1kJ/mm EA2, nital 2%.....	90
Figura 5.24: Influência do aporte térmico na taxa de crescimento de trinca por fadiga. $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$	91
5.25: Influência do molibdênio na taxa de crescimento de trinca por fadiga. $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$	92
Figura 5.26: Metodologia de obtenção do valor de P_{op} na condição de 10,7kJ/mm e extensivo às demais condições e valores de ΔK	94
Figura 5.27: Medidas do efeito do fechamento de trinca para valores de ΔK próximos ao limiar.....	94
Figura 5.28: Percurso de trinca no último milímetro próximo ao limiar ΔK_{th} . Nital 2%, ampliação de 500x.....	97
Figura 5.29: Percurso de trinca nas regiões de ferrita acicular (AF) e ferrita de contorno de grão (GF); a) 10,7kJ/mm; b) 17,1kJ/mm (EA2); c) 17,1kJ/mm (EM12K).....	98
Figura 5.30: Percurso de trinca nas regiões de ferrita (F) do metal base.....	99
Figura 5.31: Valores limite da Norma BS7910 para $R \geq 0,5$ para as Regiões 1 e 2 em comparação com os resultados obtidos para todas as condições de soldagem e o metal base ($R = 0,1$).....	104
Figura 5.32: Fotografia da superfície de fratura de um dos corpos de prova submetidos a ensaio de fadiga.....	105
Figura 5.33: Superfície de fratura por fadiga no metal base, a) região II; b) região I...	106

Figura 5.34: Superfície de fratura por fadiga na condição de 10,7kJ/mm, a) região II; b) região I.....	107
Figura 5.35: Superfície de fratura por fadiga na condição de 17,1kJ/mm (EM12K), a) região II; b) região I.....	108
Figura 5.36: Superfície de fratura por fadiga na condição de 17,1kJ/mm (EA2), a) região II; b) região I.....	109
Figura 5.37: Superfícies de fratura na região de propagação instável – soldas de 17,1kJ/mm.....	110
Figura 5.38: Superfície de fratura na região III da curva da/dN x ΔK	111

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1: Valores típicos de corrente em função do diâmetro do eletrodo.....	08
Tabela IV.1 – Composição química especificada (teores máximos) do aço EH36 em %p.....	55
Tabela IV.2 – Propriedades mecânicas especificadas do aço EH36.....	55
Tabela IV.3: Composição química e propriedades mecânicas do metal depositado indicadas pelo fabricante para os consumíveis usados.....	56
Tabela IV.4: Composição química típica do fluxo, segundo o fabricante.....	56
Tabela IV.5: Parâmetros de soldagem utilizados.....	60
Tabela IV.6: Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração e fadiga.....	62
Tabela V.1: Composição química do metal base (%p).....	68
Tabela V.2: Composição química da zona fundida (%p).....	70
Tabela V.3: Resultados de tração transversal e metal base.....	83
Tabela V.4: Limiar de fadiga para as condições estudadas.....	91
Tabela V.5: Constantes experimentais de Paris do metal base comparadas com resultados da literatura para os aços TMCP EH36 e API 5LX70.....	100
Tabela V.6: Parâmetros de Paris para a zona fundida das soldas analisadas.....	100
Tabela V.7: Condições e resultados de ensaios de fadiga de zona fundida obtidos da literatura.....	101

LISTA DE ABREVIACÕES

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas;
AC	<i>Alternating Current</i> (corrente alternada);
AF	Ferrita Acicular;
AISI	American Iron and Steel Institute;
ANP	Agência Nacional de Petróleo;
API	American Petroleum Institute;
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga;
ASM	American Society for Metals;
ASME	American Society for Mechanical Engineers;
ASTM	American Society for Testing and Materials;
BDP's	Bandas de escorregamento persistentes;
BS	British Standard;
CA	Corrente Alternada;
CC	Corrente Contínua;
CC+	Corrente Contínua com pólo positivo;
C_{eq}	Carbono Equivalente;
CNP	Conselho Nacional do Petróleo;
COD	Crack Open Displacement;
CPs	Corpos de Prova;

CT	Compact Tension;
CTOD	Crack Tip Opening Displacement;
DC	<i>Direct Current</i> (corrente contínua);
DMS	Dissimilaridade Mecânica na Solda;
FC	Agregado Ferrita-Carboneto;
FC(P)	Perlita;
FCAW	Flux-Cored Arc Welding (Arame Tubular);
FS(A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada;
FS(B) – B	Bainita;
FS(NA)	Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada;
FS(SP) – WF	Ferrita de Widmanstätten;
GGZTA	Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros;
GMAW	Gas Metal Arc Welding;
ICE	Integrated Cold Electrode;
IIW	International Institute of Welding;
ISO	International Organization for Standardization;
L. E.	Tensão Limite de Escoamento;
L. R.	Tensão Limite de Resistência;
M	Martensita;

MA	Constituinte Martensita-Austenita;
MB	Metal Base;
MFEL	Mecânica de Fratura Elástica Linear;
MFEP	Mecânica de Fratura Elasto-Plástica;
MIG/MAG	Metal Inert Gas/Metal Active Gas;
MMAW	Manual Metal Arc Welding;
PF(G) – GF	Ferrita de Contorno de Grão;
PF(I) – IF	Ferrita Intragranular;
SAE	Society of Automotive Engineers
SAW	Submerged Arc Welding;
SE(B)	Single Edge Notched Bend;
SMAW	Shielded Metal Arc Welding (Eletrodo Revestido);
TIG	Tungsten Inert Gas;
TMCP	Thermo-Mechanical Control Process
TRC	Transformação em Resfriamento Contínuo;
ZF	Zona Fundida;
ZTA	Zona Termicamente Afetada.

LISTA DE SÍMBOLOS

a	comprimento de trinca;
a_0	comprimento inicial de trinca;
a_c	comprimento crítico de trinca;
B	espessura do corpo de prova;
C	constante do material na Equação de Paris;
C_g	Gradiente de redução de carga;
D	constante do material num diagrama S-N;
da/dN	taxa de crescimento de trinca;
E	módulo de elasticidade;
f	frequência de ensaio;
$f(N)$	função do número de ciclos;
H	Energia de Soldagem;
HI	Aporte Térmico (<i>Heat Input</i>);
i	corrente;
K	fator de intensidade de tensão;
K_I	fator de intensidade de tensão para o modo I de carregamento;
K_{IC}	fator de intensidade de tensão crítico para o modo I de carregamento;
K_{max}	fator de intensidade de tensão máximo;
K_{min}	fator de intensidade de tensão mínimo;

K_{op}	fator de intensidade de tensão para a abertura da trinca (opening);
m	inclinação da reta na Região de Paris;
N	número de ciclos;
n	constante do material num diagrama S-N;
N_f	número de ciclos para a fratura;
P	carga aplicada;
$P_{m\acute{a}x}$	carga máxima aplicada;
$P_{m\acute{i}n}$	carga mínima aplicada;
P_{op}	carga a partir da qual a trinca estará aberta;
R	razão de tensões;
S	tensão (força/área);
U	tensão/voltagem;
v	velocidade linear de soldagem;
W	largura do corpo de prova;
Y	parâmetro ou função adimensional que depende da geometria da amostra e do modo de carregamento;
ΔK_{th}	variação do fator de intensidade de tensão limiar de fadiga;
ΔK_{th}^{Ref}	variação do fator de intensidade de tensão limiar de fadiga máximo de referência da Norma BS7910;
ΔN	variação do número de ciclos;

ΔP	variação da carga aplicada;
ΔS	variação da tensão aplicada;
$\Delta \varepsilon$	variação da deformação;
ℓ	direção de laminação;
η	rendimento térmico.

RESUMO

A soldagem ao arco submerso com elevado aporte térmico e mais de um arame tem sido usada para a união de chapas de grande espessura, visando a redução do número de passes e o consequente aumento da produtividade na indústria naval e de petróleo. Características favoráveis adicionais como penetração elevada e relativa facilidade de produção de soldas com bom acabamento e sem descontinuidades contribuem para que este processo seja largamente aplicado. Mas o uso de aportes térmicos muito elevados leva à formação de uma poça de fusão de grandes dimensões e grande volume de metal líquido, submetendo a região da solda a ciclos térmicos de longa duração com baixas velocidades de resfriamento. Isso favorece a formação de estruturas de solidificação grossas que, ao final do resfriamento, resulta em uma microestrutura constituída principalmente por ferrita primária com grande tamanho de grão e baixa resistência mecânica. O presente trabalho avaliou o crescimento de trincas por fadiga em metais de solda feitos com aportes térmicos superiores a 10kJ/mm. Foram feitas soldas de um único passe em um aço EH36 com 25mm de espessura variando a composição química do metal de adição. A microestrutura, propriedades mecânicas de tração, dureza foram medidas e curvas de crescimento de trincas por fadiga foram construídas considerando a propagação da trinca no sentido longitudinal à solda. Para todas as condições testadas, as taxas de propagação foram similares às do metal base na Região II. Contudo, as soldas apresentaram limiar de propagação das trincas superior ao do metal base e este limiar foi aumentado, para as soldas feitas com maior aporte térmico, pelo uso de um metal de adição contendo molibdênio. Isto foi atribuído à presença de uma maior quantidade de ferrita acicular nesta solda.

ABSTRACT

The submerged arc welding (SAW) with high heat input and various wires has been used to weld thick plates in order to reduce the number of passes and consequent increase of productivity in the shipbuilding and oil industry. Additional characteristics of SAW such as high penetration and relative ease of producing welds with good finishing and without discontinuities contribute to this process being widely applied. However, the use of very high heat inputs leads to the formation of a large melting pool and large amount of liquid metal which submits the region of the weld to long-term thermal cycles with low cooling rates. This contributes to the formation of thick solidification structures and, at the end of the cooling, results in a microstructure consisting mainly of grain boundary ferrite with low mechanical strength and large grain size. This research evaluated the fatigue crack growth rates in welding metals made by high heat input SAW with cold wire. Single pass welds were made on a 25 mm thick TMCP EH36 steel varying the chemical composition of the wire and heat inputs from 10 kJ/mm. Microstructure, mechanical properties and $da/dN \times \Delta K$ graphics were constructed with the propagation of the crack in the longitudinal direction of the weld. For all tested conditions, propagation rates were similar to those of base metal in Paris Region. However, the welds presented a crack propagation threshold higher than base metal, and this threshold was increased for welds made with higher heat input by the use of a molybdenum-containing addition metal. This was attributed to content of a higher amount of acicular ferrite in weld.

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

Historicamente, a indústria naval sempre foi o principal recurso logístico para importações e exportações entre continentes, apresentando portanto, grande relevância política e estratégica. Devido à essa importância e a crescente demanda ao longo dos anos, todo este sistema de transportes tem passado por alterações estruturais e de projeto com o objetivo de reduzir custos de construção e manutenção nos estaleiros (Figura 1.1), além de aumentar a capacidade de carga e a vida útil das embarcações.



Figura 1.1: Um soldador no estaleiro. Fonte: Revista “O Petróleo”, setembro 2016.

Um grande navio pode transportar milhares ou até milhões de toneladas, considerando seu peso total. Durante um deslocamento, ele está sujeito a movimentos de diversas naturezas que implicam em uma heterogeneidade da distribuição de cargas ao longo de sua estrutura. Esses movimentos, como mostra a Figura 1.2, podem ser de origem oscilatória, de tração, de impacto *slamming*¹, etc. e do ponto de vista estrutural, podem levar ao trincamento por fadiga em regiões específicas de concentração de tensões.

¹ *Slamming* é o impacto do casco de um navio com a superfície do mar. Este evento acontece principalmente durante a navegação em grandes ondas, quando sua extremidade levanta-se da água e em seguida submerge, gerando grandes impactos sobre a superfície do mar. As cargas induzidas são localizadas e extremamente elevadas (FALTINSEN, 1999).

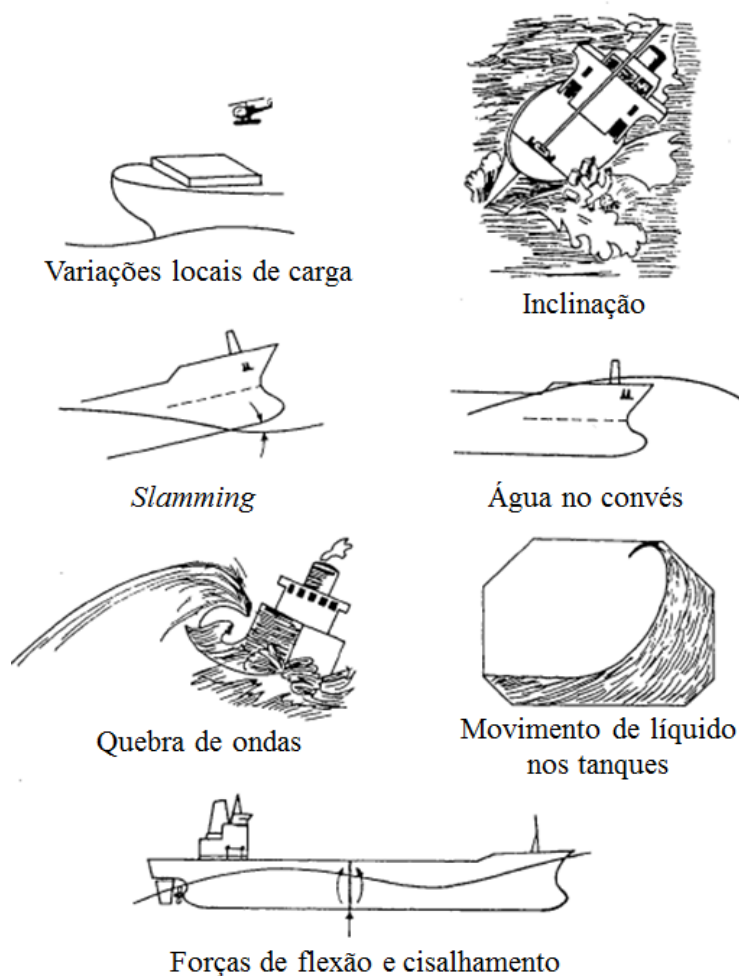


Figura 1.2: Eventos de variação de cargas importantes no deslocamento de um navio. Adaptação de FALTINSEN (1999).

Assim, é necessária muita atenção com uma região bem sensível dessas mega estruturas: as soldas. Uma junta soldada, por natureza, é um local crítico para iniciação de trincamento por fadiga. Isso ocorre devido à presença de descontinuidades macro e microscópicas decorrentes do processo de união, que podem gerar concentração de tensões tanto na zona fundida como na zona termicamente afetada. As descontinuidades mais comuns são poros, falta de fusão e penetração, trincas formadas em diferentes momentos na soldagem, inclusões, heterogeneidade microestrutural entre outros. A escolha de consumíveis adequados, aliada a um processo de soldagem que garanta maior eficiência e controle é de fundamental importância para a redução da presença dessas descontinuidades. Contudo, mesmo quando cuidados são tomados para minimizar, ou evitar, a formação de descontinuidades estruturais, uma junta soldada é caracterizada por

alterações microestruturais que dependem das condições de soldagem e podem apresentar diferentes resistências à propagação de trincas por fadiga.

Nesse contexto, surgem novos materiais e técnicas de processamento que devem atender às normas cada vez mais rigorosas. Um bom exemplo dessa evolução são os aços navais submetidos ao TMCP (*Thermo-Mechanical Control Process*), que combinam a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado na própria linha de produção, proporcionando melhor ajuste da microestrutura e tenacidade ao produto final. Além disso, uma característica importante deste material é sua soldabilidade pois apresenta composição química favorável, com carbono equivalente reduzido, apresentando em muitas situações, uma zona termicamente afetada com microestrutura de elevada tenacidade.

Com relação ao processo de soldagem, por se tratar de estruturas com elevada espessura, grande quantidade de material deve ser fundido e depositado. A soldagem multipasses é comumente usada nessas aplicações, mas possui baixa produtividade. No sentido de se aumentar a produtividade pode-se reduzir o número de passes de soldagem, sendo geralmente proporcionada pelo aumento a taxa de deposição, pelo aumento do aporte térmico por passe, sendo possível, no limite, chegar a um patamar de soldagem de único passe para aplicação em estruturas de elevada espessura.

Para esta aplicação, a soldagem ao arco submerso já é largamente empregada por possuir inúmeras vantagens já conhecidas industrialmente, dentre elas, a possibilidade de uma fácil adaptação para realizar a soldagem com vários arames e fontes operando simultaneamente. Formas eficientes de aumento da taxa de deposição, com redução do número de passes, têm sido estudadas há alguns anos, destacando-se, principalmente a soldagem com mais de um arame e com adição de pó metálico. Um método alternativo também usado, que tem chamado a atenção mais recentemente, para aumentar a taxa de deposição é a adição de arame não energizado (arames frios - *Integrated Cold Electrode – ICE™*). Este método, vem se destacando com desenvolvimentos recentes e apresenta-se com um grande potencial de ganho de produtividade sem aumentar ainda mais a entrada de calor.

Do ponto de vista metalúrgico, a soldagem multipasses promove a formação de uma microestrutura complexa na zona fundida, devido às condições de solidificação impostas

e ao reaquecimento promovido pelos passes subsequentes. Mas, de maneira geral, um maior número de passes favorece o desenvolvimento de soldas com melhor comportamento mecânico, porém reduz a produtividade do processo.

A redução do número de passes, envolve o uso de aportes térmicos muito elevados e submete a região da solda a ciclos térmicos com baixas velocidades de resfriamento e elevados períodos de permanência em temperaturas acima de 1200°C. Isso forma uma poça de fusão de grandes dimensões, favorecendo a formação de estruturas de solidificação com grande espaçamento, bem como o crescimento de grão austenítico, resultando na formação de estruturas grossas formadas predominantemente por ferrita de contorno de grão e ferrita intragranular, além da redução da fração volumétrica de ferrita acicular. Essa microestrutura contribui diretamente para degradar as propriedades mecânicas da zona fundida e espera-se que essa região apresente tendência à fratura dúctil e menor dureza tornando-a menos resistente que a ZTA e o metal base.

A soldagem ao arco submerso com elevados aportes térmicos (superiores a cerca de 10kJ/mm) e único passe para estruturas de responsabilidade não é usual no Brasil, sendo utilizada atualmente em poucos países, sobretudo nos asiáticos. Embora o desenvolvimento de aços com elevada soldabilidade ter evoluído muito nas últimas décadas, pouco é divulgado sobre o desenvolvimento de consumíveis para este tipo de aplicação. Além disso, há poucas informações sobre a propagação de trincas por fadiga na zona fundida de soldas feitas com alto aporte térmico, apesar de aspectos envolvendo as propriedades mecânicas básicas e tenacidade à fratura já tenham sido estudados.

CAPÍTULO 2 – OBJETIVOS

Esta tese teve como objetivo estudar a propagação de trincas por fadiga na zona fundida de soldas de um passe produzidas com aportes térmicos 2,8; 6,9; 10,1 e 17,1kJ/mm, avaliando o efeito do aporte térmico e da adição de molibdênio no metal de solda.

2.1 – Objetivos Específicos

- Caracterizar a microestrutura, a distribuição de dureza e as propriedades de tração dos metais de solda e compará-las com as de soldas de menor aporte térmico;
- Avaliar e comparar a taxa de propagação de trincas por fadiga nas regiões I e II da curva $da/dN \times \Delta K$ de metais de solda obtidos com aporte térmico de 10,7 e 17,1kJ/mm com diferentes composições químicas;
- Comparar a propagação de trincas por fadiga dessas soldas com a propagação no metal base e com dados de literatura de soldas similares obtidas com menor aporte térmico.

CAPÍTULO 3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Soldagem de Elevado Aporte Térmico

Quando se fala em processos de soldagem que envolvem elevada energia, a técnica do arco submerso (*Submerged Arc Welding – SAW*) já é bastante difundida. Neste processo, o arco elétrico é protegido por uma camada de fluxo granulado que, durante o procedimento, se transforma em escória atuando também no ajuste da composição química da zona fundida. No Brasil e no mundo, este processo é utilizado na fabricação metálica de tubos, navios, perfis, vasos de pressão, trocadores de calor, caldeiras, torres de energia eólica e todo tipo de equipamento pesado.

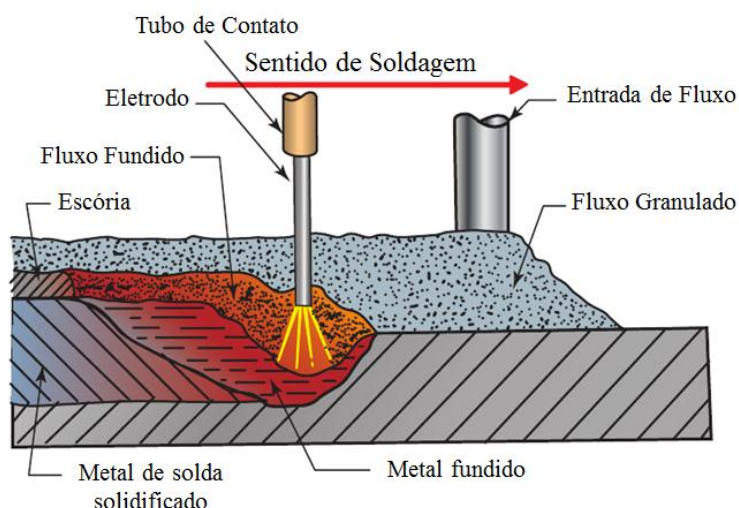


Figura 3.1: Representação esquemática do processo de soldagem ao arco submerso tradicional, com apenas 1 arame. Adaptação de JEFFUS (2012).

Como pode ser observado na Figura 3.1, o arco elétrico fica sempre envolto e protegido pelo fluxo. Deslocando-se o eletrodo, haverá a fusão do fluxo, que se sobrenada e se separa do metal de solda líquido na forma de uma escória. Devido às diferenças nas temperaturas de fusão entre metal de solda e escória, esta solidifica-se, protegendo o metal de solda recém solidificado, que é muito reativo com o oxigênio e nitrogênio da atmosfera. Com o resfriamento posterior, remove-se o fluxo não fundido, e a escória facilmente se separa do metal de solda.

A soldagem ao arco submerso possui algumas vantagens e limitações, segundo ASM (1993), a saber:

- Como o arco está coberto por uma camada de fluxo, não há emissão de radiação e fumos;
- Pode ser aplicado com alta densidade de corrente, o que aumenta a penetração e leva a uma maior taxa de deposição e rendimento do processo;
- O custo por unidade de comprimento da junta é relativamente baixo;
- O fluxo age como um eliminador de impurezas e óxidos, fornecendo uma solda com excelentes propriedades mecânicas;
- As juntas soldadas obtidas possuem baixo teor de hidrogênio;
- É um processo de fácil operação, o que não exige soldadores com elevado conhecimento técnico;
- Tanto o fluxo não fundido quanto a escória podem ser reaproveitados;
- Os equipamentos possuem elevado custo;
- A soldagem só pode ser executada na posição horizontal, limitando sua aplicação;
- É necessária a remoção completa da escória antes dos passes subsequentes;
- É preferencialmente utilizada para chapas acima de 6,4mm de espessura.

As vantagens enumeradas deste processo, fazem com que seja hoje um dos mais produtivos métodos disponíveis para soldagem de placas espessas. A produtividade, medida pela taxa de deposição, na soldagem ao arco submerso é limitada principalmente pelo aporte térmico uma vez que determinados materiais não mantem boas propriedades mecânicas na zona termicamente afetada após a soldagem (AMANIE *et al.*, 2012), (LANGENOJA, 2012). Um aumento na taxa de deposição pode ser conseguido com o aumento da corrente e também com a adição de eletrodos, como é mostrado esquematicamente na Figura 3.2.

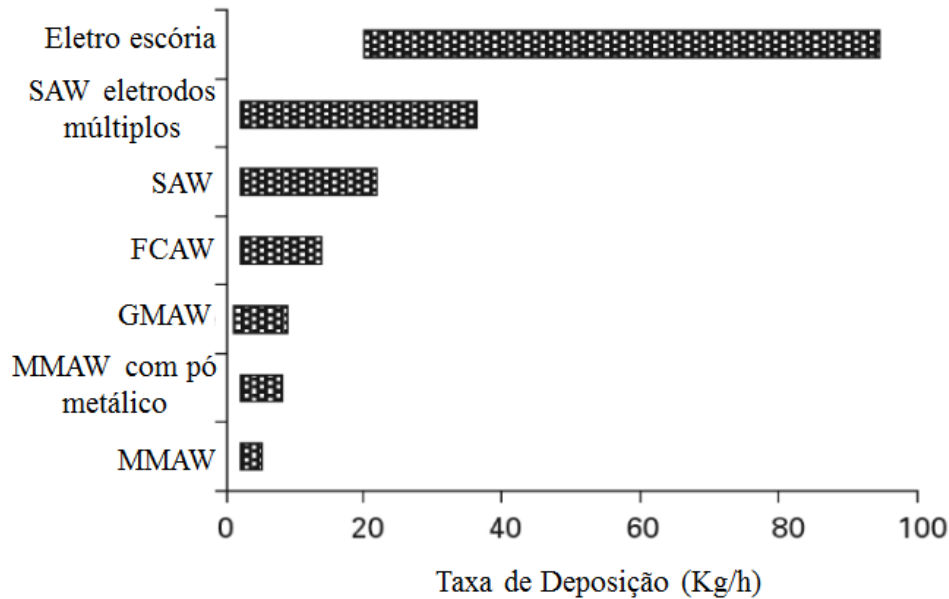


Figura 3.2: Comparação esquemática da taxa de deposição para diversas técnicas de soldagem. Adaptação de NORRISH (2006).

A soldagem ao arco submerso foi desenvolvida nos anos 1950 para aumentar a produtividade na fabricação de estruturas de grande espessura. Por isso, este processo normalmente opera com elevados níveis de corrente e tensão. A Tabela III.1 apresenta uma faixa de valores típicos de corrente para a diâmetro do eletrodo consumível utilizado. Percebe-se que em alguns casos, o diâmetro do eletrodo pode ser bastante elevado (PHILLIPS, 2016).

Tabela III.1: Valores típicos de corrente em função do diâmetro do eletrodo. Adaptação de PHILLIPS (2016).

Diâmetro do Eletrodo		Intervalo de Corrente
Milímetros	Polegadas	Ampères
1,6	1/16	150 – 350
2,0	5/64	200 – 500
2,4	3/32	300 – 600
3,2	1/8	350 – 800
4,0	5/32	400 – 900
4,8	3/16	500 – 1200
5,6	7/32	600 – 1300
6,4	1/4	700 – 1600

Para se obter uma solda com propriedades mecânicas adequadas para cada aplicação, é necessário, dentre outras condições, uma combinação correta entre os consumíveis de soldagem, que na soldagem ao arco submerso são o eletrodo (ou arame) e o fluxo, determinados por especificações técnicas como a AWS A5.23/A5.23M (2011).

a. ELETRODO

O eletrodo ou arame é o componente mais importante de todo o processo. Dele que se origina o metal a ser depositado no chanfro que ao se interagir com o metal base e o fluxo fundido, dará origem à zona fundida.

Os eletrodos podem ser encontrados em diversas composições químicas e diversos diâmetros, assumindo que a liga que o compõe pode resistir à corrente sem se fundir prematuramente e comprometer o processo. A escolha de um eletrodo de menor diâmetro, fornece maior densidade de corrente que contribui para uma maior penetração resultando num cordão mais profundo e estreito (WEMAN, 2012), como pode ser visualizado na Figura 3.3.

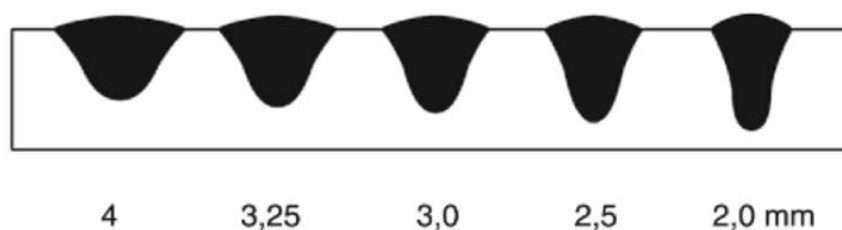


Figura 3.3: Efeito do diâmetro do arame na morfologia do cordão de solda (WEMAN, 2012).

De maneira geral, eletrodos utilizados no processo SAW são escolhidos em primeiro lugar por sua influência nas propriedades mecânicas e/ou na composição química exigida para o metal depositado. Carbono e manganês são os elementos de liga mais comuns, juntamente com o Si, Mo, Ni, Cr, Cu e outros elementos adicionados para aumentar e controlar a resistência mecânica em altas ou baixas temperaturas dependendo da aplicação. O manganês e o silício são formadores de óxidos, e também auxiliam na eliminação da porosidade gerada por gases (FORTES e ARAÚJO, 2004).

b. FLUXO

Os fluxos possuem em sua composição uma mistura de óxidos, outros minerais e também ferro-ligas em alguns casos. Dentre as diversas funções do fluxo, destaca-se o de estabilizar o arco, fornecer elementos de liga para o metal de solda, proteger o arco e o metal aquecido da contaminação atmosférica, minimizar as impurezas no metal de solda, formar escória com determinadas propriedades físicas que podem influenciar o aspecto e o formato do cordão de solda, sua destacabilidade, a ocorrência de mordeduras, etc. (MARQUES *et al.*, 2016).

Durante a soldagem, uma pequena quantidade de fluxo funde-se e é consumida de acordo principalmente com a intensidade da corrente utilizada, que por sua vez, determina o tipo de transferência de metal que ocorre. Na figura 3.4 percebe-se que para corrente até 500A (transferência globular) haverá um pico no consumo de fluxo, que tende a diminuir com o aumento deste parâmetro (transferência spray). Isso está relacionado com o tamanho da gota de metal fundido, que sofre alterações com a variação da corrente (CHANDEL, 1998).

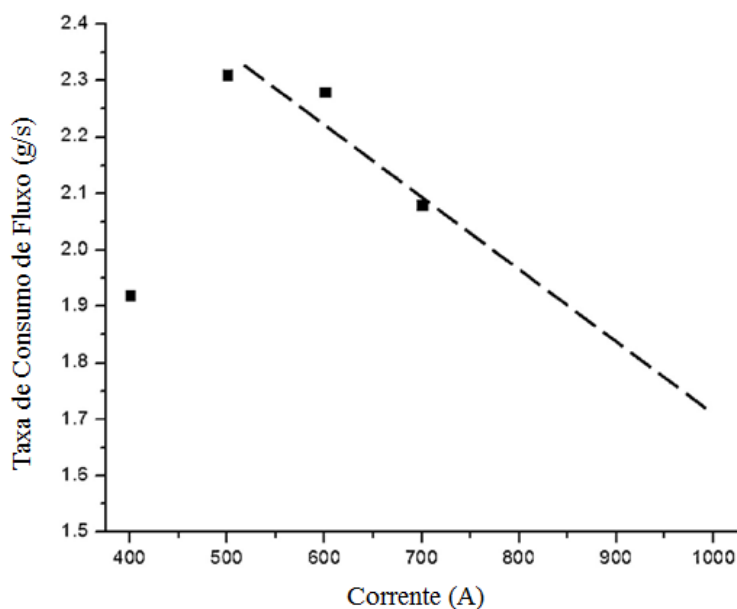


Figura 3.4: Relação entre corrente e taxa de consumo de fluxo para soldagem SAW com um eletrodo em corrente contínua e 32V de tensão (CHANDEL, 1998)

Os fluxos na soldagem SAW também executam uma importante função de participar de forma direta na microestrutura da zona fundida. Uma maneira de auxiliar na formação de

ferrita acicular na solda, por exemplo, é adicionar ao fluxo óxidos de boro, vanádio e titânio (EVANS, 1996). Os óxidos também contribuem para a dissolução de oxigênio e outros elementos no metal de solda (MERCADO *et al.*, 2005).

Quanto ao processo de fabricação, os fluxos podem ser classificados como fundidos e aglomerados; quanto às características químicas como ácido, básico ou neutro; e também quanto a sua influência sobre a composição química do metal depositado como ativos, neutros ou ligados (MARQUES *et al.*, 2016).

Quimicamente, os fluxos são classificados como básicos, ácidos ou neutros e um parâmetro definido como Índice de Basicidade (B), quantifica a influência da basicidade nas propriedades mecânicas do metal depositado, medindo a habilidade de transferência do oxigênio para o metal de solda durante o processo de soldagem. O modelo mais utilizado é o de BONISZEWSKI *et al.*, (1969) mostrado na Equação 3.1 que estabelece uma relação entre os teores de óxidos básicos e ácidos que podem estar presentes na composição química do fluxo:

$$B = \frac{CaO+MgO+BaO+SrO+Na_2O+K_2O+Li_2O+CaF_2+1/2(MnO+FeO)}{SiO_2+1/2(Al_2O_3+TiO_2+ZrO_2)} \quad (3.1)$$

Em que o percentual em peso de cada um dos óxidos presentes no fluxo é contabilizado. Se este índice for maior que 1, o fluxo é quimicamente básico (o que tende a reduzir os teores de oxigênio, enxofre e fósforo reduzindo assim o volume de inclusões), se for menor que 1 o fluxo é quimicamente ácido (o que favorece o aumento de inclusões), se for próximo de 1 ele tende a ser quimicamente neutro (MARQUES *et al.*, 2016).

Fluxos com elevado índice de basicidade, levam a um cordão de solda mais “limpo”, com menor quantidade de inclusões, e conseqüentemente, aumenta a resistência mecânica da zona fundida (AMANIE *et. al.*, 2012).

3.1.1 – Parâmetros de Soldagem

Para que um processo de soldagem ocorra com o máximo de estabilidade e a junta soldada possua aspectos físicos satisfatórios, alguns parâmetros precisam ser bem configurados. Corrente e tensão, por exemplo, exercem fundamental importância pois ambos contribuem diretamente para o formato do cordão de solda. A corrente influenciará

principalmente a profundidade do cordão de solda (Figura 3.5 (a)) e a tensão, sua largura (Figura 3.5 (b)) (LANGENOJA, 2012).

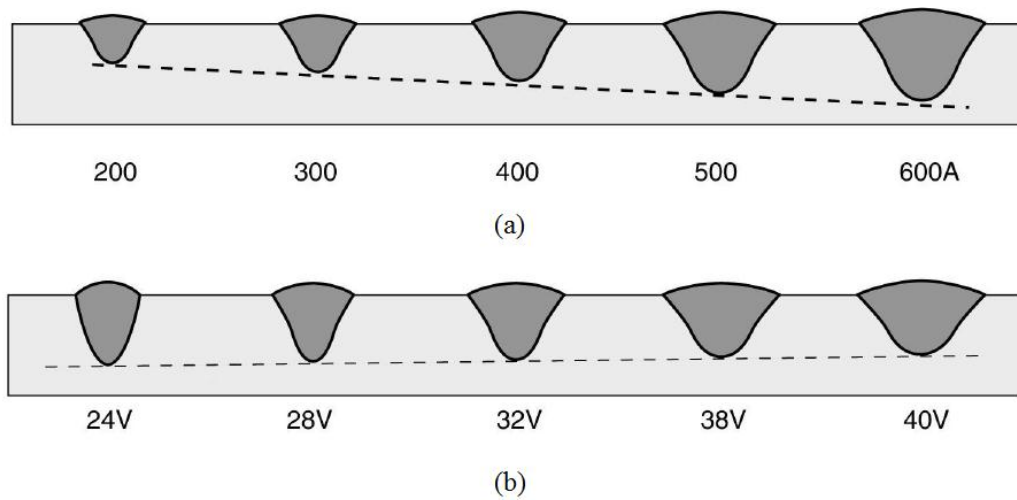


Figura 3.5: (a) influência da corrente de soldagem na profundidade do cordão de solda; (b) influência da tensão de soldagem na largura do cordão de solda (LANGENOJA, 2012).

Num processo com corrente contínua, a polaridade também influencia no formato do cordão e deve ser escolhida com cuidado, pois fazendo-se o arame positivo, haverá maior energia nessa posição, facilitando sua fusão e aumentando, conseqüentemente a taxa de deposição do processo. Já fazendo-se o metal base positivo, haverá maior aquecimento da chapa e menor penetração, como pode ser observado esquematicamente na Figura 3.6 (WEMAN, 2012).

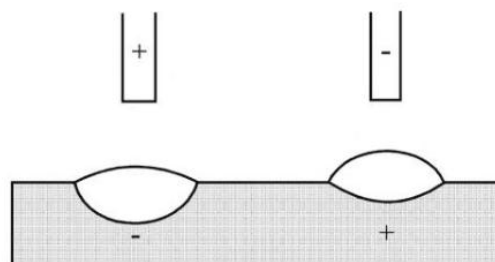


Figura 3.6: Representação esquemática da influência da polaridade na penetração para soldagem com corrente contínua (WEMAN, 2012).

A distância entre a ponta do arame e o ponto de contato do arco no metal que está sendo soldado (*stickout*), pode também influenciar na fusão do arame consumível. Quando

umenta-se o *stickout*, maior será a influência do Efeito Joule, que superaquece o arame e facilita sua fusão mas leva a uma redução da corrente e do aporte térmico (Figura 3.7), o que pode levar a defeitos de soldagem (WEMAN, 2012).

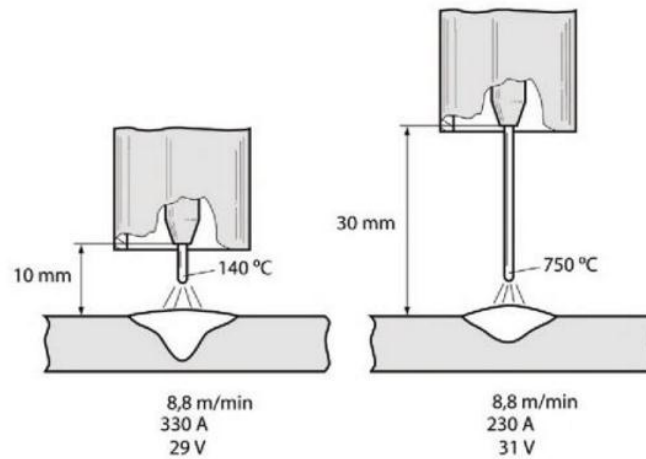


Figura 3.7: Representação esquemática da influência do stick-out na penetração e formato do cordão de solda (WEMAN, 2012).

Outro parâmetro de grande importância, é a energia de soldagem (H), pois mede a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta, sendo expressa pela Equação 3.2:

$$H = 0,06 \frac{Ui}{v} \quad (3.2)$$

Em que U é a tensão (V), i é a corrente (A) e v a velocidade de soldagem (mm/min) de tal forma que a energia H é dada em kJ/mm.

Como nem toda a energia produzida pela fonte é transferida para a peça, há também o cálculo do Aporte Térmico (HI) que mede a quantidade de energia transferida, em kJ/mm, com base no rendimento de cada processo de soldagem, e pode ser calculada pela Equação 3.3 (NOWACKI e RYBICKI, 2005):

$$HI = \eta \frac{Ui}{v * 1000} \quad (3.3)$$

Em que η representa a eficiência térmica da transferência ($\eta < 1$), e no caso da soldagem SAW, tem um valor entre 0,85 e 0,98 (CHRIESTENSEN, 1965). Nessa equação, U é a tensão de soldagem (Volts), i a corrente de soldagem (Amperes) e v é a velocidade linear de soldagem (m/s). Na prática, o aumento no aporte térmico é consequência de um aumento gradativo de outros parâmetros (corrente, tensão) e implica em alterações de características tais como penetração, diluição, tamanho da ZTA (OM e PANDEY, 2013), largura do cordão de solda, taxa de deposição, entre outros (SHEN *et al.*, 2012).

A energia de soldagem tem importante papel na determinação das características finais da microestrutura do cordão de solda. Devido a limitações do processo, a soldagem SAW com apenas um eletrodo é usada com uma energia de, no máximo, aproximadamente 6 kJ/mm (AMANIE *et al.*, 2012); (NOWACKI e RYBICKI, 2005); (MERCADO *et al.*, 2005); (LIMA, 2011).

Maiores aportes térmicos podem ser obtidos usando mais de um eletrodo e múltiplas fontes de energia, existindo, nestes casos, referências atuais no Brasil do uso de energias de soldagem em torno de aproximadamente 14kJ/mm (MAROUÇO *et al.*, 2013), (BORBA *et al.*, 2015), (JORGE *et al.*, 2015). A indústria japonesa já faz menção ao uso de energias acima de 30kJ/mm para o arco submerso (UEMORI, 2009) e de 100kJ/mm para a soldagem por eletro-escória (KITANI *et al.*, 2009).

3.1.2 – Processo SAW com Eletrodos Múltiplos

Dentre as diversas maneiras de se aumentar a produtividade na soldagem ao arco submerso, muitas indústrias do mundo inteiro têm recorrido à adição de dois a cinco eletrodos na fabricação de grandes tubulações, vasos de pressão, torres eólicas, navios e outras estruturas de grande porte (VIANO *et al.*, 2000), (SHEN *et al.*, 2012), (LAYUS *et al.*, 2014).

O procedimento de adição de eletrodos pode ser feito ligando-os numa mesma fonte dando origem a um arco elétrico geminado ou *twin-arc*. Pode-se também fazer a ligação dos arames em fontes separadas, formando arcos individuais mantendo uma certa distância entre si, numa técnica conhecida como *tandem-arc* (PARANHOS e SOUZA, 1999) que pode ser observada na Figura 3.8. Percebe-se que num processo com dois eletrodos, aquele que fica “na frente” é chamado de eletrodo guia ou condutor. Já o que fica “atrás” recebe o nome de eletrodo guiado ou posterior. O arame condutor geralmente

é ligado a uma fonte CC ou CA, enquanto o eletrodo posterior deve ser ligado numa fonte CA que, em alguns casos, é pulsada. Um problema com este processo é que os arcos podem se atrair ou se repelir, dependendo de suas polaridades, o que pode causar instabilidade (KIRAN *et al.*, 2014).

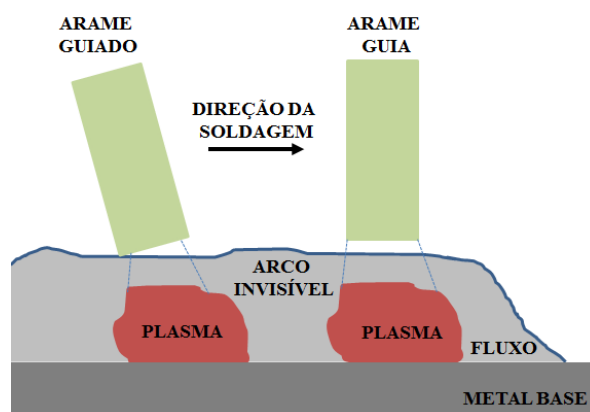


Figura 3.8: Representação esquemática do processo SAW *tandem* para dois eletrodos. Adaptação de KIRAN *et al.*, (2014).

Este procedimento de adição de arames é usado com frequência na indústria de construção naval, que trabalha com chapas de aço espessas e de elevada resistência mecânica. O aumento na taxa de deposição devido a adição de arames (Figura 3.9) e consequente aumento no aporte térmico e velocidade de soldagem tem uma influência direta nos custos do processo tornando-o viável (LAYUS *et al.*, 2014). Outras influências dizem respeito às características de microestrutura, propriedades e geometria do cordão de solda, por experimentar elevados picos de temperatura e resfriamento mais lento (KIRAN *et al.*, 2013).

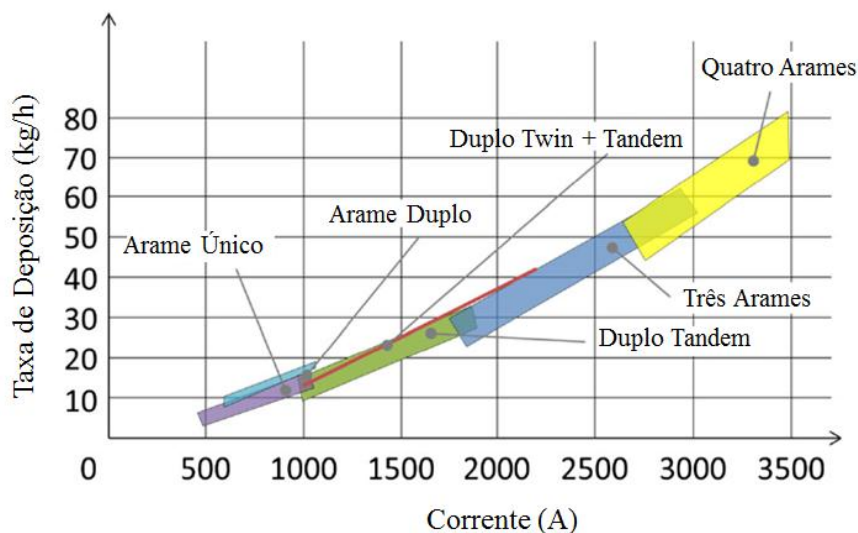


Figura 3.9: Taxa de deposição e valores de corrente usuais para diferentes configurações da soldagem SAW. Adaptação de LAYUS *et al.*, (2014).

A soldagem com elevado *stickout* e com a adição de pó metálico são outras formas comuns de se aumentar a taxa de deposição (BAILEY, 1991). Os benefícios dessas técnicas incluem menor aporte térmico para o mesmo volume de material fundido, o que gera menos distorções e economia; controle da composição química da poça de fusão e redução da fusão do metal base e a formação de uma ZTA mais estreita com estrutura refinada (WEMAN, 2012).

3.1.4 – Processo ICE[®]

Ao adicionar mais eletrodos no processo, é necessário um ajuste nos valores de corrente, tensão e velocidade de soldagem, fazendo com que o aporte térmico total torne-se superior à energia daquele processo com apenas um arame. Esse excesso de calor geralmente é dissipado ao longo da peça. Um recurso, proposto inicialmente por MRUCZEK e PARKER (2006) para o arco submerso, que pode ser utilizado para aproveitar este excesso de energia é a adição de um arame não energizado, o qual se fundirá apenas com o calor gerado por outros, aumentando-se assim a taxa de deposição para o mesmo valor de aporte térmico (MOHAMMADIJOO *et al.*, 2016).

Visando ao aumento da produtividade e redução de consumo de energia na soldagem ao arco submerso, em 2011 foi desenvolvido pela ESAB² um aperfeiçoamento da soldagem

² Empresa multinacional produtora de equipamentos e consumíveis para processos de soldagem e corte.

