

VITOR SCARABELI BARBOSA

**AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL EM UM TUBO DE AÇO API 5L
X70 ATRAVÉS DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA**

VITOR SCARABELI BARBOSA

AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL EM UM TUBO DE AÇO API 5L X70
ATRAVÉS DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do *Campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento
Co-orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

Guaratinguetá
2014

B238a	<p>Barbosa, Vitor Scarabeli</p> <p>Avaliação da integridade estrutural em um tubo de aço API 5L X70 através da propagação de trincas por fadiga / Vitor Scarabeli Barbosa – Guaratinguetá, 2014.</p> <p>198 f : il.</p> <p>Bibliografia: f. 186-198</p> <p>Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento</p> <p>Coorientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein</p> <p>1. Aço – Fadiga 2. Soldagem elétrica I. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 620.178.3(043)</p>
-------	--

VITOR SACARABELI BARBOSA

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

**Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador**

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
UNESP/FEG


Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
UNESP/FEG


Prof. Dr. CLÁUDIO RUGGIERI
POLI/USP

DADOS CURRICULARES

VITOR SCARABELI BARBOSA

NASCIMENTO	19.11.1987 – SÃO BERNARDO DO CAMPO / SP
FILIAÇÃO	Aparecida Cleide Scarabeli Barbosa Geraldo Aparecido Barbosa
2007/2011	Curso de Graduação Engenharia de Materiais - Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” <i>Campus</i> de Guaratinguetá
2012/2014	Curso de Pós Graduação Engenharia Mecânica, nível de Mestrado - Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” <i>Campus</i> de Guaratinguetá

De modo especial aos meus pais,
pela assídua dedicação
à minha formação.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por instruir-me e ensinar-me o caminho que devo seguir em todos os momentos ao longo da minha eterna jornada;

ao meu orientador Professor Dr. Marcelino Pereira do Nascimento e co-orientador Professor Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein pela orientação acadêmica, presteza e incentivo na pesquisa;

aos meus pais, Geraldo e Cleide, pelo amor incondicional e por dedicarem parte de suas vidas à minha formação pessoal e profissional;

à minha irmã Mariana, pelo apoio e amizade;

à minha namorada Karina Cristianini pelos sábios conselhos, paciência e por sempre acreditar na minha capacidade;

à Marly Clemente pelo amor materno e incrível amizade;

aos colaboradores da UNESP do *Campus* de Guaratinguetá, em especial, o professor Dr. Tomaz Manabu Hashimoto e técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia, Odir Vieira da Silva e Manoel Francisco dos Santos Filho pela dedicação, presteza e profissionalismo;

aos funcionários da Secretaria de Pós Graduação da UNESP do *Campus* de Guaratinguetá pela paciência e profissionalismo;

a todos aqueles que diretamente ou indiretamente colaboraram para o desenvolvimento deste trabalho;

à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão da bolsa de mestrado;

à Tenaris Confab S.A., na pessoa do Engenheiro Sérgio Kojima, pela doação dos anéis do tubo de aço à instituição, e ao atual diretor do *Campus* de Guaratinguetá da UNESP, Professor Dr. Marcelo dos Santos Pereira, por ceder parte do material doado para a realização dessa pesquisa.

*“Querem que vos ensine o modo de chegar à ciência verdadeira?
Aquilo que se sabe, saber que se sabe;
aquilo que não se sabe, saber que não se sabe;
na verdade é este o saber.”*

Confúcio

BARBOSA, V. S. **Avaliação da integridade estrutural em um tubo de aço API 5L X70 através da propagação de trincas por fadiga.** 2014. 198 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do *Campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

RESUMO

Na exploração e transporte de petróleo e gás em águas profundas, os dutos submarinos estão sujeitos a altas tensões e devem suportar elevadas cargas estáticas e dinâmicas oriundas da pressão externa e interna do fluido, do próprio peso e das correntes marítimas as quais podem levar a falhas catastróficas. O comportamento em fadiga dos tubos empregados em sistemas de dutos submarinos vem sendo estudado através de ensaios de propagação de trincas por fadiga, a fim de se obter dados experimentais para definição de inspeções mais seguras de manutenção periódica. O objetivo deste trabalho foi avaliar o comportamento da propagação de trinca por fadiga no metal base localizado a 90° e a 180° da junta soldada, bem como no metal de solda da junta soldada longitudinal formada pelo processo a arco submerso de dutos submarinos API 5L X70 destinados ao transporte de gás, petróleo e seus derivados. Os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram realizados de acordo com a norma ASTM E-647 em corpos de prova do tipo tração compacto C(T). As curvas da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função de ΔK e as respectivas constantes da lei de Paris foram obtidas a partir de carregamentos sob amplitude constante com razão de carga 0,1. Para cada região do metal base foram extraídos dois corpos de prova ao longo da espessura, sendo um nas proximidades do diâmetro externo e o outro nas proximidades do diâmetro interno. Analogamente em relação ao metal de solda, foi retirado um corpo de prova com entalhe na solda de raiz e outro na solda de reforço. A partir das curvas a vs. N pôde-se inferir que o metal base localizado a 90° da junta soldada tendeu a apresentar uma menor resistência ao crescimento da trinca quando comparado ao metal base localizado a 180° . De maneira geral, os resultados obtidos a partir das curvas da/dN vs. ΔK mostraram que a taxa de crescimento da trinca por fadiga no metal base a 90° foi superior à taxa no metal base a 180° que, por sua vez, foi superior à verificada no metal de solda. A partir da correlação entre a taxa de propagação da trinca e a microestrutura, constatou-se que o crescimento da trinca deu-se a uma menor taxa para uma microestrutura composta predominantemente por ferrita acicular do que por uma microestrutura à base de ferrita e perlita.

PALAVRAS-CHAVE: processo U-O-E, solda a arco submerso, da/dN vs. ΔK , lei de Paris.

BARBOSA, V. S. **Structural integrity assessment in a steel pipe API 5L X70 through fatigue crack propagation.** 2014. 198 f. Dissertation (Master's degree in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do *Campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

ABSTRACT

In deep water offshore extraction and transport of oil and gas, the pipelines are undergo high stresses. It has to withstand high static and dynamic loads arising from external and internal fluid pressure, its own weight and sea currents that can lead to catastrophic failures. The fatigue behavior of the employed pipe in the offshore pipeline systems has been studied with aid of fatigue crack growth tests, in order to obtain experimental data for definition of safer periodic maintenance inspections. The objective of this work was to assess the fatigue crack propagation behavior in the base metal 90° and 180° from the welded joint of offshore pipeline API 5L X-70 grade steel commonly employed in the transport of oil and gas. In addition, the fatigue test was carried out in the weld metal of a longitudinal welded joint obtained by SAW (Submerged Arc Welding) process. The fatigue crack propagation tests were performed in accordance with ASTM E647 from compact tension specimens C(T). The crack growth rates curves (da/dN) as a function of ΔK and the Paris law constants were obtained under constant load amplitude conditions at the stress ratio level of 0,1. For each specific region of base metal (90° and 180°) two specimens were taken across the thickness, one close to the outside diameter and other nearby to the inner diameter. Likewise, two samples were taken from weld metal, one specimen for a root weld and one for a reinforcement weld. From the a vs. N curves it could be inferred that the base metal specimens taken from location 90° tended to have lower fatigue crack growth resistance than the base metal taken from location 180°. Overall, the achieved outcomes from da/dN vs. ΔK curves indicated that the fatigue crack growth rate for the base metal taken from location 90° was higher than base metal taken from location 180°, which in turn was higher than the weld metal. From the correlation between microstructure and fatigue crack growth rate, it was verified that the fatigue crack growth rate for a microstructure consisting predominantly of acicular ferrite was lower than a microstructure composed primarily of ferrite-pearlite.

KEYWORDS: U-O-E process, submerged arc welding, da/dN vs. ΔK , Paris law.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Ilustração de uma rede de dutos <i>offshore</i>	24
Figura 2 - Relação da diminuição da espessura e peso em função da elevação do grau API.....	32
Figura 3 - Relação entre o limite de escoamento e temperatura de transição em função da diminuição do tamanho de grão	36
Figura 4 - Variabilidade morfológica da transformação de fase da austenita em função da evolução dos parâmetros de laminação.....	38
Figura 5 - Relação entre a tensão de escoamento e o carbono equivalente (CE)	41
Figura 6 - Efeito do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para evitar a fissuração a frio.....	45
Figura 7 - Diagrama de Graville relacionando a soldabilidade em função do carbono equivalente e do teor de carbono	46
Figura 8 - Diagrama de classificação das fases e componentes estruturais dos aços ARBL formados a partir da decomposição da austenita.....	52
Figura 9 - Diagrama de transformação de fases por resfriamento contínuo de um aço grau API X70 obtido por tratamento termomecânico controlado	53
Figura 10 - (a) Ferrita Poligonal (PF); (b) Ferrita Quase-Poligonal (QF); (c) Ferrita de Widmanstätten; (d) Ferrita Acicular; (e) Representação esquemática da nucleação da ferrita acicular no interior do grão austenítico no metal de solda (IAF); (f) Ferrita Granular (GF)	55
Figura 11 - Micrografias do aço API 5L X70 obtidas por microscopia óptica. As microestruturas (a), (b), (c), (d), (e) e (f) são características para cada condição estabelecida de composição e laminação	56
Figura 12 - Processo sequencial de conformação a frio U-O-E	58
Figura 13 - Processo sequencial da formação da junta soldada longitudinal SAW	59
Figura 14 - <i>Layout</i> do processo de fabricação SAW longitudinal U-O-E.....	60
Figura 15 - Efeito mola da chapa de aço microligado após conformação por um pulso “U” (a) sem modificação nos parâmetros; (b) com modificação nos parâmetros	61
Figura 16 - Acúmulo percentual da deformação plástica ao longo das etapas de conformação do processo U-O-E	62
Figura 17 - Ilustração do processo de soldagem por arco submerso (SAW)	63