SAW com eletrodos múltiplos, o processo ICE™ (*Integrated Cold Electrode*). Trata-se da inclusão de um terceiro arame não energizado (frio) de modo a explorar o excesso de calor gerado pelo processo de soldagem para a sua fusão. Isso gera benefícios de produtividade, sem aumentar a entrada de calor (ESAB, 2012b). Como pode ser visto na Figura 3.10, o sistema consiste de três arames dispostos em linha sendo que o arame do meio não é energizado, ficando entre os dois arcos numa região em que a temperatura é suficientemente alta para fundi-lo.

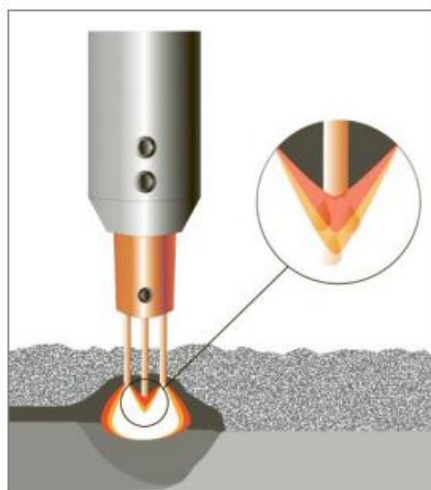


Figura 3.10: Representação esquemática do princípio de operação do processo ICE™ (ESAB, 2012b).

As vantagens deste processo incluem um acréscimo de até 50% na taxa de deposição se comparado ao processo convencional com apenas um arame dependendo da aplicação (SCUTELNICU *et al.*, 2014) e alta deposição em raiz, o que aumenta a produtividade. A técnica envolve também maior velocidade de soldagem e redução no consumo de fluxo em média de 20% (RAUDSEPP, 2014), devido à redução da quantidade de passes de soldagem (ESAB, 2012a). A adição de um arame frio na soldagem SAW também pode reduzir o nível de diluição e de penetração do metal de solda e ainda melhorar as propriedades mecânicas, incluindo a tenacidade ao impacto (RAMAKRISHNAN *et al.*, 2013).

Atualmente, as principais aplicações citadas para o processo ICE™ são na fabricação de torres eólicas, *offshore*, soldagem de tubos e também na fabricação de navios (ESAB, 2012a). A inclusão de arame frio também é aplicável ao processo MIG/MAG com os

mesmos objetivos de se aumentar a taxa de deposição mantendo-se o mesmo nível de energia, além de melhorar consideravelmente a estabilidade do arco (XIANG *et al.*, 2015). Ela também pode ser empregada no processo de soldagem com arame tubular FCAW (RODRIGUES, 2011).

Do ponto de vista metalúrgico, a adição de arame frio na soldagem ao arco submerso de alta energia, contribui para uma moderação do aporte térmico aplicado à peça, uma vez que o arame não energizado consumirá parte desse calor, aumentando a taxa de resfriamento. As consequências disso estão relacionadas à velocidade de alimentação deste arame. Quanto maior a velocidade de alimentação de arame frio, menor a tenacidade e maior a dureza da GGZTA devido ao favorecimento de formação de estruturas frágeis tais como o constituinte MA (MOHAMMADIJOO *et al.*, 2017).

3.2 – Metalurgia da Zona Fundida

Nos processos de soldagem por fusão, a zona fundida é a região em que as temperaturas de pico são acima da temperatura de fusão do metal de adição e do metal base, onde por algum tempo, estará presente o metal líquido, que se solidificará durante o resfriamento. Ao final do processo, ocorrerá sua solidificação total e como essa região é formada a partir da mistura líquida do metal base com o metal de adição haverá influência de ambos na sua composição química final.

Quando o metal base e o metal de adição possuem mesma composição química, não há consequências, mas quando o metal de adição possui composição diferente do metal base, como na maioria dos casos, há uma medida do coeficiente de diluição (D) que representa o percentual de metal base presente na zona fundida (LANCASTER, 1999). Este coeficiente pode ser obtido analisando-se a macrografia da seção transversal do cordão de solda, como mostrado esquematicamente na Figura 3.11.

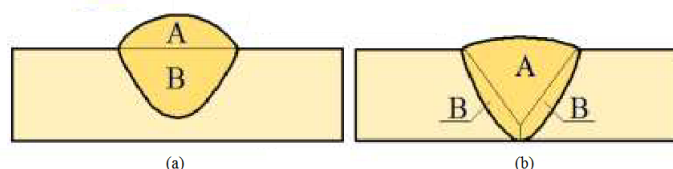


Figura 3.11: Áreas da seção transversal do cordão de solda para medida de diluição; a) cordão sobre chapa; b) solda de topo (MARQUES *et al.*, 2016).

Desse modo, classifica-se a área depositada “A” e a área penetrada “B”. Assim, o coeficiente de diluição é dado pela Equação 3.4:

$$D = \frac{B}{A + B} * 100 \quad (3.4)$$

O coeficiente de diluição depende de fatores como o processo de soldagem, as condições de operação, a espessura de peça e do tipo de junta. Além disso, a diluição aumenta com o acréscimo do aporte térmico (HUNT *et al.*, 1994), (KARLSSON *et al.*, 2014) e, no caso específico da soldagem ao arco submerso, haverá também o efeito do fluxo na composição química da zona fundida (MERCADO *et al.*, 2005).

3.2.1 – Processo de Solidificação

Na Figura 3.12 é mostrado esquematicamente a variação de temperatura ao longo das regiões de uma junta soldada, e como esse ciclo térmico afeta a microestrutura comparando-se com um diagrama Fe-Fe₃C de um aço hipoeutóide com 0,15%C. A zona fundida compreende à parte superior do gráfico, ou seja, para elevadas temperaturas.

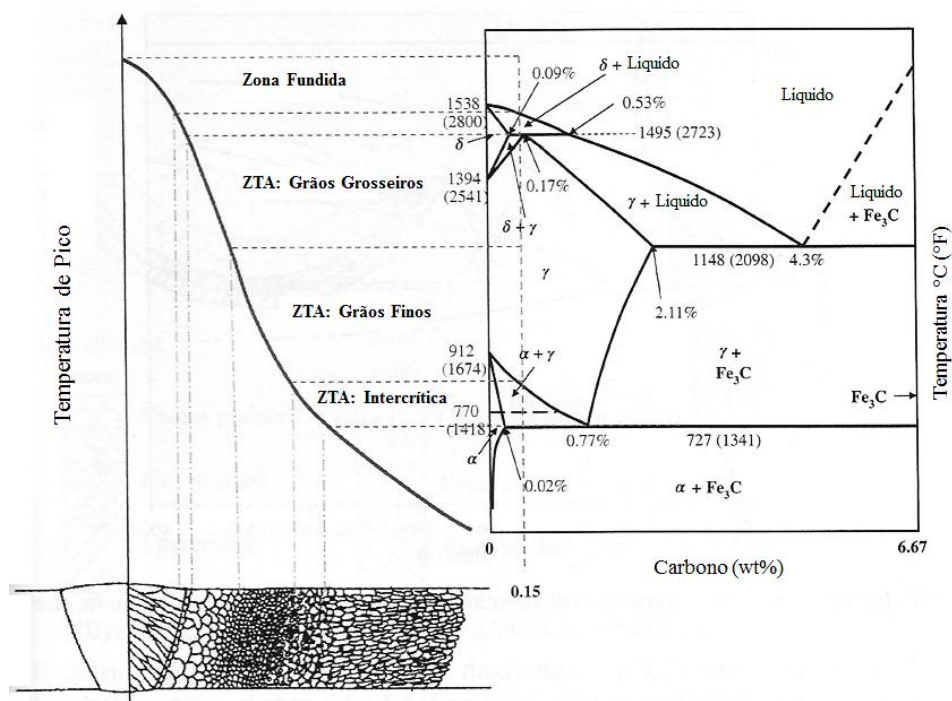


Figura 3.12: Relações aproximadas entre temperaturas máximas, distância da interface de soldagem e diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Adaptação de LIPPOLD (2015).

Numa situação idealizada, onde o resfriamento ocorre no equilíbrio, a solidificação pode acontecer de três maneiras, conforme o diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C e dependendo da concentração de carbono: I) formação de ferrita primária (δ); II) formação de ferrita primária seguida da reação peritética ou III) formação de austenita (GRUNBAUM *et al.*, 1977).

Para uma peça fundida, a morfologia de solidificação consiste em três regiões, conhecidas como zona coquilhada (extremidades da peça), zona colunar (região intermediária) e zona equaxial (região central da peça) como pode ser observado na Figura 3.13. Já num cordão de solda em um processo de alta energia, com elevada taxa de deposição, pode existir alguma similaridade com o processo de solidificação de um tarugo por lingotamento contínuo, uma vez que a interface sólido-líquido se mantém essencialmente a mesma (DAVIES e GARLAND, 1975).

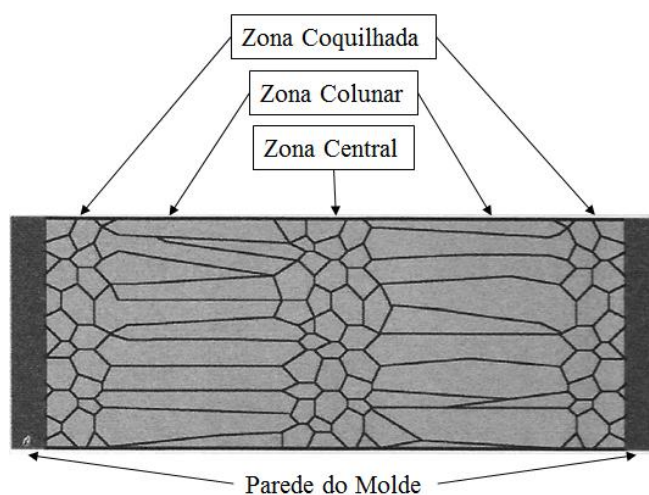


Figura 3.13: Seção transversal esquemática de uma peça fundida, mostrando suas três regiões características (MARQUES *et al.*, 2016).

Contudo, as maiores velocidades de solidificação e grandes gradientes térmicos dificultam a formação da região equiaxial (zona central). Além disto, o contato direto do metal líquido com o metal base parcialmente fundido ou em elevada temperatura impede a formação da zona coquilhada por não haver o super-resfriamento característico das peças fundidas. Assim, são formados essencialmente grãos colunares (OHNO, 1988).

Os cristais que se formam durante a solidificação da poça de fusão são nucleados inicialmente na interface sólido-líquido. Esse tipo de crescimento de cristal é conhecido

como epitaxial, onde cada grão forma-se inicialmente como uma continuação de um dos grãos que se encontram ao longo do limite de fusão, onde a largura da solda é maior e podem ocorrer de forma planar, celular, celular dendrítica ou colunar dendrítica dependendo da região do cordão de solda (LANCASTER, 1999). Uma representação esquemática do processo de solidificação do cordão de solda pode ser vista na Figura 3.14.

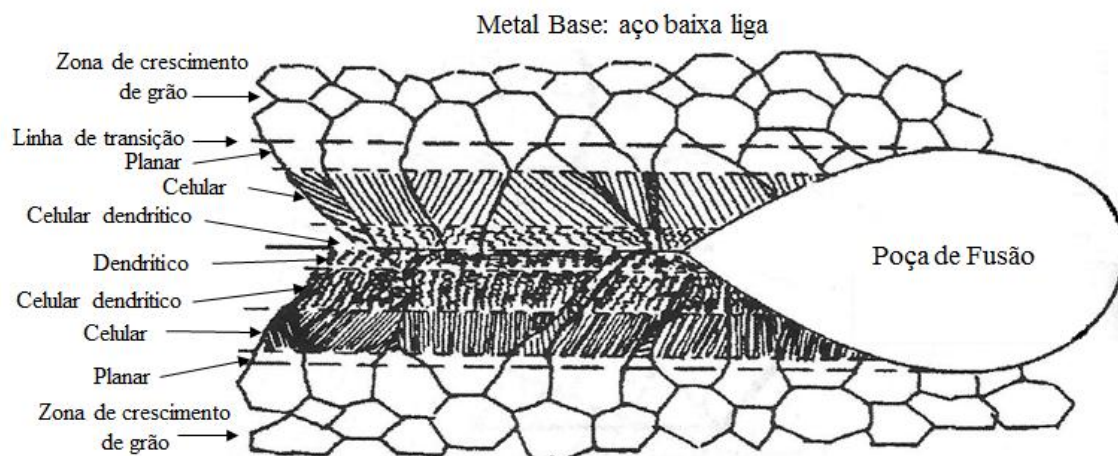


Figura 3.14: Modos de solidificação em diversas regiões da solda. Adaptação de EASTERLING (1983).

A microestrutura da zona fundida numa soldagem ao arco submerso multipasses, tende a ser muito mais complexa que numa solda de único passe. Nessa região, haverá inicialmente formação de dendritas coaxiais aleatoriamente distribuídas seguida de grãos refinados provenientes do reaquecimento causado pelos passes subsequentes (GHOSH *et al.*, 1994).

3.2.2 – Constituintes Microestruturais

Após a solidificação e à medida que ocorre o resfriamento, a austenita pode se decompor numa variedade de constituintes dependendo da composição do aço e do tratamento térmico adotado. Nitretos, carbonetos e outras fases não metálicas podem se formar. Nos aços ao carbono, C-Mn e de baixa liga, os constituintes mais comuns resultantes da decomposição da austenita são formados principalmente pela ferrita, agregados da ferrita com carbonetos, presença de microfases e a martensita (KRAUSS, 2005).

No entanto, a microestrutura da zona fundida não é muito fácil de ser caracterizada devido à presença de constituintes de morfologia diversa e diferente das tradicionalmente observadas no metal base desses aços, além da presença de microfases. Por este motivo e devido ao aparecimento, nas décadas de 1970 e 1980, de diferentes esquemas para a classificação dos constituintes da zona fundida, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW), em 1988 e após um trabalho conjunto com vários laboratórios, apresentou um sistema para a classificação de tais constituintes de acordo com sua visualização no microscópio óptico (IIW, 1988) e serão brevemente discutidos nos sub-tópicos seguintes.

Deve-se levar em consideração, que a quantidade de constituintes presentes no metal de solda dependerá da composição química e da taxa de resfriamento aplicada. Percebe-se pelo diagrama TRC esquemático da Figura 3.15, que o aumento do aporte térmico tende a causar uma redução na taxa de resfriamento, que aliado ao aumento da fração de elementos de liga, e dependendo da temperabilidade do aço, pode-se aumentar também os campos de constituintes de menor resistência mecânica, como a ferrita de contorno de grão (ITO *et al.*, 1982).

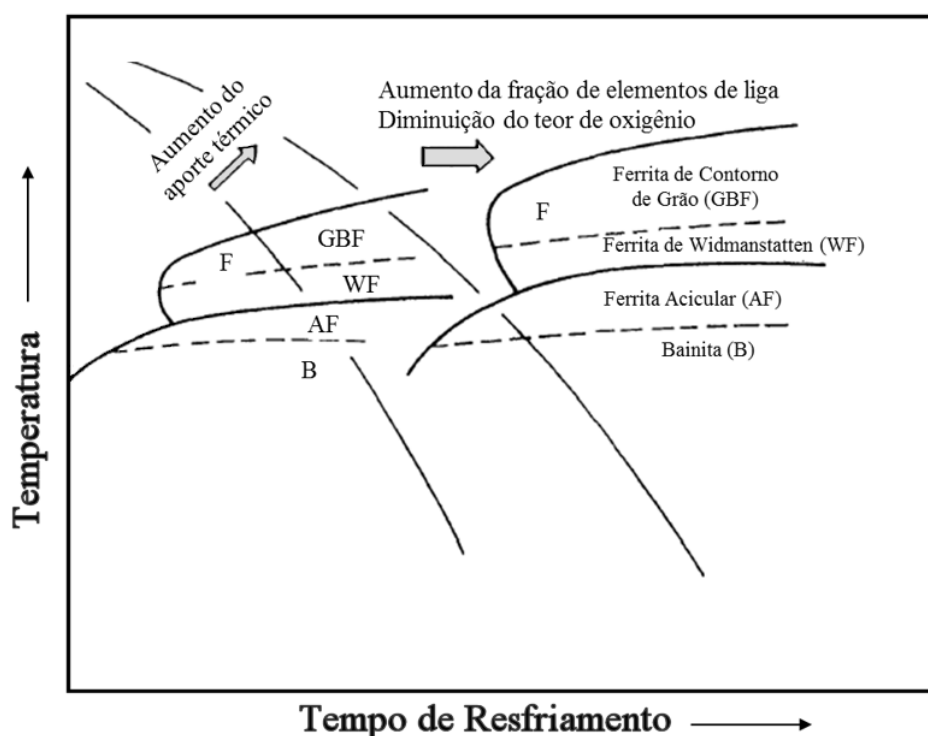


Figura 3.15: Ilustração esquemática de um diagrama TRC para o metal fundido na soldagem SAW. Adaptação de (ITO *et al.*, 1982).

Além disso, um elevado aporte térmico favorece o crescimento de grão austenítico (ZHU *et al.*, 2015) e a formação de uma microestrutura mais grosseira (BAILEY, 1991), (MAROUÇO *et al.*, 2013), (BORBA *et al.*, 2015), bem como ao aumento de ferrita primária em detrimento da redução de ferrita acicular, como mostra a Figura 3.16.

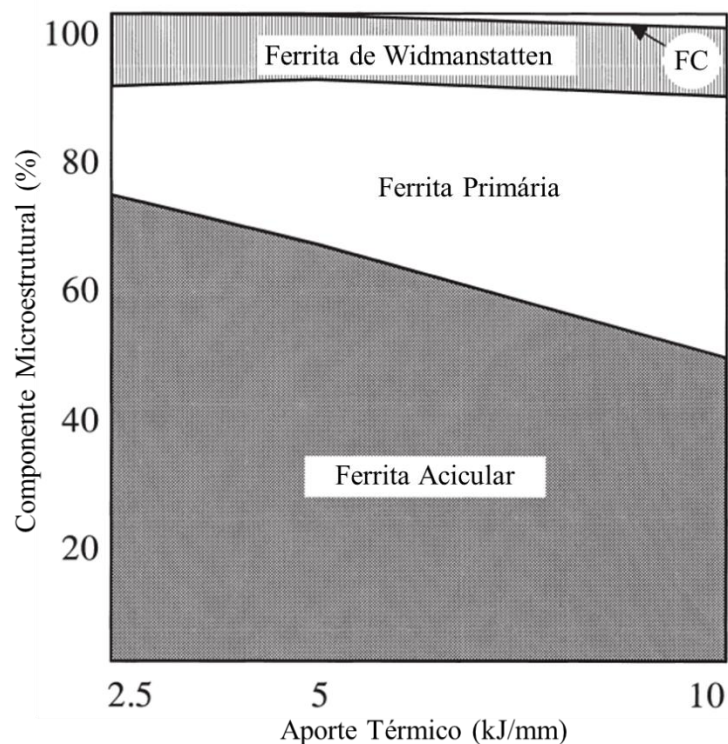


Figura 3.16: Efeito do aporte térmico na fração volumétrica de constituintes. Adaptação de VIANO *et al.*, (2000).

3.2.2.1 – Ferrita Primária

A transformação de austenita para ferrita, se dá de maneira reconstrutiva, ou seja envolvendo um processo difusional. A ferrita primária recebe esta denominação por ser o primeiro constituinte a se formar. Sua morfologia é diversa, mas se divide basicamente em ferrita alotriomórfica, quando sua nucleação se dá no contorno de grão da austenita prévia e idiomórfica se sua nucleação acontece a partir de inclusões não-metálicas (THEWLIS *et al.*, 2004). Uma visão geral das morfologias da ferrita é mostrada esquematicamente na Figura 3.17.

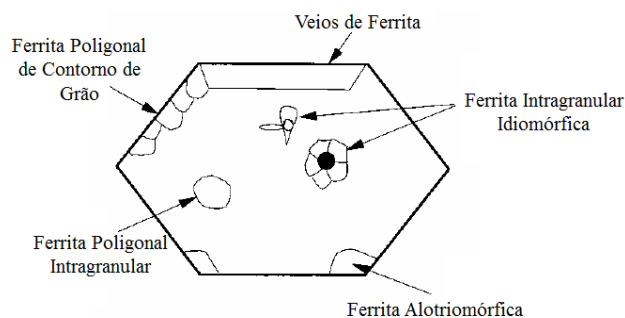


Figura 3.17: Tipos de ferrita primária alotriomórfica e idiomórfica. Adaptação de THEWLIS (2004).

A nomenclatura IIW para este constituinte é dividida em:

- **Ferrita de Contorno de Grão (PF(G) ou GF):** caracteriza-se por veios de grãos poligonais que seguem os contornos de grão austeníticos prévios, como pode ser observado na Figura 3.18. Este constituinte prejudica as propriedades mecânicas da zona fundida e sua fração volumétrica aumenta com a elevação do aporte térmico de soldagem (HUANG *et al.*, 1994), (JORGE *et al.*, 2015), (BORBA *et al.*, 2015).

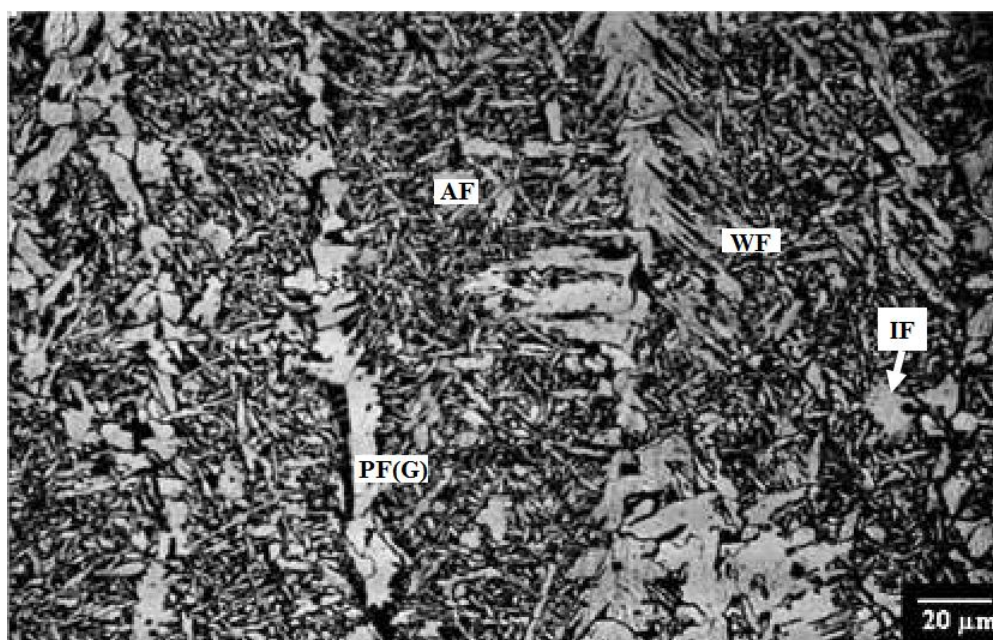


Figura 3.18: Detalhe da ferrita de contorno de grão (PF(G) ou GF), ferrita acicular (AF) e ferrita de Widmanstätten (WF) e ferrita intragranular (PF(I) ou IF) na microestrutura da zona fundida de um aço ASTM A516 grau 70 soldado por SAW (AMANIE *et al.*, 2012).

- **Ferrita Poligonal Intragranular (PF(I) ou IF):** é formada por grãos grandes no interior do grão de austenita prévia, mostrado na Figura 3.18. Com o aumento do aporte térmico, a ferrita acicular é substituída por ferrita intragranular, aumentando assim sua fração volumétrica, o que contribui também para a degradação das propriedades mecânicas da zona fundida (POPOVIC *et al.*, 2014);

3.2.2.2 – Ferrita Acicular

A ferrita acicular (AF), também mostrada na Figura 3.18, é caracterizada por uma disposição caótica de placas de ferrita de pequeno tamanho de grão e não alinhadas localizadas no interior dos grãos austeníticos prévios com diferentes orientações sendo separadas por limites de grãos de alto ângulo. Sua nucleação está relacionada à presença de inclusões não metálicas presentes no metal de solda (BABU, 2004), (THEWLIS, 2004), (BHADESHIA, 2001).

Para a soldagem multipasses, é conhecido que a microestrutura da zona fundida de um passe é afetada pelo aporte térmico dos passes subsequentes, em que o metal solidificado passa por crescimento de grão e recristalização, formando uma ZF complexa (LIPPOLD, 2015). A presença de ferrita acicular é desejável nessas regiões pois beneficia suas propriedades mecânicas por apresentar contornos de alto ângulo e alta densidade de discordâncias, dificultando assim a propagação de trincas (BABU, 2004), (LAN *et al.*, 2012), (ZHANG *et al.*, 2012), (YU *et al.*, 2016).

Já na soldagem de único passe, maiores energias de soldagem são requeridas e a tendência é que a taxa de resfriamento seja mais lenta se comparadas com a soldagem multipasse. Nesse caso específico, a microestrutura da ZF consistirá em ferrita (que pode assumir diferentes formas), carbonetos e martensita (LAN *et al.*, 2012). Além disso, com o aumento do aporte térmico, e conseqüente redução do número de passes, sua microestrutura tende a ser menos complexa (EVANS e BAILEY, 1997) e com uma considerável redução da fração de ferrita acicular, que é substituída por ferrita intragranular (POPOVIC *et al.*, 2014), além de ocorrer um aumento da largura de suas ripas (LAN *et al.*, 2016).

3.2.2.3 – Ferrita com Segunda Fase

- **Ferrita com Segunda Fase Alinhada (FS(A)):** caracteriza-se por duas ou mais placas paralelas de ferrita (Figura 3.19). No caso de apenas duas placas, a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Se o pesquisador possuir experiência, este constituinte pode ser subclassificado como placa lateral de ferrita (Ferrita de Widmanstätten) FS(SP), bainita superior FS(UB) ou inferior FS(LB), tais constituintes podem ser melhor observados por microscopia eletrônica.

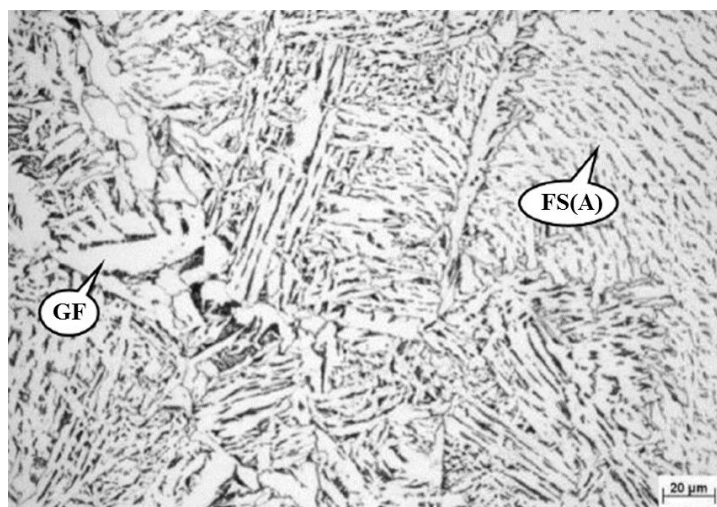


Figura 3.19: Detalhe da microestrutura ZTA de um aço naval soldado ao arco submerso, mostrando placas de ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)). Adaptação de BORBA *et al.*, (2015).

- **Ferrita de Widmanstätten (FS(SP) ou WF):** sua forma mais comum na zona fundida de soldas submetidas a taxas de resfriamento intermediárias pode ser vista na Figura 3.18. Sua morfologia grossa e alongada (KRAUSS, 2005) consiste regiões com prolongamentos (placas laterais) da ferrita de contorno de grão, facilmente observadas em microscópio ótico. O mecanismo de formação da ferrita de Widmanstätten é considerado displacivo por THEWLIS (2004) por ocorrer em taxas de resfriamento relativamente maiores que a ferrita de contorno de grão e perlita, mas não tão elevadas quanto as da bainita e martensita, pois envolve um processo de difusão (BHADESHIA, 1981). Num processo de crescimento de trinca por fadiga, as placas laterais de ferrita oferecem maior resistência que a ferrita de contorno de grão, fazendo com que haja deflexão e até ramificação de

uma trinca que passe pela região de WF com ΔK próximo ao limiar (XIONG e HU, 2012)

- **Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada (FS(NA)):** formada por ferrita envolvendo completamente “microfases” que podem ser aproximadamente equiaxiais ou distribuídas aleatoriamente. A ferrita pode também estar envolvendo completamente lâminas isoladas de AF;
- **Bainita (B ou FS(B)):** foi observada inicialmente por BAIN (1921) e trata-se de uma microestrutura de formação em temperatura intermediária da decomposição da austenita em perlita (KRAUSS, 2005). Sua ocorrência, juntamente com a ferrita acicular, é muito comum na zona fundida de soldas em aço carbono, ambas com resistência mecânica muito semelhantes (COSTIN *et al.*, 2016). Em microscópio ótico, pode ser de difícil identificação já que é facilmente confundida com a ferrita de Widmanstätten (THEWLIS, 2004).

3.2.2.4 – Agregado Ferrita – Carboneto (FC):

Consiste em estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos “interfásicos” e perlita (Figura 3.20). Se o agregado é claramente identificado como perlita, ele deve ser designado como FC(P). Se o agregado for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico prévio, ele deve ser desprezado.

Pode-se perceber nas denominações acima, que os termos “Segunda Fase” e “Carboneto” deixam uma certa imprecisão sobre as características desses constituintes chamados de microfases, que na maioria das vezes não podem ser totalmente identificadas no microscópio ótico, destacando-se especialmente o constituinte Martensita-Austenita (MA) (MODENESI, 2012). Este constituinte é conhecido por deteriorar as propriedades mecânicas de tenacidade tanto da ZTA como da zona fundida (PARANHOS, 1984), (ALE *et al.*, 1996), (SILVA e KOBAYASHI, 2007), (YANG *et al.*, 2010), (ALBUQUERQUE, *et al.* 2011). No metal de solda de aços baixo carbono, geralmente é encontrado ao longo do contorno de grão austenítico e na região central do cordão (LI e BAKER, 2010), (MOEINIFAR *et al.*, 2011).



Figura 3.20: Microestrutura da zona fundida de um aço SAE4130 soldado por TIG, mostrando o de uma região com agregados ferrita-carboneto. Ampliação de 1000x e ataque Nital 2%. Adaptação de BUENO (2010).

O constituinte MA se forma com um resfriamento moderado junto à bainita em aços com baixo teor de carbono e com alguns elementos de liga como o Manganês, o Molibdênio e o Nióbio, como pode ser observado na trajetória I do diagrama de transformação por resfriamento contínuo representado esquematicamente na Figura 3.21 (MAZANCOVA e MAZANEC, 1997). Além disso, o constituinte MA também pode se formar isoladamente em presença de outros constituintes, como a ferrita (REBELLO e SAUER, 1996). Devido às suas dimensões reduzidas, sua visualização só é possível por meio de microscopia eletrônica, mas pela técnica utilizando-se o reagente de LEPERA (1979) é possível destacar regiões de MA e carbonetos em microscopia óptica, como ilhas na cor branca, que podem ser vistas na Figura 3.22.

A zona fundida de uma junta soldada é constituída por regiões com microestruturas no estado bruto de solidificação e tamanho de grão heterogêneo, características que não são necessariamente prejudiciais à tenacidade, desde que a microestrutura presente nestas regiões da junta soldada seja predominantemente constituída de Ferrita Acicular (AF). Contudo, a ocorrência nessa região do constituinte MA é frequente, e sua fração volumétrica tende a aumentar com maiores taxas de resfriamento (ALBUQUERQUE, *et al* 2011), (SILVA e KOBAYASHI, 2007).

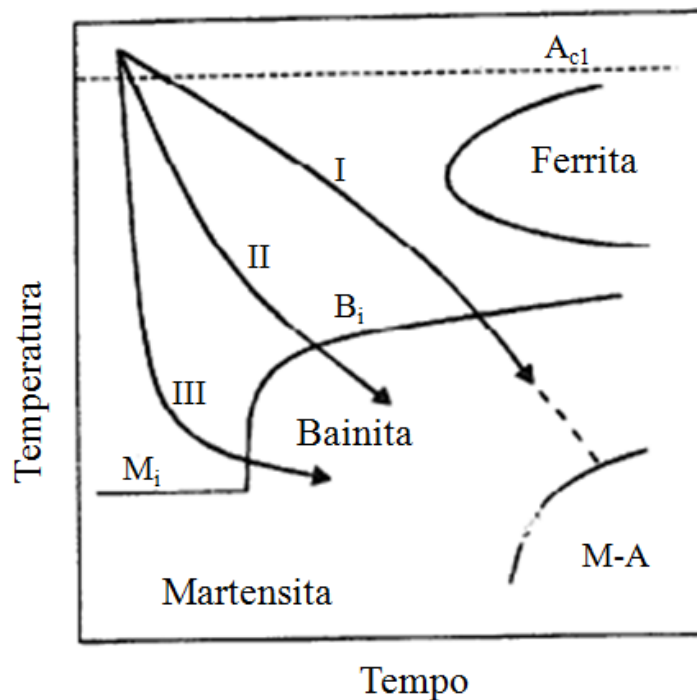


Figura 3.21: Representação esquemática de um diagrama TRC para um aço com baixo teor de carbono e adições de Mn-Mo-Nb, para três taxas de resfriamento que resultam nos constituintes: I – Bainita granular + M-A; II – Bainita superior; III – Bainita inferior. Adaptação de MAZANCOVA e MAZANEC (1997).

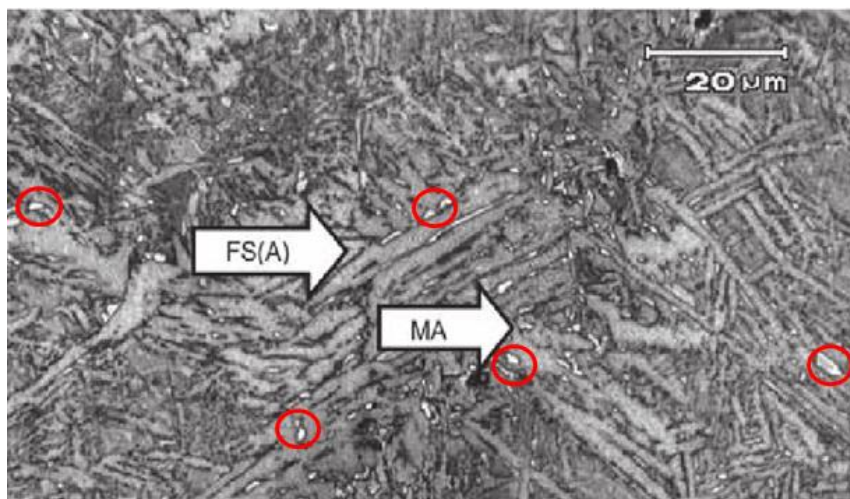


Figura 3.22: Detalhe da microestrutura da zona fundida de soldagem por atrito, mostrando placas de ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e constituinte MA. Adaptação de LESSA *et al.*, (2011).

Os parâmetros de soldagem também afetam diretamente a formação do MA. ALBUQUERQUE *et al.*, (2011) e JORGE *et al.*, (2015) mostraram que aumentando-se o

aporte térmico na soldagem, a fração volumétrica do constituinte MA tende a diminuir devido a uma menor taxa de resfriamento, o que possibilita sua decomposição em ferrita e carbonetos. Aumentando-se a temperatura de pré-aquecimento, se obtém um efeito semelhante, de diminuição do MA, pelos mesmos motivos supracitados (SILVA e KOBAYASHI 2007).

3.2.2.5 – Martensita

A martensita (M) é conhecida como uma microestrutura de formação em resfriamento rápido, sem ocorrência de difusão. É um constituinte de elevada dureza e fragilidade, consequência de seu mecanismo de formação que resulta numa microestrutura com grande concentração de discordâncias e sua morfologia pode ser classificada em martensita em ripas (M(L)) comum em aços com teor de carbono abaixo de 0,2% e martensita em placas (M(T)), observada na Figura 3.23, para aços com teor de carbono acima de 0,2% (THEWLIS, 2004).



Figura 3.23: Microestrutura martensítica em uma liga Fe-1,8C. Aumento de 500X e reagente nital 2%. Adaptação de KRAUSS (2005).

3.2.2.6 - Inclusões

A ocorrência de inclusões tanto no metal base, quanto no metal de solda é inevitável, devido à presença de elementos não-metálicos em solução do aço e na composição química de fluxos de soldagem, sendo o oxigênio, enxofre e nitrogênio os solutos mais comuns (GHOSH, 2001), (SILVA e MEI, 2010). As inclusões com dimensões submicroscópicas, nem sempre apresentam efeito nocivo às propriedades mecânicas do

aço, podendo inclusive ser benéficas quando agem para restringir o tamanho de grão e formar pontos de nucleação de carbonetos e nitretos (GHOSH, 2001), além de promover a formação de ferrita acicular (BABU, 2004).

Num cordão de solda ao arco submerso, destacam-se as inclusões de óxidos, que são formados principalmente na interação com o fluxo de soldagem em temperaturas muito elevadas. A formação dessas inclusões está relacionada também ao índice de basicidade do fluxo utilizado (DAVID, 2009). Neste processo, o aumento do aporte térmico influencia na dissolução dos óxidos, reduzindo assim o tamanho das inclusões, mas não necessariamente a sua quantidade (ARAÚJO, 2006).

Por esta razão o teor de oxigênio da solda é uma medida fundamental para determinar a fração volumétrica dessas inclusões. Quimicamente, o oxigênio combina-se inicialmente com o alumínio, para formar Al_2O_3 , em seguida com titânio, formando TiO e finalmente com o manganês e silício para formar $2\text{MnO}.\text{SiO}_2$ (EVANS e BAILEY, 1997).

A grande vantagem da presença de inclusões na zona fundida é que as mesmas atuam como sítios de nucleação de ferrita acicular e bainita (Figura 3.24), constituintes que promovem elevada resistência mecânica e tenacidade (MILLS *et al.*, 1987), (ST-LAURENT e L'ESPÉRANCE, 1992), (BABU, 2004), (THEWLIS, 2004), (ARAÚJO, 2006), (AMANIE *et al.*, 2012), (LAN *et al.*, 2016).

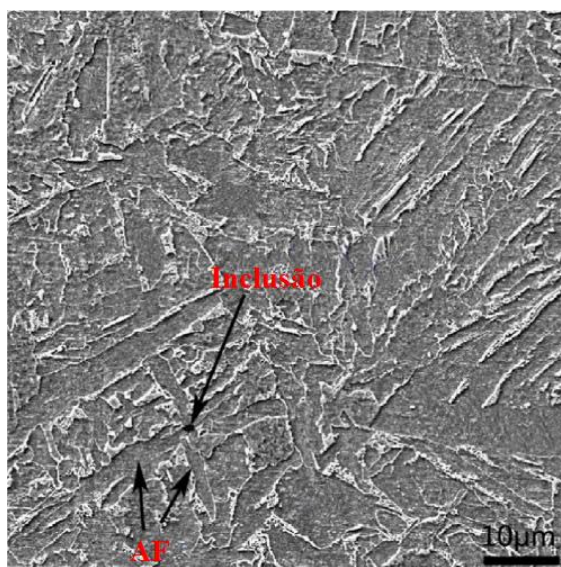


Figura 3.24: Inclusão de óxido como sítio de nucleação de ferrita na ZTA de um aço baixo carbono. Adaptação de XIONG *et al.*, (2015).

Segundo BABU (2004), diferentes mecanismos podem ser responsáveis pela nucleação de ferrita acicular em inclusões. A superfície de uma inclusão é uma região inerte, por isso quanto maior a inclusão maior a facilidade de nuclear a ferrita acicular. Além disso, a interação na interface ferrita-inclusão possui menor energia em comparação com a inclusão-austenita. Outro fator provável é a redução do teor de elementos como carbono e manganês próximos à inclusão, o que pode aumentar a força motriz para a nucleação de ferrita nessas regiões.

3.2.3 – Influência de Alguns Elementos Químicos

Outro fator que interfere nas propriedades mecânicas do metal de solda é sua composição química. Foi visto anteriormente que ela é controlada pelo processo de diluição entre o metal de adição (arame utilizado), o metal base e o fluxo empregado. O fluxo, mas principalmente o metal de adição, proporcionam a possibilidade de se adicionar elementos microligantes, bem como controlar o teor de carbono (WEMAN, 2012). Alguns elementos trazem benefícios nas propriedades mecânicas e serão discutidos a seguir:

➤ Carbono

O carbono é conhecido por apresentar boa relação custo/benefício para o aumento da resistência mecânica dos aços, mas seu efeito na tenacidade e soldabilidade é prejudicial, devido a sua tendência a segregar nos contornos de grão durante a solidificação formando regiões com alta fragilidade (TOTTEN, 2006).

No metal de solda, o excesso de carbono é indesejável pois prejudica a soldabilidade, e associado com outros fatores tais como o teor de hidrogênio, leva ao processo de trincamento à frio tanto na ZF quanto na ZTA (BOELLINGHAUS *et al.*, 2016). Além disso, a tenacidade ao impacto dessa região, como em todo aço, é sensível ao teor de carbono em sua composição química que, dependendo dos elementos de liga presentes pode aumentar a tenacidade (menor teor de carbono e refinamento da microestrutura) bem como reduzi-la (maior teor de carbono promove microestrutura martensítica), como mostra a Figura 3.25 (KEEHAN *et al.*, 2006).

Já na zona termicamente afetada (ZTA) de uma junta soldada, com o aumento da temperatura durante o processo de soldagem, o carbono pré-existente no aço se dissolve

na matriz podendo formar regiões de comportamento frágil como o constituinte MA (BHADESHIA, 2013).

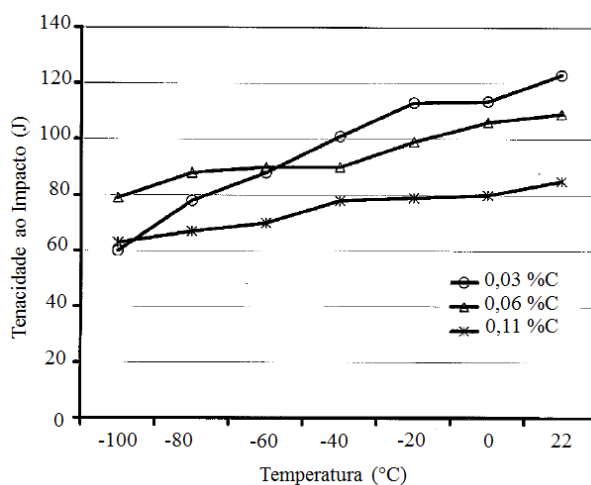


Figura 3.25: Tenacidade ao impacto Charpy de amostras de cordão de solda multipasses contendo manganês e níquel, com teor de carbono variável. Adaptação de KEEHAN *et al.*, (2006).

Nesse sentido, deve ser levado em consideração o cálculo de um parâmetro empírico (Equação 3.5) conhecido como Carbono Equivalente (CE) que relaciona o efeito dos elementos de liga e do carbono na dureza e no risco de fissuração por hidrogênio no aço após a soldagem, tornando-se também uma medida da temperabilidade do aço (LANCASTER, 1999).

$$CE_{IIW} = C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (3.5)$$

Para aços modernos, com teor máximo de carbono de 0,18%, tais como aqueles submetidos ao processo TMCP³ a Equação 3.5 não é adequada, e sim a Equação 3.6, do P_{cm} , que confere mais importância ao carbono e adiciona o elemento boro.

³ O processo TMCP (*Thermo-Mechanical Control Processing*) caracteriza-se por combinar a laminação controlada de um aço microligado, com o resfriamento acelerado *on-line* maximizando suas propriedades mecânicas por meio do refino de grão austenítico, da dispersão de carbonetos e nitretos e também pelo aumento da densidade de discordâncias (MEESTER, 1997). O aço ASTM A131 grau EH 36, é muito utilizado na fabricação de cascos de navios e embarcações em geral, como também aos diversos tipos de estruturas oceânicas, em especial, plataformas offshore dos tipos fixa, semissubmersíveis, entre outras, nas quais a exigência de garantia de propriedades mecânicas na soldagem é requerida (USIMINAS, 2013).

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3.6)$$

➤ Silício

Durante a produção do aço, o silício é conhecido como o principal desoxidante no metal líquido, formando SiO₂ que sua grande parte se transforma em escória e o restante na forma de inclusões não metálicas e partículas finas no aço que não prejudicam outras transformações, bem como o crescimento de grão austenítico (KRAUSS, 2005).

Já no metal de solda, este elemento exerce o mesmo papel de desoxidante (GRONG *et al.*, 1986) combinando com elementos como o oxigênio, manganês e titânio para formar, principalmente, inclusões não-metálicas (BOSE-FILHO *et al.*, 2007).

➤ Manganês

O manganês é utilizado em detrimento da redução do teor de carbono para elevar a tenacidade do aço, por possuir menor custo em relação aos outros elementos de liga com efeito similar. Este elemento substitucional exerce muitas funções no aço, tais como desoxidação, combinação com enxofre e melhoramento do endurecimento, mas é frequentemente adicionado em cerca de 1,0% ou mais em aços de baixo carbono com microestruturas ferríticas para aumentar a resistência (KRAUSS, 2005).

Sua substituição ao carbono aumenta a soldabilidade do aço e seu benefício em relação às propriedades mecânicas se deve ao fato de ele promove refino e homogeneização da microestrutura por atuar atrasando a transformação da austenita durante o resfriamento, promovendo o refinamento de grão ferrítico (TOTTEN, 2006) e favorecendo a formação de estrutura bainítica (JUNHUA *et al.*, 2004) e de ferrita acicular (BHOLE *et al.*, 2006), (BEIDOKHTI *et al.*, 2009).

➤ Molibdênio

A presença de molibdênio (Mo) aumenta a temperabilidade do metal de solda e também tem a função de refinar a microestrutura. Uma quantidade relativamente pequena (aproximadamente 0,2%) deste elemento previne a formação de ferrita de contorno de grão, fazendo com que aumente consideravelmente a fração volumétrica de ferrita acicular, pois tende a deslocar a curva de resfriamento contínuo deste aço para à direita

(BAILEY, 1991), (MOSALLAEE *et al.*, 2013). Dessa forma há um grande ganho na tenacidade ao impacto, que é proporcional à fração volumétrica de ferrita acicular (BHOLE *et al.*, 2006). A quantidade de outros constituintes como a ferrita com segunda fase alinhada, bainita ou constituinte MA também aumentam proporcionalmente com o teor de molibdênio, como pode ser observado na Figura 3.25 (EVANS e BAILEY, 1997), (SURIAN *et al.*, 2005).