Figura 18 - Classificação morfológica da ferrita de Dubé e Aaronson: (a) Ferrita alotriomórfica de contorno de grão; (b) Placas laterais de Widmanstätten primárias e secundárias; (c) Estruturas serrilhadas de Widmanstätten primárias e secundárias; (d) Ferrita idiomórfica intergranular e intragranular; (e) Placa de Widmanstätten intragranular e (f) Estrutura massiva.....	64
Figura 19 - Microestrutura do metal de solda e seus microconstituintes	66
Figura 20 - Efeito dos elementos de liga e da taxa de resfriamento na transformação de fase do metal de solda.....	67
Figura 21 - Regiões da ZAC de um aço carbono hipoeutetóide formadas a partir de uma solda monopasse	68
Figura 22 - Sub-regiões da região de granulação grosseira da ZAC: (a) posição das subzonas relativa ao metal de solda; (b) diagramas dos ciclos térmicos relativos as temperaturas A_{C1} e A_{C3}	70
Figura 23 - Típica curva S-N apresentando as três regiões que caracterizam o comportamento da vida em fadiga.....	72
Figura 24 - Curvas de Wöhler para ligas ferrosas e não ferrosas	74
Figura 25 - Diferentes estágios da vida em fadiga e seus respectivos parâmetros relevantes	75
Figura 26 - Curva representativa do comprimento da trinca em função do número de ciclos.....	78
Figura 27 - Representação esquemática da chapa plana com um furo elíptico analisada por Inglis.....	81
Figura 28 - Definição dos eixos coordenados à frente da trinca, com o eixo z normal ao plano da trinca	82
Figura 29 - Modos básicos de deslocamento da superfície da trinca em função do carregamento	83
Figura 30 - Representação esquemática da tensão normal ao plano da trinca variando em função da distância à ponta da trinca.....	86
Figura 31 - Representação da zona de processo de fratura contida na zona dominante de singularidade.....	87
Figura 32 - Variação da tenacidade à fratura de materiais metálicos em função da espessura do componente	88
Figura 33 – Modelo da deformação plástica à frente da ponta da trinca.....	90

Figura 34 - Similitude entre a trinca de um corpo-de-prova e de uma estrutura, ambas submetidas a um mesmo fator de intensidade de tensão	93
Figura 35 - Crescimento da trinca de fadiga sob carregamento de amplitude constante e as respectivas zonas elástica e plástica na ponta da trinca.....	95
Figura 36 - Descrição dos diferentes regimes da curva de propagação da trinca de fadiga	98
Figura 37 - Transição gradual entre a iniciação (estágio I) e propagação da trinca de fadiga (estágio II): (a) representação ilustrativa; (b) representação real	103
Figura 38 - Formação de estrias de fadiga: (a) estrias de fadiga em uma liga de aço inoxidável; (b) mecanismo de crescimento da trinca por abaulamento-filamento da trinca proposto por Laird	104
Figura 39 - Ilustração da influência da razão de carregamento na taxa de crescimento da trinca por fadiga.....	106
Figura 40 - Variação efetiva do fator de intensidade de tensão durante o fechamento da trinca	107
Figura 41 - (a) anel do tubo API 5L X70; (b) processo de oxicorte; (c) amostra do anel; (d) corte na serra hidráulica; (e) usinagem do entalhe por eletro-erosão a fio; (f) corpos de prova.....	110
Figura 42 - Espectrômetro de emissão óptica por chama usado para análise da composição química	111
Figura 43 - Microscópio óptico: (a) Epiphot 200; (b) motorizado Zeiss AxioImager Z2m....	113
Figura 44 – Estereoscópio ZEISS modelo STEMI 2000 com ampliação de até 50X.....	114
Figura 45 - Perfil de microdureza de uma junta soldada SAW de passe duplo	115
Figura 46 - Corpo de prova de seção retangular transversal com espessura nominal do tubo: (a) <i>Layout</i> do corpo de prova; (b) corpo de prova usado no ensaio	117
Figura 47 - Corpo de prova de seção circular reduzida (a) <i>Layout</i> do corpo de prova; (b) corpo de prova usado no ensaio	118
Figura 48 - Extensômetro acoplado ao entalhe do corpo de prova C(T).....	121
Figura 49 - <i>Layout</i> do procedimento adotado para a retirada dos corpos de prova de propagação de trinca do tipo C(T): (a) anel do tubo API 5L X70; (b) junta soldada; (c) orientação do cdp	123
Figura 50 - Máquina universal de ensaios (servo-hidráulica) de modelo MTS 810	125
Figura 51 - Configuração geométrica e dimensional do corpo-de-prova do tipo C(T) adotada nos ensaios	128
Figura 52 - Microscópio eletrônico de varredura utilizado na análise fractográfica.....	129

Figura 53 - Microestrutura do metal base (MB): (a) MB - L (200x); (b) MB - L (500x); (c) MB - T (200x); (d) MB - T (500x).....	133
Figura 54 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda analisada por microscopia óptica (200x)	134
Figura 55 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda analisada por microscopia óptica motorizada (200x)	135
Figura 56 - Análise microestrutural da ferrita poligonal associada ao contorno de grão da austenita primária feita por microscopia óptica (50x)	136
Figura 57 - Microscopia óptica motorizada: (a) mapeamento da junta soldada; (b) metal de solda (500x); (c) fronteira entre MS e a ZAC (500x); (d) região de grãos grosseiros (500x); (e) região de grãos finos (500x)	137
Figura 58 - Macrografia da junta soldada formada pelo processo SAW.....	139
Figura 59 - Detalhes da macrografia da junta soldada: (a) região superior esquerda da JS; (b) região de fronteira entre os passes; (c) sub-regiões da ZAC entre passes	140
Figura 60 - Mapeamento da dureza ao longo da junta soldada SAW do tubo API 5L X70 ...	142
Figura 61 - Análise comparativa da dureza ao longo da espessura da junta soldada	145
Figura 62 - Curvas tensão-deformação obtidas a partir de corpos cilíndricos de seção reduzida: (a) direção longitudinal; (b) direção transversal	146
Figura 63 - Análise qualitativa e quantitativa dos ensaios de tração de corpos de prova transversais de seção retangular	151
Figura 64 - Aspecto dúctil da superfície de fratura para cada condição de ensaio de tração: (a) corpo de prova CL 1; (b) corpo de prova CT 1; (c) corpo de prova RL 1	152
Figura 65 - Curva a <i>versus</i> N para as diferentes regiões do metal base para R = 0,1	153
Figura 66 - Corpo de prova 1: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N.	155
Figura 67 - Corpo de prova 2: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N.	156
Figura 68 - Corpo de prova 3: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N.	157
Figura 69 - Corpo de prova 4: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N.	158
Figura 70 - Corpo de prova 5: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N.	159
Figura 71 - Corpo de prova 6: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs.	