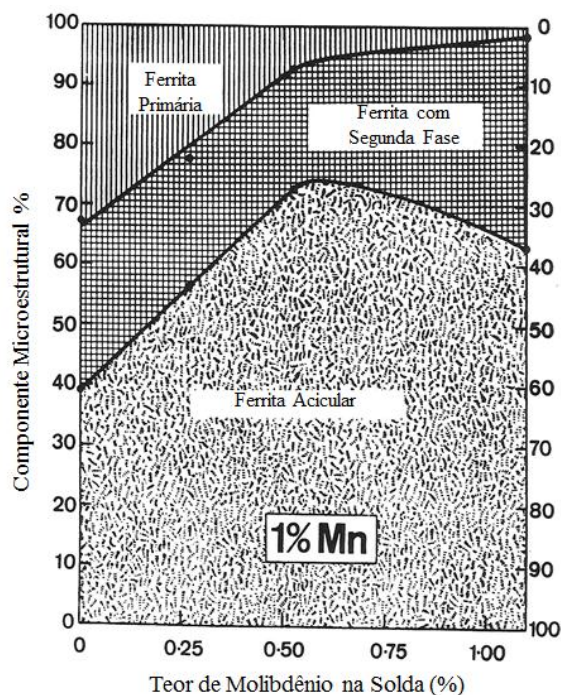


Figura 3.26: Efeito do teor de molibdênio na microestrutura do metal de solda SAW com 1% de manganês. Adaptação de EVANS e BAILEY (1997).

➤ Fósforo

Este elemento é importante tanto no metal base quanto no metal de solda em aços ligados, pois é considerado como uma impureza, que segrega em contorno de grão durante o processo de solidificação (MAIER e FAULKNER, 2003), causando a fragilização do aço facilitando o processo de fratura intergranular. Na zona termicamente afetada da solda, propicia a formação de constituinte MA de alta fragilidade, portanto seu teor deve ser o mínimo possível (menor que 30 ppm) (ANDO e KRAUSS, 1981).

➤ Enxofre

Também considerado como impureza, o enxofre possui uma principal característica negativa de se combinar com o manganês, formando uma inclusão não-metálica de sulfeto de manganês (MnS) que reduz a tenacidade ao impacto do metal, bem como a soldabilidade do aço (KRAUSS, 2005).

3.2.4 – Dissimilaridade Mecânica

Os processos de soldagem por fusão implicam na deposição de metal líquido em um chanfro, que futuramente dará origem a solda. Dessa forma, a relação entre a composição química do metal de solda e seu processo de resfriamento levam à formação de uma zona fundida com propriedades mecânicas e metalúrgicas diferentes do metal de base, numa condição conhecida como dissimilaridade mecânica (DONATO, 2008), (SHAHID *et al.*, 2015). Isso é muito comum também em compósitos bimetálicos, muitas vezes soldados por processos de estado sólido em que ocorre a dissimilaridade elástica e plástica, como por exemplo, na combinação de aço e titânio, aço e cobre, alumínio e cobre, etc. (BHAT, 2011).

A dissimilaridade mecânica da solda, é medida pelo grau de heterogeneidade mecânica (M_L) representado na Equação 3.7.

$$M_L = \frac{L.E.^{MS}}{L.E.^{MB}} \quad (3.7)$$

onde $L.E.^{MS}$ é a tensão limite de escoamento do metal de solda e $L.E.^{MB}$ é a tensão limite de escoamento do metal base. Assim, a condição de dissimilaridade mecânica pode ocorrer de três maneiras:

1. *Overmatch*: quando a tensão limite de escoamento do metal de solda é maior que a do metal base;
2. *Evenmatch*: quando a tensão limite de escoamento do metal de solda é igual à do metal base;
3. *Undermatch*: quando a tensão limite de escoamento do metal de solda é menor que a do metal base.

3.3 – Fratura por Fadiga

Diversos tipos de descontinuidades podem estar presentes numa junta soldada, como por exemplo trincas de solidificação, falta de fusão e penetração, inclusões, porosidade, descontinuidades geométricas (SCHAUMANN e COLLMANN, 2013). Estas descontinuidades tornam a região da solda como a mais susceptível para a iniciação de trincas por fadiga, pois são regiões de elevada concentração de tensões. Por isso, na grande maioria dos casos, a fratura se iniciará nestes defeitos de solda, como pode ser observado na Figura 3.27(a) e (b) para uma junta de topo com *backing* metálico (BRANCO *et al.*, 1999) e na seção transversal de um tubo, mostrado na Figura 3.27(c).

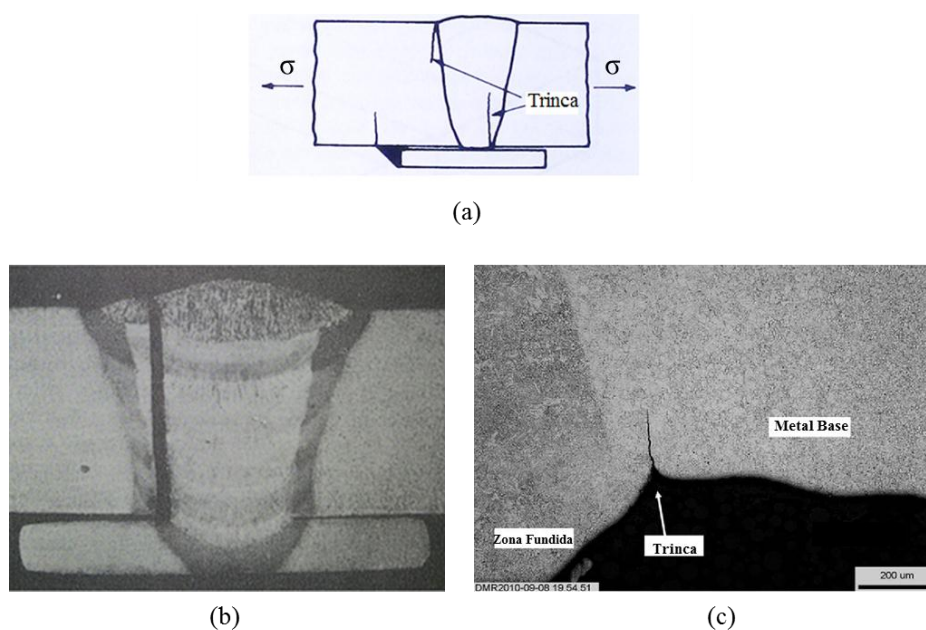


Figura 3.27: (a) Representação esquemática dos principais pontos de iniciação de trinca numa junta soldada multipasses; (b) Macro secções com trincas por fadiga em junta de topo com *backing* metálico, adaptação de BRANCO *et al.*, (1999); c) Trincamento na ZTA na solda de um tubo, adaptação de ZHANG e MADDOX (2012).

Fadiga é uma palavra originária do Latim *fatigare* que significa “cansado” e é definido popularmente como o cansaço que resulta de um esforço qualquer, ou ainda, um trabalho árduo (FERREIRA, 2010). Aplicando-se este termo à Engenharia, uma definição usual é a seguinte:

“O processo de mudança estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em um material sujeito a condições que produzam tensões e deformações flutuantes em um ponto ou pontos do material e que possam culminar em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de oscilações” (ASTM E1823, 2013 p. 08).

A fadiga é responsável por pelo menos 50% das fraturas de componentes mecânicos e estruturais (SURESH, 2004). A história da Engenharia de Estruturas tem sido marcada por inúmeras falhas por fadiga em máquinas, veículos em movimento, estruturas soldadas, aeronaves, etc. De tempos em tempos essas falhas têm causado acidentes catastróficos, como explosões, fraturas em pontes e em outras estruturas de grande porte. No entanto, numerosos problemas de fadiga não chegam às manchetes dos jornais, embora o impacto econômico de falhas por fadiga não catastróficas seja grande (SCHIJVE, 2008).

RETIRADO: Breve Histórico, Conceitos básicos

3.3.1 – Fadiga e Mecânica de Fratura

A Mecânica de Fratura é uma importante ferramenta matemática dividida em duas abordagens, a “Linear Elástica” (MFLE) idealizada por INGLIS (1913), GRIFFITH (1920), IRWIN (1948) entre outros, e também a “Elasto-plástica” (MFEP) de WELLS (1961), IRWIN (1961), BURDEKIN e STONE (1966), RICE (1968) entre outros. Essas abordagens definem parâmetros de Tenacidade à Fratura⁴ de acordo com as condições de tensão e deformação aplicados ao material.

A Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE) descreve matematicamente uma relação entre a magnitude e distribuição do campo de tensões na ponta de uma trinca e a tensão nominal aplicada na peça. Este campo de tensões na ponta da trinca pode ser caracterizado por um parâmetro K , chamado *fator de intensidade de tensão*, que por sua vez, está relacionado com a tensão nominal e ao tamanho da trinca (ANDERSON, 2005). Uma análise matemática da distribuição das tensões atuantes na ponta da trinca foi feita por diversos autores, entre eles IRWIN (1957), SNEDDON (1946) e WILLIAMS (1957).

A aplicação do fator de intensidade de tensão está relacionada a três modos distintos com os quais a carga aplicada pode operar sobre a trinca, afetando seu deslocamento, e mostrados esquematicamente na Figura 3.28. No modo I, a carga é aplicada em tração, causando a abertura das superfícies criadas. Este é encontrado com maior frequência e

⁴ Tenacidade à Fratura é um termo genérico que representa a habilidade de um material em resistir à propagação de uma trinca pré-existente (ASTM E1823, 2013).

pode ser calculado de acordo com a Equação 3.8. Os modos II e III são de deslizamento e rasgamento, respectivamente.

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (3.8)$$

Em que Y representa um parâmetro ou função adimensional que depende da geometria da amostra e do modo de carregamento (Figura 3.28), σ é a tensão aplicada (MPa) e a é o comprimento da trinca (mm).

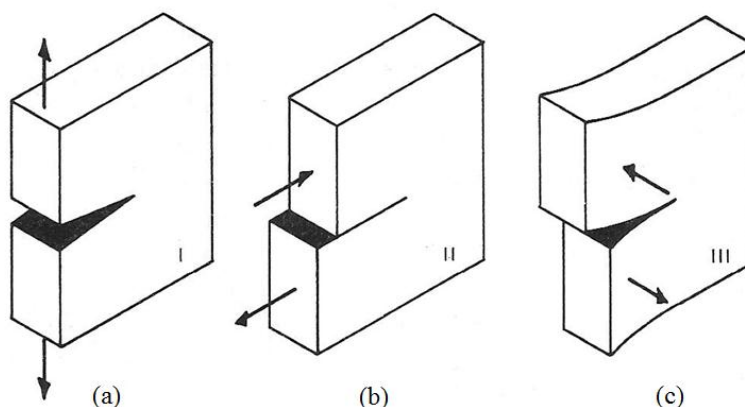


Figura 3.28: Representação esquemática dos modos de carregamento para o fator de intensidade de tensões específico: a) modo I tração; b) modo II deslizamento; c) modo III rasgamento (ANDERSON, 2005).

Na MFLE o avanço da trinca sob uma condição monotônica de carregamento e deformação plástica em pequena escala é caracterizado por um valor crítico do fator de intensidade de tensão K_{IC} . Este valor depende do modo de carregamento, do meio ambiente, da microestrutura do material, da temperatura do meio, da taxa de deformação e do estado de tensão (SURESH, 2004). Experimentalmente o valor de K_{IC} pode ser obtido pela Norma ASTM E399 (2012).

Em muitos materiais, que exibem um comportamento independente do tempo e grande deformação plástica na ponta da trinca, é impossível caracterizar a fratura pela MFLE, o que acontece com grande parte dos materiais metálicos. Nesses casos, uma alternativa para caracterizar o estado de tensões na ponta da trinca desse tipo de material é chamada Mecânica de Fratura Elasto-Plástica (MFEL) e sua tenacidade à fratura é medida pelos parâmetros CTOD – *Crack Tip Opening Displacement*, definido como a propagação da

trinca devido ao deslocamento plástico e elástico em diversos locais específicos próximos à sua ponta (antes da aplicação da carga) (WELLS, 1961) e pela Integral J que é a medida da energia necessária para a propagação da trinca (RICE, 1968).

Uma das aplicações mais bem sucedidas da Mecânica de Fratura, foi na caracterização da propagação de trinca por fadiga. Trata-se de uma ferramenta matemática desenvolvida inicialmente por PARIS e ERDOGAN (1960) e aperfeiçoada por PARIS *et al.*, (1961). A aplicação da Mecânica de Fratura na propagação de trinca por fadiga consiste na determinação do número de ciclos N necessários para que uma trinca cresça a partir de um tamanho inicial a_0 até um tamanho máximo permitido a_c , em que a é função do número de ciclos de carga aplicado $a = f(N)$.

A Figura 3.29 apresenta um gráfico de a em função de N , que é usado, por exemplo, para prever a vida útil de um componente de Engenharia particular. Nessa curva, a_i representa o comprimento inicial da trinca para aplicação da Mecânica de Fratura, porém muito pequeno para a detecção, enquanto que a partir de a_1 o tamanho da trinca já pode ser detectado por ensaios não destrutivos. Daí a trinca cresce lentamente até que vida útil (a_r) do componente seja atingida quando, em seguida, começa a se propagar muito rapidamente, atingindo um comprimento a_f em que falha catastrófica acontece (GDOUTOS, 1993).

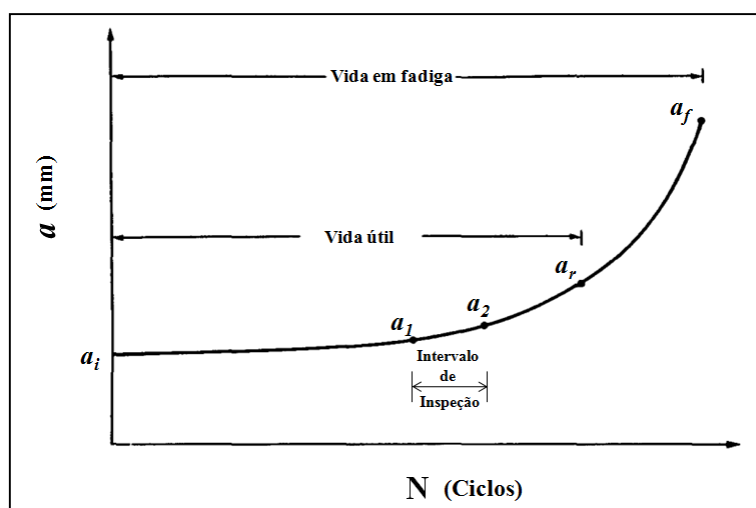


Figura 3.29: Curva típica de tamanho de trinca por fadiga em função do número de ciclos em um carregamento de amplitude constante. Adaptação de GDOUTOS (1993).

A partir da curva representada na Figura 3.29, pelo cálculo da inclinação de uma reta em cada ponto de incremento de trinca (da/dN) se obtém uma outra, mostrada na Figura 3.30, que representa a taxa de crescimento de trinca da/dN em função da variação do fator de intensidade de tensão ΔK , com os dois parâmetros em escala logarítmica.

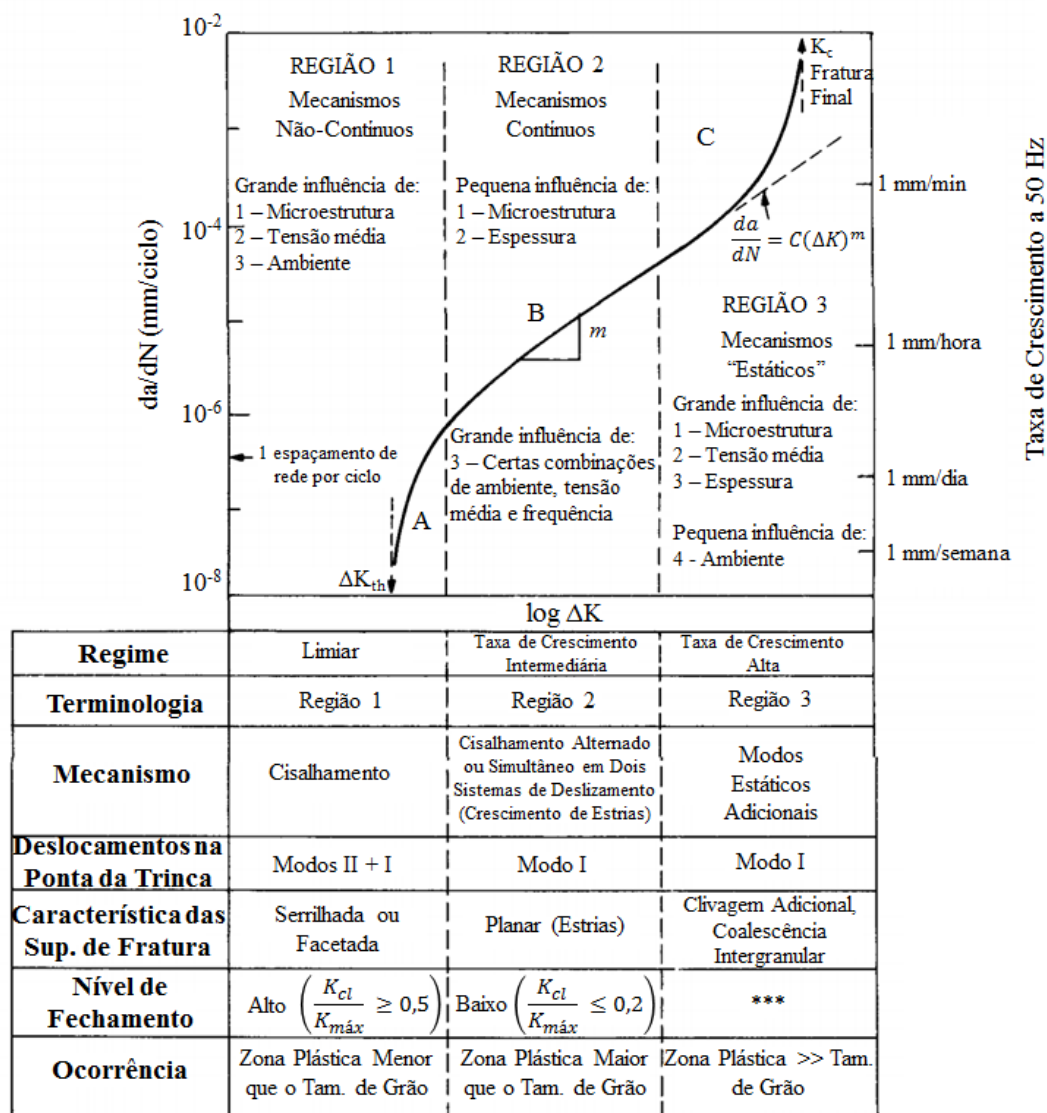


Figura 3.30: Ilustração esquemática da curva $da/dN \times \Delta K$ mostrando as características principais de suas três regiões distintas. Adaptação de RITCHIE e SURESH (1982).

Essa curva contém três regiões distintas. Para valores intermediários de ΔK , a curva é linear (região de Paris), mas a taxa de crescimento de trinca desvia-se desta linearidade para altos (região da fratura) e baixos (região do limiar) níveis de ΔK . Uma breve análise sobre cada uma dessas regiões é realizada a seguir:

3.3.1.1 – Região I: ΔK Limiar (ΔK_{th})

A região I, conhecida como região do limiar de fadiga (*threshold*), se localiza na parte inferior da curva. As informações mais importantes dessa região, são obtidas geralmente para valores de da/dN próximos de 1×10^{-7} mm/ciclo. O valor de ΔK neste ponto é chamado de limiar de fadiga, ou simplesmente ΔK_{th} (ANDERSON, 2005). Este valor está associado à disposição de rede dos átomos na célula cristalina e ao deslocamento mínimo fornecido pelo vetor Burgers, que para aços, é da ordem de 10^{-7} mm (LAWSON *et al.*, 1999).

Essa região (abaixo de $da/dN = 10^{-5}$ mm/ciclo), bem como o valor do limiar ΔK_{th} , é sensível a diversos fatores tais como o histórico de carregamento, à tensão média, meio ambiente, fechamento de trinca, tensões residuais e principalmente, à microestrutura do material (ZERBST *et al.*, 2016). No metal de solda, como a microestrutura está diretamente relacionada com o aporte térmico, essa variável afetará o valor do limiar ΔK_{th} . Neste tópico serão comentadas as principais influências para a propagação de uma trinca de fadiga na zona fundida.

➤ Influência do fechamento de trinca⁵:

O fechamento de trinca por fadiga numa junta soldada pode ocorrer principalmente por meio de três mecanismos: o induzido por plasticidade, induzido por rugosidade e induzido por formação de óxidos. Todos ocorrem de maneira acentuada na região do limiar. A Figura 3.31 mostra esquematicamente o mecanismo de cada tipo de fechamento de trinca por fadiga, bem como as variáveis envolvidas durante o carregamento cíclico. O fator cíclico de intensidade de tensão efetivo (ΔK_{ef}) mostrado na Equação 3.9 representa o valor de ΔK que efetivamente atua para a abertura da trinca.

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{op} \quad (3.9)$$

$$R = \frac{K_{min}}{K_{máx}} = \frac{P_{min}}{P_{máx}} \quad (3.10)$$

⁵ Fenômeno descoberto e descrito por ELBER (1971) que concluiu que no momento em que um material é carregado entre K_{min} e K_{max} , abaixo de K_{op} (fator de intensidade de tensões para a abertura da trinca), as faces da trinca estão em contato e não ocorre seu crescimento, como mostrado esquematicamente na Figura 3.31(a).

O fechamento induzido por plasticidade (Figura 3.31b), foi o primeiro mecanismo desenvolvido por ELBER (1971) e pode ser explicado a partir da formação de uma região de deformação plástica adjacente às faces da trinca, que é deixada para trás à medida que essa se propaga, formando um volume extra de material deformado plasticamente nessa região, que está submetido a um campo de tensões residuais compressivas no descarregamento do ciclo de fadiga (SCHIJVE, 2008).

O fechamento de trinca induzido por formação de óxidos geralmente é associado a um ambiente agressivo. Detritos de óxidos ou outros produtos de corrosão se prendem entre as faces da trinca, formando uma fina película, como mostra a Figura 3.31c, bloqueando seu avanço (ANDERSON, 2005). Para baixos valores de razão de tensões R (Equação 3.10) a espessura da camada de óxidos tende a aumentar por auto remoção e reconstrução devido ao atrito, ou seja, os detritos são formados nas superfícies geradas pelo avanço da trinca (ZERBST *et al.*, 2016).

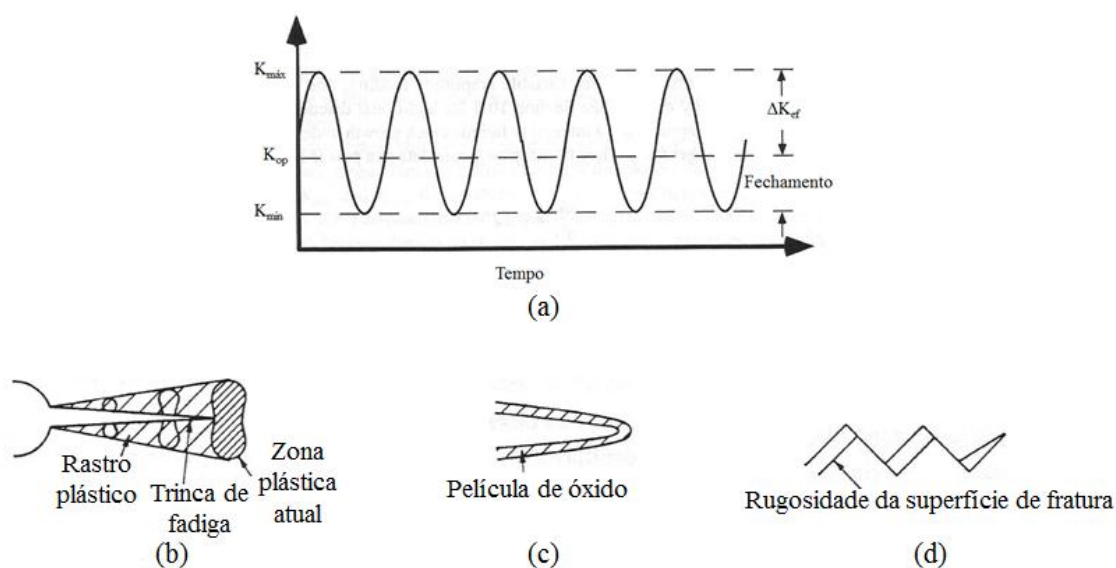


Figura 3.31: Mecanismos de fechamento de trinca: a) definição dos parâmetros; b) induzido por plasticidade; c) induzido por formação de óxidos; d) induzido por rugosidade. Adaptação de SURESH (2004).

Já o fechamento de trinca induzido por rugosidade é diretamente influenciado pela microestrutura do material. A heterogeneidade na microestrutura, comum na zona fundida, pode levar a modos de fratura mistos em escala microscópica. Quando a trajetória da trinca se desvia do Modo I num plano simétrico, a trinca estará sujeita ao deslocamento no Modo II, causando uma incompatibilidade entre as faces inferior e

superior da trinca (Figura 3.31d). Assim, o fechamento de trinca é causado pelo contato entre as faces salientes da trinca, sendo muito comum em materiais com grãos grosseiros (RITCHIE e SURESH, 1982). Essa heterogeneidade da microestrutura leva a uma tortuosidade na trinca esquematizado na Figura 3.32, causando a formação de trincas secundárias numa espécie de ramificação, que possui um efeito de blindagem reduzindo a faixa efetiva da intensidade de tensão, ou seja, aumentando o fechamento da trinca principal (LAWSON *et al.*, 1999).

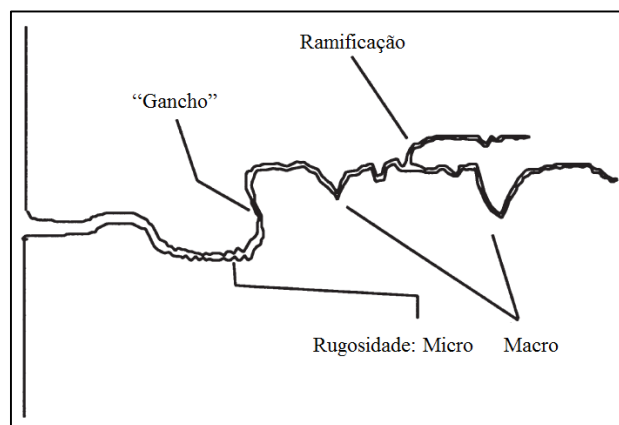


Figura 3.32: Representação esquemática da tortuosidade e ramificação da trinca como mecanismos de fechamento de trinca induzido por rugosidade. Adaptação de LAWSON *et al.*, (1999).

➤ Influência da microestrutura:

As características microestruturais talvez tenham o papel mais importante na propagação de trinca por fadiga na região do limiar devido, principalmente, ao fato de que a zona plástica possui as mesmas dimensões que algumas características microestruturais, tais como o tamanho de grão, o que amplifica seu efeito no fechamento de trinca. Já em materiais com maiores tamanhos de grão, haverá o efeito mais acentuado do fechamento de trinca induzido por rugosidade, afetando o valor de ΔK_{th} sendo que quanto maior o tamanho de grão, maior o ΔK_{th} (PIPPAN, 1991).

Uma consideração importante neste contexto, é o efeito da ferrita acicular, na propagação de uma trinca. ZHAO *et al.*, (2002), mostram que, a largura das placas de ferrita acicular afeta no percurso da trinca por clivagem, por causarem uma deflexão na mesma, como mostrado esquematicamente na Figura 3.33.

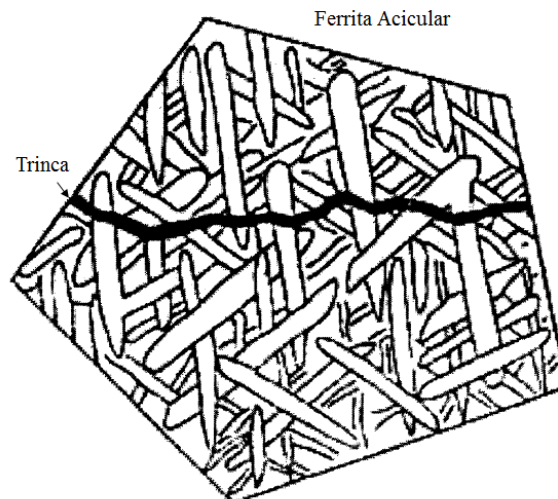


Figura 3.33: Deflexão de uma trinca ao atingir uma placa de ferrita acicular. Adaptação de (ZHAO *et al.*, 2002).

Além da ferrita acicular, as estruturas de ferrita com segunda fase alinhada como a ferrita de Widmanstätten, típicas da zona fundida de aços são microestruturas dificultam a propagação da trinca, causando sua ramificação e tortuosidade. Portanto, uma microestrutura com maiores tamanhos de grão, associada com regiões de ferrita acicular e ferrita com segunda fase, fornecem à zona fundida melhor resistência à propagação de trinca por fadiga (XIONG e HU, 2012).

➤ Influência das tensões residuais:

As juntas soldadas introduzem tensões residuais que se aproximam do limite de escoamento do material e surgem como consequência do aquecimento local e do resfriamento durante os processos de soldagem afetando o seu comportamento em fadiga. Sabe-se que as regiões de tensões residuais compressivas retardam a taxa de crescimento da trinca e as tensões residuais de tração produzem o efeito oposto (LEE *et al.*, 2000). Na Figura 3.34 é mostrado um perfil de distribuição de tensões residuais na região da junta soldada. Pode-se observar que na zona fundida, há um regime de tensões de tração, favorecendo a propagação de trincas por fadiga, tanto longitudinal como transversal.

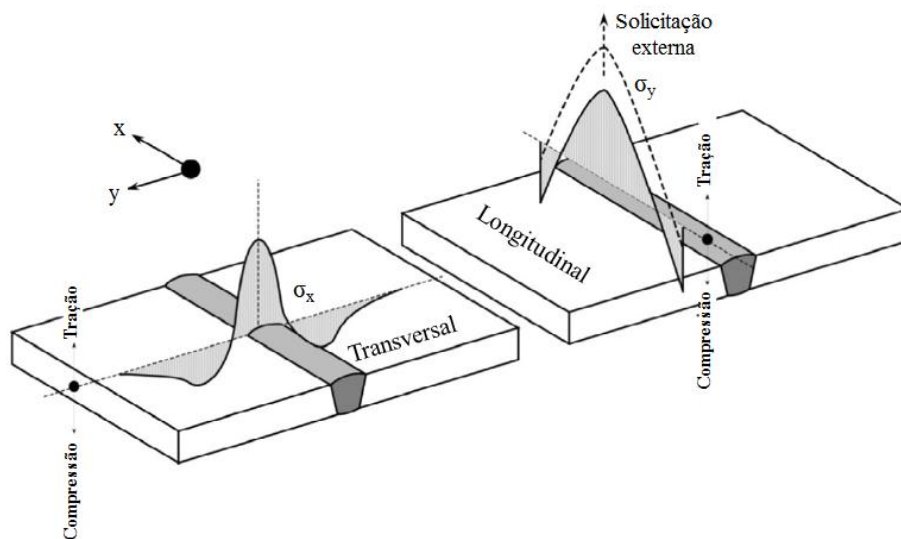


Figura 3.34: Perfil de distribuição de tensões residuais na transversal e longitudinal ao cordão de solda. Adaptação de MASUBUCHI *et al.*, (2001).

Este efeito é mais pronunciado e influencia de maneira direta no limiar de fadiga por atuar como tensões monotônicas que se sobrepõem às tensões cíclicas e alteram a razão R (que por sua vez afeta no ΔK_{th}) e o valor de $K_{máx.}$ no ciclo de carregamento para valores mais altos ou mais baixos, dependendo se existe tração ou compressão (ZERBST *et al.*, 2016). As tensões residuais de tração na ponta da trinca também suprimem os efeitos do fechamento de trinca, descritos anteriormente (OHTA *et al.*, 1997).

Por outro lado, tensões residuais não possuem um valor fixo na ponta da trinca, pois à medida que a propagação da trinca acontece, ocorre o alívio e redistribuição dessas tensões, como pode ser observado na Figura 3.35 (LEE *et al.*, 2000). Nota-se que as tensões de tração típicas da zona fundida e as de compressão típicas da ZTA, são reduzidas com o avanço da trinca.

Para corrigir o efeito das tensões residuais de soldagem, pode ser realizado um Tratamento Térmico Pós-Soldagem ou Tratamento Térmico de Alívio de Tensões. Este processo consiste em submeter o cordão de solda a uma temperatura abaixo daquela crítica para os aços (727°C) durante um intervalo de tempo. Dessa forma, com um aumento da temperatura, haverá a redução do limite de escoamento ou até mesmo a deformação por fluência, fazendo que haja o alívio de tensões residuais (MODENESI, 2012).

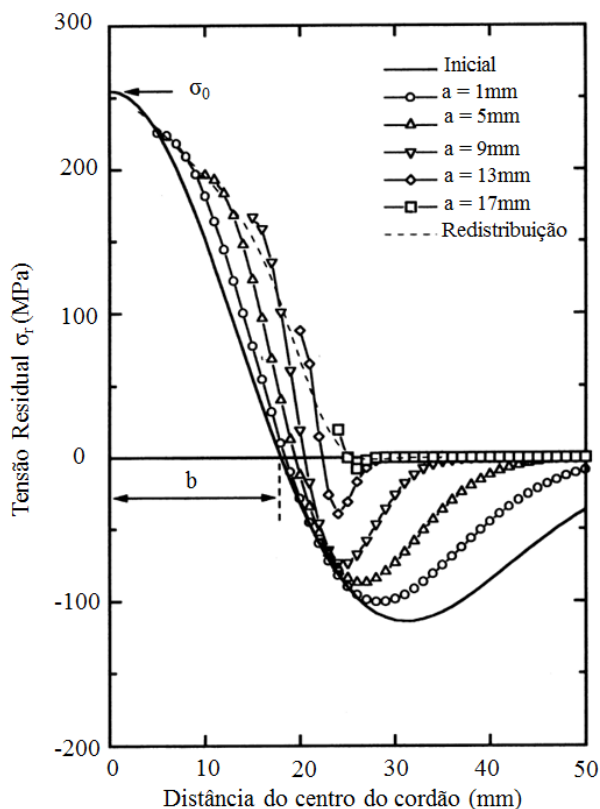


Figura 3.35: Redistribuição de tensões residuais causadas pela propagação da trinca por fadiga numa junta soldada. Onde: a = tamanho da trinca, σ_0 = tensão inicial e b = metade da largura da zona fundida. Adaptação de LEE *et al.*, (2000).

➤ *Trincas curtas:*

Uma consideração importante sobre a propagação de trincas por fadiga, é para valores de da/dN menores que 1×10^{-7} mm/ciclo, em que a trinca é caracterizada como uma trinca curta⁶. Suas dimensões são da ordem de μm até nm , fazendo com que torne-se extremamente sensível às características microestruturais como: contornos de grão, pits de corrosão, inclusões, poros, zona plástica acentuada entre outras irregularidades que podem levar a uma consequente aceleração, desaceleração ou bloqueio, afetando diretamente no ΔK_{th} (MURAKAMI e ENDO, 1994), (ARIAS e BRACARENSE, 2017). Este fenômeno é mostrado pela Figura 3.36 em que uma trinca varia sua taxa de

⁶ Uma trinca é considerada curta quando sua dimensão é da ordem do tamanho de grão. Trincas menores que $100\mu\text{m}$ de comprimento são geralmente consideradas microestruturalmente curtas. Estas trincas apresentam comportamento explicado pela Mecânica de Fratura Elasto-Plástica, principalmente devido ao tamanho da zona plástica em sua ponta, que tende a ser muito maior que a própria trinca. Além disso, elas sofrem maior influência do fenômeno de fechamento de trinca e seu ΔK_{th} na maioria das vezes é menor que aquele calculado para trincas longas (ANDERSON, 2005).

propagação ao atingir um obstáculo microestrutural. Como a zona plástica em sua ponta é maior que seu comprimento, seu comportamento não pode ser descrito pela Mecânica de Fratura Linear Elástica (AKINIWA e TANAKA,1988).

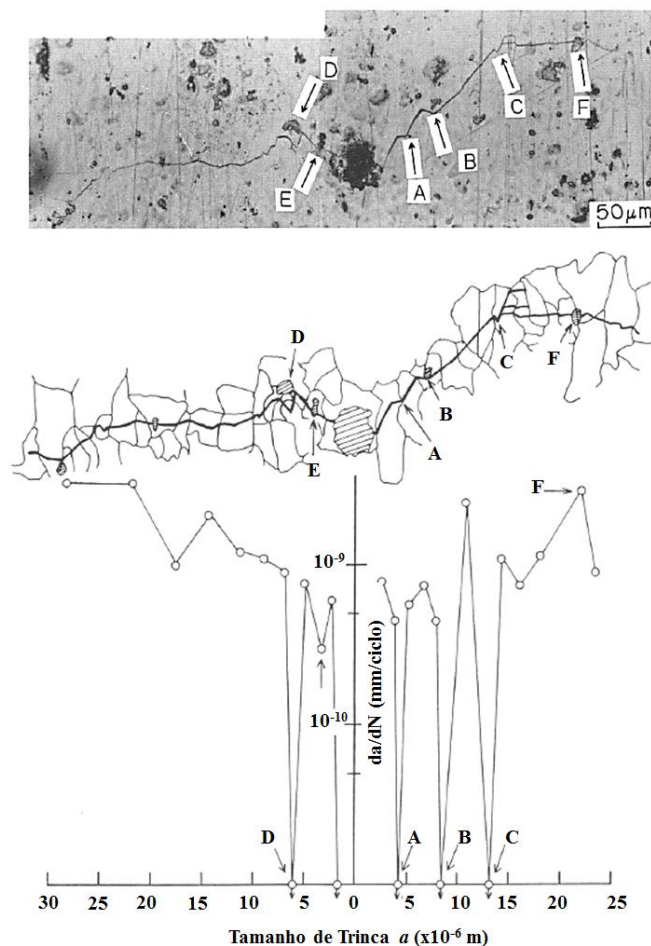


Figura 3.36: Variação dos valores de da/dN ao longo do percurso de uma micro trinca numa liga de alumínio 2024-T3. Adaptação de AKINIWA e TANAKA (1988).

3.3.1.2 – Região II: Paris

A região II, ou Região de Paris possui grande importância, pois sabe-se que grande parte da vida útil de um material já trincado é consumida para propagar a trinca no regime estável. Portanto, a possibilidade de prever o número de ciclos restantes para um comprimento crítico de trinca ou a falha total é conseguida analisando-se a curva nessa região. A relação entre da/dN e ΔK nessa região é aproximadamente linear e descrita, pela Equação 3.11, onde C é uma constante do material (inversamente proporcional ao limite de escoamento (MASOUNAVE e BAFLON, 1976)) e m é a inclinação da região

linear da Figura 3.30. O gráfico pode ser representado por uma reta dada por $\log\left(\frac{da}{dN}\right) = \log C + m \log(\Delta K)$ (SURESH, 2004):

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (3.11)$$

A Equação 3.11 pode ser integrada entre os limites a_i e a_f de modo a determinar o número de ciclos até a fratura, obtendo-se a Equação 3.12:

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{C \cdot (\Delta\sigma)^n \cdot \pi^{n/2} \cdot a^{n/2} \cdot f(\alpha)^n} da = \frac{1}{C \cdot (\Delta\sigma)^n \cdot \pi^{n/2}} \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{a^{n/2} \cdot f(\alpha)^n} da \quad (3.12)$$

onde N_f é o número de ciclos para a fratura. Se $n \neq 2$ e $f(\alpha) \neq a$, obtêm-se:

$$N_f = \frac{a_f^{-\left(\frac{n}{2}\right)+1} - a_i^{-\left(\frac{n}{2}\right)+1}}{\left(-\left(\frac{n}{2}\right) + 1\right) \cdot C \cdot \sigma^n \cdot \pi^{\frac{n}{2}} \cdot f(\alpha)^n} \quad (3.13)$$

De maneira geral, a região de Paris, devido aos elevados valores de ΔK , não sofre grande influência da microestrutura, da tensão média e das dimensões dos corpos de prova (ZERBST *et al.*, 2016). Essa região é influenciada pelas condições de carregamento e pela razão de tensões R (XIONG e HU, 2012) de tal forma que quanto maior o valor de R, maior será a taxa de crescimento de trinca de fadiga (SARZOSA *et al.*, 2013). Um valor elevado de R, na prática, representa condições de trabalho extremas e de aplicação de sobrecarga durante os ciclos de fadiga, que afetam negativamente o comportamento da trinca na região II (BELTRÃO *et al.*, 2010).

A Figura 3.37 mostra curvas de taxa de crescimento de trinca de fadiga na região II, obtida numa junta soldada em único passe com elevado aporte térmico (15kJ/mm) num aço TMCP AH36 com $R = 0$ e $P_{\text{máx}} = 10$ kN (LEE *et al.*, 2000). Como o material foi submetido a tratamento térmico de alívio de tensões, estas não influenciaram na curva, e percebe-se também que não houve influência significativa da microestrutura.

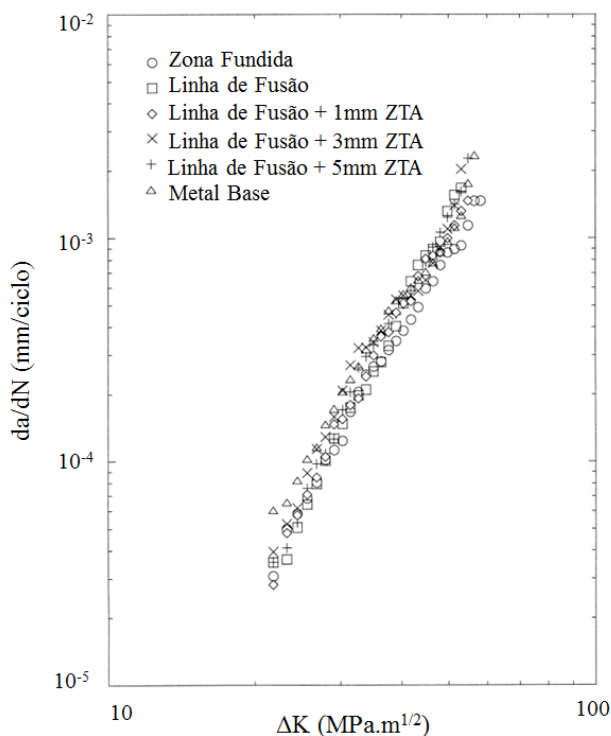


Figura 3.37: Taxa de crescimento de trinca por fadiga na região II em diferentes pontos de uma junta soldada de elevado aporte térmico. Adaptação de LEE *et al.*, (2000).

3.3.1.3 – Região III: Fratura

Na região III, ocorre um aumento significativo da taxa de crescimento de trinca para acima de 0,01mm/ciclo e, analisando a superfície de fratura, observam-se características de fratura por tração no espaçamento entre as estrias de fadiga dessa região, devido aos elevados valores de ΔK (SCHIJVE, 2008). Em geral, essa região não possui interesse prático uma vez que praticamente não afeta em nada a vida total em fadiga.

3.3.2 – Determinação Experimental da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga

A curva sigmoideal $da/dN \times \Delta K$, representada esquematicamente na Figura 3.31, pode fornecer diversas informações relevantes a respeito do comportamento do material contendo uma trinca. Essa curva pode ser obtida experimentalmente, seguindo-se a Norma ASTM E647 (2015), que estabelece uma metodologia específica para tal, considerando os conceitos da Mecânica de Fratura Linear Elástica, que será aqui brevemente discutida.

- *Instrumentação*: Para a realização do ensaio de taxa de crescimento de trinca por fadiga são necessários alguns equipamentos básicos que incluem uma máquina servo-hidráulica para carregamento dinâmico, já equipada com uma célula de carga compatível e os respectivos *softwares*. Além disso, para medida do comprimento de trinca pelo método de *compliance* é necessário o uso de um extensômetro do tipo *clip-gage*.
- *Corpos de Prova*: O corpo de prova mais usado neste ensaio conforme a ASTM E647 (2015) é o *Compact Tension* (CT), podendo assumir diversas dimensões calculadas a partir de sua largura (W). Ele se aplica para produtos planos, como chapas laminadas planas. Geralmente, para amostras retiradas de tubos, é usado o corpo de prova de flexão em três pontos SEN(B) segundo a Norma ISO 12108 (2012). Um entalhe deve ser usinado na região de interesse, que atua como um concentrador de tensões e garante a iniciação da trinca naquele ponto.
- *Pré-trincamento por fadiga*: os ensaios de Mecânica de Fratura sempre partem do princípio de que a estrutura já possui uma trinca. Assim, uma pré-trinca deve ser introduzida por carregamentos cíclicos, para garantir uma ponta aguda e com o mínimo de deformação plástica. Seu comprimento mínimo deve ser de 10% da espessura dos corpos de prova ou 1mm, o que for maior, mas não há uma restrição sobre o valor máximo. Porém, seu término se dá quando o valor de da/dN seja igual a 1×10^{-5} mm/ciclo. Utiliza-se frequentemente o método de redução de ΔK , até que seu respectivo da/dN seja igual a 1×10^{-5} mm/ciclo. Pode-se aplicar também o método de carga constante, que consiste basicamente em reduzir o $P_{m\acute{a}x}$ em até 20% a cada milímetro de propagação da trinca. Geralmente utiliza-se nesses casos $R > 0$ e frequência de até 100Hz. Um método menos usual, chamado pré-trincamento por compressão tem sido difundido por alguns pesquisadores (ARIAS e BRACARENSE, 2017), (NEWMAN e YAMADA, 2010), que afirmam obter valores mais precisos de ΔK_{th} quando o utilizam.
- *Região de Paris*: a execução do ensaio na região II consiste em manter o crescimento estável da trinca, com da/dN entre 1×10^{-5} mm/ciclo e 1×10^{-3} mm/ciclo. Para tal, é realizado um procedimento com ΔP constante, de modo que se aumente o $K_{m\acute{a}x}$, e conseqüentemente o ΔK à medida que a trinca avança. Os pontos são registrados até o limite do deslocamento do extensômetro utilizado. O pesquisador ao realizar este ensaio, deve-se atentar à recomendação da Norma ASTM E647

(2015) de que o valor inicial de ΔK seja o mesmo obtido ao término da pré trinca, quando da/dN foi de 1×10^{-5} mm/ciclo.