log(ΔK); (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	160
Figura 72 - Corpo de prova 7: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	161
Figura 73 - Corpo de prova 8: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	162
Figura 74 - Análise comparativa entre as curvas de propagação de trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$	164
Figura 75 - Curva a versus N para diferentes regiões do metal de solda para $R = 0,1$	167
Figura 76 - Representação esquemática da localização dos entalhes de propagação no metal de solda	168
Figura 77 - Corpo de prova I: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	169
Figura 78 - Corpo de prova II: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	170
Figura 79 - Corpo de prova III: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	171
Figura 80 - Corpo de prova IV: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	172
Figura 81 - Corpo de prova V: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	173
Figura 82 - Corpo de prova VI: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N	174
Figura 83 - Análise comparativa da curva de propagação da trinca por fadiga da/dN vs. N (em escala logarítmico) dos corpos de prova CDP 1, CDP 3 e CDP IV	176
Figura 84 - Análise comparativa da curva de propagação da trinca por fadiga da/dN vs. N (em escala logarítmico) dos corpos de prova CDP 2, CDP 4 e CDP I	177
Figura 85 - Análise comparativa da curva de crescimento da trinca por fadiga a vs. N dos corpos de prova CDP 1, CDP 3 e CDP IV.....	179
Figura 86 - Análise comparativa da curva de crescimento da trinca por fadiga a vs. N dos corpos de prova CDP 2, CDP 4 e CDP I.....	179
Figura 87 - Região de propagação na fase inicial (ΔK baixa): (a) CDP 7 MB (5000x); (b) CDP III MS (5000x)	181
Figura 88 - Região de propagação na fase intermediária (ΔK média): (a) CDP 7 MB (5000x); (b) CDP III MS (5000x)	181

Figura 89 - Região de propagação na fase final (ΔK alta): (a) CDP 7 MB (5000x);	
(b) CDP III MS (5000x)	181
Figura 90 - Fractografia na região de ruptura por tração monotônica:	
(a) CDP 7 MB (500x); (b) CDP III MS (5000x)	182

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Relação entre a espessura de parede e a profundidade da lâmina d'água baseada no colapso como critério de projeto.....	33
Tabela 2 - Composição química do aço API 5L X70 - PSL 2 com espessura de parede (t) menor ou igual a 25,00 mm.	109
Tabela 3 - Requisitos das propriedades mecânicas do aço API 5L X70.	116
Tabela 4 - Valores dos coeficientes da função <i>compliance</i> para o extensômetro acoplado a 1,0 mm da superfície de abertura do entalhe.	122
Tabela 5 - Composição química (% em massa) do aço API 5L X70	130
Tabela 6 - Composição química (% em massa) do metal de solda da junta soldada SAW	132
Tabela 7 - Resultado da microdureza Vickers (HV0,5)	142
Tabela 8 - Comparação da microdureza entre as regiões do MB, ZAC e MS	143
Tabela 9 - Resultados dos ensaios em corpos de prova de seção cilíndrica retirados na direção longitudinal	148
Tabela 10 - Resultados dos ensaios em corpos de prova de seção cilíndrica retirados na direção transversal	148
Tabela 11 - Valor médio e desvio padrão dos resultados dos ensaios de tração longitudinal e transversal de seção cilíndrica reduzida	149
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de tração em corpos de seção retangular retirados na direção transversal e à 180° do cordão de solda.....	150
Tabela 13 - Coeficientes da equação de Paris para as diferentes regiões do metal base.....	163
Tabela 14 - Coeficientes da equação de Paris para as diferentes razões de carregamento na junta soldada (BELTRÃO; CASTRODEZA; BASTIAN, 2011).....	165
Tabela 15 - Coeficientes da equação de Paris para o metal de solda (MS).....	175
Tabela 16 - Coeficientes da equação de Paris para as diferentes regiões do anel do tubo de aço API X70 (MB 90° - MB 180° - MS 0°)	177