- *Região do Limiar ΔK_{th}* : a norma prevê maneiras distintas de se obter o valor do limiar, mas todas elas consistem basicamente na redução do valor de ΔK a partir do último valor obtido do pré trincamento, até que a taxa de crescimento da trinca atinja 1×10^{-7} mm/ciclo. Pode ser feito por redução de $K_{máx}$ em etapas após um determinado número de ciclos ΔN , mantendo-se K_{min} constante, como mostra esquematicamente a Figura 3.38(a). Também pode-se manter o $K_{máx}$ constante, à medida que se aumenta o K_{min} (Figura 3.38(b)). Por fim, o método mais usual é mostrado na Figura 3.38(c) em que se reduz gradativamente os valores de $K_{máx}$ e K_{min} , de forma proporcional para manter o R constante.

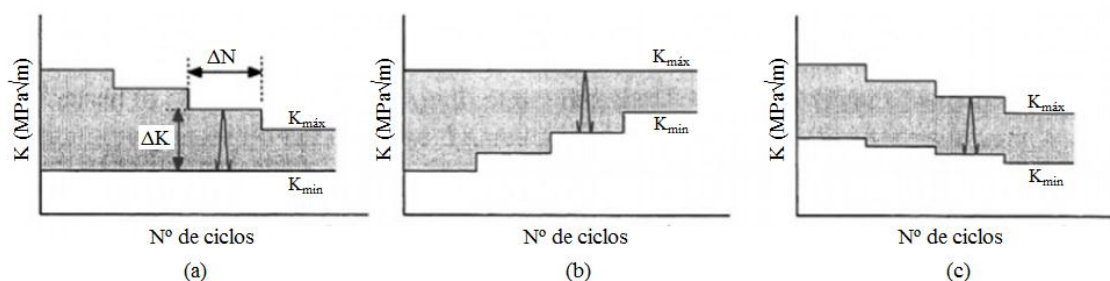


Figura 3.38: Metodologias para obtenção de ΔK_{th} a) redução de $K_{máx}$ com K_{min} constante; b) aumento de K_{min} com $K_{máx}$ constante; c) redução proporcional de $K_{máx}$ e K_{min} , com R constante. Adaptação de SCHIJVE (2008).

3.3.3 – Determinação da Carga de Abertura da Trinca (P_{op})

O fechamento de trinca por fadiga atua fortemente durante a obtenção de ΔK_{th} . Inúmeras técnicas para a medição deste efeito já foram discutidas ao longo dos anos, e são mostradas resumidamente por STOYCHEV e KUJAWSK (2003), destacando-se aquela prevista na Norma ASTM E647 (2015). Para cada incremento de trinca durante o ensaio de $da/dN \times \Delta K$ para a região I são necessários milhares de ciclos, gerando, conseqüentemente pontos que relacionam a carga P e o deslocamento do extensômetro - *compliance* (COD).

Assim, ao ser registrado um ponto na curva $da/dN \times \Delta K$, conseqüentemente haverá uma respectiva curva P x COD para ele. A forma típica dessa curva é mostrada esquematicamente na Figura 4.11. No seu ponto de inflexão, abaixo da região linear, é

medido o valor de P_{op} que representa a carga a partir da qual a trinca estará aberta. A relação $P_{op}/P_{m\acute{a}x}$ corresponde a um percentual de atuação desta carga de abertura sobre a carga máxima para um dado valor de ΔK .

No entanto, essa medida experimental é frequentemente difícil de ser realizada devido à histerese dos dados de *compliance*, ruído de medição e não-linearidade da curva acima da carga de abertura (P_{op}). Assim, para simplificar a determinação de P_{op} , é geralmente assumido que a *compliance* da amostra permanece constante quando a trinca está totalmente aberta. Como alternativa ao método descrito na Norma ASTM E647 para determinar P_{op} , e no sentido de se aumentar a precisão nessa medida, pode ser realizado o ajuste de curva. Usualmente, um polinômio de segunda ordem é ajustado à parte inferior da curva Carga x COD, enquanto um ajuste de curva linear é aplicado para a região superior (ANTUNES *et al.*, 2010).

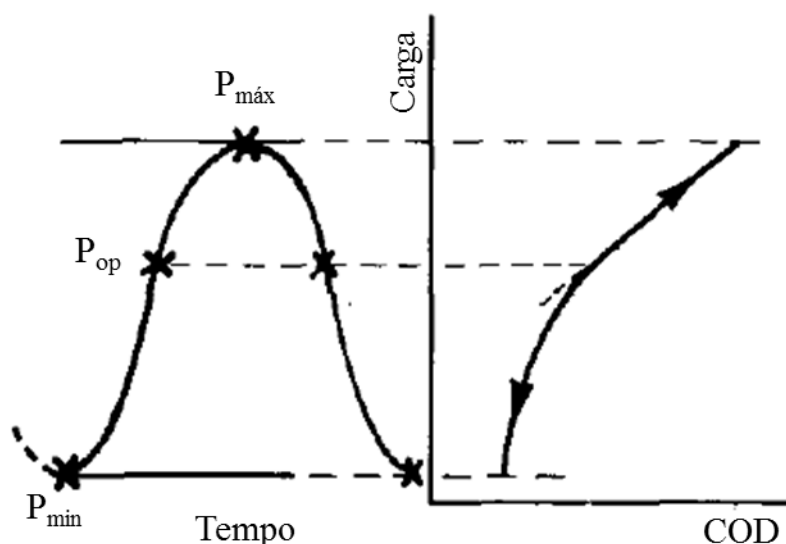


Figura 3.39: Representação esquemática de uma curva P x COD para determinação de P_{op} . Adaptação de ZAIKEN e RITCHIE (1985).

CAPÍTULO 4 – METODOLOGIA

O presente estudo buscou avaliar a propagação de trincas por fadiga na zona fundida de soldas de aço de baixo carbono obtidas com elevada energia de soldagem com o uso de um processo de soldagem ao arco submerso com adição de arame frio. Para isto foram cumpridas as seguintes etapas gerais:

1. Caracterização microestrutural e mecânica do metal base;
2. Preparação das juntas para soldagem;
3. Execução da soldagem;
4. Retirada de corpos de prova de tração e fadiga;
5. Caracterização microestrutural e mecânica da junta soldada;
6. Ensaio de fadiga;
7. Caracterização da trinca de fadiga.

O procedimento experimental consistiu inicialmente na realização de soldagem com alta energia e passe único em chapas de aço EH36 de 25 mm de espessura, utilizando-se o processo SAW *Tandem* configurado com uma tocha CC+ de único arame, e uma segunda tocha ICE com três arames em corrente alternada. Os parâmetros de soldagem foram definidos de forma a se obter soldas para diversos valores de aporte térmico, iniciando com um valor próximo do usual, 2,8kJ/mm e aumentando-se gradativamente para 6,9kJ/mm, ambos soldados sobre chapa, 10,7kJ/mm e, finalmente 17,1kJ/mm, soldados em chanfro. Nesse processo, foram mantidos os consumíveis em todos os valores de energia, exceto para a soldagem com 17,1kJ/mm em que variou-se a composição química do arame.

Realizado todo o procedimento de soldagem, a próxima etapa consistiu em usinar corpos de prova para realização de ensaios de taxa de crescimento de trinca por fadiga conforme a Norma ASTM E647 (2015) e obtenção das curvas $da/dN \times \Delta K$ para as regiões I e II. Em paralelo com e após a realização dos ensaios, foi realizada a análise metalográfica da zona fundida e análise fractográfica com microscopia eletrônica de varredura a fim de confrontar os resultados obtidos com a influência da microestrutura, principalmente com a presença de microconstituintes frágeis. Foram obtidos também resultados de caracterização mecânica (tração, dureza) e química da zona fundida.

Nos itens a seguir, um melhor detalhamento desta metodologia será apresentado. A seção 4.1 lista e descreve os materiais e equipamentos usados no trabalho enquanto que a seção 4.2 apresenta o procedimento experimental executado.

4.1 – Materiais e Equipamentos

O metal base usado foi um aço EH36, fabricado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, fornecido por um fabricante nacional. Sua composição química definida pela Norma ASTM A131M-14 é mostrada na Tabela IV.1. Já suas propriedades mecânicas básicas normatizadas são apresentadas na Tabela IV.2.

Tabela IV.1 – Composição química especificada (teores máximos) do aço EH36 em %p (ASTM A131M, 2014).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cu	Cr	Ni	Mo
0,18	0,90– 1,60	0,10– 0,50	0,035	0,035	0,015	0,02– 0,05	0,05– 0,010	0,02	0,35	0,20	0,40	0,08

Tabela IV.2 – Propriedades mecânicas especificadas do aço EH36 (ASTM A131M, 2014).

Limite de Escoamento Mínimo (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Mínimo* (%)	Impacto Charpy a -40°C (J)	
			Longitudinal	Transversal
355	490 – 620	22	34	24

* Base de medida de 200mm.

Utilizou-se como consumíveis, os arames AWS EM12K (ESAB OK Autrod 12.22) e AWS EA2 (ESAB OK Autrod 12.24) juntamente com o fluxo aglomerado básico OK Flux 10.71 de índice de basicidade igual a 1,6, fornecidos pela empresa ESAB. A Tabela IV.3 apresenta as composições químicas e propriedades mecânicas típicas do metal depositado pelos conjuntos de arame e fluxo de acordo com o seu fabricante (ESAB, 2017a). Já a Tabela IV.4 mostra a composição química apenas do fluxo.

Tabela IV.3: Composição química e propriedades mecânicas do metal depositado indicadas pelo fabricante para os consumíveis usados (ESAB, 2017a).

Consumíveis (AWS A5.17)	Composição Típica (%p)	Propriedades Mecânicas Típicas
F48A4 - EM12K	0,05% C-0,24% Si-1,20% Mn-0,10% Cu	LE = 420; LR = 500; A = 30
F55A3 - EA2-A4	0,05% C-0,40% Si-1,40% Mn-0,50% Mo	LE = 520; LR = 590; A = 24

Nota: LE – Limite de escoamento (MPa), LR – Limite de resistência (MPa) e A – alongamento (%).

Tabela IV.4: Composição química típica do fluxo, segundo o fabricante (ESAB, 2017b).

Elemento	Concentração
MgO	20-30%
Al ₂ O ₃	15-20%
Al ₂ SiO ₅	15-20%
Fluoretos	15-20%
Silicatos	10-15%
Mn	5-10%
SiO ₂	5-10%
Fe	1-2%
Si	1-2%

O processo de soldagem foi realizado na empresa ESAB em Contagem MG, e foi utilizado o equipamento mostrado na Figura 4.1 (a), onde os cabeçotes *Tandem* e ICE estão montados em uma coluna de soldagem. A Figura 4.1(b) mostra o arranjo das tochas. A primeira tocha (guia) foi montada com uma inclinação de 10°, usada com um arame de 4mm de diâmetro e ligada em uma fonte de corrente contínua (*Tandem CC+*). Enquanto que a segunda tocha (guiada) usava três arames de 2,5mm de diâmetro, sendo os dois externos ligados em uma única fonte de corrente alternada (*Twin*) e o arame central não era energizado, tendo sua velocidade de alimentação ajustada com um percentual fixo de 40% da velocidade dos demais para todas as condições. A distância entre as tochas foi de 35mm, medida a partir da ponta de contato dos arames. As fontes de soldagem

empregadas são inversoras AC/DC com capacidade de 1000A a um ciclo de trabalho de 100% (Aristo 1000AC/DC).

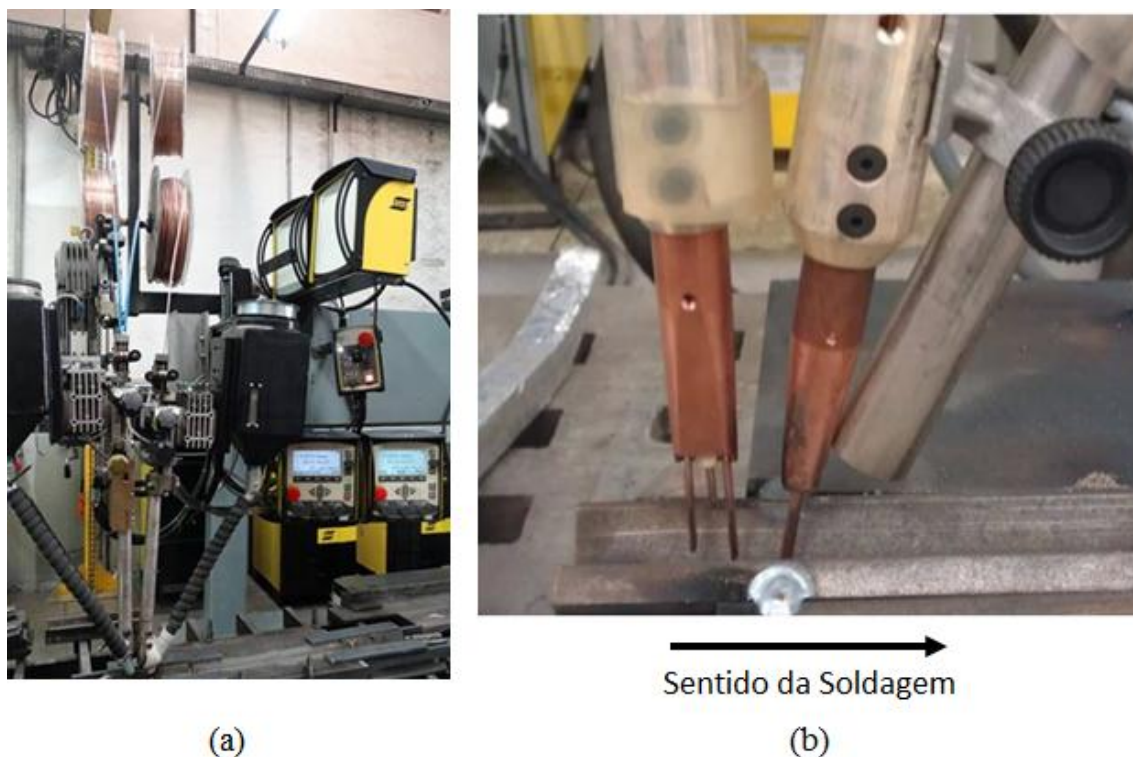


Figura 4.1: a) Equipamento completo de soldagem; b) detalhamento da disposição das tochas ICE (à esquerda) e CC+ (à direita).

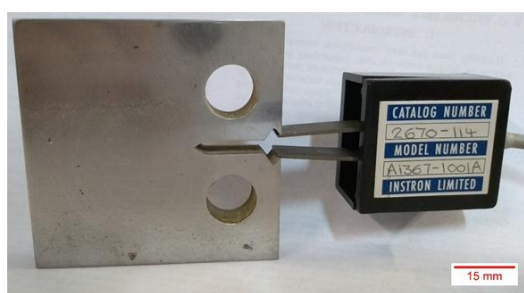
A caracterização metalográfica foi realizada no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da UFMG e também no Centro de Microscopia da UFMG. Foram utilizados um microscópio óptico *Leica* modelo DM 2500M e um microscópio eletrônico de varredura FEG – *Quanta* 200 FEI para caracterização microestrutural e análise fractográfica.

Para os ensaios de tração transversal, utilizou-se uma máquina *Instron* modelo 5582 eletromecânica de 100kN, e um extensômetro que foi acoplado às amostras, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG. Foram feitas medidas de dureza Vickers com um durômetro *Future Tech* modelo FV ARS 9000 e elaborado o mapeamento por meio do Software Matlab 5.03.

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram feitos no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação, no Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais em uma máquina servo-hidráulica Instron, modelo 8802 de 250kN (Figura 4.2 (a)), juntamente com um extensômetro *Instron* – modelo: A1367 – 1001A (Figura 4.2 (b)), cedido pela Universidade Federal de Ouro Preto.



(a)



(b)

Figura 4.2: a) Máquina servo-hidráulica Instron 8802, para ensaios de fadiga; b) detalhe do posicionamento do extensômetro no corpo de prova.

4.2 – Procedimento Experimental

4.2.1 – Processo de Soldagem

Os corpos de prova para soldagem foram cortados em dimensões de 600mm x 150mm de chapas fornecidas do metal base. As suas bordas foram cortadas com auxílio de um maçarico para a preparação do chanfro e foram montadas com um *backing*, do mesmo aço de 1000mm de comprimento por 100mm de largura (Figura 4.3). As chapas foram posicionadas e presas com auxílio de “sargentos” (Figura 4.4 (c)) que foram suficientes para minimizar as distorções, pois apesar do elevado aporte térmico empregado, o gradiente térmico na peça também foi minimizado.

Já para as soldas realizadas sobre chapa (*bead on plate*), nenhuma usinagem foi necessária, apenas o corte de chapas de 600mm x 150mm seguido de limpeza superficial e posicionamento.

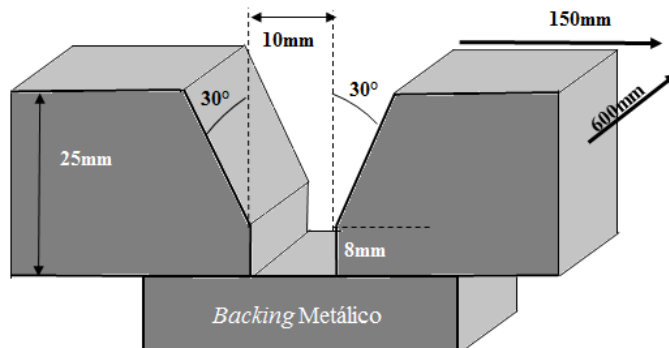


Figura 4.3: Representação esquemática do corpo de prova preparado para a soldagem e dimensões do chanfro.

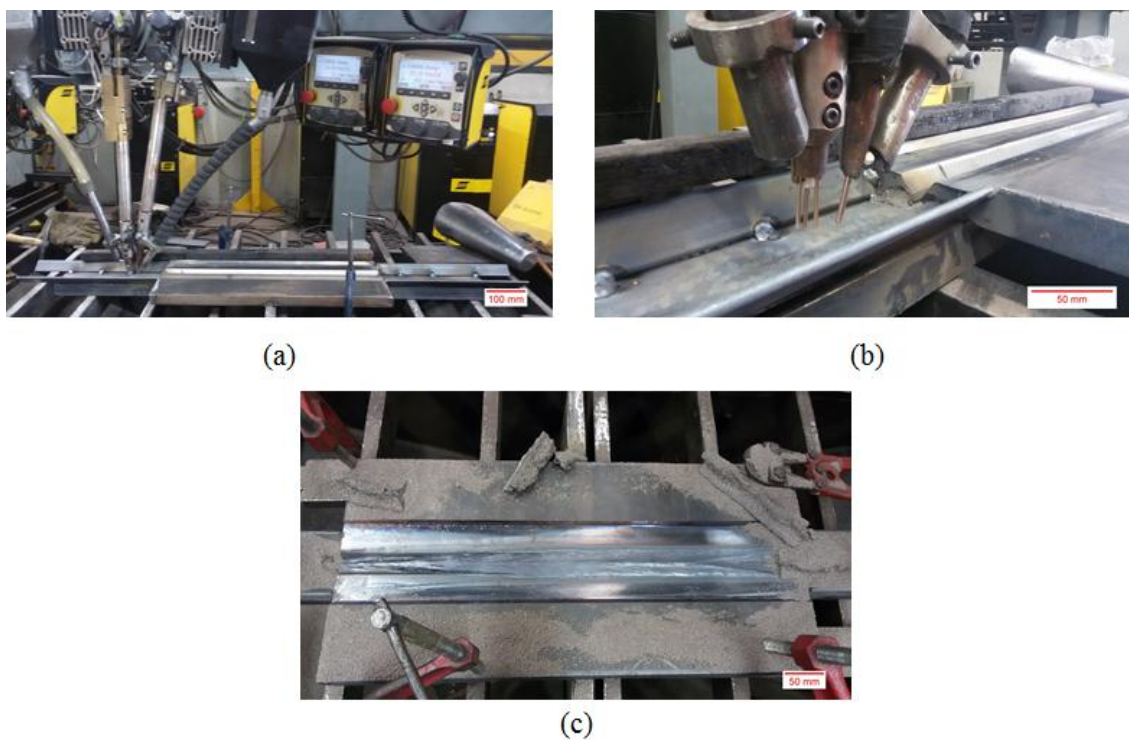


Figura 4.4: Etapas do processo de soldagem: a) posicionamento da chapa e ajuste do equipamento; b) detalhe do alinhamento das tochas; c) remoção da escória.

Foram feitos no total, cinco cordões de solda. Em quatro, usou-se os mesmos consumíveis, variando-se apenas a energia de soldagem (2,8 a 17,1kJ/mm) e, no quinto,

manteve-se a maior energia (17,1kJ/mm), substituindo o arame *Tandem* de 4mm EM12K pelo arame EA2 que possui adição de molibdênio e teor de manganês cerca de 10% maior. Os parâmetros nominais de soldagem, bem como a identificação de cada cordão de solda, são mostrados na Tabela IV.5.

Diversos testes preliminares foram realizados para avaliar preenchimento do chanfro e penetração, bem como a ausência de descontinuidades de soldagem como faltas de fusão e de penetração. Assim, foram mantidos os valores de corrente e tensão máximos possíveis, de modo que o ajuste do aporte se deu principalmente pelo ajuste da velocidade de soldagem.

Tabela IV.5: Parâmetros de soldagem utilizados.

Solda nº	Tocha	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Aporte de Calor (kJ/mm)	Arame
01	ICE	850	33	60	2,8	EM12K
	DC+	**	**	**		**
02	ICE	850	33	50	6,9	EM12K
	DC+	900	33	50		
03	ICE	1000	35	40	10,7	EM12K
	DC+	1000	36	40		
04	ICE	1000	35	25	17,1	EM12K
	DC+	1000	36	25		
05	ICE	1000	35	25	17,1	EM12K
	DC+	1000	36	25		EA2

A soldagem para as condições de 6,9 a 17,1kJ/mm foi feita com a montagem mostrada na Figura 4.1: uma tocha ICETM com arames de 2,5mm, sendo um arame frio e dois arames energizados por uma única fonte de corrente alternada (*Twin*), e uma tocha guia em corrente contínua (CC+ *Tandem*) com arame de 4,0mm de diâmetro. Para o teste com menor aporte térmico (2,8kJ/mm), usou-se apenas a tocha ICETM. As soldas com aporte de 2,8 e 6,9kJ/mm foram feitas sobre chapa e as demais foram feitas num chanfro em V, com 30° de bisel, 10mm de abertura e 8mm de nariz configurado em um *backing* com o mesmo aço utilizado no metal base, como mostrado esquematicamente na Figura 4.3.

Em todos os cordões, após o processo de soldagem, a escória foi mantida por 30 minutos e então removida, seguida de resfriamento ao ar no ambiente sem ventilação com temperatura de 29°C (Figura 4.4 (c)). Este procedimento visou manter uma taxa de resfriamento lenta para todas as condições estudadas.

4.2.2 – Corte das Juntas Soldadas

Os corpos de prova de tração e fadiga foram retirados de pontos específicos ao longo do cordão de solda como é mostrado na Figura 4.5. De cada chapa foram retirados cinco corpos de prova de fadiga e três de tração. Eles foram numerados de acordo com sua posição no cordão de solda. Os corpos de prova de tração foram retirados de pontos diferentes em relação ao comprimento do cordão de solda, para avaliar alguma mudança de comportamento ao longo desta direção. A extremidade correspondente ao início da soldagem foi removida e descartada, uma vez que não houve preenchimento adequado do chanfro, como mostra a Figura 4.5(a).

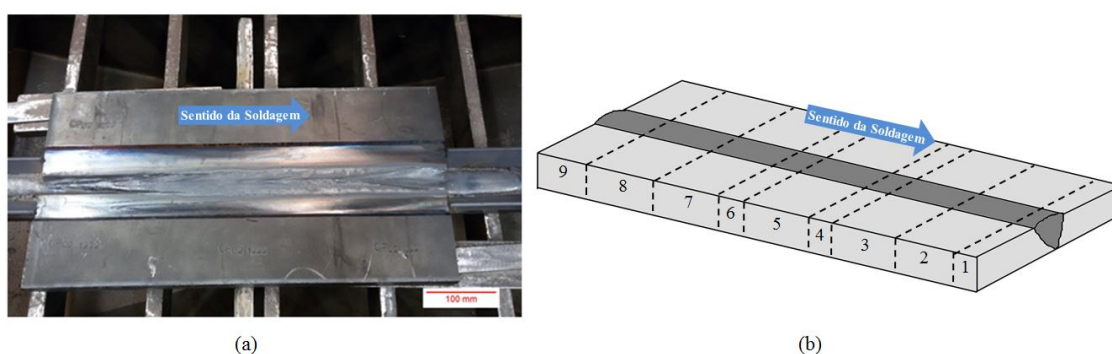


Figura 4.5: a) chapa soldada; b) Identificação das regiões de corte das chapas para usinagem de corpos de prova de tração e fadiga.

Na Tabela IV.6 é mostrada a relação dos corpos de prova utilizados de acordo com sua posição de retirada da chapa. Pode-se perceber que foram utilizados corpos de prova da mesma posição do cordão de solda de uma chapa em relação à outra. Para os ensaios de fadiga referentes à região I, nos aportes de 10,7kJ/mm e 17,1kJ/mm foram necessários dois corpos de prova, devido a problemas operacionais ocorridos durante os ensaios.

Tabela IV.6: Corpos de prova utilizados nos ensaios de tração e fadiga.

Posição	Corpo de Prova	Identificação			Ensaio de Fadiga – Reg. 2		
		10,7	17,1	17,1 EA2	10,7	17,1	17,1 EA2
1	Tração	CP 31	CP 21	CP 11	CP 33	CP 23	CP 13
2	Fadiga	CP 32	CP 22	CP 12			
3	Fadiga	CP 33	CP 23	CP 13	Ensaio de Fadiga – Reg. 1		
4	Tração	CP 34	CP 24	CP 14	10,7	17,1	17,1 EA2
5	Fadiga	CP 35	CP 25	CP 15	CP 32	CP 22	CP 12
6	Tração	CP 36	CP 26	CP 16	CP 35	CP 25	
7	Fadiga	CP 37	CP 27	CP 17			
8	Fadiga	CP 38	CP 28	CP 18			
9	Descarte						

4.2.2 – Metalografia

A análise por metalografia qualitativa do metal base e das soldas obtidas consistiu nas seguintes etapas, de acordo com orientações das Normas ASTM E3 (2017) e ASTM E407 (2015): primeiramente foi realizada a macrografia nas seções transversais de todos os cordões de solda, com lixamento em folhas de carboneto de silício com granulometria 80, 100, 180, 220, 320, 400 e 600, seguido de ataque com reagente Nital 10%. A diluição das soldas foi calculada pela Equação 3.3 e com auxílio do software livre ImageJ.

Em seguida, foi realizado o preparo metalográfico com lixamento até a granulometria 1200 e polimento em pasta de diamante até 1 μm . Nessa etapa, foram obtidas e caracterizadas imagens por microscopia ótica, da distribuição de inclusões em todas as amostras. A análise de inclusões consistiu na obtenção de quatro imagens de regiões localizadas aproximadamente no centro do cordão de solda e um tratamento com o *software* ImageJ foi realizado para a contagem das mesmas e cálculo da área de cada uma.

Após a análise de inclusões, foi realizado o ataque para revelação da superfície com reagente Nital 2%. As características da microestrutura da zona fundida (ZF) foram observadas e a identificação dos constituintes microestruturais realizada, de acordo com a nomenclatura proposta pelo *International Institute of Welding* (IIW) (THEWLIS, 2004). As regiões analisadas em cada amostra estão identificadas na Figura 4.6, que coincidem aproximadamente com a metade da espessura do cordão de solda, região localizada onde o entalhe está posicionado para a propagação de trinca por fadiga.

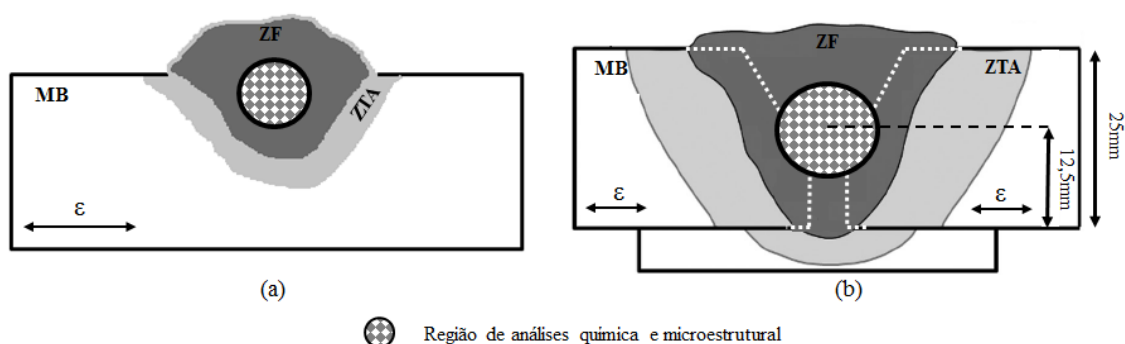


Figura 4.6: Detalhe esquemático das regiões de análise química e microestrutural: a) amostras em cordões sobre chapa; b) amostras em chanfro. Onde ϵ representa o sentido de laminação no metal base.

Após a realização do ensaio de propagação de trinca por fadiga, os corpos de prova rompidos, foram submetidos a um processo químico de recobrimento com níquel, proposto por VOORT (2007) em que a reação de redução do níquel ocorre de forma direta com a imersão do corpo a ser recoberto em um banho de solução composta por um sal à base de níquel, um agente redutor, e um composto orgânico para manter em equilíbrio a reação. A relação dos reagentes utilizados e o procedimento encontra-se no Anexo A. Quando um filme de níquel é depositado sobre a superfície de fratura, é possível realizar um preparo metalográfico lateralmente e revela-se o percurso da mesma sem ocorrer abaulamento e danos deste perfil. O objetivo disso é identificar um possível caminho preferencial da trinca através de constituintes frágeis ou dúcteis, precipitados, inclusões, etc.

A metalografia quantitativa também foi realizada na zona fundida das amostras. O método empregado foi o de contagem manual de pontos descrito pela Norma ASTM E562 (2011) o qual consiste na aplicação de uma malha de pontos sobre as micrografias das amostras.

São contados os pontos dessa malha que coincidem com os constituintes de interesse e um tratamento estatístico é feito, aumentando a precisão da análise.

4.2.3 – Medidas de Dureza e Ensaio de Tração

Foi feita a caracterização de propriedades mecânicas básicas por meio de quatro ensaios: dureza e microdureza, tração e fadiga. O ensaio de dureza, com base na Norma ASTM E92 (2017), consistiu no mapeamento de dureza Vickers com carga aplicada de 3,0kgf e distância entre pontos de 0,5 mm ao longo da seção transversal do cordão de solda, na mesma região de análise microestrutural e análise química da Figura 4.6. Este mapeamento é realizado por meio da impressão de diversos pontos consecutivos na região do cordão de solda selecionada. Adicionalmente, foi feito ensaio de microdureza, Norma ASTM E384 (2017), com carga de 0,5 kgf, tempo de aplicação de 15 segundos em 10 medidas localizadas nos constituintes majoritários de cada amostra analisada, ou seja a ferrita acicular e a ferrita de contorno de grão.

As amostras feitas em chanfro, ou seja, para os dois maiores aportes: 10,7kJ/mm, 17,1kJ/mm e 17,1kJ/mm (EA2), além do metal base, foram submetidas a ensaios de tração transversal, de acordo com a Norma ASTM E8M (2016). As dimensões dos corpos de prova usinados e sua localização no cordão de solda são mostrados esquematicamente na Figura 4.7. Para cada variável foram realizados três ensaios e os corpos de prova foram retirados das posições já mostradas na Figura 4.5. Eles foram usinados de modo que a área útil e conseqüentemente a ruptura ocorresse na zona fundida. Os corpos de prova de tração para o metal base foram retirados na posição transversal à laminação.

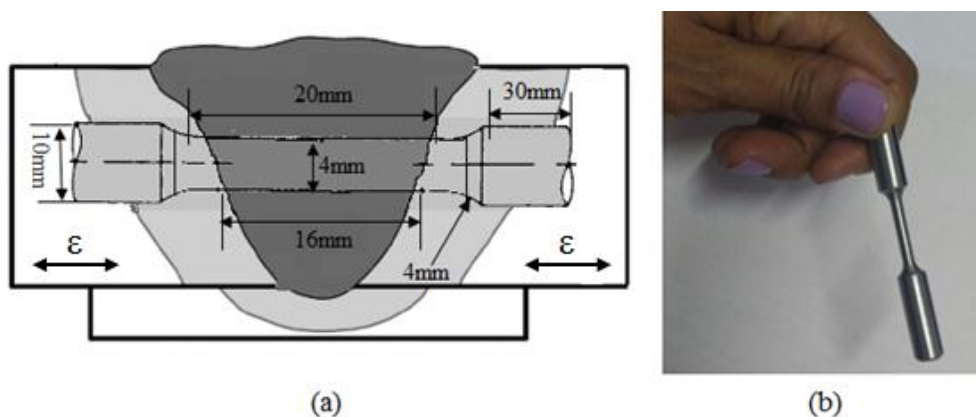


Figura 4.7: a) representação esquemática do posicionamento de retirada dos corpos de prova de tração; b) Exemplo de um corpo de prova já preparado.

4.2.4 – Ensaios de Fadiga

Além dos ensaios de tração e dureza, os cordões de soldados com 10,7kJ/mm, 17,1kJ/mm, 17,1kJ/mm (EA2) e o metal base foram também submetidos ao ensaio de taxa de crescimento de trinca de fadiga ($da/dN \times \Delta K$) seguindo o recomendado pela Norma ASTM E647 (2015). Corpos de prova compactos (CT) foram usinados de tal forma que o entalhe foi posicionado na região central do cordão de solda, com o crescimento da trinca longitudinal a este, já no metal base, o sentido da trinca foi transversal à laminação, como pode ser observado esquematicamente na Figura 4.8(a). Em relação à espessura, os corpos de prova foram retirados da região central, a meia espessura, como visto no detalhe da Figura 4.8(b).

Na Figura 4.9 é mostrada as dimensões do corpo de prova que foram definidas segundo a Norma ASTM E647 (2015). O tamanho da trinca foi monitorado pelo método de *compliance*. O ensaio consistiu em três etapas, que serão descritas abaixo, todas realizadas em temperatura ambiente de 27°C e sem atmosfera controlada.

- Pré-trincamento por fadiga: Inicialmente propagou-se a pré-trinca por fadiga até um comprimento de 3,0mm. A pré-trinca foi feita pelo método de carga constante, com a razão de tensões $R = 0,1$ e frequência $f = 30\text{Hz}$.

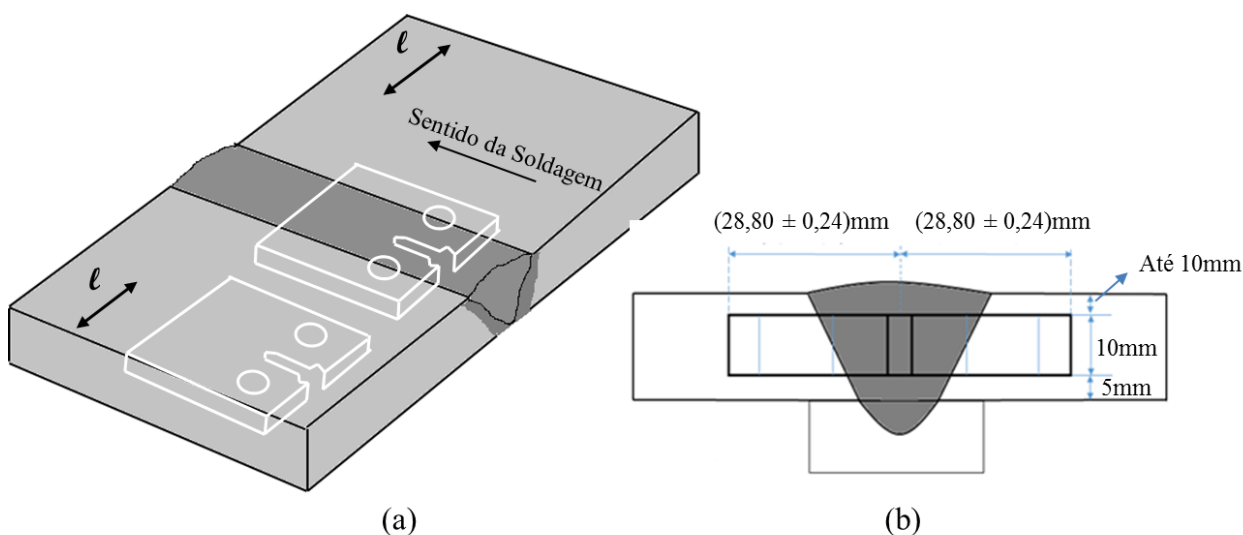


Figura 4.8: Posicionamento de retirada dos corpos de prova CT de fadiga em relação à chapa soldada; a) posição longitudinal; b) posição transversal.

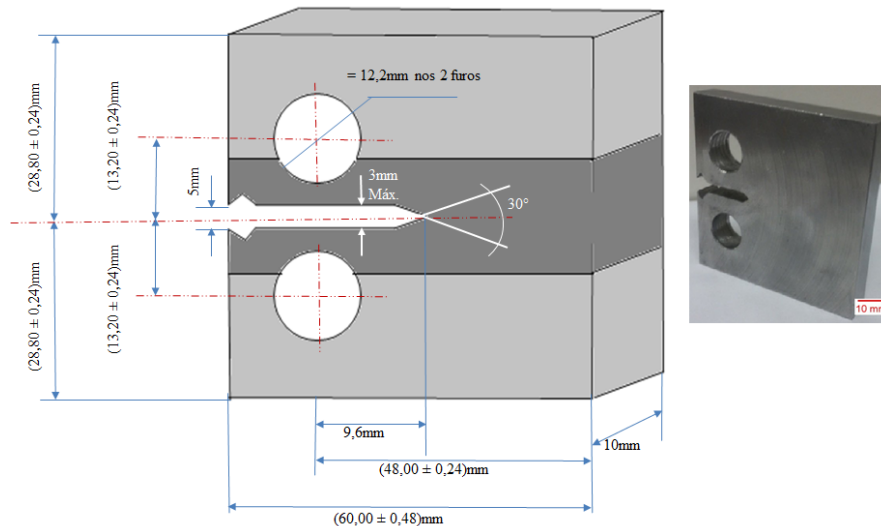


Figura 4.9: Representação esquemática das dimensões do corpo de prova CT e detalhe da peça usinada.

- Obtenção da Curva $da/dN \times \Delta K$ na Região de Paris: Após a formação da pré-trinca, foi realizado o ensaio com a obtenção de uma curva tamanho de trinca versus número de ciclos ($a \times N$), mantendo-se os mesmos parâmetros da pré-trinca, ou seja, razão de tensão $R = 0,1$ e frequência $f = 30\text{Hz}$. O método utilizado foi o de carga constante, com $\Delta P = 3100\text{ N}$. O tamanho final da trinca foi de $a = 16\text{mm}$, devido à limitação de abertura do *clip gage* (2mm). A derivada dessa curva (da/dN) foi calculada pelo *software* da máquina de ensaio e plotada em função da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK). Para armazenagem dos dados, foi empregado o critério do incremento da trinca igual a $0,1\text{mm}$.
- Obtenção da Curva $da/dN \times \Delta K$ na Região do Limiar: Num segundo corpo de prova foi feito o ensaio para a obtenção do limiar de fadiga. Nesse caso, o ensaio inicia-se a partir do último ponto registrado no pré-trincamento, cujo da/dN deve ser de $1 \times 10^{-5}\text{ mm/ciclo}$. O método utilizado foi o de ΔK decrescente (Figura 4.10), em que a carga cíclica, e consequentemente os valores de $K_{\text{máx.}}$ e $K_{\text{min.}}$, foi reduzida passo a passo até que a trinca se propagasse menos de $0,1\text{ mm}$ ao longo de 10^6 ciclos, o que corresponde a uma taxa de crescimento de trinca da/dN inferior a 10^{-7} mm/ciclo , condição esta usada para definir o ΔK_{th} . Os parâmetros utilizados foram: razão de tensão $R = 0,1$, frequência $f = 30\text{Hz}$, $\Delta K_0 =$

$18\text{MPa(m)}^{1/2}$, $a_f = 11\text{mm}$, incremento de trinca de $0,1\text{mm}$, $C_g^7 = -0,08\text{mm}^{-1}$. Para armazenagem dos dados, foi empregado o critério do incremento da trinca igual a $0,1\text{mm}$.

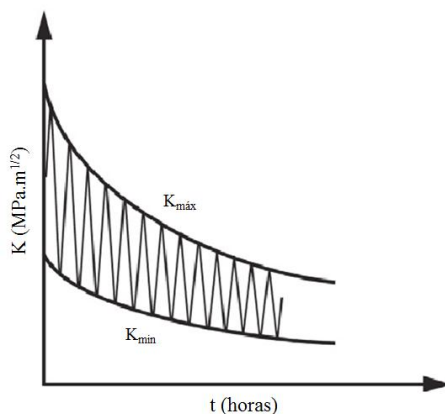


Figura 4.10: Método de ΔK decrescente e R constante. Adaptação de ASTM E647 (2015).

Após a realização dos testes de fadiga, os resultados foram comparados com trabalhos anteriores disponíveis na literatura realizados em condições menos extremas de aporte térmico com uma soldagem multipasses. Também foi feita uma qualificação de acordo com a Norma Britânica BS7910 (2013) que define parâmetros de referência para taxa de crescimento de trinca por fadiga para estruturas soldadas.

4.2.5 – Análise Fractográfica

A superfície de fratura em todas as condições foi analisada por microscopia eletrônica de varredura a fim de detectar características típicas de cada região da curva $da/dN \times \Delta K$. Para a região I esperava-se a ocorrência de uma morfologia típica de fratura intragranular e também um aspecto de fratura facetada. Na região II, a característica típica é a presença de estrias de fadiga, pequenas ondulações provenientes da deformação plástica que ocorre na ponta da trinca.

⁷ Gradiente de redução de carga que, segundo a Norma ASTM E647 deve estar entre $-0,08$ e $-0,1\text{mm}^{-1}$ e é dado por $C_g = 1/\Delta K \frac{d(\Delta K)}{d\alpha}$. Essa faixa de valores é estipulada principalmente para evitar sobrecargas e maiores influências do fechamento de trinca induzido por plasticidade.

CAPÍTULO 5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados do trabalho serão apresentados neste capítulo, juntamente com as discussões baseadas na literatura.

5.1 – Caracterização do Metal Base

Na Tabela V.1 é mostrada a composição química do metal base, o aço EH36. Percebe-se, em comparação com a Tabela IV.1, que esta atende aos requisitos da Norma ASTM A131M, com o teor dos principais elementos químicos dentro dos intervalos definidos.

Tabela V.1: Composição química do metal base (% p).

C	Mn	Si	P	S	Cr+Ni+Mo	Nb+V+Ti	C_{eq}	P_{cm}
0,102	1,377	0,229	0,019	0,004	0,017	0,012	0,336	0,180

Nesta tabela, o Carbono Equivalente (C_{eq}) é dado pela Equação 3.5 e o P_{cm} pela equação 3.6. Os aços navais TMCP possuem carbono equivalente menor do que os aços convencionais, o que contribui para melhorar sua soldabilidade (MEESTER, 1997). Segundo a Norma ASTM A131 (2014), este aço deverá apresentar carbono equivalente máximo de 0,38%.

A presença de elementos alfacênicos e formadores de carbonetos tais como Nb, V e Ti previnem ou, pelo menos, retardam a recristalização da austenita, formando precipitados estáveis em altas temperaturas que dificultam o movimento dos contornos e retardam o crescimento dos grãos austeníticos (KRAUSS, 2005). Este efeito também ocorre quando este material é submetido à soldagem, o que preserva as propriedades mecânicas da ZTA após este processo (BORBA *et al.*, 2015), (ZHAO *et al.*, 2002), (TSAY *et al.*, 1999).

A microestrutura do metal base observada ao microscópio óptico é mostrada na Figura 5.1. Ela é constituída por um bandejamento de ferrita, perlita e bainita (Figura 5.2) com uma morfologia refinada. Até mesmo a ferrita, na sua forma poligonal, também aparece com tamanho de grão reduzido.

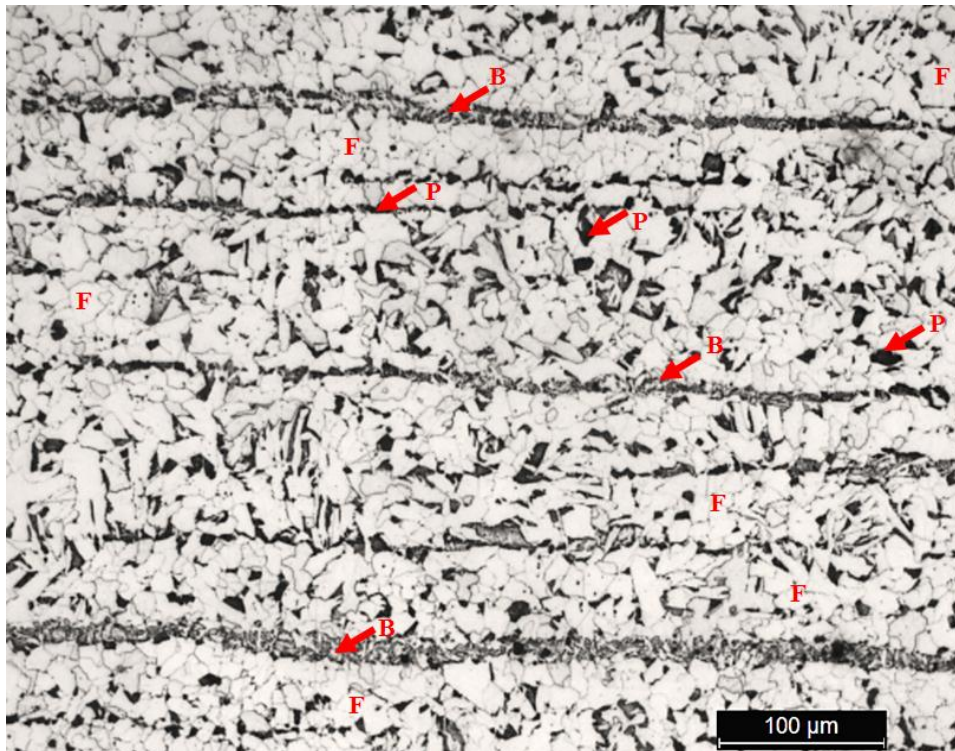


Figura 5.1: Microestrutura do aço EH36 no sentido longitudinal à laminação. Nital 2%; F: ferrita, P: perlita, B: bainita.