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AF	Ferrita acicular (do inglês <i>Acicular Ferrite</i>)
AcC	<i>Accelerated Cooling</i>
ANP	Agência Nacional do Petróleo
API	<i>American Petroleum Institute</i>
API 5L	<i>American Petroleum Institute for Specification for Line Pipe</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ATM	Martensita Auto-Temperada (do inglês <i>Auto-Tempered Martensite</i>)
BF	Ferrita Bainítica (do inglês <i>Bainitic Ferrite</i>)
BOE	Barril de Óleo Equivalente
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
COD	<i>Crack Opening Displacement</i>
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
DE	Diâmetro Externo
DI	Diâmetro Interno
DM	Diâmetro Médio
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
DNV	<i>Det Norske Veritas</i>
END	Ensaio Não Destrutivo
ERW	<i>Electric Resistance Welding</i>
FATT	<i>Fracture Appearance Transition Temperature</i>
FC	Ferrita-Carboneto
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
FFS	<i>Fitness For Service</i>
FS	Ferrita com Segunda Fase
FS(A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS(NA)	Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
GF	Ferrita Bainítica Granular (do inglês <i>Granular Ferrite</i>)
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
HIC	<i>Hydrogen Induced Cracking</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
IAF	Ferrita Acicular Intragranular (do inglês <i>Intragranular Acicular Ferrite</i>)
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
ISIJ	<i>The Iron and Steel Institute of Japan</i>
ISO	<i>International Standard Organization</i>
JS	Junta Soldada
JWES	<i>Japan Welding Engineering Society</i>
LAIMAT	Laboratório de Análise de Imagens de Materiais
M	Martensita
M-A	Martensita-Austenita
MB	Metal Base
MB - L	Metal de Base na Direção Longitudinal
MB - T	Metal de Base na Direção Transversal

MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
ML	Martensita Ripada (do inglês <i>Lath Martensite</i>)
MO	Microscopia Óptica
MS	Metal de Solda
MS – E	Metal de Solda do Passe Externo
MS – I	Metal de Solda do Passe Interno
MT	Martensita Maclada (do inglês <i>Twinned Martensite</i>)
OFC	<i>Oxy-fuel Gas Cutting</i>
OP-U	<i>Oxide Polishing Suspension</i>
P&G	Petróleo e Gás
PF	Ferrita Poligonal (do inglês <i>Polygonal Ferrite</i>)
PF	Ferrita Primária
PF(G)	Ferrita Primária de Contorno de Grão
PF(I)	Ferrita Primária Intragranular
PSL 1	<i>Product Specification Level 1</i>
PSL 2	<i>Product Specification Level 2</i>
QF	Ferrita Quase-Poligonal (do inglês <i>Quasi-Polygonal Ferrite</i>)
RGF	Região de Granulação Fina
RGG	Região de Granulação Grosseira
GGZAC	Região de Grãos Grosseiros da Zona Afetada pelo Calor
RIC	Região Intercrítica
RICGG	Reaquecimento Intercrítico da Granulação Grosseira
RIGG	Região Inalterada de Granulação Grosseira
RSC	Região Subcrítica
RSCGF	Reaquecimento Supercrítico da Granulação Fina
RSCGG	Reaquecimento Subcrítico da Granulação Grosseira
SAW	<i>Submerged Arc Welding</i>
SI	Sistema Internacional
SMYS	<i>Specified Minimum Yield Stress</i>
SSY	<i>Small Scale Yielding</i>
TMCP	<i>Thermo-Mechanical Control Process</i>
TMR	<i>Thermo-Mechanical Rolling</i>
TSAW	<i>Tandem Submerged Arc Welding</i>
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação
UB	Bainita Superior (do inglês <i>Upper Bainite</i>)
UHSS	Ultra High Strength Steel
UNESP	Universidade Estadual Paulista
VIV	Vibração Induzida por Vórtices
ZAC	Zona Afetada Pelo Calor
ZAC – E	Zona Afetada pelo Calor do Passe Externo
ZAC – I	Zona Afetada pelo Calor do Passe Interno
ZDL	Zona de Ligação
ZDS	Zona Dominante de Singularidade
ZF	Zona Fundida
ZFL	Zona Frágil Localizada
ZTA	Zona Termicamente Afetada
WF	Ferrita de Widmanstätten (do inglês <i>Widmanstätten Ferrite</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Comprimento de trinca
a_0	Comprimento inicial da trinca
a_f	Comprimento final da trinca
A_{c3}	Temperatura crítica superior de transformação de fase
A_{c1}	Temperatura crítica inferior de transformação de fase
Al	Alumínio
A_m	Amplitude do número de termos da equação do campo de tensões
A_t	Alongamento total
A_u	Alongamento uniforme
A_{xc}	Área da seção transversal aplicável do corpo de prova de tração
b	Espessura do corpo-de-prova C(T)
B	Boro
B_u	Bainita superior
B_L	Bainita inferior
C	Carbono
CA	Corrente alternada
CC+	Corrente contínua com polaridade inversa (eletrodo positivo)
CE	Carbono equivalente
CE_{ARBL}	Carbono equivalente proposto por Graville
$CE_{Dearden}$	Carbono equivalente proposto por Dearden & O'Neill
CE_{IIW}	Carbono equivalente proposto pelo Instituto Internacional de Soldagem
CE_{Pcm}	Carbono equivalente proposto por Y. Ito & K. Bessyo (Parâmetro de Trincamento Modificado)
CL	Seção cilíndrica e direção longitudinal
C-L	Tensão na direção circunferencial e crescimento da trinca na direção longitudinal
C_{omp}	<i>Compliance</i> (definida pela tangente da curva COD <i>versus</i> P) no regime elástico
CO_2	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
CT	Seção cilíndrica e direção transversal
C(T)	<i>Compact tension specimen</i>
Cu	Cobre
d	Tamanho médio do grão da relação de Hall-Petch
da/dN	Taxa de crescimento da trinca por ciclo de carregamento;
D	Comprimento da diagonal da impressão do indentador
E	Módulo de elasticidade
f_{ij}	Função adimensional do ângulo θ referente à equação geral do campo de tensões
f_1	Função adimensional geométrica da trinca
F	Carga aplicada no carregamento cíclico
Fe_3C	Cementita
$g_{ij}^{(m)}$	Função adimensional do ângulo θ para o m-ésimo termo da equação geral do campo de tensões
H	Histórico do carregamento cíclico
$H_{2(g)}$	Gás hidrogênio
H_2S	Sulfeto de hidrogênio
J_{IC}	Tenacidade à fratura pelo critério da Integral-J
k	Constante da equação geral do campo de tensões