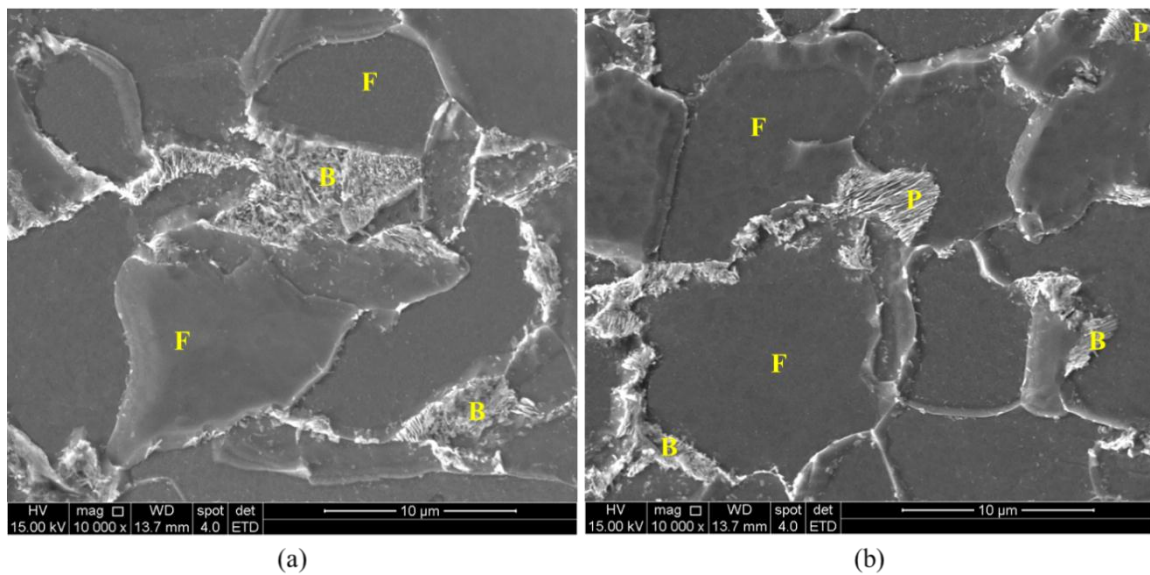


Figura 5.2: Detalhamento da região de a) bainita e b) perlita no metal base. Microscopia eletrônica de varredura. Nital 2%.

5.2 – Juntas Soldadas

Apresenta-se, na Tabela V.2, a composição química do metal de solda para as condições de soldagem abordadas. Os cordões, de maneira geral, apresentaram uma composição química que condiz com a dos metais de adição empregados, exibindo valores reduzidos de carbono equivalente, o que também contribuiu para a ausência de trincas de solidificação e à frio.

O teor de molibdênio, cerca de 10 vezes maior na solda com o arame EA2 em relação aos demais cordões, já era esperado, visto que este arame pode fornecer um metal depositado com teor deste elemento típico de 0,50%. Considerando, a participação dos outros arames no cabeçote ICE, além da diluição do metal base, deve-se esperar um menor teor de Mo, como o encontrado de 0,11%. A presença deste elemento deve contribuir para aumentar a temperabilidade do aço nesta junta soldada (EVANS e BAILEY, 1997).

Destacam-se também os teores reduzidos de fósforo e enxofre, o que minimiza a formação de inclusões não-metálicas de sulfeto de manganês e a segregação do fósforo no contorno de grão austenítico, fatores que afetam negativamente a tenacidade e resistência à fadiga do aço (GODEFROID *et al.*, 2014).

Tabela V.2: Composição química da zona fundida (%p).

Aporte (kJ/mm)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	N	Ti	C _{eq}	P _{cm}
2,8	0,092	1,335	0,274	0,020	0,005	0,024	0,008	0,005	0,020	0,001	0,012	0,008	0,323	0,171
6,9	0,090	1,321	0,289	0,021	0,008	0,029	0,008	0,006	0,023	0,002	0,004	0,005	0,320	0,169
10,7	0,084	1,360	0,230	0,012	0,006	0,020	0,010	0,009	0,010	0,003	---	0,010	0,319	0,162
17,1 (EM12K)	0,078	1,350	0,230	0,012	0,008	0,020	0,010	0,010	0,010	0,002	---	0,011	0,311	0,156
17,1 (EA2)	0,084	1,250	0,270	0,015	0,005	0,060	0,120	0,020	0,070	0,002	0,008	0,004	0,335	0,171

5.2.1 – Macrografia

Nas soldas feitas com maior aporte térmico, percebeu-se que, devido à grande quantidade de metal líquido presente na poça de fusão, houve o seu escoamento pelas extremidades do chanfro. Devido a este problema, as extremidades do cordão de solda (aproximadamente 30mm) foram descartadas.

A Figura 5.3 apresenta as macrografias na seção transversal dos cordões de solda obtidos. A principal e mais evidente diferença está relacionada com o aumento da deposição com o aumento do aporte térmico. Assim, com apenas um único passe, foi possível preencher

o chanfro de 25mm utilizando-se a energia de 17,1kJ/mm sem presença de descontinuidades como poros, falta de fusão e trincas de solidificação.

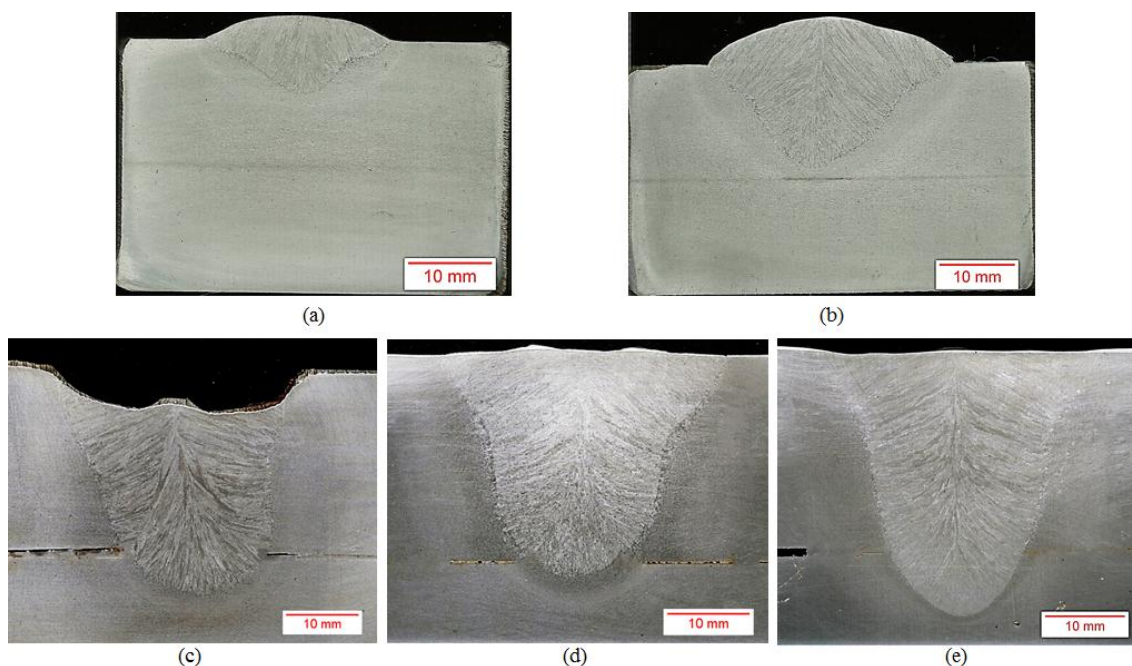


Figura 5.3: Macrografias dos cordões depositados sobre chapa a) 2,8kJ/mm e b) 6,9kJ/mm; e em chanfro c) 10,7kJ/mm; d) 17,1kJ/mm; e) 17,1kJ/mm com arame EA2. Ataque nital 10%.

Como pode ser observado na Figura 5.3(c), para o aporte de 10,7kJ/mm, o chanfro foi preenchido parcialmente, atingindo aproximadamente 2/3 de sua profundidade. Este resultado era esperado, pois o chanfro usado foi planejado para os testes com maior aporte térmico. Optou-se por não depositar um segundo passe de modo a não alterar a microestrutura uma vez que se buscou, neste trabalho, comparar as características da zona fundida não alterada, de apenas um único passe.

O uso do aporte de 17,1kJ/mm (Figura 5.3 (d) e (e)) proporcionou um preenchimento total e bom acabamento. Nota-se que a escolha desta configuração de chanfro mostrou-se adequada para a aplicação na soldagem de alto aporte de chapas de elevada espessura e único passe.

5.2.2 – Diluição

A diluição de todas as soldas foi calculada pela Equação 3.4 e os resultados são mostrados no gráfico da Figura 5.4. Percebe-se uma maior diluição nos cordões depositados sobre chapa. Este comportamento pode ser esperado considerando que o metal depositado é mais livre para escoar lateralmente na deposição de cordão sobre chapa permitindo uma interação mais direta do(s) arco(s) com o metal base. Comparando-se ainda os cordões depositados sobre chapa, para o maior aporte térmico (6,9kJ/mm), houve um acréscimo da diluição devido a um aumento mais forte da penetração em relação à quantidade de metal depositado. Este efeito ocorreu possivelmente devido ao uso do cabeçote líder operando em CC+. O uso de corrente contínua com polaridade positiva favorece uma maior penetração (WEMAN, 2012).

A variação de diluição não parece afetar de uma forma muito clara a composição da solda. Isto não é surpreendente considerando que se trabalhou deposição de cordão sobre chapa e em chanfro e com diferentes arranjos de cabeçotes e de metais de adição. Além disto, a interação do metal líquido com a escória também tem um papel importante na determinação da composição da solda. Esta interação é afetada por vários detalhes do procedimento de soldagem, particularmente aqueles que afetam a quantidade de fluxo fundido em relação à quantidade de metal de adição (AMANIE *et. al*, 2012), o que não foi avaliado no presente trabalho.

Além disto, considerando as variações relativamente pequenas de composição obtidas, uma análise destes fatores se torna bastante complexa. De uma forma geral, para os testes feitos sem o arame ligado, as tendências observadas foram um aumento dos teores de carbono (12%), silício (20%) e fósforo (50%) nas soldas feitas sobre chapa. Este último, embora apresente uma variação elevada, manteve-se em teores de até 0,021% para todas as soldas. Considerando, o uso do arame de baixa liga, foi observado um aumento nos teores de Mo, Cr e Cu e uma redução no teor de Mn (Tabela V.2). A variação observada com o Mo é a esperada, enquanto que as demais não eram esperadas, exceto, talvez, a do Cr, que tendo características similares ao Mo, poderia estar também presente no arame.

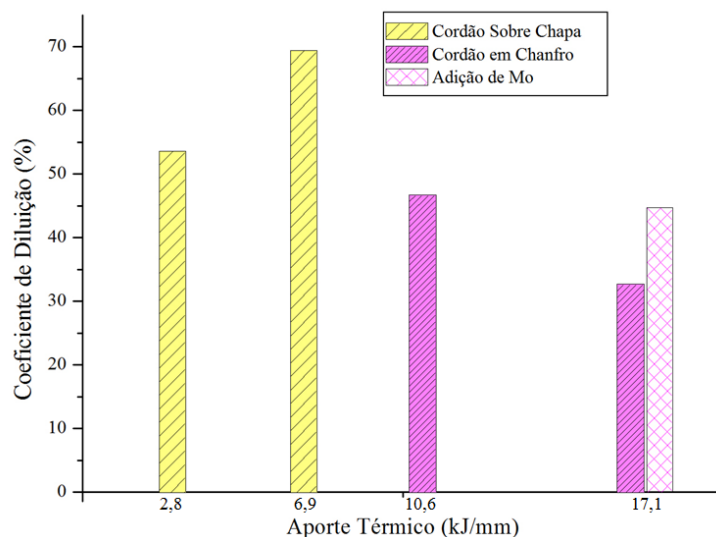


Figura 5.4: Efeito do aporte térmico na diluição para condições específicas de soldagem.

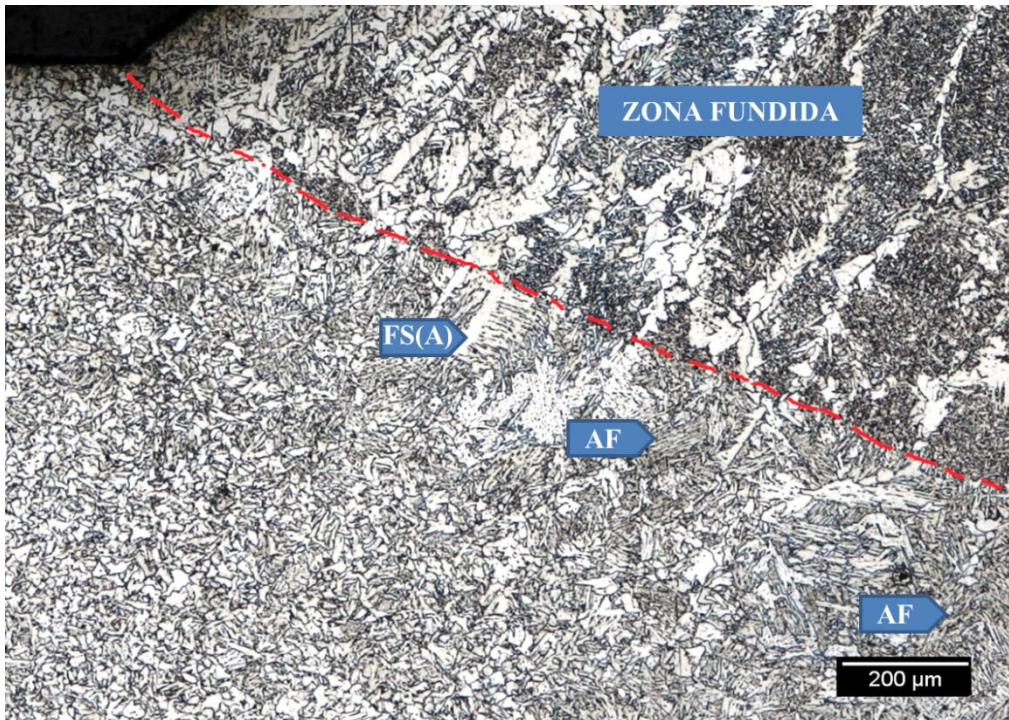
5.2.3 – Caracterização da GGZTA

A microestrutura da região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada (GGZTA) das soldas na lateral superior esquerda dos cordões pode ser verificada nas Figuras 5.5 a 5.7. Como não se trata de uma região de interesse neste estudo, pouco aprofundamento será dado, apenas com uma análise metalográfica qualitativa.

Observa-se que a largura da GGZTA, medida nessa região e já verificada nas macrografias aumentou com o aporte térmico. Na Figura 5.5 é mostrada a GGZTA dos dois cordões depositados sobre chapa, apresentando-se com menores dimensões, se comparadas àquelas feitas em chanfro, mas isto está relacionado principalmente ao valor do aporte térmico, que foi menor nesse caso.

Comparando-se as Figuras 5.6(a) e (b) percebe-se a influência da diferença de aporte térmico na extensão e granulometria da GGZTA. No caso do aporte maior (Figura 5.6(b)) o tamanho de grão austenítico, bem como da ferrita de contorno de grão são maiores do que as apresentadas na Figura 5.6(a). Até mesmo a área da GGZTA para o aporte de 17,1kJ/mm é cerca de 33% maior⁸ que o aporte de 10,7kJ/mm, resultados também previstos por BORBA *et al.*, (2015), JORGE *et al.*, (2015) e MOHAMMADIJOO (2017).

⁸ Cálculo realizado por meio do analisador de imagens ImageJ nas Figuras 5.6(a) e (b).

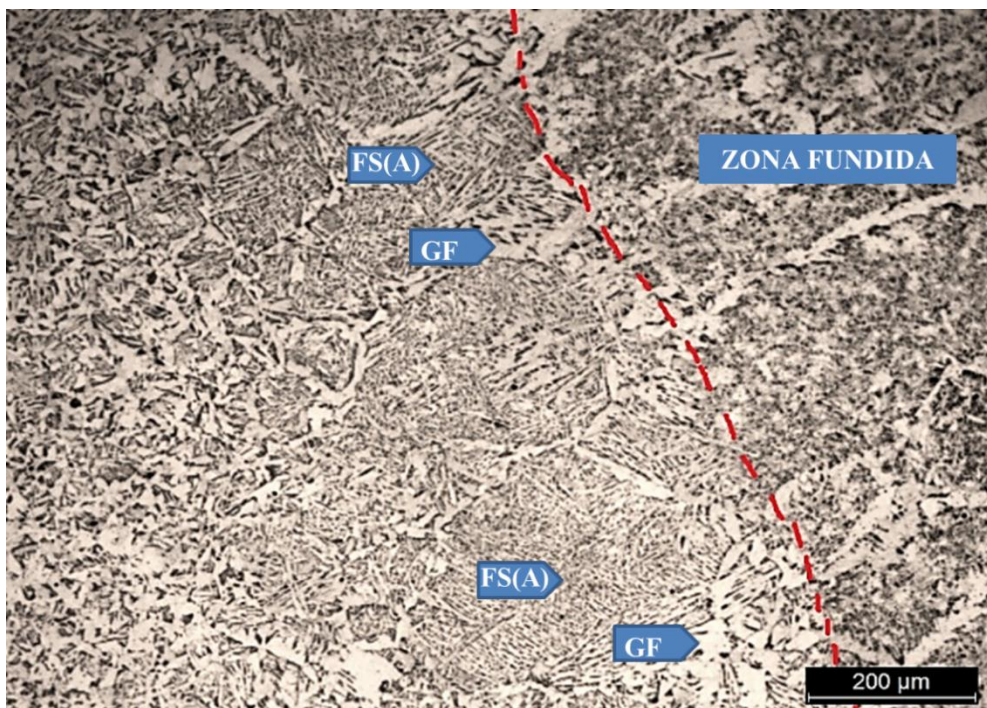


(a)

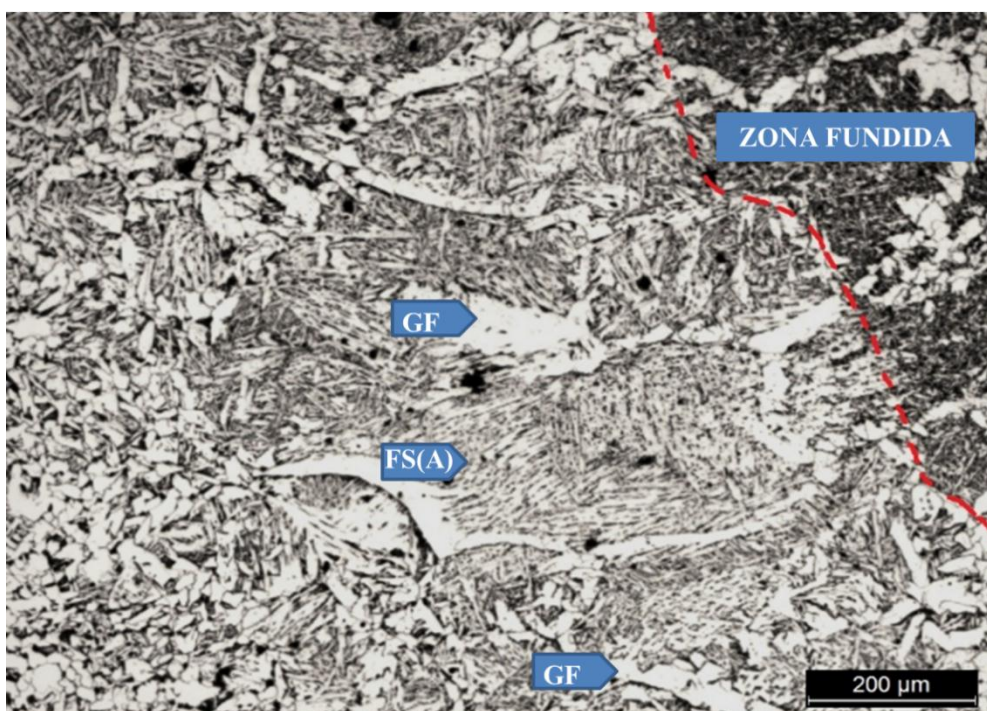


(b)

Figura 5.5: Micrografias da zona termicamente afetada, principalmente na GGZTA, no lado superior esquerdo das soldas; a) Aporte de 2,8kJ/mm; b) Aporte de 6,9kJ/mm Nital 2%.



(a)



(b)

Figura 5.6: Micrografias da zona termicamente afetada, principalmente na GGZTA, no lado superior esquerdo das soldas; a) Aporte de 10.7kJ/mm; b) Aporte de 17.1kJ/mm Nital 2%.

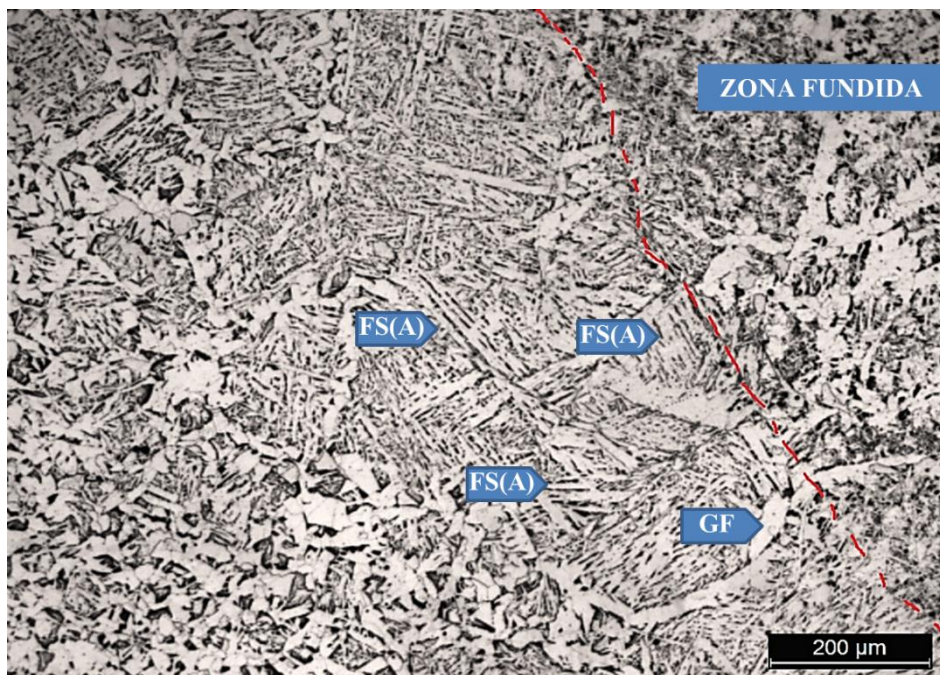


Figura 5.7: Micrografias da zona termicamente afetada, principalmente na GGZTA, no lado superior esquerdo da solda de aporte de 17.1kJ/mm e adição de Mo. Nital 2%.

A Figura 5.7 mostra a GGZTA da solda de aporte de 17.1kJ/mm (EA2) e nota-se que apesar de sua granulação grosseira, apresentando placas de ferrita com segunda fase alinhada mais espaçadas que na solda de 10,7kJ/mm, sua área da GGZTA é praticamente a mesma nessa região. Como a granulometria da GGZTA está relacionada diretamente com a temperatura de pico (SHOME, 2007), que é maior nas regiões próximas à linha de fusão, é provável que alterações locais de parâmetros de soldagem tais como velocidade de alimentação, corrente e tensão que podem afetar o ciclo térmico tenham ocorrido.

5.3 – Caracterização da Zona Fundida

5.3.1 – Constituintes Microestruturais

As microestruturas obtidas para cada cordão de solda são mostradas nas Figuras 5.8 a 5.12. A presença de ferrita primária (GF) permitiu identificar a localização dos antigos contornos de grão da austenita, bem como o perfil dos grãos colunares cujo crescimento inicial se deu numa direção normal à linha de fusão. Qualitativamente, pode-se observar, que tanto os tamanhos de grão austenítico, da ferrita de contorno de grão (GF) e da ferrita intragranular (IF) quanto suas quantidades aumentam com o aporte térmico. Além disso, percebe-se, também, que a quantidade de ferrita acicular (AF) diminuiu com o aumento do aporte térmico.

Este resultado era esperado, pois, com o aumento dos tempos de permanência a alta temperatura e a redução da velocidade de resfriamento, resultantes do aumento do aporte térmico, favoreceram o crescimento de grão, a redução da taxa de nucleação e a presença de constituintes de mais alta temperatura de transformação (BABU, 2004), (POPOVIC *et al.*, 2014). Estas alterações microestruturais indicam uma possível diminuição de resistência mecânica e de tenacidade do metal de solda com o aumento do aporte térmico.

Nas micrografias, as regiões escuras foram associadas principalmente à presença de carbonetos, perlita e/ou constituintes de pequena dimensão como o M-A (Martensita-Austenita). Nota-se, numa comparação entre as Figuras 5.10 e 5.11, por exemplo, que há uma diferença no tamanho dessas regiões. O aumento do aporte térmico proporciona um aumento nas dimensões dessas ilhas de FC principalmente junto à GF, que pode estar associado aos maiores tempos de permanência em elevadas temperaturas, facilitando a difusão do carbono para essas regiões (EVANS e BAILEY, 1997).

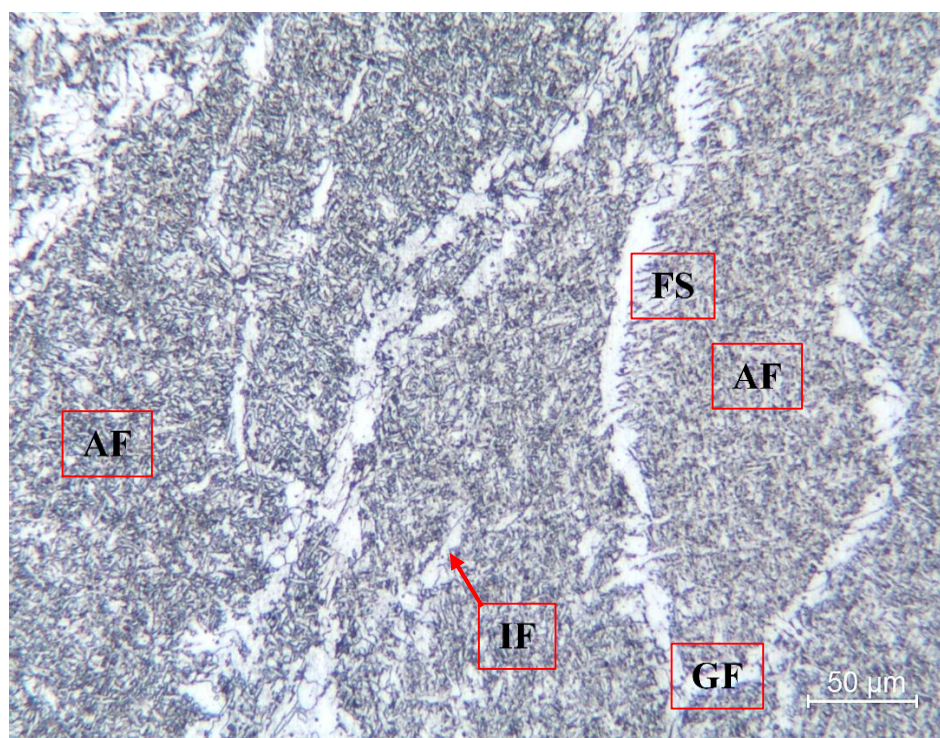


Figura 5.8: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 2,8kJ/mm de aporte. Nital 2%.

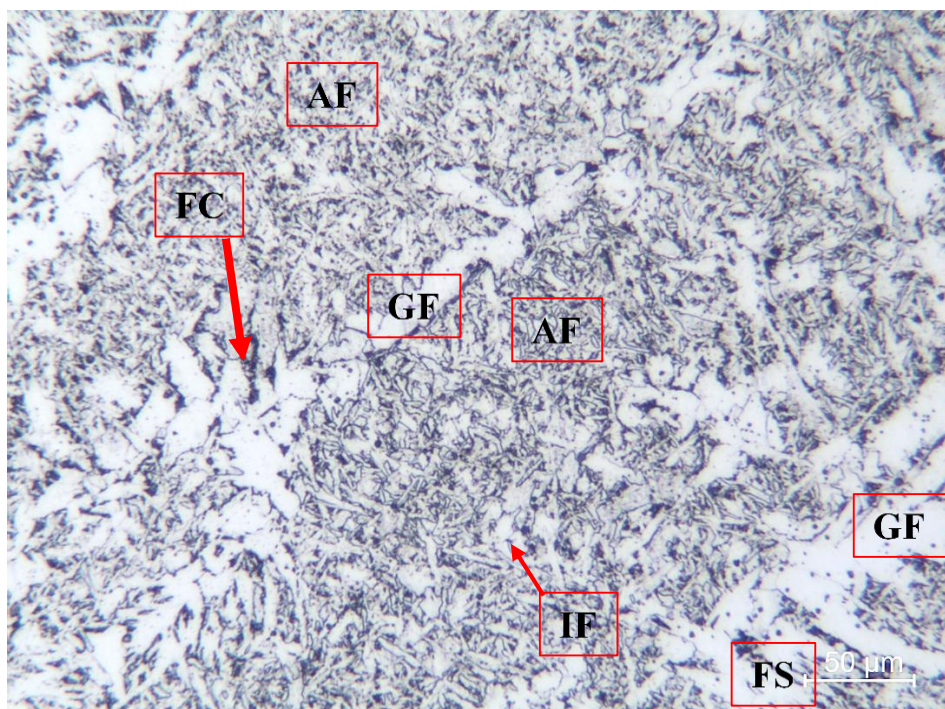


Figura 5.9: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 6,9kJ/mm de aporte. Nital 2%.

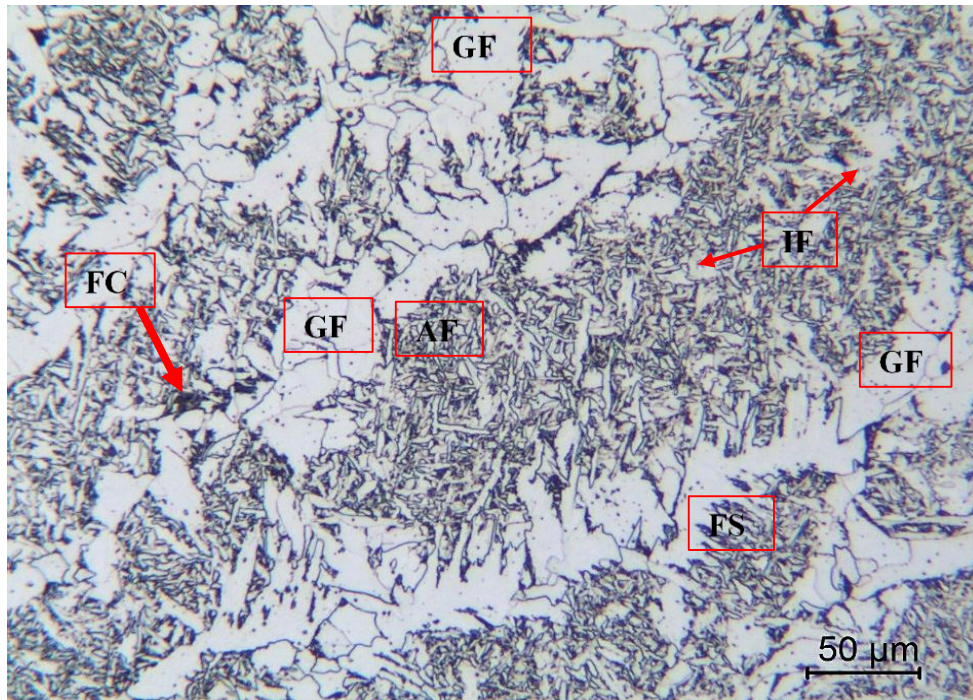


Figura 5.10: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 10,7kJ/mm de aporte. Nital 2%.

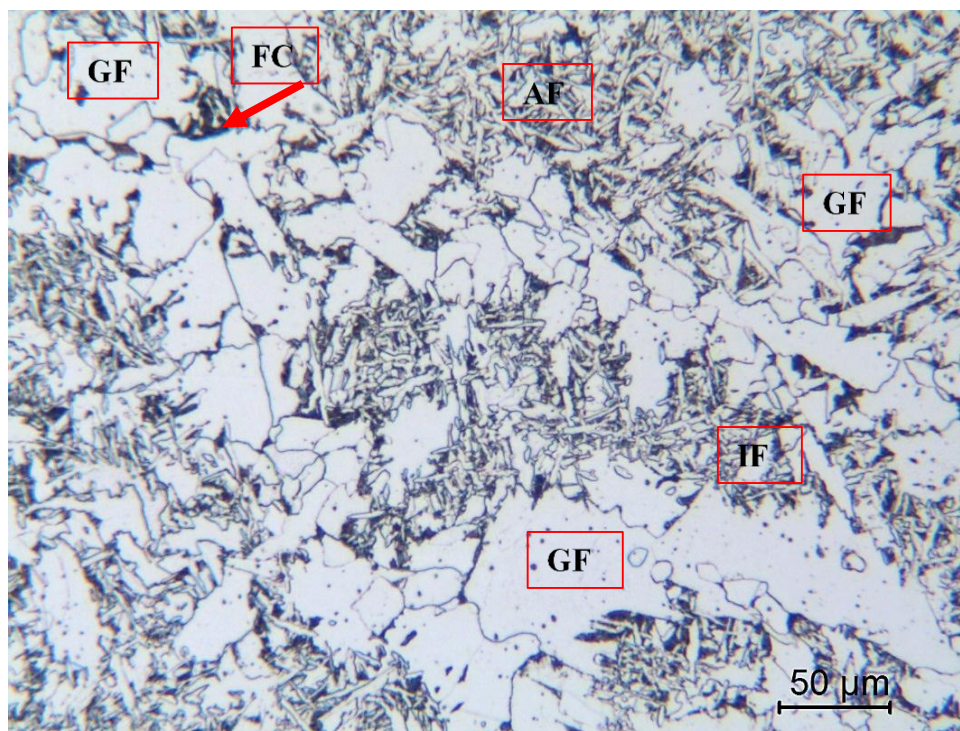


Figura 5.11: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 17,1kJ/mm de aporte. Nital 2%.

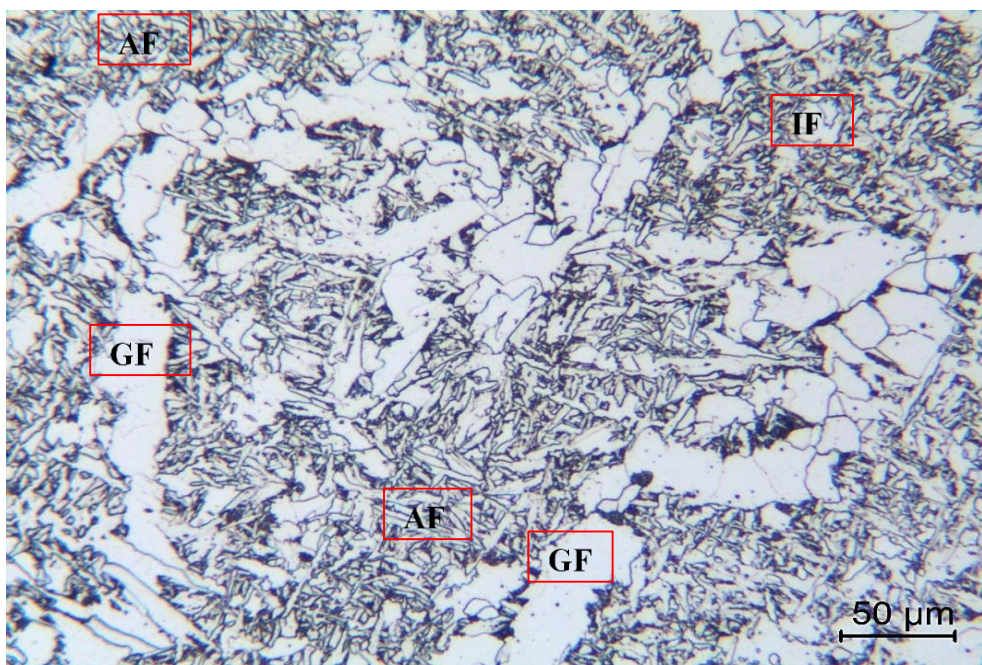


Figura 5.12: Micrografia da zona fundida na seção transversal da solda de 17,1kJ/mm de aporte, utilizando-se arame com adição de Mo. Nital 2%.

A Figura 5.12 mostra os resultados da análise quantitativa da microestrutura para as soldas feitas com o mesmo metal de adição. Estes resultados, de uma forma geral, equiparam-se com a análise qualitativa feita nos parágrafos anteriores. Com a variação do aporte térmico de 2,8 para 17,1kJ/mm, a quantidade de ferrita acicular foi reduzida à metade atingindo aproximadamente 30%. Por outro lado, a quantidade de ferrita primária, tanto no contorno de grão austenítico como intragranular, aumentou continuamente, constituindo, na solda com maior aporte térmico, mais de 50% da microestrutura.

Na Figura 5.14, a constituição das microestruturas das zonas fundidas das soldas feitas com o aporte térmico de 17,1kJ/mm e com metais de adição diferentes é comparada. O aumento da temperabilidade conferido principalmente pela presença de molibdênio na condição de 17,1kJ/mm (EA2) permitiu um aumento significativo na quantidade de ferrita acicular com correspondente redução dos outros constituintes, podendo ser interpretada como o efeito do Mo. Segundo SURIAN *et al.*, (2005), o molibdênio previne a formação de ferrita de contorno de grão levando à maior formação de ferrita acicular.

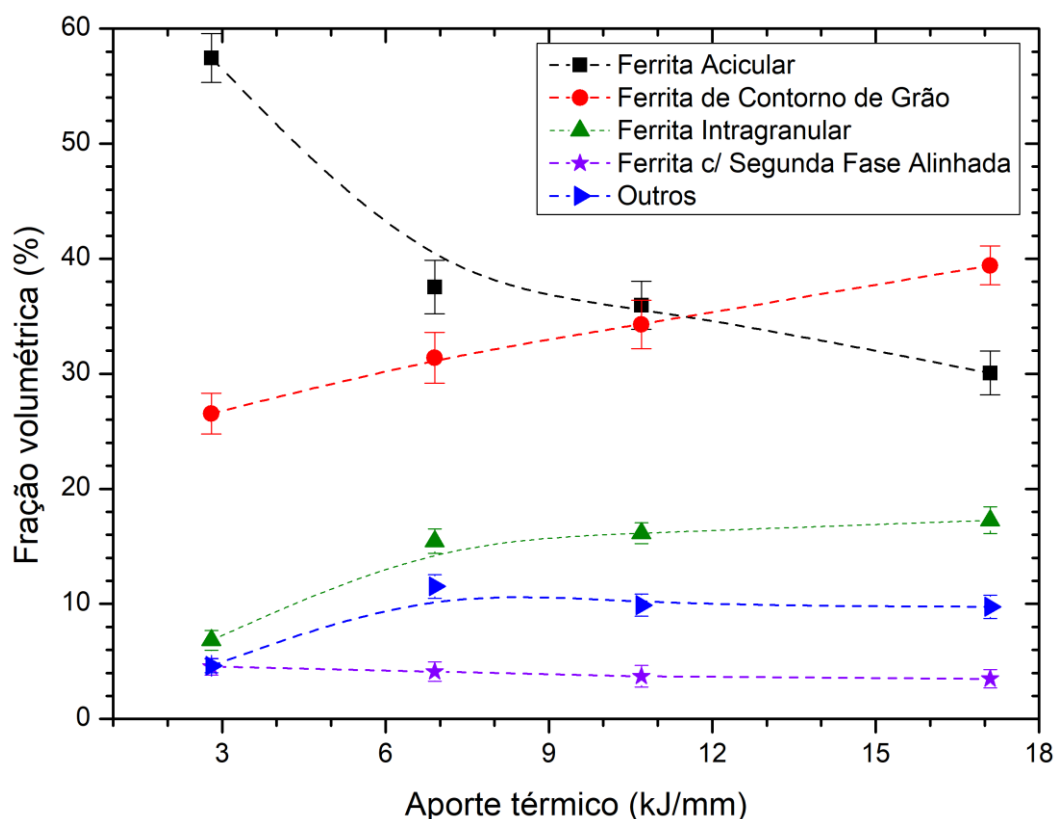


Figura 5.13: Efeito do aporte térmico na fração volumétrica de constituintes da zona fundida.

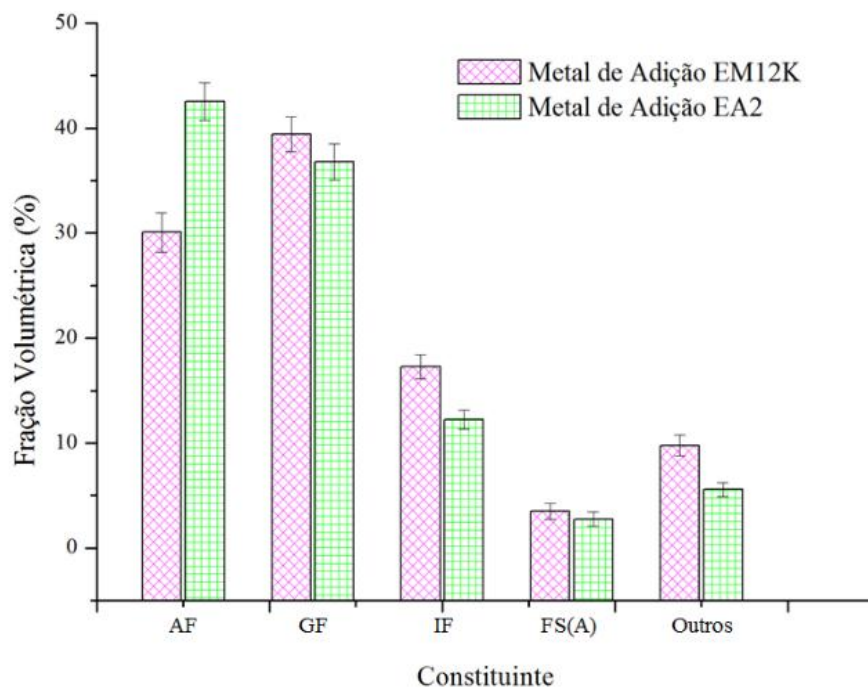


Figura 5.14: Efeito da composição química do metal de adição na fração volumétrica de constituintes em aporte térmico de 17,1kJ/mm.

Regiões de bainita e constituinte MA puderam ser identificadas no metal de solda de 10,7kJ/mm e 17,1kJ/mm por meio de microscópio eletrônico de varredura, Figura 5.15. As imagens desta figura foram obtidas na região central dos cordões, local onde se estima ser o caminho da trinca por fadiga e onde foram realizados os ensaios de tração e dureza. As ilhas de constituinte MA estão localizadas preferencialmente entre as placas da ferrita acicular e da FS(A) bem como junto aos contornos de grão da GF. A presença do MA é indesejável pois trata-se de um constituinte de elevada fragilidade que prejudica as propriedades mecânicas da junta soldada. Contudo, com o aumento do aporte térmico na soldagem, a fração volumétrica do constituinte MA tende a diminuir devido a redução na taxa de resfriamento, o que possibilita sua decomposição em ferrita e carbonetos (BHADESHIA, 2001).

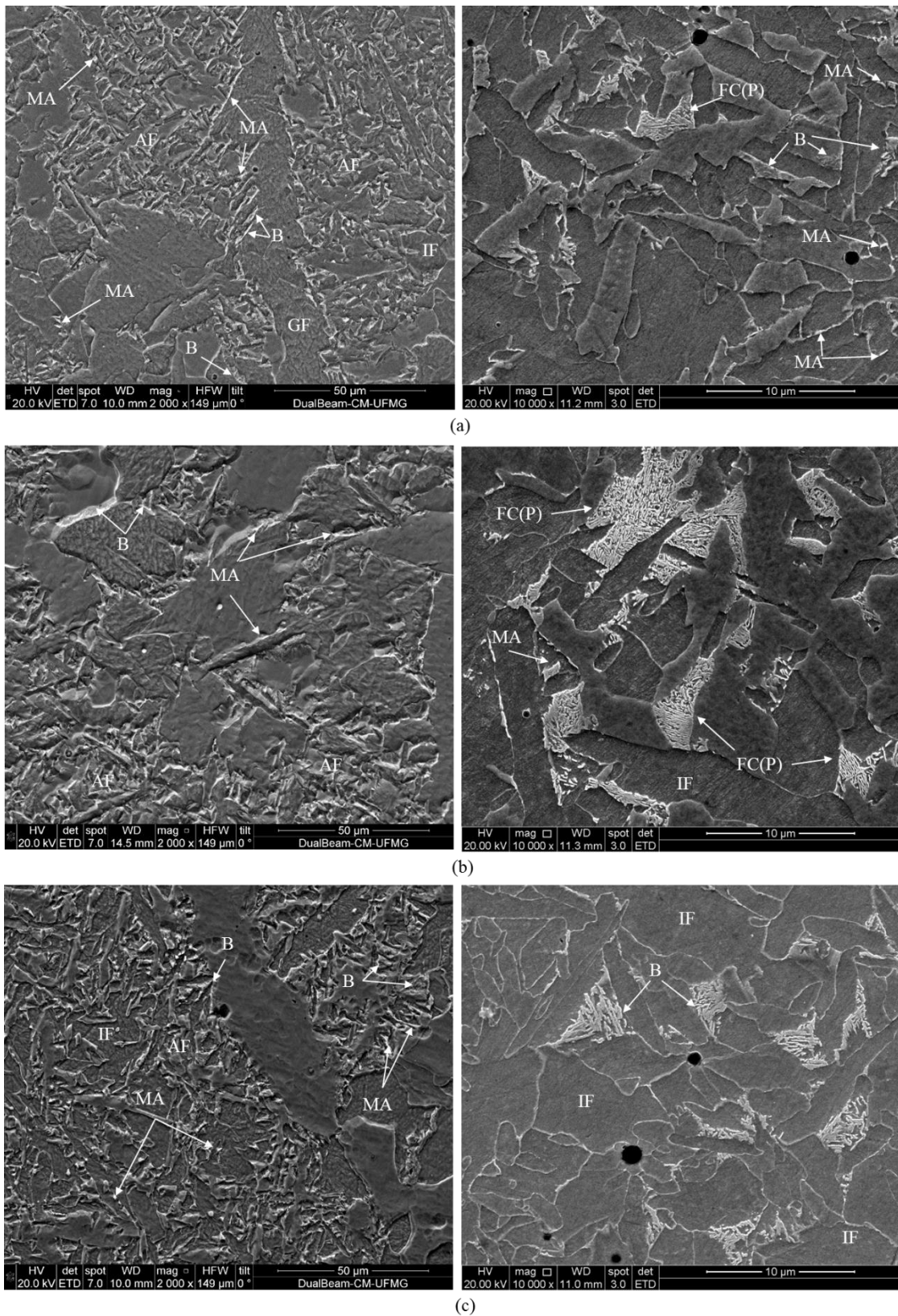


Figura 5.15: Análise complementar, microscópio eletrônico de varredura detalhe das regiões de constituinte MA e bainita (B); a) 10,7kJ/mm; b) 17,1kJ/mm – EM12K; c) 17,1kJ/mm (EA2).