k_y	Coefficiente de endurecimento do contorno de grão da relação de Hall-Petch
K	Fator de intensidade de tensão
K_C	Fator de intensidade de tensão crítico
K_I	Fator de intensidade de tensão em modo I de carregamento
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítico em modo I de carregamento ou Tenacidade à fratura no estado de deformação plana
$K_{máx}$	Fator de intensidade de tensão máxima
K_T	Fator de concentração de tensão elástica
K_e	Fator de concentração de deformação elasto-plástica
K_σ	Fator de concentração de tensão elasto-plástica
Mn	Manganês
MnS	Sulfeto de manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
$Nb(CN)$	Carbonitreto de nióbio
Ni	Níquel
p	Constante do material referente ao modelo de propagação de trinca de Forman e Metty
P	Fósforo
P	Perlita
P'	Perlita degenerada
q	Constante do material referente ao modelo de propagação de trinca de Forman e Metty
r	Distância em coordenadas polares cilíndricas entre a ponta da trinca e o plano da trinca
R	Razão de carregamento cíclico
RT	Seção retangular e direção transversal
r_p	Tamanho da nova zona plástica, na condição de tensão plana
r_y	Tamanho da zona plástica na condição de tensão plana
S	Enxofre
Si	Silício
Sn	Estanho
T	Temperatura de transição de aparência de fratura para 50% de fratura dúctil (ou frágil)
Ti	Titânio
TiN	Nitreto de titânio
U_t	Tenacidade
V	Vanádio
$V(CN)$	Carbonitreto de vanádio
w	Largura do corpo-de-prova C(T) de propagação de trinca (distância entre a linha de aplicação da carga e a superfície final do corpo-de-prova)
W	Tungstênio
Y	Constante adimensional do fator de intensidade de tensão
$2a$	Eixo maior da trinca (modelo do furo elíptico proposto por Inglis)
$2b$	Eixo menor trinca (modelo do furo elíptico proposto por Inglis)
α	Ferrita
α_B	Ferrita bainítica granular
α_B°	Ferrita bainítica
α_p	Ferrita poligonal

α_q	Ferrita quase-poligonal
α_w	Ferrita de widmanstätten
α'	Constante do material da relação de Hall-Petch
α'_m	Martensita cúbica
α'_M	Martensita
β	Ângulo de 136° entre as faces opostas do penetrador de diamante
β'	Constante do material da relação de Hall-Petch
γ	Austenita
γ_r	Austenita retida
δ	Deslocamento da abertura da trinca (COD – <i>Crack Opening Displacement</i>) registrado pelo “clip gage”
ΔJ_{eff}	Integral- J efetiva para carregamento cíclico
ΔK	Variação do fator de intensidade de tensão
ΔK_{eff}	Variação do fator de intensidade de tensão efetiva
ΔK_{th}	Limiar (<i>threshold</i>) da variação do fator de intensidade de tensão
ΔF	Variação entre a carga máxima ($F_{máx.}$) e carga mínima ($F_{mín.}$)
$\Delta \sigma_e$	Variação da tensão limite de fadiga
λ	Constante do material referente ao modelo de Walker
ν	Coefficiente de Poisson
ρ	Raio de curvatura de um furo elíptico
σ_a	Amplitude da tensão cíclica
σ_e	Tensão de escoamento à tração
σ_{epoli}	Tensão de escoamento de um material policristalino
σ_{emono}	Tensão de escoamento de um material monocristalino
σ_f	Tensão limite de fadiga
σ_{fluxo}	Tensão de fluxo definida pela média aritmética entre as tensões de escoamento e resistência à tração
σ_{ij}	Tensor de tensão
σ_m	Tensão média do ciclo de carregamento
$\sigma_{máx.}$	Tensão máxima do ciclo de carregamento
$\sigma_{mín.}$	Tensão mínima do ciclo de carregamento
σ_r	Tensão de resistência à tração
σ_{yy}	Tensão normal ao plano da trinca
σ^∞	Tensão remota
Θ	Ângulo em coordenadas polares cilíndricas entre a ponta da trinca e o plano da trinca
Θ	Partícula de cementita
φ	Coefficiente de estricção
ψ	Fator adimensional da trinca