5.4 – Propriedades Mecânicas Básicas da Zona Fundida

5.4.1 – Ensaio de Tração

Os resultados dos testes de tração para o metal base e os cordões de 10,7kJ/mm, 17,1kJ/mm e 17,1kJ/mm (EA2) encontram-se na Tabela V.3. Os valores encontrados para o metal base estão dentro do intervalo definido pela Norma ASTM A131, mostrados na Tabela IV.2. Com relação ao metal de solda, daqueles em que foram utilizados apenas os arames EM12K, o cordão de 10,7kJ/mm apresentou limite de escoamento maior do que o típico e limite de resistência dentro do especificado. O cordão de 17,1kJ/mm não atendeu às especificações por apresentar resistência mecânica menor. Lembrando que essas especificações apresentam resultados apenas para o metal de adição, sem influências de diluição.

Pode-se observar que as condições de soldagem que proporcionaram maior fração volumétrica de ferrita acicular, exibiram maior limite de escoamento, resistência e dureza (Figura 5.16). Já a condição de maior aporte que apresentou majoritariamente a ferrita primária com granulação grosseira, mostrou-se com os menores valores de propriedades mecânicas e alongamento.

Tabela V.3: Resultados de tração transversal e metal base.

Aporte (kJ/mm)	L.E. (MPa)	Típico	L.R (MPa)	Típico	Alongamento %	RE (%)
10,7	425 ± 2	420 ^A	542 ± 15	500 ^A	21 ± 2	78
17,1 EM12K	342 ± 16	420 ^A	496 ± 16	500 ^A	25 ± 1	69
17,1 EA2	422 ± 8	520 ^A	558 ± 10	590 ^A	18 ± 1	76
Metal Base	375 ± 3	355 min ^B	490 ± 8	490 – 620 ^B	18 ± 1	77

Nota: LE – Limite de Escoamento, LR – Limite de Resistência, RE – Razão Elástica

A: ESAB Catálogo de consumíveis (2017); B: Norma ASTM A131M (2014).

Destaca-se nessa comparação, o metal de solda com adição de Mo, ou seja o de 17,1kJ/mm (EA2), que revelou a maior resistência mecânica mesmo quando comparado com os resultados da solda feita com menor energia. Este resultado pode ser atribuído ao aumento da temperabilidade do metal de solda pelo Mo, juntamente com a fração

volumétrica de ferrita acicular, o que pode ter contrabalanceado as menores velocidades de resfriamento associadas com a aumento do aporte térmico (BHOLE *et al.*, 2006).

Ainda analisando a Tabela V.4, na maioria dos casos, os valores de limite de escoamento do metal de solda foram maiores que do metal base, numa situação conhecida como *overmatching*. Nesse caso haverá uma possibilidade de ruptura em tração ainda maior no metal base. Apenas o cordão de 17,1kJ/mm (EM12K) apresentou *undermatching*, se apresentando com o menor valor de limite de escoamento dentre todos os resultados obtidos.

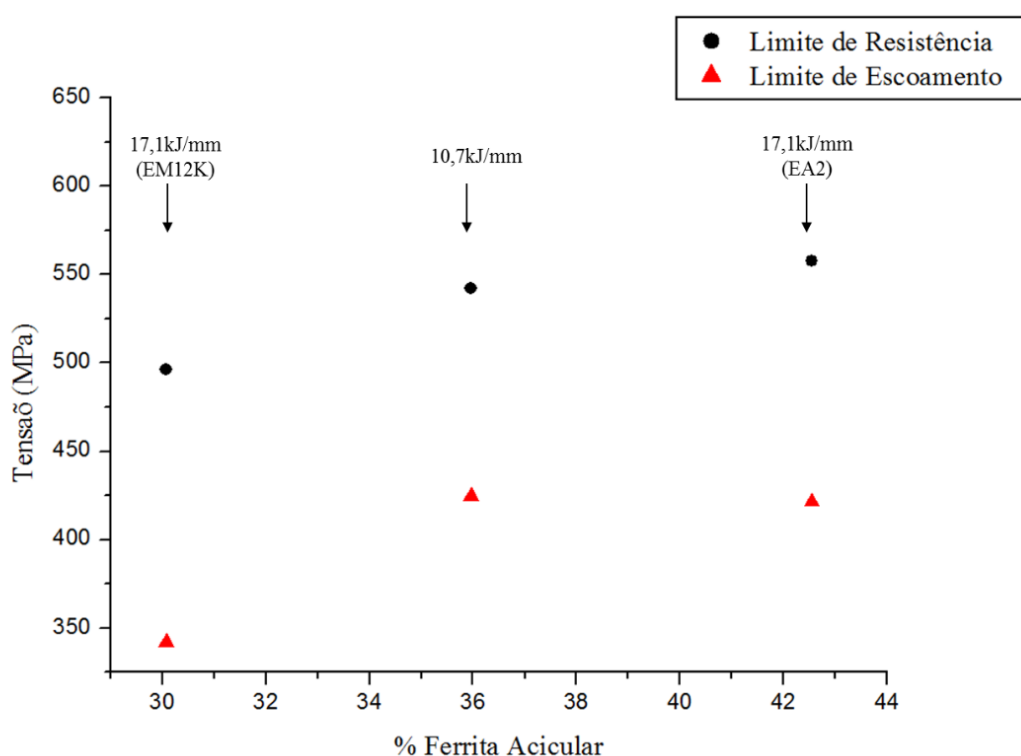


Figura 5.16: Variação das propriedades de tração em função da fração volumétrica de ferrita acicular.

Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura por tração são mostradas na Figura 5.17. Em todas as imagens é possível detectar características de fratura essencialmente dúctil com a presença de microcavidades (*dimples*) de tamanhos variados.

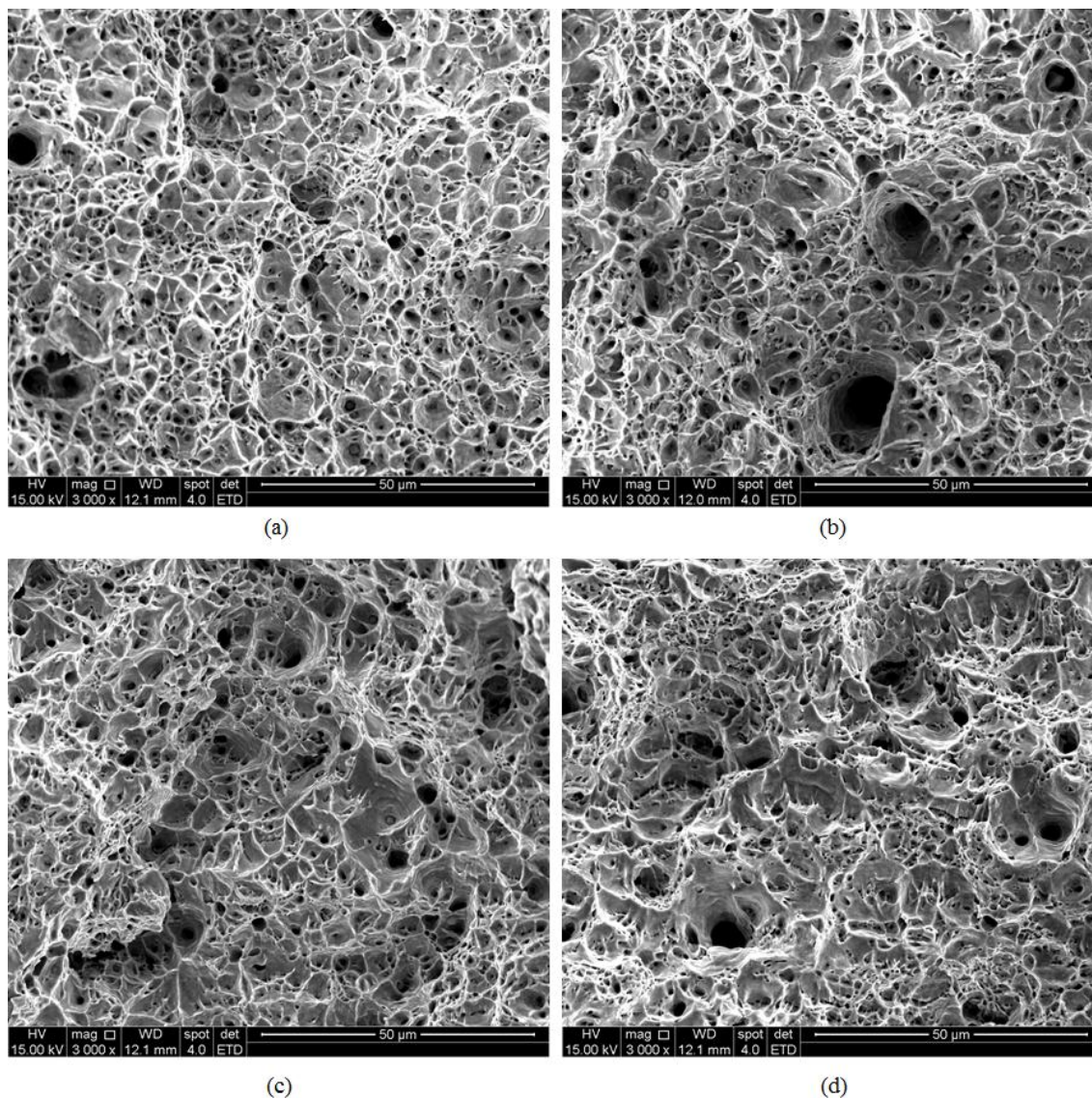


Figura 5.17: Superfícies de fratura por tração dos cordões de solda e metal base: a) 10,7kJ/mm; b) 17,1kJ/mm; c) 17,1kJ/mm (EA2); d) Metal Base EH36.

5.4.2 – Distribuição de Dureza

Nas Figuras 5.18 e 5.19 são apresentados os resultados do mapeamento de dureza realizado, diretamente nas macrografias. De maneira geral, como esperado, a dureza Vickers da zona fundida reduziu com o aumento do aporte térmico. Isso está relacionado principalmente ao aumento do tamanho de grão, à variação dos constituintes microestruturais, consequência dos maiores períodos de permanência em elevadas temperaturas (POPOVIC *et al.*, 2014). O valor médio de dureza Vickers (HV3) da zona fundida para o aporte de 2,8kJ/mm foi de (202 ± 7) HV e para o aporte de 6,9kJ/mm de (170 ± 4) HV.

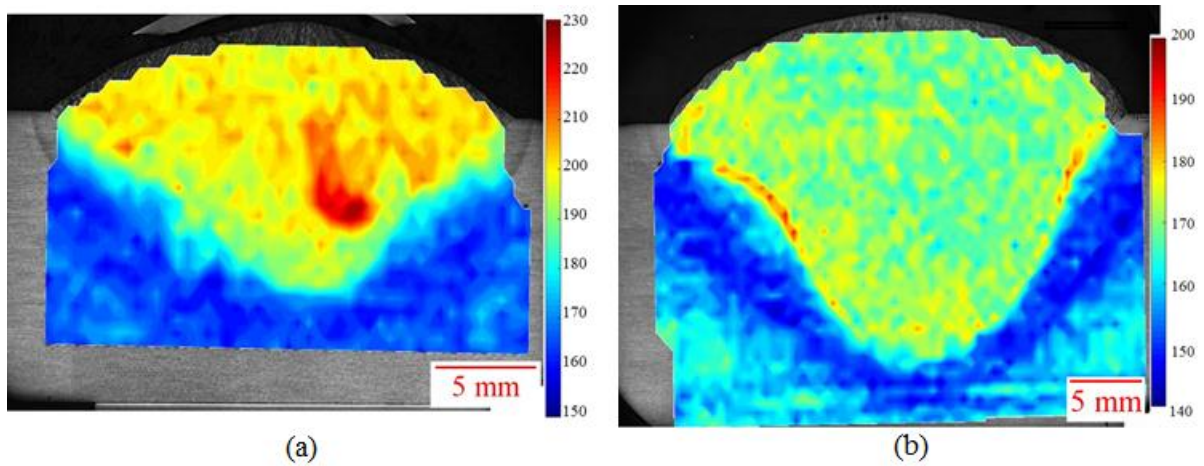


Figura 5.18: Mapeamento de dureza na seção transversal dos cordões depositados sobre chapa: a) 2,8kJ/mm; b) 6,9kJ/mm.

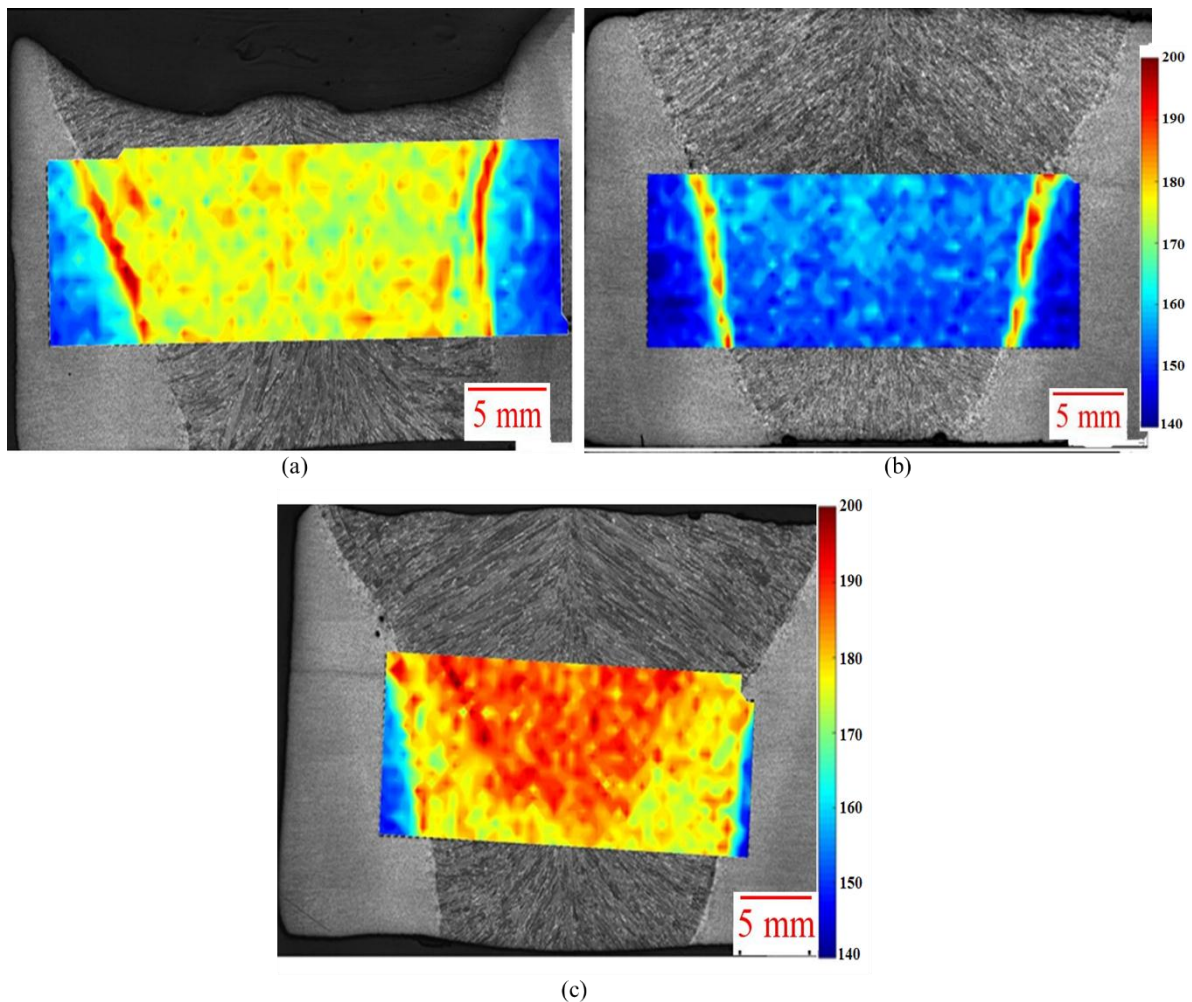


Figura 5.19: Mapeamento de dureza na seção transversal dos cordões depositados em chanfro: a) 10,7kJ/mm; b) 17,1kJ/mm (EM12K); c) 17,1kJ/mm (EA2)

A zona fundida de 10,7kJ/mm (Figura 5.19(a)), apresentou dureza média de (176 ± 5) HV ou seja, superior ao cordão de 6,9kJ/mm (Figura 5.18(b)) feito sobre chapa. Nesse caso, o principal motivo pode estar relacionado, às taxas de resfriamento em cada situação, uma vez que escoamento de calor do metal depositado em chanfro tende a ser melhor que aqueles depositados sobre chapa, pois existe uma maior superfície de contato com as paredes do chanfro e com o backing, o que facilita e acelera a condução térmica para a peça (GERY *et al.*, 2005). Isso é comprovado matematicamente pelo cálculo do tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ de acordo com a Norma DIN EN 1011-2 (2001), mostrado na Equação 5.1.

$$\Delta t_{8/5} = (4300 - 4,3T_0) * 10^5 * \frac{HI^2}{B^2} * \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] * F_2 \quad (5.1)$$

Onde, HI é o aporte térmico, B é a espessura da chapa, T_0 é a temperatura inicial da peça e F_2 é o fator de forma para escoamento de calor bidimensional. O fator de forma para a soldagem de topo é menor que para a soldagem sobre chapa (Figura 5.20), assim, aplicando-se a Equação 5.1 o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C para a soldagem em chanfro é menor, ou seja, a taxa de resfriamento é maior.

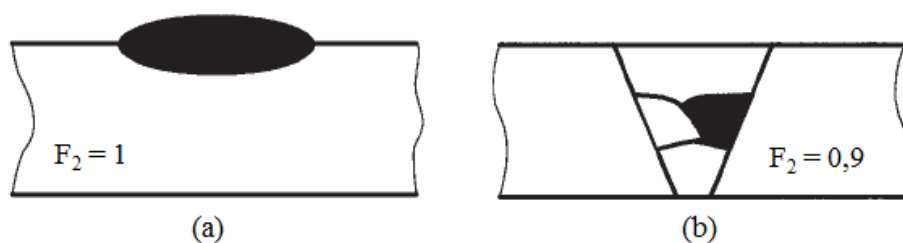


Figura 5.20: Fator de forma bidimensional a) cordão sobre chapa; b) cordão em chanfro. Adaptação de DIN EN 1011-2 (2001)

Do ponto de vista da composição química destes metais de solda, uma variação no carbono equivalente entre eles poderia também influenciar nessa diferença de dureza pois afetaria sua temperabilidade, mas como foi visto na Tabela V.2 o metal de 10,7kJ/mm apresentou o C_{eq} 0,01% maior que o cordão de 6,9kJ/mm valor que não foi significativo.

A maior variação de dureza está entre os cordões de 10,7kJ/mm e o de 17,1kJ/mm (EM12K), que apresentou dureza média de (154 ± 4) HV (Figura 5.21(a) e (b) respectivamente), bem como entre os de 17,1kJ/mm com ausência (EM12K) e com adição

de molibdênio (EA2), que apresentou dureza média de (184 ± 6) HV (Figura 5.19(b) e (c) respectivamente). No primeiro caso, percebe-se a influência do aporte térmico na microestrutura já que os consumíveis utilizados foram os mesmos. Esta variação de aporte proporcionou a formação de grãos grosseiros de ferrita de contorno de grão e intragranular, aos quais conferem ao metal de solda baixa resistência mecânica (EVANS e BAILEY, 1997).

A segunda situação mostra a influência dos consumíveis utilizados com o aumento do teor de liga na zona fundida, já que foram mantidos os parâmetros de soldagem e condições de resfriamento. Nesse caso, a adição de um arame contendo molibdênio contribuiu para o aumento da dureza nesse cordão, devido à formação de uma microestrutura com menor quantidade de ferrita de contorno de grão e consequente aumento de ferrita acicular. Percebe-se na Figura 5.19(c) que a dureza no centro do cordão é maior que nas extremidades, devido à segregação do molibdênio estar concentrada nessa região (última a se solidificar). A Figura 5.21, mostra como o aumento da dureza média está relacionado com o teor de ferrita acicular nos cordões de solda analisados.

É possível perceber, na zona termicamente afetada abrangida pelo mapeamento de dureza, regiões com os menores valores de dureza localizadas mais afastadas da zona fundida. Estas regiões foram associadas ao amaciamento da ZTA que é relatado como comum para este tipo de aço, pois ao serem submetidos a reduzidas taxas de resfriamento, consequência do elevado aporte térmico do processo de soldagem, o baixo carbono equivalente deste aço impossibilita a formação de estruturas de maior resistência mecânica (SILVA *et al.*, 2010, e BORBA *et al.*, 2015).

O aporte térmico afetou a microdureza da ferrita acicular e ferrita de contorno de grão na zona fundida, como mostra a Figura 5.22. Os elevados períodos de permanência em temperaturas acima de $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ proporcionaram um aumento na largura das placas da ferrita acicular e aumento do tamanho de grão da ferrita primária que consequentemente reduzem sua dureza. Detalhes das endentações dessas regiões em algumas das amostras podem ser vistas na Figura 5.23.

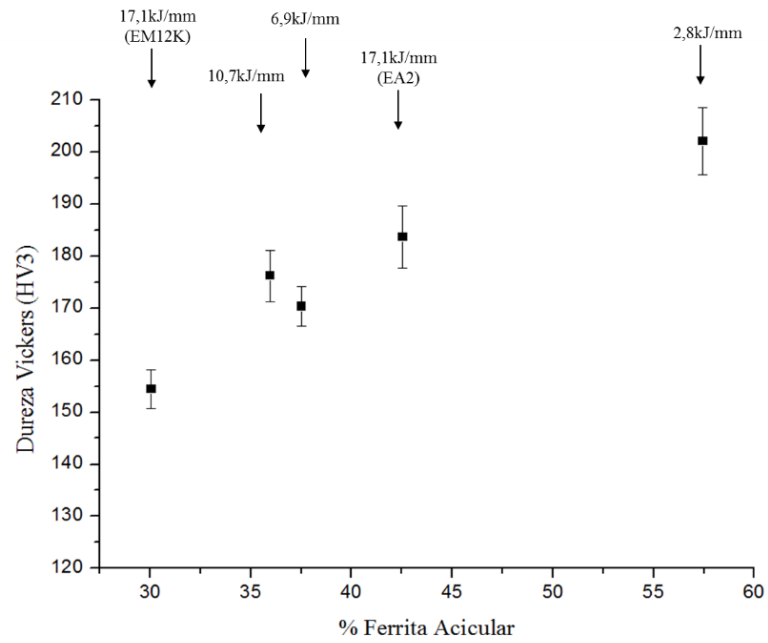


Figura 5.21: Efeito da fração de ferrita acicular na dureza média da zona fundida.

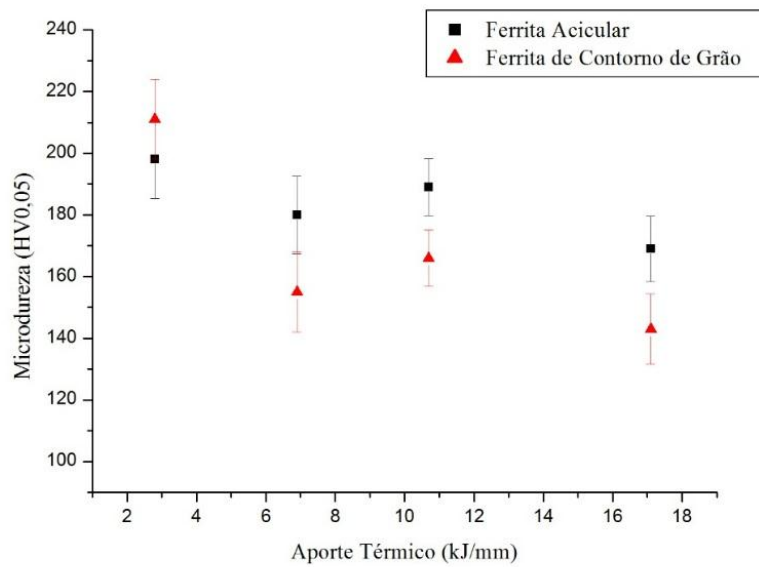


Figura 5.22: Efeito do aporte térmico na microdureza das ferritas acicular e de contorno de grão na zona fundida das soldas realizadas sem arame ligado.

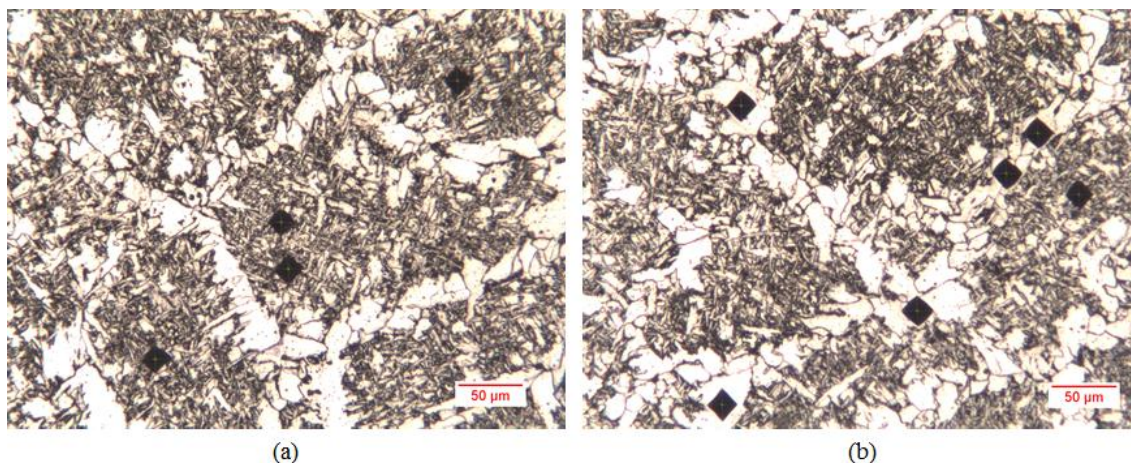


Figura 5.23: Algumas endentações obtidas em ensaio de microdureza na a) ferrita acicular e b) na ferrita de contorno de grão. 17,1kJ/mm EA2, nital 2%.

5.5 – Propagação de Trinca por Fadiga na Zona Fundida

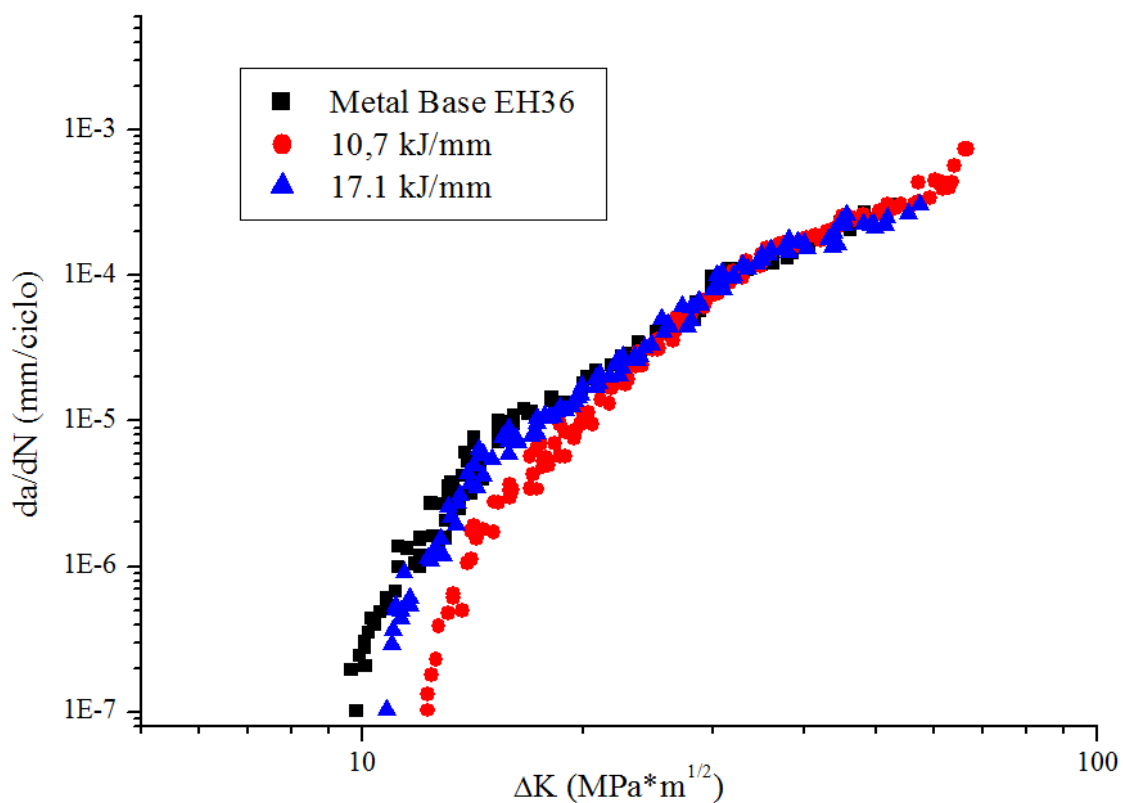
Os resultados de ensaios de fadiga são mostrados neste tópico, com base na análise da curva $da/dN \times \Delta K$ e na discussão dos resultados por meio de características microestruturais e de fratura. Primeiramente, serão discutidos os resultados da região I, comparando-os entre si e analisando a influência do fechamento de trinca por fadiga. Em seguida, a discussão abrangerá os resultados da região II, comparando-os com alguns trabalhos disponíveis na literatura.

5.5.1 – Curvas $da/dN \times \Delta K$

Nas Figuras 5.24 e 5.25, são mostradas as curvas $da/dN \times \Delta K$ completas obtidas. Considerando a região I e os valores do limiar de fadiga ΔK_{th} (Tabela V.4) são observadas diferenças que podem ser ligadas à microestrutura do material que, no caso das soldas, está relacionada ao aporte térmico. A zona fundida da solda feita com 10,7kJ/mm apresentou maior resistência à fadiga na região I que a de 17,1kJ/mm utilizando-se os mesmos consumíveis, como pode ser visualizado na Figura 5.24. No metal de solda obtido com 10,7kJ/mm, que apresentou maior quantidade de ferrita acicular que o de 17,1kJ/mm (EM12K), o valor do ΔK_{th} foi cerca de 12% maior.

Tabela V.4: Limiar de fadiga para as condições estudadas.

Aporte (kJ/mm)	ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})	Dureza Média (HV)
10,7	12,3	176 \pm 5
17,1	10,8	154 \pm 4
17,1 EA2	12,2	184 \pm 6
Metal Base	9,7	160 \pm 5

Figura 5.24: Influência do aporte térmico na taxa de crescimento de trinca por fadiga, para $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$.

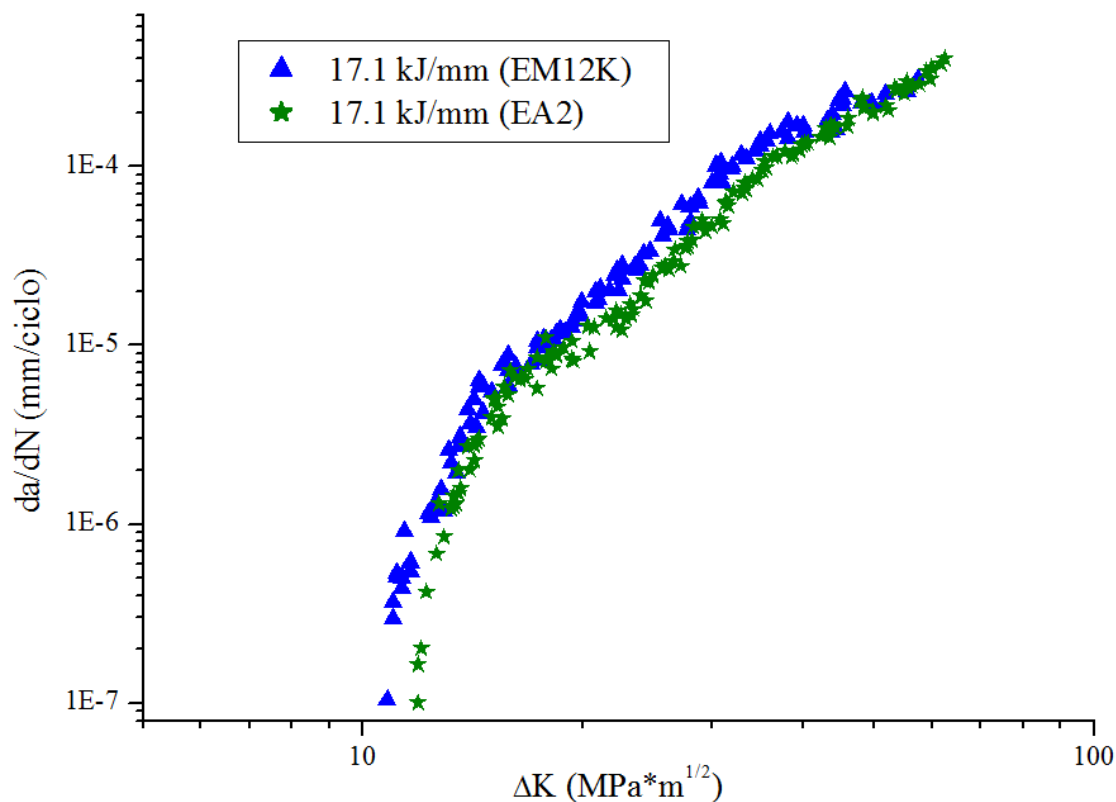


Figura 5.25: Influência do molibdênio na taxa de crescimento de trinca por fadiga, para $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$.

A Figura 5.25 apresenta as curvas $da/dN \times \Delta K$, em que foi mantido o aporte térmico de 17,1kJ/mm, mas com metal de adição diferente, proporcionando uma alteração da composição química no teor de manganês e molibdênio (Tabela V.2). Desta forma, o cordão de solda tornou-se mais resistente à tração e com maior dureza que os demais. No resultado de resistência à fadiga este metal de solda apresentou um valor de ΔK_{th} superior em 11% ao do soldado com o mesmo aporte, mas empregando-se apenas os arames EM12K e com um comportamento similar ao da zona fundida obtida com 10,7kJ/mm.

Uma relação inversamente proporcional entre dureza e ΔK_{th} é usualmente esperada (MURAKAMI e ENDO, 1994). Isso, contudo, não aconteceu para os metais de solda de 10,7kJ/mm e de 17,1kJ/mm (EA2), como pode ser observado na Tabela V.4. O principal fator que pode estar relacionado com este comportamento é a microestrutura, pois em ambos os casos houve uma maior fração volumétrica de ferrita. A adição de molibdênio no metal de solda para a condição de 17,1kJ/mm (EA2) aumentou sua temperabilidade e dureza. Este aumento de dureza foi proporcionado pela segregação do molibdênio e do

manganês preferencialmente na região central da zona fundida, mas devido às condições de resfriamento lento empregadas evitou-se a formação de constituintes frágeis, fazendo com que uma maior quantidade de ferrita acicular se formasse sem afetar sua ductilidade.

A ferrita acicular, formada por um entrelaçamento de pequenas placas e contorno de grão de alto ângulo, age para mudar a direção de propagação de trincas levando a um maior consumo de energia nesse processo, aumentando o ΔK_{th} . Assim, há maior tendência da trinca se propagar ao longo dos grãos de ferrita de contorno de grão, que oferecem menor resistência (ZHAO *et al.*, 2002), (XIONG e HU, 2012). Por isso, o aumento da fração volumétrica de ferrita acicular presente na zona fundida pode também ser responsável pelo aumento da resistência à fadiga.

Por outro lado, deve-se salientar que, além da variação na fração volumétrica de ferrita acicular, também sua morfologia entre as condições estudadas possui algumas diferenças. Tanto no metal de solda de 10,7kJ/mm quanto nos de 17,1kJ/mm existe variações no tamanho de grão e na espessura das placas desse constituinte, como foi observado qualitativamente nas Figuras 5.10 a 5.12. A ferrita acicular com maior espessura de suas placas tende a reduzir seu efeito benéfico nas propriedades mecânicas devido à formação de ferrita intragranular (POPOVIC *et al.*, 2014).

Outro fator que pode explicar essa diferença de ΔK_{th} encontrada está relacionado com o fechamento de trinca por fadiga. Com base na norma ASTM E647 é possível obter a partir de uma curva Carga x COD, o valor da carga a partir da qual a trinca estará aberta (P_{op}). A Figura 5.26 mostra a obtenção deste valor a partir de um dos ensaios. Uma vez encontrado o valor de P_{op} , será possível, nessa mesma curva, obter o valor de $P_{máx}$ e, por fim, calcular a razão $P_{op}/P_{Máx}$ que corresponde a um percentual de atuação desta carga de abertura sobre a carga máxima para um dado valor de ΔK . Repetindo este procedimento para valores de ΔK próximos ao limiar para todas as condições, chega-se à curva da Figura 5.27.

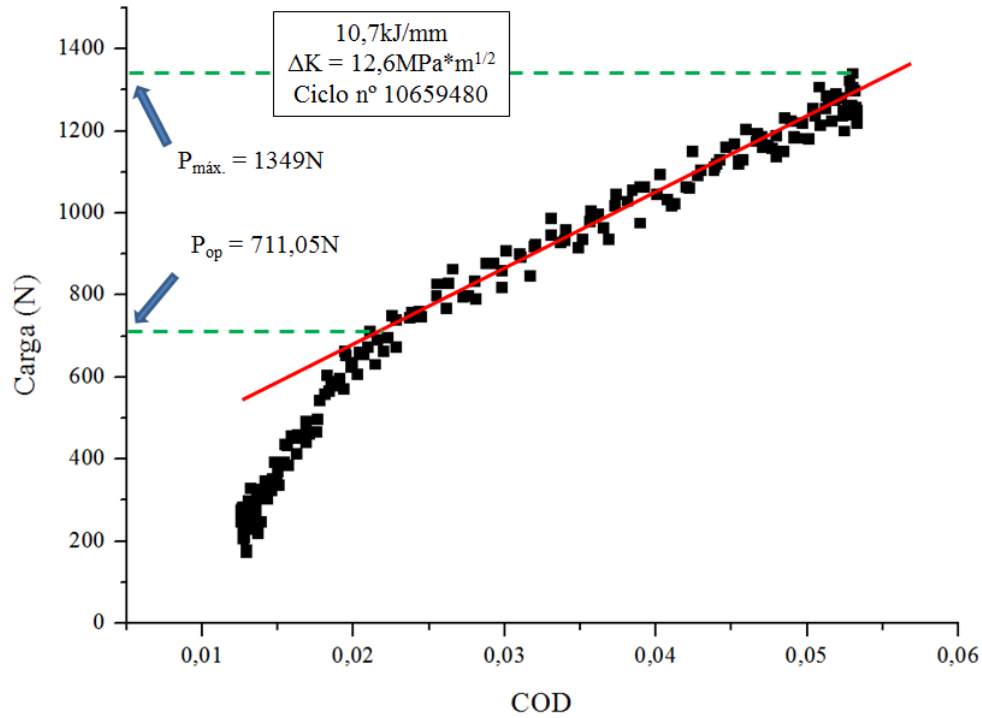


Figura 5.26: Metodologia de obtenção do valor de P_{op} na condição de 10,7kJ/mm e extensivo às demais condições e valores de ΔK .

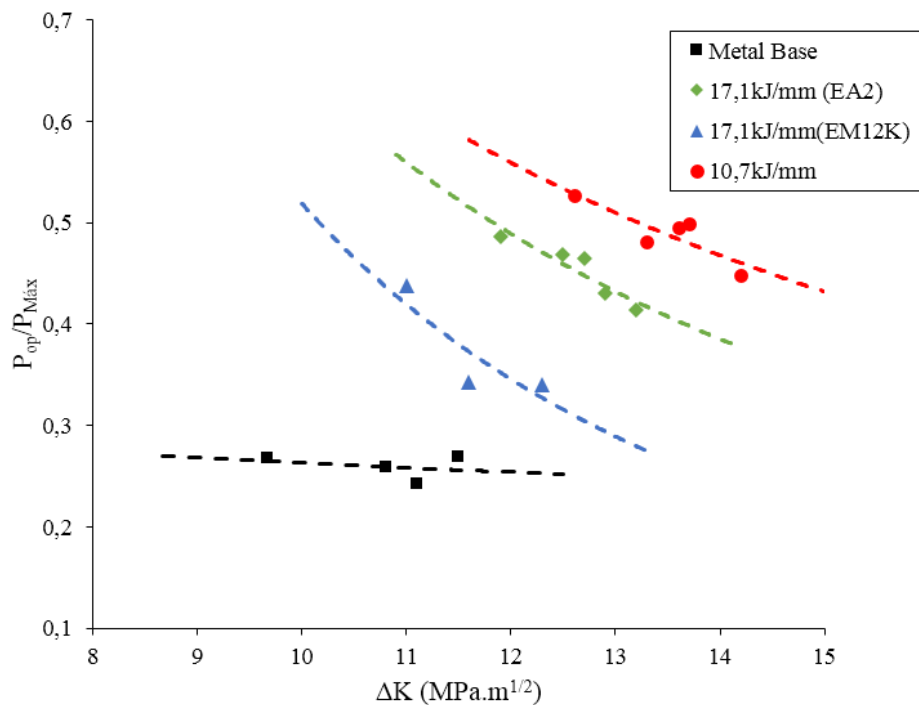


Figura 5.27: Medidas do efeito do fechamento de trinca para valores de ΔK próximos ao limiar.

Os maiores efeitos do fechamento de trinca, segundo a Figura 5.27, são observados para os aportes de 10,7 kJ/mm e 17,1 kJ/mm (EA2), que são justamente aqueles que apresentaram os maiores valores de ΔK_{th} , e maior fração volumétrica de ferrita acicular. Essa composição microestrutural pode ter influenciado no processo, uma vez que a trinca, durante seu percurso, procura regiões de menor resistência à sua propagação, no caso a ferrita de contorno de grão. Isso a torna tortuosa, favorecendo o fechamento de trinca induzido por rugosidade (LAWSON *et al.*, 1999), pois quando a mudança de direção de propagação da trinca em relação à direção de carregamento, se alterna entre os modos I e II, causa uma incompatibilidade entre as faces inferior e superior da trinca (SURESH, 2004).

Nas Figuras 5.28 e 5.29, perfis laterais do último milímetro do percurso da trinca de fadiga durante a determinação do limiar de fadiga são mostrados protegidos com um revestimento de níquel (ver seção 4.2.2). Analisando percurso da trinca, pode-se inferir pelas Figuras 5.28(a) e 5.29(a), para o aporte de 10,7kJ/mm que a trinca se propagou ao longo da ferrita acicular. O percurso da trinca nesse metal de solda, também se apresentou com muitas tortuosidades (Figura 5.29(a)), comprovando o efeito do fechamento de trinca mostrado na Figura 5.27.

Já para o aporte de 17,1kJ/mm (EA2), as Figuras 5.28(b) e 5.29(b), que este se deu preferencialmente pela ferrita de contorno de grão, a fim de se evitar regiões mais resistentes de ferrita acicular, gerando desvios e alguma tortuosidade no seu caminho. Além disso, como destacado na Figura 5.29 com uma maior ampliação, para todas as condições de aporte térmico, quando a trinca passa por uma região de ferrita acicular (destacadas pelo círculo azul) torna-se mais tortuosa do que quando passa pela ferrita de contorno de grão (destacadas pelo círculo vermelho). Isso sugere que ela encontra mais resistência e conseqüente fechamento de trinca induzido por rugosidade dentro das regiões de ferrita acicular.

Para o metal base e também para a solda feita com aporte de 17,1 kJ/mm (EM12K), percebe-se pelo gráfico da Figura 5.27 que o efeito do fechamento de trinca foi menos acentuado do que nos demais corpos de prova, o que pode explicar seus menores valores de ΔK_{th} encontrados. Contudo, analisando as Figuras 5.28(c) e 5.29(c) observa-se que houve, na amostra de 17,1 kJ/mm (EM12K), grande tortuosidade da trinca, que pode estar

relacionada com o tamanho de grão deste metal de solda que, numa análise qualitativa, apresentou-se maior que as outras amostras.

Nesse sentido, RITCHIE e SURESH (1982) apresentam estudos que mostram que microestruturas com maiores tamanhos de grão favorecem o fechamento de trinca induzido por rugosidade, pois a trinca apresenta uma morfologia de fratura facetada que leva ao aumento do contato entre as superfícies. Assim, analisando as curvas de tendência da Figura 5.27, apesar de a condição 17,1kJ/mm EM12K apresentar menores valores de fechamento na faixa de ΔK analisada, sua curva de tendência é mais acentuada que as demais, quando se reduz o ΔK .

Ainda com relação ao metal base as Figuras 5.28(d) e 5.30 mostram que este material também apresentou alguma tortuosidade no percurso da trinca, tendo se propagado preferencialmente de forma intergranular nas regiões de ferrita a fim de se desviar de estruturas com maior resistência como a perlita ou a bainita (XIONG *et al.*, 2015). Essa tortuosidade apresentada não afetou o fechamento de trinca por fadiga deste material. Numa imagem mais detalhada, mostrada na Figura 5.30 pode-se observar que quando a trinca passa pelo grão de ferrita, apresenta pouca tortuosidade, mas possui a tendência de seguir os contornos de grão, gerando os desvios em seu percurso.

Por se tratar de uma junta soldada, além do efeito da microestrutura e do fechamento de trinca por fadiga, deve-se salientar, o efeito das tensões residuais de tração na zona fundida. Essas tensões agem no sentido de se abrir a trinca e aumentar sua taxa de propagação, reduzindo o limiar (ZERBST *et al.*, 2016). Entretanto, os resultados mostram que essa influência não foi significativa entre os metais de solda, pois apresentaram valores de ΔK_{th} não muito diferentes se comparados entre si e com o metal base (teoricamente livre de tensões residuais).

O elevado aporte térmico e as reduzidas taxas de resfriamento empregadas podem ter atuado para reduzir as tensões residuais, já que regiões extensas da junta soldada estiveram submetidas a temperaturas acima de 500°C por um longo intervalo de tempo. Além disso, processos de corte e usinagem também favoreceram a redistribuição de tensões residuais e podem ter contribuído para a redução de sua influência nos resultados de taxa de crescimento de trinca por fadiga na região I.

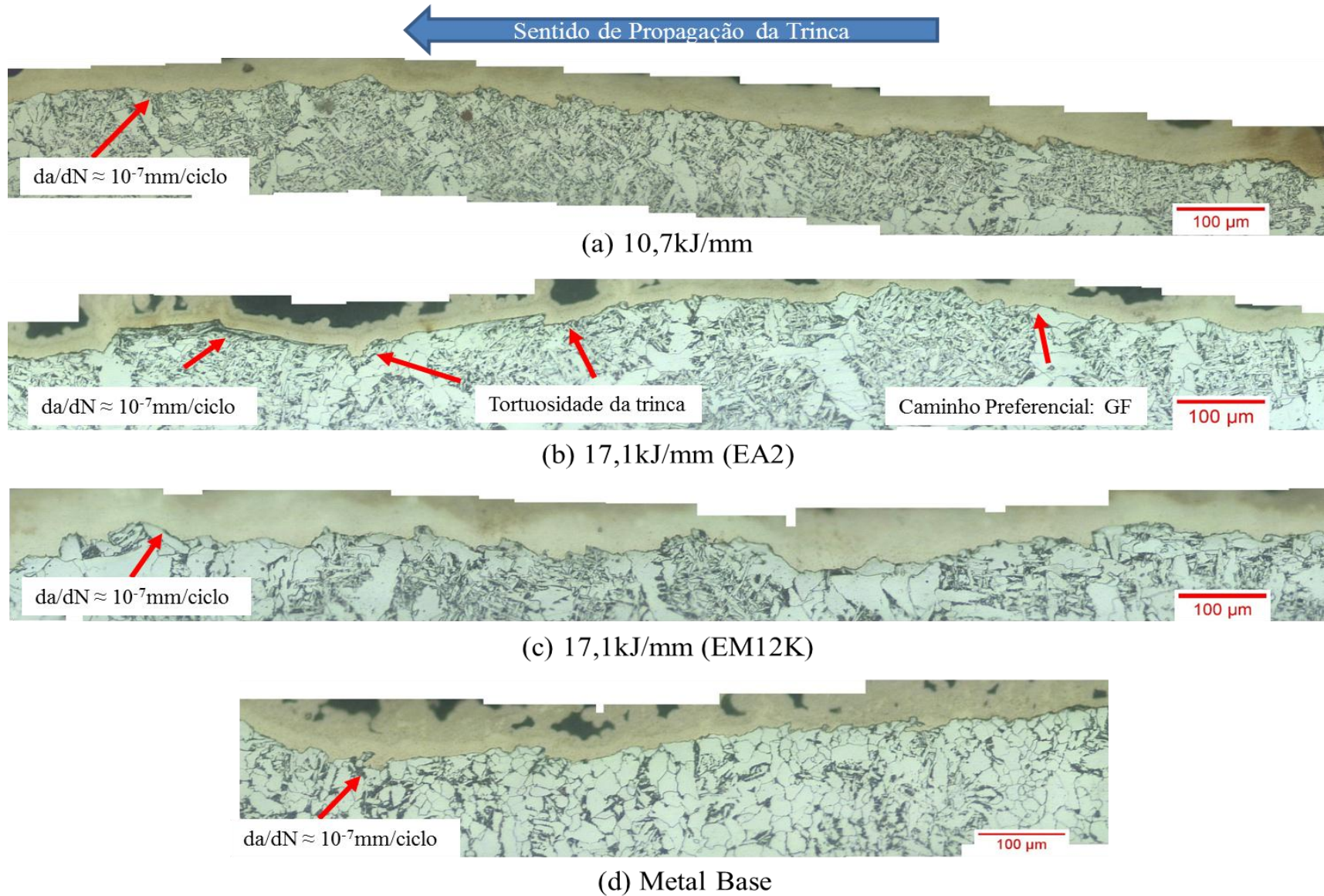


Figura 5.28: Percurso de trinca no último milímetro próximo ao limiar ΔK_{th} . Nital 2%, ampliação de 500x.

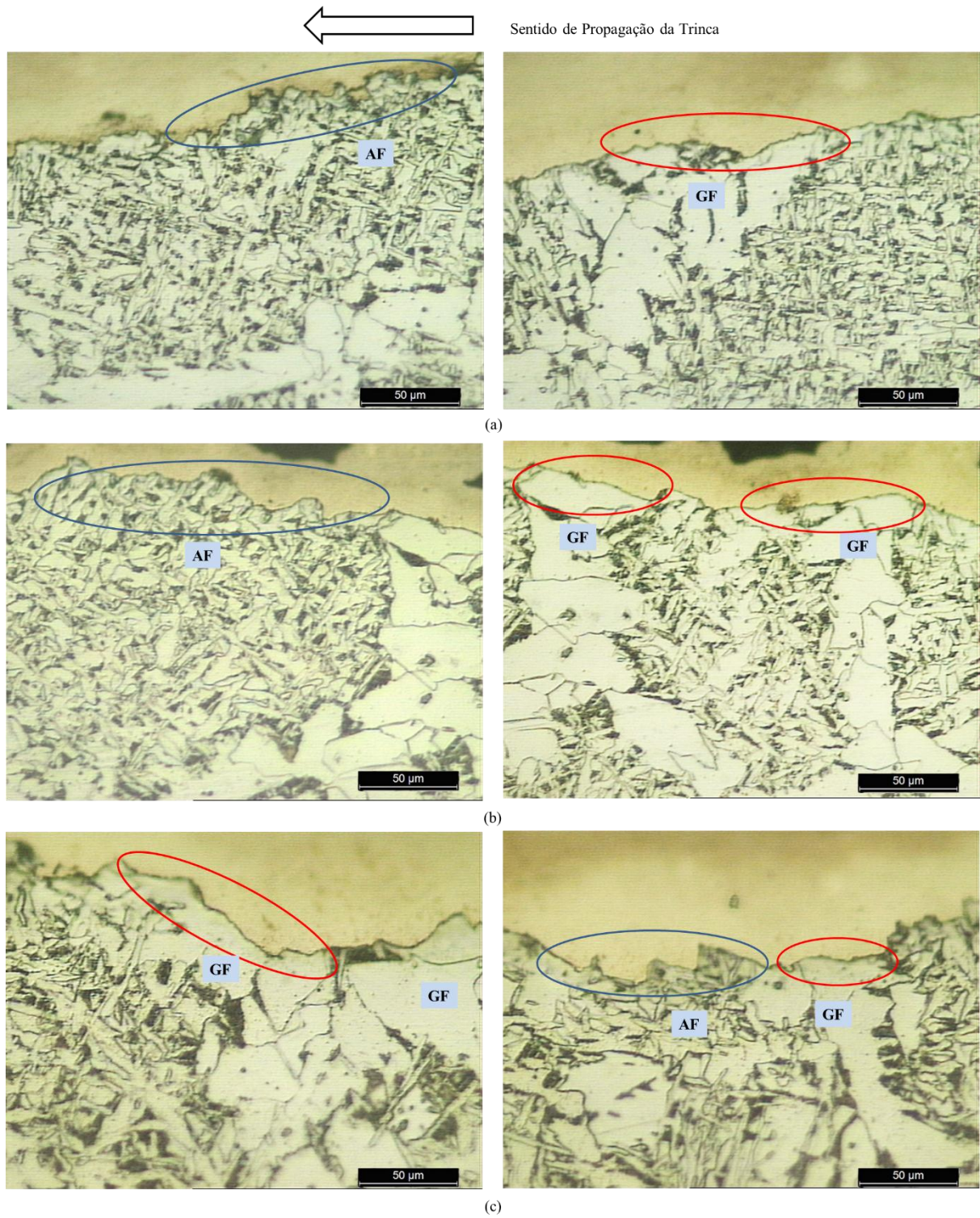


Figura 5.29: Percurso de trinca nas regiões de ferrita acicular (AF) e ferrita de contorno de grão (GF); a) 10,7kJ/mm; b) 17,1kJ/mm (EA2); c) 17,1kJ/mm (EM12K).

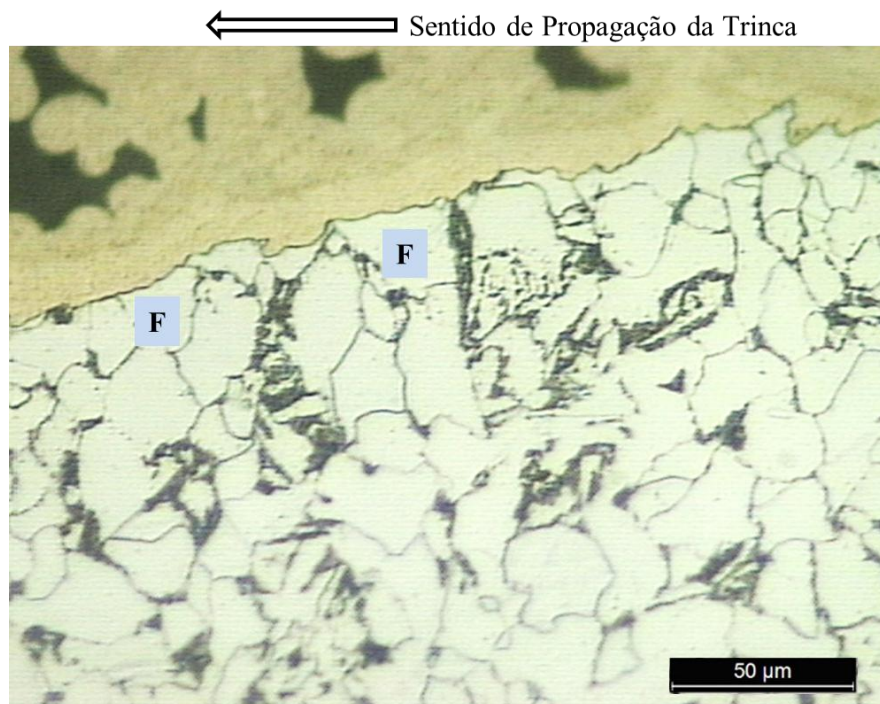


Figura 5.30: Percurso de trinca nas regiões de ferrita (F) do metal base.

Considerando agora a região II, das curvas mostradas nas Figuras 5.24 e 5.25, sabe-se que pela Equação 3.11, quanto maiores os valores de C e m , menor é a resistência à propagação da trinca. Comparando-se as curvas obtidas, o comportamento nessa região não sofreu alterações significativas, uma vez que este depende principalmente das condições de carregamento, e não das características microestruturais. Além disso, essa semelhança das curvas $da/dN \times \Delta K$ nessa região II concorda com a hipótese de que o fenômeno de fechamento de trinca tende a se reduzir ou, mesmo, desaparecer para valores mais elevados de ΔK , como também sugerem BELTRAO *et al.*, (2010).

Para fins de comparação, foram considerados alguns trabalhos divulgados na literatura especializada para este metal base e similares. A Tabela V.5 mostra os valores de C e m para o aço EH36, obtidos por TSAY *et al.*, (1999), que estudaram o crescimento de trinca por fadiga em todas as regiões da junta soldada, incluindo o metal base, considerando $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$. Já LEE *et al.*, (2000) mostraram também curvas $da/dN \times \Delta K$ para este aço, mas com algumas variações nos parâmetros de ensaio, nesse caso utilizando $R = 0$ e $f = 10\text{Hz}$, condições menos severas que os demais.

Outros dois trabalhos, BELTRAO *et al.*, (2010) e GODEFROID *et al.*, (2014), foram incluídos, mas não são referentes ao EH36 e, sim, ao API 5LX70, também processado

por TMCP e com propriedades mecânicas e carbono equivalente semelhantes, muito utilizados na indústria do petróleo. Nestes dois últimos trabalhos as condições de ensaio foram as mesmas, ou seja, $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$. Pode-se perceber que os resultados em geral não apresentam semelhanças. Os valores obtidos indicam que a taxa de propagação de trinca por fadiga na Região II foi próxima ou até menor que a de aços empregados nessa mesma aplicação.

Tabela V.5: Constantes experimentais de Paris do metal base comparadas com resultados da literatura para os aços TMCP EH36 e API 5LX70.

	C (mm/ciclo)	m
Este Trabalho	$1,98 \times 10^{-9}$	3,07
TSAY <i>et al.</i>, (1999)	$1,20 \times 10^{-5}$	4,55
LEE <i>et al.</i>, (2000)	$3,75 \times 10^{-10}$	3,88
BELTRAO <i>et al.</i>, (2010)	$2,06 \times 10^{-11}$	4,59
GODEFROID <i>et al.</i>, (2014)	$9,5 \times 10^{-8}$	3,55

A Tabela V.6 mostra os resultados dos parâmetros C e m obtidos a partir das curvas $da/dN \times \Delta K$ das Figuras 5.24 e 5.25 para a zona fundida. Estas constantes experimentais da região II (propagação estável da trinca) não sofreram grandes variações com o aumento do aporte térmico nestes metais de solda. Isso mostra que não houve influência significativa da microestrutura nessa região da curva, o que já era esperado (ZERBST *et al.*, 2016), (LEE *et al.*, 2000).

Tabela V.6: Parâmetros de Paris para a zona fundida das soldas analisadas.

Aporte (kJ/mm)	C (mm/ciclo)	m
10,7	$2,41 \times 10^{-09}$	2,99
17,1	$1,52 \times 10^{-09}$	3,12
17,1 (EA2)	$1,88 \times 10^{-09}$	2,98

Considerando ainda a região II das curvas mostradas nas Figuras 5.24 e 5.25, também foi feita uma comparação com resultados de trabalhos anteriores de propagação de trinca na zona fundida. Como mencionado anteriormente, não foram encontrados trabalhos mostrando resultados para juntas feitas em único passe e com elevado aporte térmico, o que impossibilita uma comparação nas mesmas condições. Assim, foram selecionados resultados de autores que trabalharam com soldas em juntas espessas, mas feitas em vários passes e com aporte térmico inferior ao usado aqui. Seis trabalhos foram selecionados, com o critério de que as condições de realização do ensaio de fadiga fossem similares ou menos severas que as usadas neste trabalho.

TSAY *et al.*, (1999) realizaram soldagem com eletrodo revestido em chapas de aço TMCP EH36 de 17mm de espessura, com aporte térmico de 1,48kJ/mm e um total de 14 passes utilizando eletrodos AWS E7018 de 4mm de diâmetro. Os corpos de prova CT foram usinados para propagação da trinca transversal ao cordão de solda com $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$. BRAZ (1999) comparou soldas feitas com eletrodo revestido e com arco submerso em chapas de aço ARBL C-Mn com 25,4mm de espessura usando o mesmo aporte térmico de 1,3 kJ/mm. As macrografias mostram a aplicação de vários passes, mas não há uma indicação da quantidade. Os corpos de prova CT foram usinados para propagação da trinca na zona fundida e no sentido longitudinal ao cordão de solda com $R = 0,1$ e $f = 40\text{Hz}$.

Tabela V.7: Condições e resultados de ensaios de fadiga de zona fundida obtidos da literatura.

Autor(es)	Aporte kJ/mm	Nº de passes	R	C mm/ciclo	m
TSAY <i>et al.</i>, (1999)	1,48	14	0,1	$2,84 \times 10^{-10}$	3,92
BRAZ (1999) – SMAW	1,30	14	0,1	$1,18 \times 10^{-9}$	2,91
BRAZ (1999) – SAW	1,30	-	0,1	$1,34 \times 10^{-8}$	2,64
LEE <i>et al.</i>, (2000)	14,90	1	0	$2,33 \times 10^{-10}$	3,89
BELTRÃO <i>et al.</i>, (2010)	3,30	-	0,1	$1,60 \times 10^{-9}$	3,22
SILVA (2010)	-	17	0,2	$7,91 \times 10^{-10}$	3,33
XIONG e HU (2012)	2,40	4	0,1	$7,26 \times 10^{-9}$	2,86

O procedimento de soldagem com maior aporte térmico dentre todos foi o estudado por de LEE *et al.*, (2000), que utilizou o processo Eletrogás para obter uma junta em uma chapa de aço TMCP AH36 de 25mm com um único passe. O aporte utilizado foi de 14,9kJ/mm. Corpos de prova de dobramento foram usinados para propagação da trinca longitudinal ao cordão de solda com $R = 0$ e $f = 10\text{Hz}$.

As soldas multipasses estudadas por BELTRÃO *et al.*, (2010) foram feitas por soldagem ao arco submerso em aço API 5L X70 com eletrodo de 4mm de diâmetro e aporte de 3,3 kJ/mm. O número de passes e a espessura da chapa não foram informados no trabalho. Os corpos de prova de dobramento foram usinados para propagação da trinca longitudinal ao cordão de solda com $R = 0,1$ e $f = 30\text{Hz}$. Eles ainda analisaram a influência de sobrecargas e também realizaram propagação de trinca com $R = 0,5$.

SILVA (2010) soldou tubos API 5LX80 com parede de 20,5mm de espessura utilizando eletrodo revestido em 17 passes. O aporte térmico não foi informado no trabalho e corpos de prova de dobramento foram usinados para propagação da trinca longitudinal ao cordão de solda com $R = 0,2$ e $f = 15\text{Hz}$.

Por fim, no trabalho de XIONG e HU (2012) foi realizada soldagem SAW em um aço Q345 de 30 mm de espessura em 4 passes com aporte térmico de 2,5kJ/mm. Corpos de prova CT foram usinados para propagação da trinca longitudinal ao cordão de solda com $R = 0,1$ e $f = 10\text{Hz}$. As principais informações dos resultados dos trabalhos apresentados acima estão resumidas na Tabela V.7.

Pode-se perceber que o comportamento em fadiga da zona fundida para a região II considerando os aportes estudados no presente trabalho estão dentro de uma faixa muito próxima dos valores obtidos por outros autores utilizando aporte menor. Isso, mais uma vez, comprova a independência da microestrutura na região II, e demonstra que o uso de aportes elevados e redução no número de passes de soldagem não afetam significativamente o comportamento em fadiga nessa região.

5.5.2 – Norma BS7910 (2013)

As juntas soldadas obtidas neste trabalho, além do metal base, aplicam-se à indústria de construção naval, os resultados das Figuras 5.24 e 5.25 podem ser qualificados de acordo com a Norma BS 7910 (2013), que define parâmetros de taxa de crescimento de trinca por fadiga para estruturas soldadas ao ar e subaquáticas com limite de resistência à tração de até 700 MPa e com temperatura de aplicação abaixo de 100°C, voltadas para a indústria naval e de petróleo. Essa Norma recomenda como referência uma condição extrema com $R \geq 0,5$ apresentando os limites máximos de ΔK_{th} , C e m permitidos. Trabalhos relacionados a materiais e técnicas voltadas para esta aplicação são, geralmente, comparadas com esta Norma (WIESNERA *et al.*, 2000), (DARCIS *et al.*, 2004), (ARIAS e BRACARENSE, 2017) .

As curvas comparativas estão apresentadas na Figura 5.31. Nota-se que em todas as condições de soldagem o valor do limiar obtido está acima do ΔK_{th} de referência, tanto para $R \geq 0,5$ onde $\Delta K_{th}^{Ref} = 2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (condição mais extrema de aplicação) quanto para $R = 0,1$ em que $\Delta K_{th}^{Ref} = 4,7\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, significando que os metais de solda obtidos possuem resistência à fadiga superior ao exigido pela Norma. Assim, pode-se inferir que ao optar pela soldagem de elevado aporte térmico, é viável a escolha do processo de único passe com 17,1kJ/mm de aporte e adição do arame EA2, pois o que apresentou maior resistência à fadiga dentre os metais de solda nessas mesmas condições.

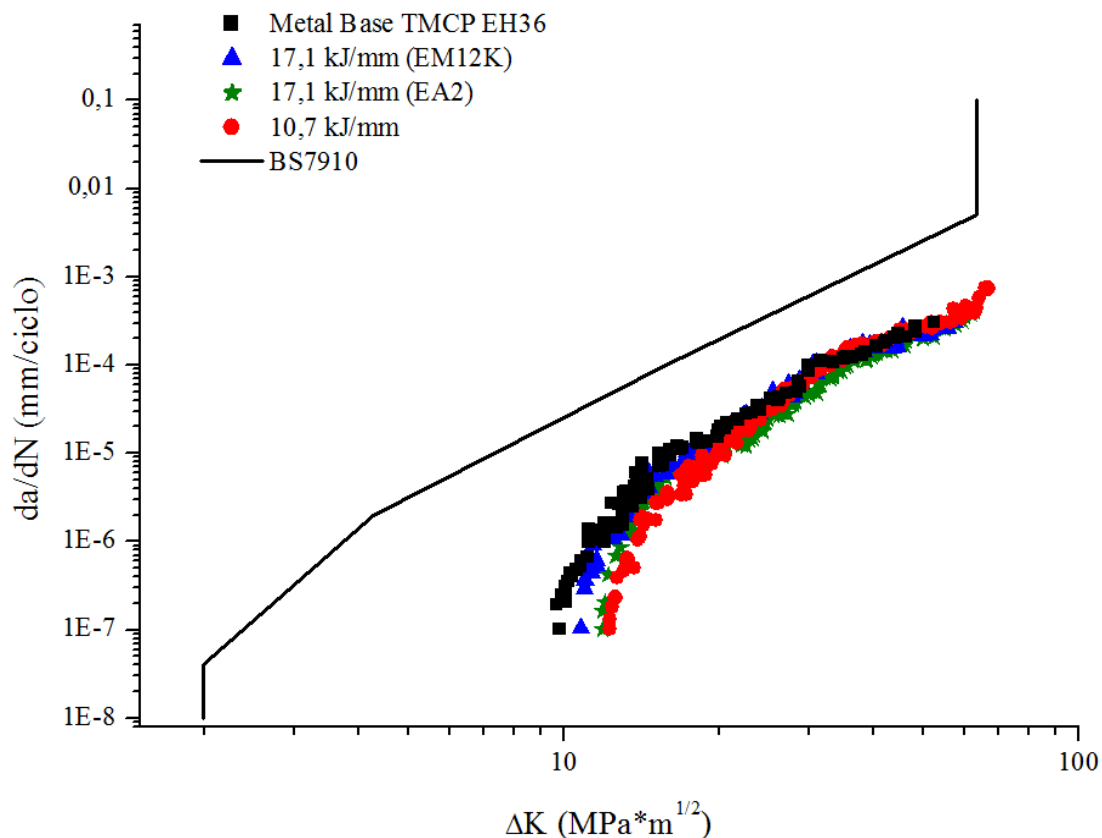


Figura 5.31: Valores limite da Norma BS7910 para $R \geq 0,5$ para as Regiões 1 e 2 em comparação com os resultados obtidos para todas as condições de soldagem e o metal base ($R = 0,1$).

5.5.3 – Análise de Fratura

Na Figura 5.32, observa-se o perfil macroscópico de uma das superfícies de fratura. Destaca-se principalmente a presença de uma certa rugosidade macroscópica na região de propagação da trinca a partir do entalhe usinado, característica de propagação de trinca em zona fundida. Percebe-se também um leve desvio de simetria da ponta da trinca, marcado pela mancha de oxidação, o que pode também sugerir a influência do fechamento de trinca induzido por formação de óxidos.

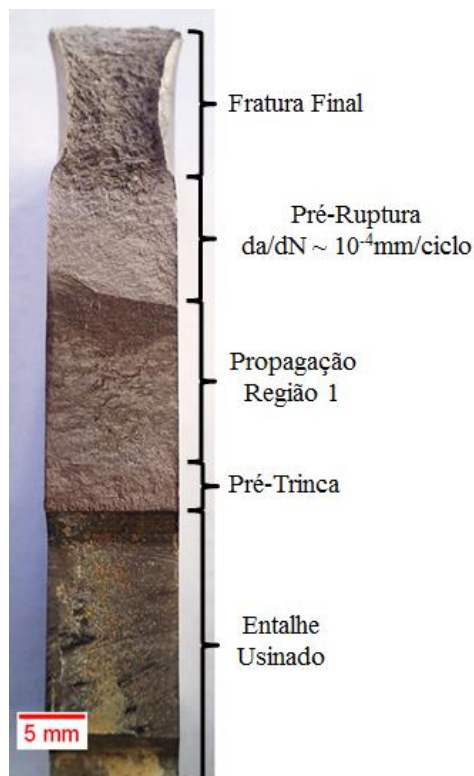
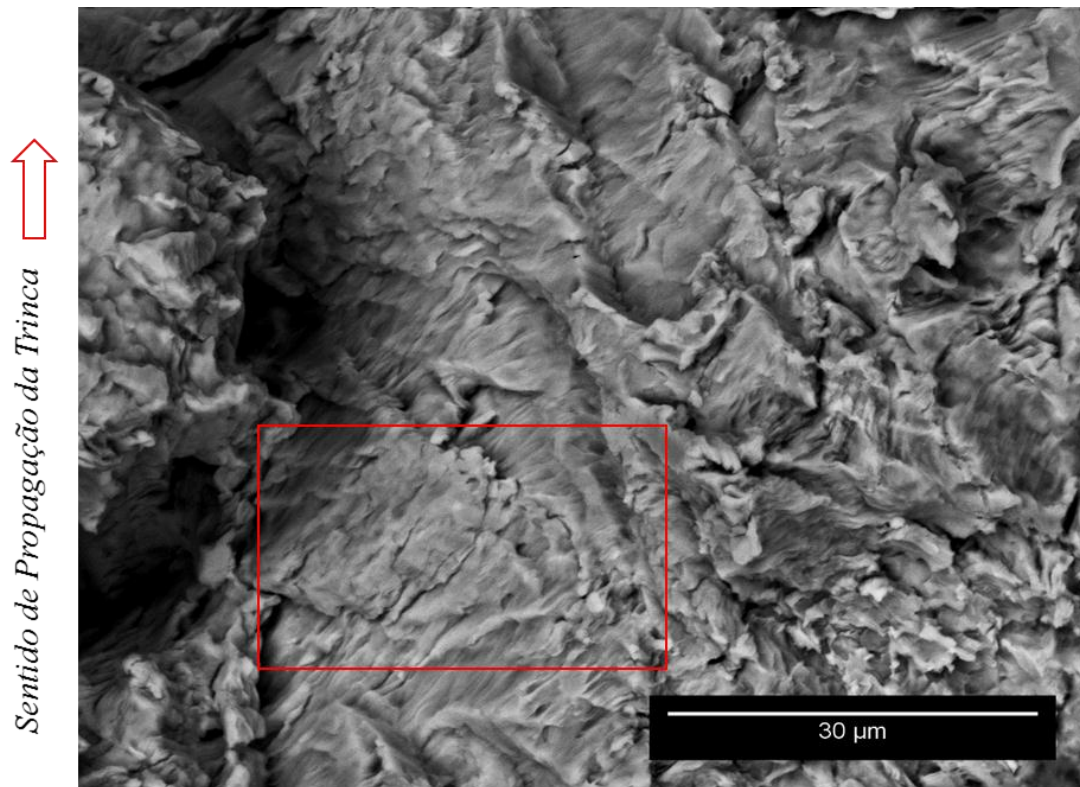
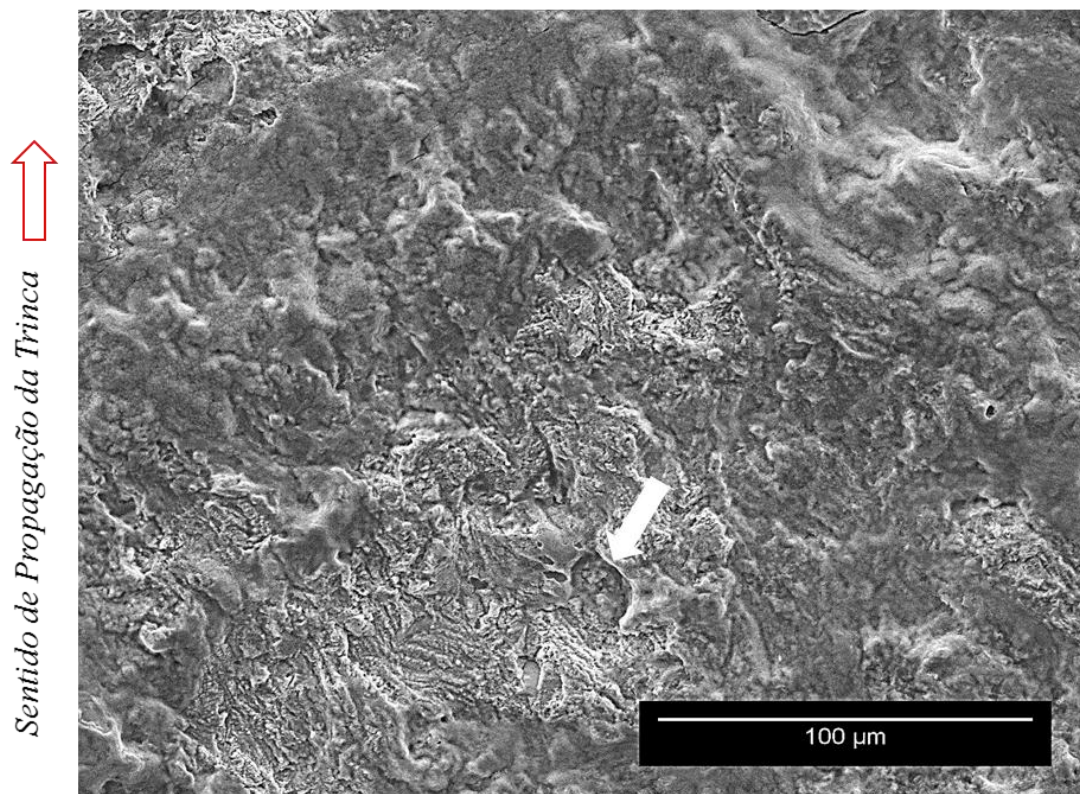


Figura 5.32: Fotografia da superfície de fratura de um dos corpos de prova submetidos a ensaio de fadiga.

Nas Figuras 5.33 a 5.36, são mostradas as superfícies de fratura obtidas na região II e nas regiões próximas ao limiar de fadiga. Observa-se características morfológicas típicas para cada região, que dependem principalmente do nível de tensões na ponta da trinca. Em valores intermediários de ΔK , a característica principal a ser observada é a presença de estrias de fadiga, resultantes do processo de embotamento plástico na ponta da trinca (SURESH, 2004). Comparando-se todas as fraturas, de maneira geral não houve diferenças de morfologia ou dimensões das estrias de fadiga. Isso indica também a ausência de possíveis sobrecargas durante os ensaios. Nas imagens das Figuras 5.33 a 5.36, essa região foi destacada com um retângulo vermelho.

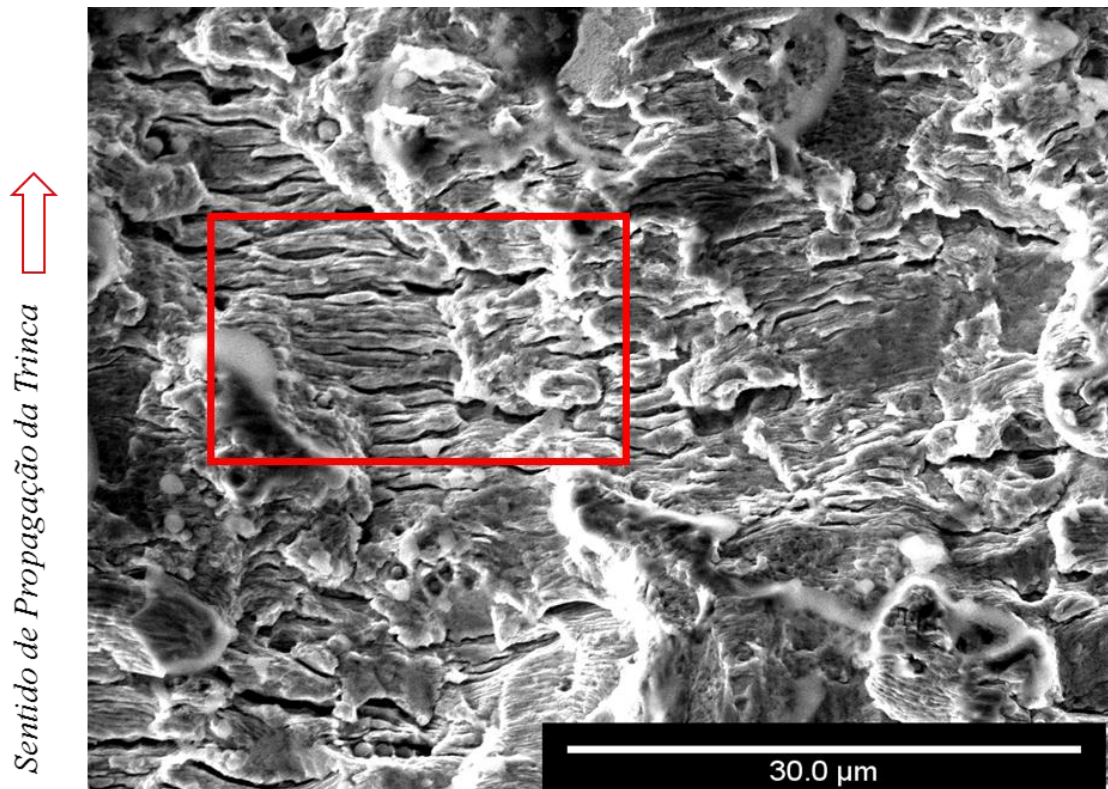


(a)

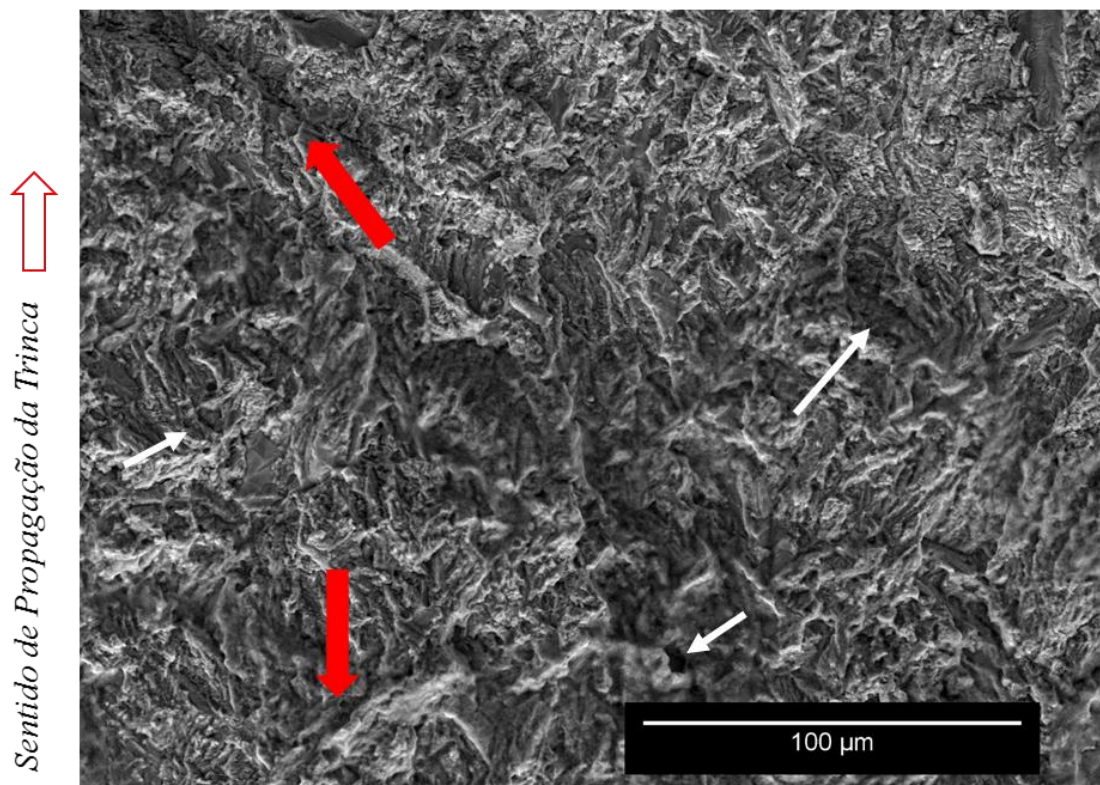


(b)

Figura 5.33: Superfície de fratura por fadiga no metal base, a) região II; b) região I.



(a)



(b)

Figura 5.34: Superfície de fratura por fadiga na condição de 10,7kJ/mm, a) região II; b) região I.

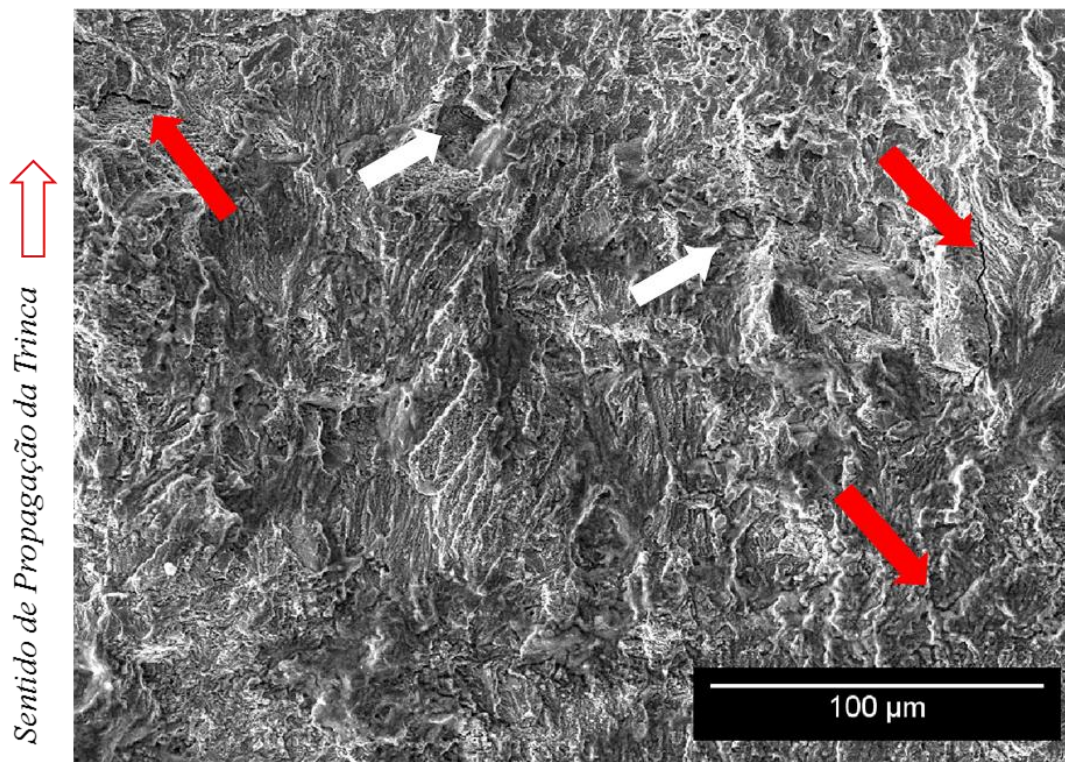
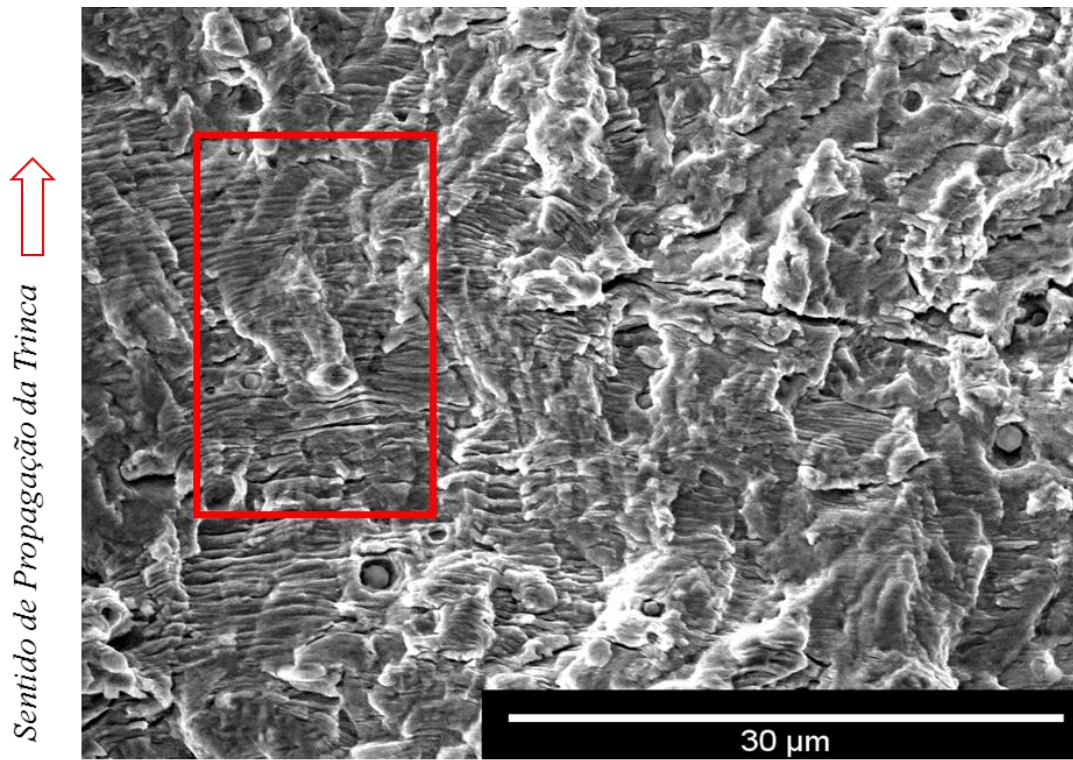


Figura 5.35: Superfície de fratura por fadiga na condição de 17,1kJ/mm (EM12K), a) região II; b) região I.

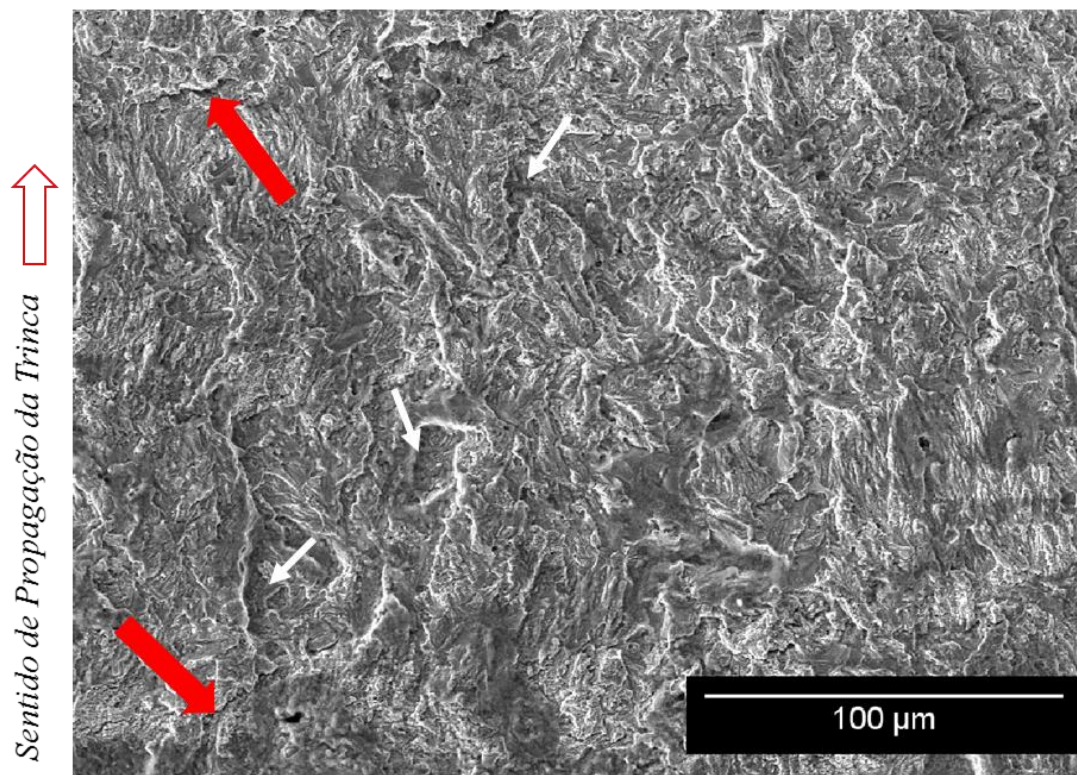
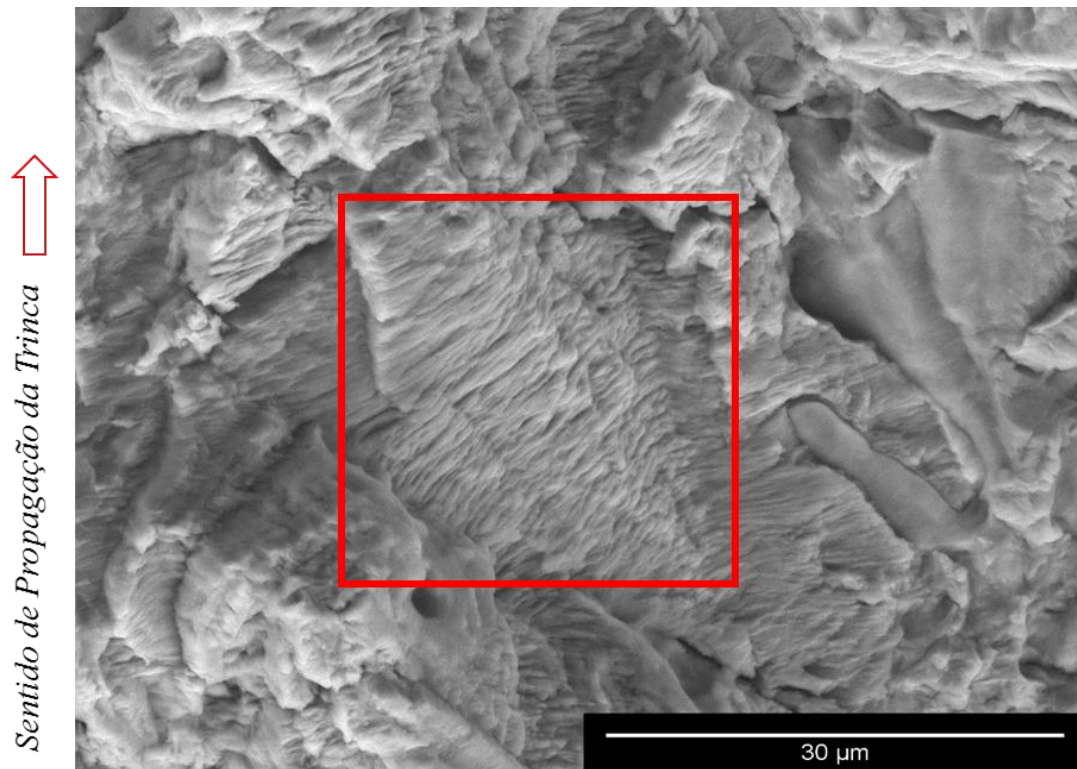


Figura 5.36: Superfície de fratura por fadiga na condição de 17,1kJ/mm (EA2), a) região II; b) região I.