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	23
1.1 OBJETIVO	29
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	30
2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL).....	30
2.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO E ASPECTOS METALÚRGICOS DOS AÇOS ARBL.....	33
2.2.1 Princípios do processo termomecânico de laminação	33
2.2.2 Influência dos principais elementos de liga	39
2.2.3 Parâmetro carbono equivalente (CE)	41
2.2.4 Formação e classificação das microestruturas em aços ARBL	47
2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO SAW LONGITUDINAL (U-O-E).....	57
2.3.1 Conformação a frio U-O-E	57
2.3.2 Soldagem por arco submerso (SAW)	62
2.3.3 Aspectos metalúrgicos e microestruturais da junta soldada	63
2.4 ASPECTOS GERAIS DA FADIGA	71
2.5 MECÂNICA DA FRATURA	81
2.5.1 Princípios da mecânica da fratura linear elástica (MFLE)	81
2.5.2 Mecânica da fratura aplicada à fadiga	94
2.5.3 Modelagem da propagação de trincas por fadiga	96
2.5.4 Micromecanismos de propagação de trincas por fadiga	102
2.5.5 Fatores que influem na taxa de propagação de trincas por fadiga	105
3 MATERIAIS E MÉTODOS	109
3.1 MATERIAIS	109
3.2 MÉTODOS	110
3.2.1 Corte dos anéis	110
3.2.2 Determinação e análise da composição química	111
3.2.3 Caracterização microestrutural	112
3.2.4 Caracterização macroestrutural	113
3.2.5 Ensaio de microdureza Vickers (HV)	114
3.2.6 Ensaio de tração	115
3.2.7 Ensaio de propagação de trincas por fadiga	119
3.2.8 Caracterização fractográfica da superfície de fratura	129
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	130
4.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA	130
4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	133
4.3 ANÁLISE MACROESTRUTURAL	139
4.4 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV)	142
4.5 ANÁLISE DO ENSAIO DE TRAÇÃO.....	146
4.6 ANÁLISE DO ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA	153
4.7 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	180

5 CONCLUSÃO.....	183
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	185
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	186

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

Nos últimos anos, com a crescente demanda global no consumo de energia, esforços extensivos têm sido tomados para o fornecimento de petróleo e gás natural de modo mais econômico e seguro desde os centros produtores até aos grandes centros consumidores (DONG et al., 2009; HILLENBRAND et al., 2004; SHIN et al., 2009). Conseqüentemente, tubos de aço de grandes diâmetros e de espessura reduzida, alta resistência mecânica e com elevados limites de escoamento têm sido empregados em sistemas de dutos terrestres e submarinos para operarem sob elevadas pressões na linha (AL-MANSOUR; ALFANTAZI; EL-BOUJDAINI, 2009). Atualmente, o modal dutoviário constitui a forma mais segura e eficiente de transportar os produtos de petróleo, uma vez que, por ora, não foi disponibilizado para a sociedade outro meio mais otimizado em termos de operação e economia (FREIRE, 2009).

Os aços empregados em dutos para o transporte de petróleo e gás natural a longas distâncias requerem elevada resistência mecânica e tenacidade para suportar as elevadas pressões imprimidas durante o transporte dos fluidos e, conseqüentemente, melhorar a eficiência no transporte (HAN et al., 2012; SHIN et al., 2009; SUNG et al., 2012). Além desses requisitos, em se tratando de dutos *offshore*, devem ainda apresentar resistência às correntes marítimas e, em situações mais críticas, às vibrações induzidas pelo desprendimento de vórtices (VIV) que podem culminar no rompimento do duto por fadiga e causar graves problemas ambientais (TRIM et al., 2005).

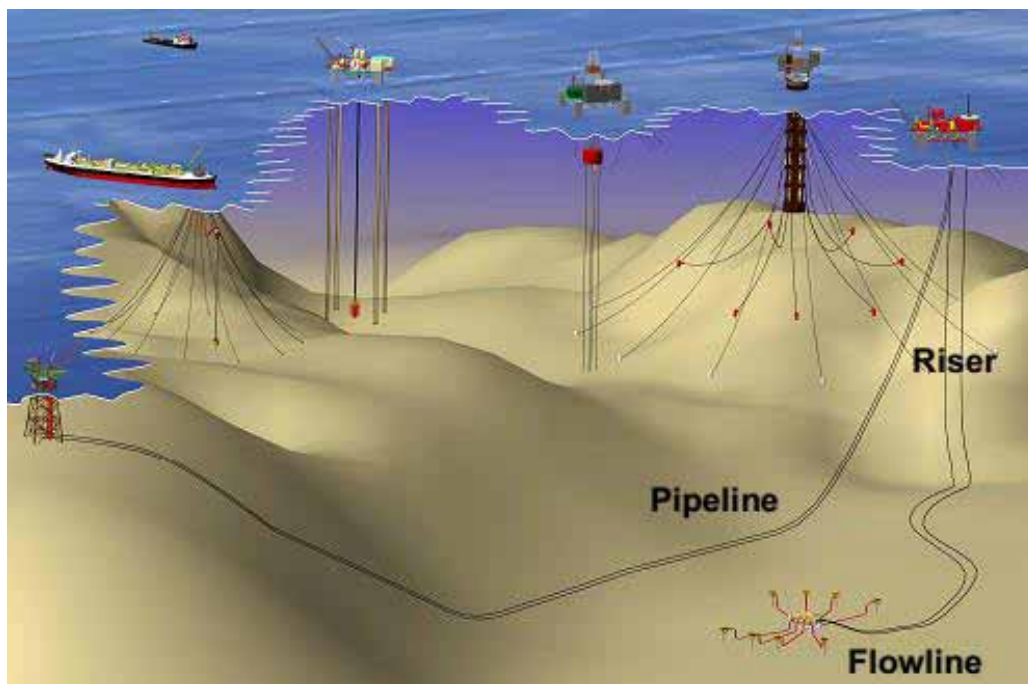
Os dutos para aplicações *offshore* ficam inevitavelmente expostos aos carregamentos cíclicos diversos durante operação. Esses carregamentos dinâmicos podem ser de causas operacionais e/ou naturais. Os carregamentos tornam-se mais complexos quando expansões e contrações oriundas, respectivamente, das operações de pressurização e despressurização durante o transporte do fluido interno são combinadas às correntes marítimas e às vibrações induzidas por vórtices. Numa eventualidade onde possa existir um defeito no tubo, sob tais condições de carregamento cíclico, uma trinca de fadiga poderá ser nucleada e, se não detectada em tempo hábil, poderá se desencadear em uma falha catastrófica.