Já para valores de taxa de crescimento de trinca próximos a 10^{-7} mm/ciclo, na região do limiar de fadiga, observa-se características de fratura transgranular exibindo uma textura “serrotada” ou facetada em toda a extensão da imagem. Essa característica é resultante de mudanças na orientação dos planos de clivagem de um grão para outro (RITCHIE e SURESH, 1982). Pode ser visualizado também, nas Figuras 5.33 a 5.36, regiões com microtrincas, indicadas com a seta vermelha. Algumas características presentes também indicam variações na topografia da superfície dessa região, como pequenos relevos, conforme indicado pelas setas brancas.

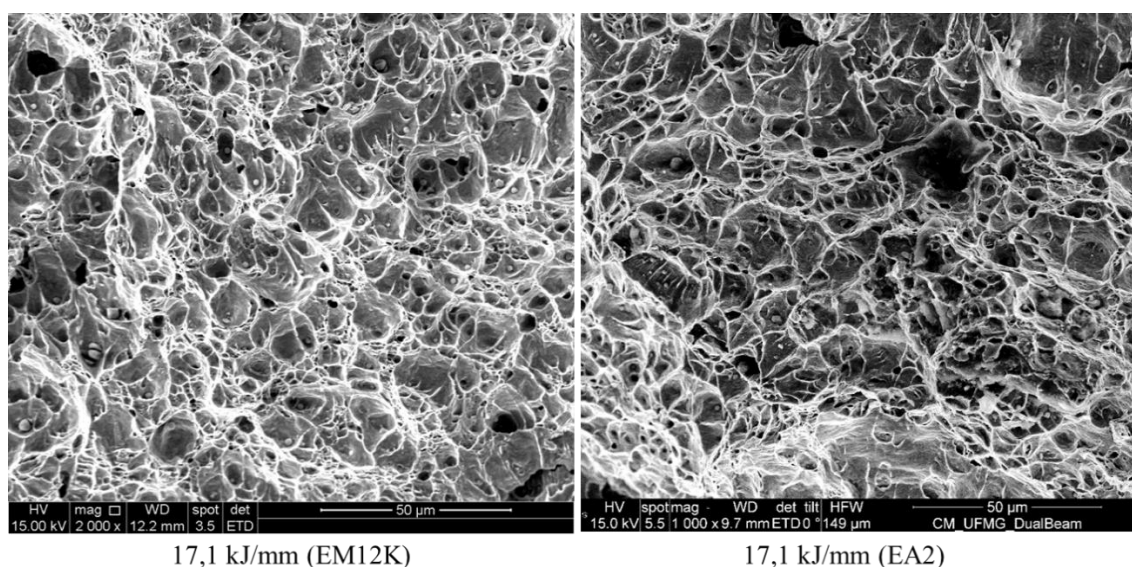
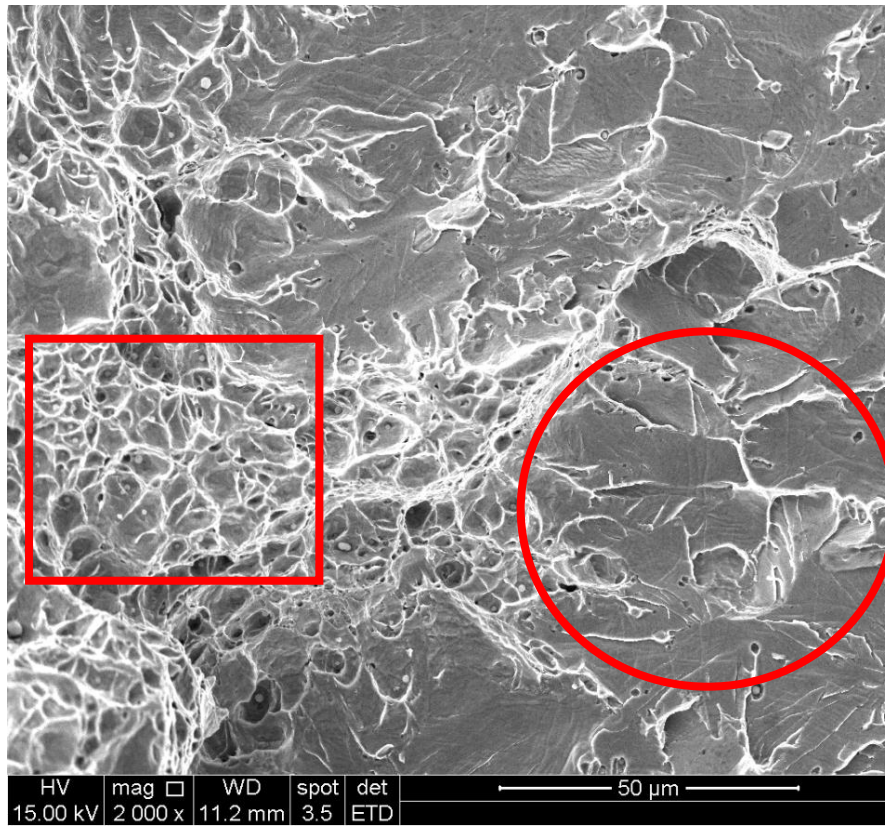


Figura 5.37: Superfícies de fratura na região de propagação instável – soldas de 17,1kJ/mm.

As superfícies de fratura mostradas na Figura 5.38 mostram características típicas de fratura dúctil com a presença de microcavidades (*dimples*) formada principalmente pela presença inclusões não metálicas que por, possuem alta fragilidade se desprendem da matriz no momento da passagem da trinca (SOKEI *et al.*, 2012). Já a Figura 5.38, mostra uma região da fratura nas soldas de 10,7kJ/mm que apresentou fratura transgranular por clivagem (círculo vermelho), característica de fratura frágil sugerindo que houve um comportamento misto de fratura para estas soldas, onde também podem ser identificadas as microcavidades características de fratura dúctil, destacadas com um retângulo vermelho.



10,7kJ/mm

Figura 5.38: Superfície de fratura na região III da curva da/dN x ΔK .

CAPÍTULO 6 – CONCLUSÕES

Neste trabalho, um aço de aplicação naval foi soldado ao arco submerso com diferentes níveis de aporte térmico elevado, entre 2,8 e 17,1kJ/mm, e único passe. Para a condição de maior aporte (17,1kJ/mm), também variou-se a composição química do metal de adição e as zonas fundidas das soldas de 10,7 e 17,1kJ/mm foram submetidas a ensaios de crescimento de trinca por fadiga. A partir dos dados obtidos, chegou-se às seguintes conclusões:

- O aumento do aporte térmico de 2,8 para 17,1kJ/mm, utilizando-se os mesmos consumíveis, levou à formação de estruturas mais grossas de ferrita primária com redução de aproximadamente 27% na fração volumétrica de ferrita acicular;
- Com a adição de 0,12% de Mo no metal de solda obtido com 17,1kJ/mm, a fração volumétrica de ferrita acicular se aproximou aos níveis obtidos na soldagem de menor aporte depositado em chanfro (10,7kJ/mm);
- O aumento do aporte térmico de 10,7 para 17,1kJ/mm com os mesmos consumíveis reduziu a resistência mecânica do metal de solda depositados em chanfro em aproximadamente 10%. Por outro lado a adição de Mo ao metal de solda feito com maior aporte térmico resultou numa manutenção da resistência mecânica no cordão de 17,1kJ/mm (EA2) se comparado ao de 10,7 kJ/mm;
- Resultados obtidos para o limiar de fadiga (ΔK_{th}) indicam que o aumento da fração volumétrica de ferrita acicular presente na zona fundida foi um dos responsáveis pelo o aumento da resistência à fadiga e pelo efeito do fechamento de trinca por fadiga nessa região;
- Em comparação com resultados de propagação de trinca por fadiga em metais de solda multipasses, realizados com energia abaixo de 10,7kJ/mm, os valores de C e m da Equação de Paris foram relativamente próximos o que confirma a independência da microestrutura para esta região;
- Mesmo aplicando-se condições extremas de aporte térmico a fim de se realizar uma solda de único passe, os resultados de propagação de trinca por fadiga atendem à Norma BS7910 para aplicação naval, com os consumíveis utilizados;

CAPÍTULO 7 – CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO

Uma preocupação que tem se tornado relevante na indústria recentemente, é a tendência a desenvolver materiais e processos que atendam aos critérios de sustentabilidade, com economia de matérias primas e de energia, bem como no desenvolvimento de técnicas de reciclagem. Neste trabalho, um recente processo de soldagem ao arco submerso, desenvolvido pela ESAB foi estudado. Esta técnica possui entre suas vantagens a economia de energia, visto que, com a adição de arame frio aumenta-se a taxa de deposição para um mesmo nível de aporte térmico.

Neste contexto, estudos têm sido realizados no sentido de se caracterizar mecânica e metalurgicamente as juntas soldadas obtidas por este processo, a fim de viabilizar seu uso em grandes estruturas de engenharia, tais como plataformas de petróleo, cascos de navio, torres eólicas, entre outras. Os resultados de propagação de trinca por fadiga obtidos neste trabalho contribuem com a comunidade científica fornecendo as primeiras informações a respeito deste comportamento para a zona fundida de uma solda obtida por este processo. Estes resultados poderão ser utilizados como referência e confrontados em trabalhos futuros, visando ao aperfeiçoamento desta técnica de soldagem e o desenvolvimento de novos consumíveis para esta aplicação.

CAPÍTULO 8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Medir a fração volumétrica de constituinte MA da zona fundida por meio de ataque LePera e correlacionar com o aumento do aporte térmico;
- Realizar ensaio Charpy nas amostras de elevado aporte térmico soldadas em chanfro;
- Obter novas soldas com o mesmo aporte térmico empregado neste trabalho e submetê-las a ensaio de CTOD e/ou Integral J na ZTA e na ZF;
- Analisar a influência do sentido de soldagem na taxa de propagação de trincas por fadiga na zona fundida de solda de elevado aporte e único passe;
- Realizar a caracterização mecânica e microestrutural da zona termicamente afetada de soldas de elevado aporte e único passe;
- Realizar ensaios de taxa de propagação de trincas por fadiga na ZTA de soldas de elevado aporte e único passe;
- Medir o ciclo térmico da soldagem nessas condições e analisar a influência da velocidade de alimentação de arame frio na microestrutura e propriedades mecânicas da zona fundida e zona termicamente afetada;
- Medir as tensões residuais de tração na ZF e compressão na ZTA a fim de se avaliar o efeito do aporte térmico;
- Avaliar a influência de outros consumíveis de soldagem para este processo de alto aporte, podendo medir o efeito da basicidade do fluxo e/ou do teor de outros elementos químicos presentes no metal de adição;
- Traçar diagramas TTT e CCT para o aço da zona fundida.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKINIWA, Y.; TANAKA, K. Statistical Characteristics of Propagation of Small Fatigue Cracks in Smooth Specimens of Aluminium Alloy 2024-T3. **Materials Science and Engineering**, n. A104, p. 105-115, April 1988.

ALBUQUERQUE, S. F. et al. Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Metais de Solda Obtidos por Processos de Soldagem Manual e Automatizado Utilizado na Soldagem de Aço API 5LX80. **Soldagem e Inspeção**, v. 16, p. 322-332, 2011.

ALÉ, R. M.; REBELLO, J. M. A.; CHARLIER, J. A Metallographic Technique for detecting Martensite-Austenite Constituents in the Weld Heat-Affected Zone of a Microalloyed Steel. **Materials Characterization**, v. 37, p. 89-93, 1996.

AMANIE, J.; OGUOCHA, I. N. A.; YANNACOPOULOS, S. Effect of submerged arc welding parameters on microstructure of SA516 steel weld metal. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 51, p. 48-57, 2012.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 3rd edition. ed. [S.l.]: Boca Raton CRC Press, 2005.

ANDO, T.; KRAUSS, G. The effect of phosphorus content on grain boundary cementite formation in AISI 52100 steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 12, n. 7, p. 1283–1290, 1981.

ARAÚJO, M. R. V. D. **Caracterização microestrutural do metal de solda depositado por arco submerso em chapas de aço-carbono estrutural**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica); UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA; PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA. Ilha Solteira - SP, p. 119. 2006.

ARIAS, A. R.; BRACARENSE, A. Q. Fatigue Crack Growth Assessment in Underwater Wet Welds. **Welding Journal**, v. 96, p. 287-294, August 2017.

ASM. **ASM Handbook - Fatigue and Fracture**. [S.l.]: ASM International , v. 19, 1993.

ASTM. **ASTM E1290-08e1 - Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement.** ASTM International, West Conshohocken, PA, 2008.

ASTM. **ASTM E468-11, Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials,** ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.

ASTM. **ASTM E562-11, Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.** ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org. [S.l.]. 2011.

ASTM. **ASTM E399-12e3, Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials,** ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.

ASTM. **ASTM A841 - Standard Specification for Steel Plates for Pressure Vessels Produced by Thermo-Mechanical Control Process (TMCP).** American Society for Testing Materials. [S.l.]. 2013.

ASTM. **ASTM E112-13, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.** ASTM International, www.astm.org. West Conshohocken, PA. 2013.

ASTM. **ASTM E45-13, Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel.** ASTM International, www.astm.org. West Conshohocken, PA. 2013.

ASTM. **ASTM A131 / A131M-14, Standard Specification for Structural Steel for Ships.** ASTM International. West Conshohocken, PA. 2014. (DOI: 10.1520/A0131_A0131M-14).

ASTM. **ASTM E407-07(2015)e1, Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.** ASTM International, www.astm.org. West Conshohocken, PA. 2015.

ASTM. **ASTM E647-15. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. [S.l.]. 2015.

ASTM. **ASTM E1820-16, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.

ASTM. **ASTM E8 / E8M-16a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. ASTM International, www.astm.org. West Conshohocken, PA. 2016.

ASTM. **ASTM E3-11(2017), Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. ASTM International, www.astm.org. West Conshohocken, PA. 2017.

ASTM. **ASTM E384-17, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. ASTM International, www.astm.org. West Conshohocken, PA. 2017.

ASTM. **ASTM E92-17, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. ASTM International, www.astm.org. West Conshohocken, PA. 2017.

ASTM. **ASTM E1823-13, Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

AWS, A. **Specification For Low-Alloy Steel Electrodes And Fluxes For Submerged Arc Welding**. American Welding Society (AWS) A5 Committee on Filler Metals and Allied Materials. [S.l.]. 2011.

BABU, S. S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, n. 8, p. 267–278, 2004.

BAILEY, N. Submerged Arc Welding Ferritic Steels with Alloyed Metal Powder. **Supplement to the Welding Journal ; American Welding Society**, p. 187-206, August 1991.

BAIN, E. A. Studies of Crystal Structure with X-Rays. **Chem. Metall. Eng.**, v. 25, p. 657-64, 1921.

BEIDOKHTI, B.; KOUKABI, A. H.; DOLATI, A. Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties. **Materials Characterization**, v. 60, n. 3, p. 225-233, 2009.

BELTRAO, M. A. N.; CASTRODEZA, E. M.; BASTIAN, F. L. Fatigue crack propagation in API 5L X-70 pipeline steel longitudinal welded joints under constant and variable amplitudes. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 34, p. 321–328, 2010.

BHADESHIA, H. K. D. **Bainite of steels**. 2^a. ed. [S.l.]: The Cambridge Press University, 2001.

BHADESHIA, H. K. D. H. A Rationalisation Of Shear Transformations In Steels. **Acta Metallurgica**, v. 29, p. 1117-1130, 1981.

BHADESHIA, H. K. D. H. About Calculating the Characteristics of the Martensite-Austenite Constituent. **Proceedings of The Internacional Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels, CBMM and the Minerals, Metals and Materials Society**, USA, 2013. 99-106.

BHAT, S. Tip Parameter Approximation and Fatigue Growth of Crack Towards Inclined Weld Interface Between Strength Mismatched Steels. **International Journal of Damage Mechanics**, v. 20, p. 752-782, Julho 2011.

BHOLE, S. D. et al. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 173, p. 92-100, 2006.

BOELLINGHAUS, T.; LIPPOLD, J. C.; CROSS, C. E. **Cracking Phenomena in Welds IV**. Columbus, OH: Springer International Publishing Switzerland 2016, v. IV, 2016.

BONISZEWSKI, T.; TULIANI, S. S.; EATON, N. F. Notch toughness of commercial submerged arc weld metal. **Welding and Metal Fabrication**, n. 37(8), p. 327-339, 1969.

BORBA, T. M. D. et al. Avaliação da Soldabilidade do Aço Naval EH36 TMCP Soldado por Arco Submerso com Elevado Aporte de Calor. **Soldagem & Inspeção**, n. 20(1), p. 92-104, 2015. ISSN <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/SI2001.10>.

BOSE-FILHO, W. W.; CARVALHO, A. L. M.; STRANGWOOD, M. Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds. **Materials Characterization**, n. 58, p. 29-39, 2007.

BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A.; CASTRO, P. M. S. T. D. **Fadiga de Estruturas Soldadas**. 2ª. ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1999.

BRAZ, M. H. P. Propriedades de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais, **Dissertação de Mestrado**. Universidade de São Paulo., 1999.

BS7910. **BS 7910:2013+A1:2015; Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**. British Standards Institution. [S.l.], p. 490. 2013.

BUENO, R. D. S. **Análise Microestrutural De Junta Soldada De Aço Baixa Liga**. Universidade Federal do Rio de Janeiro. Trabalho de Conclusão de Curso. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Rio de Janeiro RJ. 2010.

BURDEKIN, F. M.; STONE, D. E. W. The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials. **Journal of Strain Analysis**, v. 1, p. 145-153, 1966.

CHANDEL, R. S. The effect of process variables on the flux consumption in submerged arc welding. **Materials and Manufacturing Processes** , n. 13, p. 181–188, 1998.

CHRIESTENSEN, N. Distribution of temperature in arc welding. **British Welding Journal**, v. 12, p. 54-74, 1965.

COSTIN, W. L.; LAVIGNE, O.; KOTOUSOV, A. A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite. **Materials Science & Engineering A**, n. 663, p. 193–203, 2016.

DARCIS, P. et al. A fracture mechanics approach for the crack growth in welded joints with reference to BS 7910. **In: ECF15, Stockolm**, 2004.

DAVID, S. A. **Trends in Welding Research: Proceedings of the 8th International Conference**. Pine Mountain, Georgia, USA: ASM International, v. 1, 2009.

DAVIES, G. J.; GARLAND, J. G. Solidification structures and properties of fusion welds. **International Metallurgical Reviews**, v. 20, p. 83-106, 1975.

DIN_EN_1011-2. **DIN EN 1011-2 Recommendations for welding of metallic materials. Part 2: Arc welding of ferritic steels.** Schweißen – Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe. [S.l.]. 2001.

DONATO, G. H. B. **Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de Avaliação de Criticidade de Defeitos.** Tese (Doutorado em Engenharia); Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo - SP, p. 284. 2008.

ELBER, W. Damage Tolerance in Aircraft Structures. **ASTM STP 486**, p. 230-242, 1971.

ESAB. **ESAB indústria e Comércio LTDA.** publicação 1902421 rev 03/2012. Contagem MG. 2012a.

ESAB. **Welding Equipment AB, Integrated Cold Electrode Submerged Arc Welding Process description.** Gothenburg. 2012b.

ESAB. **Catálogo de consumíveis.** Contagem, MG. 2017a.

ESAB. **Ficha de Informações de Segurança de Produtos Químicos: OK Flux 10.71.** ESAB Indústria e Comércio. [S.l.], p. 5. 2017b.

EVANS, G. M. Microstructure and properties of ferritic steel welds containing Ti and B. **Welding Journal Research Supplement** , v. 8, n. 75, p. 251-254, 1996.

EVANS, G. M.; BAILEY, N. **Metallurgy of Basic Weld Metal.** New York USA: Abington Publishing, 1997.

FALTINSEN, O. M. **Sea Loads on Ships and Offshore Structures.** The Pitt Building, Trumpington Street, Cambridge CB2 1RP, Reino Unido: Cambridge University Press, 1999.

FERREIRA, A. B. D. H. **Dicionário da Língua Portuguesa.** 8ª. ed. Rio de Janeiro RJ: Positivo, 2010.

FORTES, C.; ARAÚJO, W. ESAB: Apostila de Arco Submerso, 2004.

GDOUTOS, E. E. **Fracture Mechanics: An Introduction**. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 1993.

GHOSH, A. **Secondary Steelmaking: Principles and Applications**. Florida, USA: Boca Raton, CRC Press LCC, 2001.

GHOSH, P. K.; BHABU, P. N.; GUPTA, P. C. Microstructure-fatigue Crack Growth Rate Correlation in Multi-pass Submerged Arc C-Mn Steel Weld Deposit. **ISIJ International**, v. 34, n. 3, p. 280-284, 1994.

GODEFROID, L. B. et al. Microstructure and Mechanical Properties of Two Api Steels for Iron Ore Pipelines. **Materials Research**, v. 17, p. 114-120, 2014.

GRIFFITH, A. A. The phenomena of rupture and flow in solids. **Phil. Trans. Roy. Soc.**, v. 221A, n. 163, 1920.

GRONG, O. et al. A Model for the Silicon-Manganese Deoxidation of Steel Weld Metals. **Metallurgical Transactions A**, v. 17A, p. 1797-1807, October 1986.

GRUNBAUM, G. et al. **A Guide to the Solidification of Steels**. Stockholm: Jernkontoret, 1977.

HUANG, H.-H.; TSAI, W.-T.; LEE, J.-T. Cracking characteristics of A516 steel weldment in H₂S containing environments. **Materials Science and Engineering**, v. A 188, p. 219-227, 1994.

HUNT, A. C.; KLUKEN, A. O.; EDWARDS, G. R. Heat Input and Dilution Effects in Microalloyed Steel Weld Metals. **Welding Research Supplement**, p. 9-15, 1994.

IIW. **Sub-Commission IXJ; Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals**. IIW Doc. IX. [S.l.], p. 1533-88. 1988.

INGLIS, C. E. Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners. **Transactions of the Institute of Naval Architects**, v. 55, p. 219-241, 1913.

IRWIN, G. R. Fracture Dynamics. **Fracturing of Materials**, American Society for Metals, Cleveland OH, p. 147-166, 1948.

IRWIN, G. R. Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate. **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p. 361-364, 1957.

IRWIN, G. R. Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness. **Sagamore Research Conference Proceedings**, v. 4, p. 63-78, 1961.

ITO., Y.; NAKANISHI, M.; KOMIZO, Y. Effect of Oxygen on Low Carbon Steel Weld Metal. In: BABA et al. 1986. **Metal Construction**, v. 14, n. 9, p. 472-478, 1982.

JEFFUS, L. **Welding: Principles and Applications**. 7^a. ed. [S.l.]: Delmar, Cengage Learning, 2012.

JORGE, J. C. F. et al. Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Juntas Soldadas pelo Processo a Arco Submerso com Elevado Aporte Térmico. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, n. 3, p. 347-358, 2015.

JUNHUA, K. et al. Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel. **Materials and Design**, n. 25, p. 723–728, 2004.

KARLSSON, L.; SVENSSON, L.-E.; HURTIG, K. Influence of dilution on properties of high strength steel weld metals. **Biuletyn Instytutu Spawalnictwa**, p. 62-71, 2014.

KEEHAN, E. et al. Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals: Part 3 – Increased strength resulting from carbon additions. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 11, n. 1, 2006. ISSN DOI 10.1179/174329306X77858.

KIRAN, D. V. et al. Arc behavior in two wire tandem submerged arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 214, p. 1546–1556, 2014.

KITANI, Y. et al. Improvement Of Weld Metal Toughness In High Heat Input Electro-Slag Welding Of Low Carbon Steel. **Welding in the World**, v. 53, n. 3/4, 2009.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure and Performance**. 3^a. ed. Materials Park, OH: ASM International, 2005.

LAN, L. et al. Analysis of martensite–austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel. **J Mater Sci**, n. 47, p. 4732–4742, 2012.

LAN, L. et al. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. **Materials and Design**, n. 90, p. 488-498, 2016.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 6^a. ed. Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited, 1999.

LANGENOJA, M. **Next generation high productivity submerged arc welding**. Master of Science Thesis MMK 2012:73 MKN 069; KTH Industrial Engineering and Management Machine Design. Stockholm, p. 88. 2012.

LAWSON, L.; CHEN, E. Y.; MESHII, M. Near-threshold fatigue: a review. **International Journal of Fatigue**, n. 21, p. S15–S34, 1999.

LAYUS, P. et al. Multi-wire SAW of 640 MPa Arctic shipbuilding steel plates. **Int J Adv Manuf Techno**, Springer-Verlag London 2014, n. 75, p. 771–782, 2014. ISSN DOI 10.1007/s00170-014-6147-2.

LEE, H. K.; KIM, K. S.; KIM, C. M. Fracture resistance of a steel weld joint under fatigue loading. **Engineering Fracture Mechanics**, n. 66, p. 403-419, 2000.

LEPERA, F. S. Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels. **Metallography**, National Steel Corporation, Research Laboratory, Weirton, n. 12, p. 263-268, 1979.

LESSA, C. R. D. L. et al. Estudo da Microestrutura Formada no Processo de Soldagem por Atrito em Aço C-Mn com Pino Consumível. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo SP, v. 16, n. 1, p. 02-11, 2011.

LI, Y.; BAKER, T. N. Effect of morphology of martensite-austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels. **Materials Science and Technology**, 26, n. 9, 2010. 1029-40.

LIMA, C. A. S. **Influência do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões associado à Elevada Energia de Soldagem na Tenacidade da Zona Termicamente Afetada de um Aço TMCP Microligado Aplicado em Estruturas Off-Shore**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica); Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia. Guaratinguetá SP. 2011.

LIPPOLD, J. C. **Welding Metallurgy and Weldability**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2015.

MAIER, P.; FAULKNER, R. G. Effects of thermal history and microstructure on phosphorus and manganese segregation at grain boundaries in C–Mn welds. **Materials Characterization**, n. 51, p. 49 – 62, 2003.

MANZACOVA, E.; MAZANEC, K. Physical Metallurgy Characteristics of the MA Constituent Formation in Granular Bainite. **Journal of Materials Processing Technology**, 64, 1997. 287-292.

MAROUÇO, E. D. S. et al. Estudo Do Aporte Térmico Nas Propriedades Mecânicas De Metais De Solda De Aço C-Mn Obtidos Pelo Processo Arco Submerso. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo - SP, v. 10, n. 2, p. 128-137, abr-jun 2013.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 4ª. ed. Belo Horizonte: Elsevier, 2016. 370 p.

MASOUNAVE, J.; BAFLON, J. P. Effect of Grain Size on the Threshold Stress Intensity Factor in Fatigue of a Ferritic Steel. **Scripta Metallurgica**, v. 10, p. 165-170, 1976.

MASUBUCHI, K. et al. Residual stresses and distortion. **In: Welding handbook, Welding science and technology**, v. 1, n. 9, p. 297–357, 2001.

MEESTER, B. D. The Weldability of Modern Structural TMCP Steels. **ISIJ International**, v. 37, n. 6, p. 537-551, 1997.

MERCADO, A. M. P.; HIRATA, V. M. L.; MUNOZ, M. L. S. Influence of the chemical composition of flux on the microstructure and tensile properties of submerged-arc welds. **Journal of Materials Processing Technology** , n. 169, p. 346–351, 2005.

MILLS, A. R.; THEWLIS, G.; WHITEMAN, J. A. Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on formation of acicular ferrite. **Materials Science and Technology**, v. 3, n. 12, p. 1051-1061, 1987.

MODENESI, P. J. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais; Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Belo Horizonte MG, p. 209. 2012.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Universidade Federal de Minas Gerais. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Belo Horizonte, MG, p. 79. 2012.

MOEINIFAR, S.; KOKABI, A. H.; HOSSEINI, H. R. M. Role of tandem submerged arc welding thermal cycles on properties of heat affected zone in X80 microalloyed pipe line steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 211, 2011. 368-375.

MOHAMMADIJO, M. et al. Characterization of HAZ of API X70 Microalloyed Steel Welded by Cold-Wire Tandem Submerged Arc Welding. **Metallurgical And Materials Transactions A**, v. 48A, p. 2247-2259, 2017.

MOSALLAEE, M. et al. Effect of E8010-P1 electrode composition on the weld metal properties. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, n. 111-112, p. 75-81, 2013.

MRUCZEK, M. F.; PARKER, D. Cold wire feed submerged arc welding. **Concurrent Technologies Corporation, Johnstown**, 2006.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. **Fatigue**, v. 16, p. 163-182, April 1994.

NEWMAN, J. R.; YAMADA, Y. Compression precracking methods to generate near-threshold fatigue-crack-growth-rate data. **International Journal of Fatigue**, v. 32, n. 6, p. 879-885, 2010.

NORRISH, J. **Advanced Welding Processes: Technologies and Process Control**. Second Edition. ed. [S.l.]: Woodhead publishing limited, 2006.

NOWACKI, J.; RYBICKI, P. The influence of welding heat input on submerged arc welded duplex steel joints imperfections. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 164–165, p. 1082–1088, 2005.

OHNO, A. **Solidificação dos metais; tradutores Paulo da Silva Pontes, Nivaldo Lemos Cupini**. São Paulo: Livr. Ciências e Tecnologia, 1988.

OHTA, A.; SUZUKI, N.; MAEDA, Y. Unique fatigue threshold and growth properties of welded joints in a tensile residual stress field. **International Journal of Fatigue**, v. 19, p. S303-S310, 1997.

OM, H.; PANDEY, S. Effect of heat input on dilution and heat affected zone in submerged arc welding process. **Sadhana Indian Academy of Sciences**, v. 38, n. 6, p. 1369–1391, Dezembro 2013.

PARANHOS, R. P. R. **Microestrutura, Composição Química e Tenacidade ao Impacto de Soldas Multipasse Obtidas por Arco Submerso**. Dissertação de Mestrado. COPPE-UFRJ. Rio de Janeiro, RJ. 1984.

PARANHOS, R.; SOUZA, A. C. **Soldagem a Arco Submerso**. Rio de Janeiro RJ: FIRJAN/SENAI, v. 2, 1999.

PARIS, P. C.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagations Laws. **Journal of Basic Engineering**, v. 85, p. 528-534, 1960.

PARIS, P. C.; GOMEZ, M. P.; ANDERSON, W. P. A Rational Analytic Theory of Fatigue. **The trend in Engineering**, v. 13, p. 9-14, 1961.

PHILLIPS, D. H. **Welding Engineering: An Introduction**. 1^a. ed. [S.l.]: Jonh Wiley & Sons, Ltd, 2016.

PIPPAN, R. Threshold and effective threshold of fatigue crack propagation in ARMCO iron I: The influence of grain size and cold working. **Materials Science and Engineering: A**, v. 138, n. 1, p. 1-13, 1991.

POPOVIC, O. et al. The effect of heat input on the content of acicular ferrite in weld metal of microalloyed steel. **Proceedings of the 18th International Research/Expert Conference “Trends in the Development of Machinery and Associated Technology”**, Budapest, Hungary, 10-12 Setembro 2014. 61-64.

RAMAKRISHNAN, M.; PADMANABAN, K.; MUTHUPANDI, V. Studies on fracture toughness of cold wire addition in narrow groove submerged arc welding process. **International Journal Advanced Manufacturing Technology**, n. 68, p. 293–316, 2013.

RAUDSEPP, H. A Technology to Increase SAW Productivity. **Welding Journal**, p. 46-47, December 2014.

REBELLO, J. M. A.; SAUER, A. **O constituinte Martensita-Austenita**. Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ). Rio de Janeiro, RJ. 1996.

RICE, J. R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. **Journal of Applied Mechanics**, v. 35, p. 379-386, 1978.

RITCHIE, R. O.; SURESH, S. Some Considerations on Fatigue Crack Closure at Near-Threshold Stress Intensities Due To Fracture Surface Morphology. **Metallurgical Transactions A**, v. 13A, p. 937-940, 1982.

RODRIGUES, L. A. S. **Caracterização Microestrutural e de Propriedades Mecânicas de Soldas do Aço ASTM A 131 Pelos Processos FCAW Convencional e com Adição de Arame Frio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - Universidade Federal do Pará. [S.l.], p. 144. 2011.

SARZOSA, D. F. B.; GODEFROID, L. B.; RUGGIERI, C. Fatigue crack growth assessments in welded components including crack closure effects: Experiments and 3-D numerical modeling. **International Journal of Fatigue**, n. 47, p. 279–291, 2013.

SCHAUMANN, P.; COLLMANN, M. Influence of Weld Defects on the Fatigue Resistance of Thick Steel Plates. **Procedia Engineering**, n. 66, p. 62-72, 2013.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Material**. [S.l.]: Kluwer Academic Publishers, 2008.

SCUTELNICU, E. et al. High Productivity of Submerged Arc Welding Achieved with Multiple-Wire Technology. **Proc. of the Second Intl. Conf. on Advances In Mechanical and Robotics Engineering- AMRE**, Institute of Research Engineers and Doctors, USA. , 2014.

SHAHID, F.; KHAN, A. A.; HAMEED, M. S. Mechanical And Microstructural Analysis Of Dissimilar Metal Welds. **International Journal of Recent Research and Applied Studies**, v. 1, n. 25, p. 6-14.

SHEN, S.; OGUOCHA, I. N. A.; YANNACOPOULOSB, S. Effect of heat input on weld bead geometry of submerged arc welded ASTM A709 Grade 50 steel joints. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 286–294, 2012.

SHOME, M. Effect of heat-input on austenite grain size in the heat-affected zone of HSLA-100 steel. **Materials Science and Engineering A**, n. 445–446, p. 454–460, 2007.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3ª. ed. São Paulo: Blucher, 2010.

SILVA, E. S. D. **Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aços para Risers Rígido da Classe API 5L X80**. Trabalho de Graduação. Departamento De Engenharia Metalúrgica E De Materiais Da Escola De Engenharia Da Universidade Federal Do Rio De Janeiro. Rio de Janeiro - RJ, p. 93. 2010.

SILVA, G. G. D.; KOBAYASHI, Y. **Análise da Influência da Temperatura de Pré-Aquecimento na Formação de Microfases em Cordão de Solda Obtido pelo Processo de Soldagem à Arco Elétrico com Proteção Gasosa e Arame Consumível**. Faculdade de Engenharia de Bauru, DEM, Unesp. Bauru, SP. 2007.

SNEDDON, I. N. The Distribution os Stresses in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid. **Proceedings, Royal Society of London**, v. A-187, 1946.

SOKEI, C. R. et al. Micromecanismos de Fratura Decorrentes da Ruptura por Impacto de um Aço Inoxidável ISO 5832-9. **In: 20º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de**

Engenharia e Ciência dos Materiais, 04 a 08 de Novembro, Joinville - SC, p. 6559-6566, 2012.

ST-LAURENT, S.; L'ESPÉRANCE, G. Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C-Mn welds shielded-metal-arc-welding weldments. **Materials Science and Engineering**, n. A149, p. 203-216, 1992.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2ª. ed. [S.l.]: Cambridge University Press, 2004.

SURIAN, E.; RISSONE, M. R. D.; VEDIA, L. D. Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld-Metal Properties. **The Welding Journal - Welding Research**, p. 53-62, 2005.

THEWLIS, G. Classification and Quantification of Microstructures in Steels. **Materials Science and Technology**, v. 20, p. 143-160, 2004.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**. 2ª. ed. Portland – USA, Portland State University: CRC Press, 2006.

TSAY, L. W. et al. Microstructures and fatigue crack growth of EH36 TMCP steel weldments. **International Journal of Fatigue**, n. 21, p. 857-864, 1999.

UEMORI, R. **Bull. Iron Steel Inst. Japan** 14 34 (in Japanese). [S.l.]. 2009.

USIMINAS. **Catálogo de Produtos - Chapas Grossas**. [S.l.]: [s.n.], 2013.

VIANO, D. M.; AHMED, N. U.; SCHUMANN, G. O. Influence of heat input and travel speed on microstructure and mechanical properties of double tandem submerged arc high strength low alloy steel weldments. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 5, n. 1, p. 26-34, 2000.

WELLS, A. A. Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture. **Proceedings of the Crack Propagation Symposium**, Cranfield, UK, v. 1, Paper 84, 1961.

WEMAN, K. **Welding Processes Handbook**. Second Edition. ed. Philadelphia, PA: Woodhead Publishing, 2012.

WIESNERA, C. S. et al. Engineering critical analyses to BS 7910 - the UK guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, n. 77, p. 883-893, 2000.

WILLIAMS, M. L. On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p. 109-114, 1957.

XIANG, T. et al. Effects of filling status of cold wire on the welding process stability in twin-arc integrated cold wire hybrid welding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Springer-Verlag London, p. 1-11, 2015.

XIONG, Y.; HU, X. X. The effect of microstructures on fatigue crack growth in Q345 steel welded joint. **Fatigue Fracture of Engineering Materials Structures**, n. 35, p. 500–512, 2012.

XIONG, Z. et al. The contribution of intragranular acicular ferrite microstructural constituent on impact toughness and impeding crack initiation and propagation in the heat-affected zone (HAZ) of low-carbon steels. **Materials Science & Engineering A**, n. 636, p. 117-123, 2015.

YANG, X. et al. Twin-wire Submerged Arc Welding Process of a High-strength Low-alloy Steel. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater Sci. Ed.**, v. 26, n. 1, February 2011.

YU, S. F.; YAN, N.; CHEN, Y. Inclusions and Microstructure of Ce-Added Weld Metal Coarse Grain Heat-Affected Zone in Twin-Wire Submerged-Arc Welding. **Journal of Materials Engineering and Performance**, n. 25, p. 2445–2453, April 2016.

ZAIKEN, E.; RITCHIE, R. O. Effects of Microstructure on Fatigue Crack Propagation and Crack Closure Behavior in Aluminum Alloy 7150. **Materials Science and Engineering**, v. 70, p. 151-160, 1985.

ZERBST, U. et al. About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review. **Engineering Fracture Mechanics**, n. 153, p. 190-243, 2016.

ZHANG, C. et al. Effect of microstructure on mechanical properties in weld-repaired high strength low alloy steel. **Materials and Design**, n. 36, p. 233-242, 2012.

ZHANG, Y.-H.; MADDOX, S. J. Fatigue Testing of Full-Scale Girth Welded Pipes Under Variable Amplitude Loading. **In: 31st Annual Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering**, Rio de Janeiro RJ, 1-6 July 2012. 1-14.

ZHAO, M.-C.; YANG, K.; SHAN, Y. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. **Materials Science and Engineering**, n. A335, p. 14–20, 2002.

ZHU, Z.; HAN, J.; LI, H. Influence of Heat Input on Microstructure and Toughness Properties in Simulated CGHAZ of X80 Steel Manufactured Using High-Temperature Processing. **Metallurgical And Materials Transactions A**, v. 46A, p. 5467-5475, November 2015.

PUBLICAÇÕES DO AUTOR

Ao final deste período de pesquisa, dois trabalhos foram submetidos em revistas científicas, com os resultados obtidos nesta Tese. Abaixo seguem os respectivos resumos.

Microestrutura e Características Mecânicas da Zona Fundida de um Aço Naval Soldado ao Arco Submerso com Aporte Térmico Muito Elevado⁹

Luiz Henrique Soares Barbosa, Paulo José Modenesi¹, Leonardo Barbosa Godefroid², Tadeu Messias Donizete Borba³

1 Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte, MG, Brasil; lhsbop@yahoo.com.br, modenesi@demet.ufmg.br.

2 Universidade Federal de Ouro Preto – UFOP, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Ouro Preto, MG, Brasil; leonardo@demet.em.ufop.br.

3 Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil; tadeu.borba@usiminas.com.

Resumo

A soldagem de alto aporte térmico é uma alternativa que tem sido empregada na indústria naval e de petróleo para reduzir o número de passes de soldagem em estruturas espessas por meio do aumento da taxa de deposição. Isso tem levado desenvolvimento de aços e de consumíveis que permitem a obtenção de juntas com aceitável nível de tenacidade na zona termicamente afetada, mesmo com aportes térmicos muito elevados. Contudo, ainda não são muito claras as consequências do ponto de vista metalúrgico que este procedimento pode acarretar na zona fundida. O presente trabalho avalia a influência de aportes térmicos de até 17 kJ/mm na microestrutura e características mecânicas da zona fundida obtida na soldagem de um aço naval EH36 feita em único passe com o processo ao arco submerso multi-eletrodos e com adição de arame frio. A microestrutura foi comparada com a de soldas realizadas com energia menor e mapas de dureza foram produzidos e comparados, avaliando-se também a eficiência dos consumíveis geralmente aplicados para a soldagem e alto aporte. Foi observado que o teor de molibdênio na solda contribui de forma direta para a manutenção das propriedades mecânicas da zona fundida na soldagem de alto aporte térmico.

Palavras Chave: *Aço TMCP EH36; arco submerso; arame frio; metalurgia da soldagem; alto aporte térmico.*

Abstract: *High heat input welding is an alternative that has been employed to reduce the number of welding passes in thick structures with increasing deposition rate. This this has led to the development of steels and consumables that allow to obtain joints with acceptable level of toughness in the Heat Affected Zone, even with very high heat inputs. However, the metallurgical consequences, which this procedure can cause in the welding zone, are not very clear yet. This research evaluates the heat input effect of more than 10 kJ/mm on the microstructure and mechanical properties of the welding zone obtained in the welding of a TMCP EH36 shipbuilding steel in single pass with the submerged arc multi-electrodes with addition of cold wire. The microstructure was compared with that of welds performed with lower heat input and hardness maps were produced and compared, also evaluating the efficiency of consumables generally applied for welding and high input. It was observed that the molybdenum content in the weld acts directly to the maintenance of the mechanical properties of the welding zone in the high heat input welding.*

Key words: *TMCP EH36 Steel; submerged arc welding; integrated cold electrode; welding metallurgy; high heat input.*

⁹ Trabalho apresentado no XLIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, 06 a 09 de novembro de 2017 Joinville – SC, Brasil (CT021) e submetido à Revista Soldagem e Inspeção em 26/03/2018.

Fatigue Crack Growth Rates on the Weld Metal of High Heat Input Submerged Arc Welding

Luiz Henrique Soares Barbosa¹⁰¹, Paulo José Modenesi¹, Leonardo Barbosa Godefroid², Ariel Rodriguez Arias³

1 Federal University of Minas Gerais – UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte, MG, Brasil; lhsbop@yahoo.com.br, modenesi@demet.ufmg.br. 6627, Pres. Antônio Carlos Avenue - Pampulha, Belo Horizonte - MG, 31270-901, Brazil.

2 Federal University of Ouro Preto – UFOP, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Ouro Preto, MG, Brasil; leonardo@demet.em.ufop.br. 122, Diogo de Vasconcelos Street – Pilar, Ouro Preto – MG, CEP 35400-000, Brazil.

3 Federal University of Itajubá, Itabira Campus, Itabira – MG, Brasil; arielra2506@gmail.com. 200, Irmã Ivone Drumond Street - Distrito Industrial II, Itabira - MG, 35903-087, Brazil.

Abstract

Submerged arc welding (SAW) with high heat input and more than one wire been used to weld thick plates in order to reduce the number of passes and consequent increase of productivity in the shipbuilding and oil industry. Additional characteristics of SAW such as high penetration and relative ease of producing welds with good finishing and without discontinuities contribute to this process being widely applied. However, the use of very high heat inputs leads to the formation of a large melting pool and large amount of liquid metal submits the region of the weld to long-term thermal cycles with low cooling rates. This contributes to the formation of thick solidification structures and, at the end of the cooling, results in a microstructure consisting mainly of grain boundary ferrite with low mechanical strength and large grain size. This research evaluated the fatigue crack growth rates in welding metals made by high heat input SAW with cold wire. Single pass welds were made on 25 mm thick TMCP EH36 steel varying the chemical composition of the wire and heat inputs from 10 kJ/mm. Microstructure, mechanical properties and $da/dN \times \Delta K$ graphics were constructed with the propagation of the crack in the longitudinal direction of the weld. For all tested conditions, propagation rates were similar to those of base metal in Region II. However, the welds presented a crack propagation threshold higher than base metal, and fatigue threshold of welds was increased for higher heat input by the use of a molybdenum-containing addition metal due to content of a higher amount of acicular ferrite in weld metal.

KEY WORDS: High heat input welding; Integrated Cold Electrode; fatigue crack growth rate; welding metallurgy.

¹⁰ Artigo submetido à International Journal Of Fatigue em 09/04/2018.

ANEXO A

Metodologia para aplicação de recobrimento superficial com níquel, para fins metalográficos¹¹.

Electroless Nickel

Electroless nickel is the most commonly used plating material in metallographic edge preparation schemes. A very wide range of materials have been coated in this way. For metals, the procedures [19]† used can be categorized as follows:

1. *Direct plating.* Iron, cobalt, nickel, ruthenium, palladium, osmium, iridium, and platinum.
2. *Galvanic initiation.* Copper, silver, gold, beryllium, aluminum, carbon, vanadium, molybdenum, tungsten, chromium, selenium, titanium, and uranium.
3. *Cannot be plated.* Bismuth, cadmium, tin, lead, and zinc (electroplate with copper, then use electroless nickel).

A wide variety of nonmetals such as plastics, wood, glass, carbide, silica, and porcelain have also been plated.

The following are examples of electroless nickel formulas:

<i>Formula 1</i>	<i>Formula 2</i>
45 g nickel chloride	37.3 g nickelous sulfate
11 g sodium hypophosphite	26.4 g sodium hypophosphite
100 g sodium citrate	15.9 g sodium acetate
50 g ammonium chloride	5–6 drops sulfuric acid
1000 mL distilled water	1000 mL distilled water
pH 8.5–9, use at 194–212°F	Use at 180–190°F
Plating rate, 0.015 mm/h	Plating rate, 0.01 mm/h

¹¹ VOORT, G. F. V. **Metallography: Principles and Practice.** [S.l.]: ASM International, 2007.