Atualmente, o aço microligado grau X70 é amplamente empregado no mundo (JIANG; CHEN, 2012) e, até o presente momento, no Brasil o “estado da arte” em linhas dutoviárias refere-se ao aço grau X70. No entanto, ao longo dos últimos anos o aço de grau X80 vem se estabelecendo como o “estado da arte” no mundo, sendo empregado principalmente nos países mais desenvolvidos (HILLENBRAND et al., 2004; JIANG; CHEN, 2012). Todavia, a tendência para os próximos anos é o desenvolvimento e emprego de chapas de aço de elevado

grau com limites de escoamento da ordem de 100 a 120 *ksi* (JIANG; CHEN, 2012; SOEIRO JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

Por atender aos importantes requisitos de projeto citados anteriormente, o aço de especificação API (*American Petroleum Institute*) grau X70 é amplamente empregado na fabricação de tubos de aço que constituem os dutos *offshore* aplicados em sistemas de transporte *pipeline*, *risers* e *flowlines* conforme ilustrados na Figura 1.

Figura 1 – Ilustração de uma rede de dutos *offshore*.



Fonte: (LEE, 2013).

A crescente demanda por gás natural continuará influenciando no transporte por dutos no futuro, tanto do ponto de vista estratégico quanto econômico (HILLENBRAND et al., 2004). Essa tendência pode ser confirmada a partir dos recentes estudos elaborados pela Agência Nacional de Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP), afirmando que o Brasil tem reservas de gás natural em áreas *on shore* suficientes para aumentar a oferta em 360% na próxima década. Atualmente, a oferta nacional de gás natural é de 65 milhões de metros cúbicos e, se mantida essa expectativa de oferta, essa disponibilidade poderá saltar para cerca de 300 milhões de metros cúbicos entre 2025 e 2027 (ANP, 2013). Essa tendência justifica-se não somente pelo aumento das recentes descobertas da gigantesca bacia do pré-sal, mas, também, pelo fato do gás natural ser um combustível mais econômico e menos poluente em relação ao

carvão e petróleo produzindo, respectivamente, 50% e 30% menos CO₂ (ANP, 2013; WIDGERY, 1999).

Segundo dados do Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (2013) levantados pela ANP no final de 2012, as reservas totais de petróleo do Brasil foram contabilizadas em 28,6 bilhões de barris, um decréscimo de 5,1% ante 2011. Já as reservas provadas¹ aumentaram 1,8%, totalizando 15,3 bilhões de barris, volume que representou 53,6% das reservas totais. Dessas reservas provadas, aproximadamente 94% se localizavam no leito marinho. Fato este que colocou o Brasil entre os grandes produtores mundiais de petróleo, ocupando a 14ª posição no ranking mundial de países com as maiores reservas provadas de petróleo. No tocante ao gás natural, as reservas provadas de gás natural registraram queda de 0,1%, para 459,2 bilhões de m³, o equivalente a 50% das reservas totais (918,6 bilhões de m³). No entanto, estas aumentaram 1,3% em comparação a 2011. Neste cenário, o Brasil ocupou a 31ª posição no ranking mundial das maiores reservas provadas de gás natural. Similarmente ao petróleo, a maior parte (84,2%) das reservas provadas de gás natural encontrava-se em reservatórios no subsolo marinho. Portanto, pode-se dizer que uma fatia significativa do petróleo e do gás natural produzido no Brasil vem de campos *offshore*. Fato este que torna o *status quo* do Brasil uma referência mundial no âmbito das atividades de exploração e produção de petróleo em águas profundas e ultra profundas.

De acordo com o relatório do atual Plano de Negócios 2012-2016 aprovado pelo conselho de administração da Petróleo Brasileiro S.A., será realizado investimentos da ordem de US\$ 236,5 bilhões, sendo US\$ 65,5 bilhões (27,7%) desse total para o setor de Refino, Transporte e Comercialização (RTC). Esse relatório afirma que a meta da produção de óleo, LGN (líquido de gás natural) e gás natural no Brasil e no exterior para 2016 é de 3,3 milhões boe² /dia, sendo 3,0 milhões boe/dia somente no Brasil (PETROBRAS, 2012).

Como resultado da crescente demanda por gás natural, petróleo e seus derivados e, conseqüente, revitalização e expansão da malha dutoviária a partir dos grandes investimentos relatados no atual Plano de Negócios da Petrobras, julga-se de extrema importância a realização de pesquisa que tange à integridade estrutural dos sistemas de dutos.

Estudos gerais relacionados a falhas por fadiga revelam que 90% de todas as falhas de componentes em serviço são em decorrência do fenômeno de fadiga (ABO-ELKHIER;

¹Reservas de petróleo e gás natural com elevado grau de certeza de recuperação comercial sustentado por dados geológicos e de engenharia considerando-se as condições econômicas vigentes, os métodos operacionais usualmente viáveis e os regulamentos instituídos pela legislação petrolífera e tributária brasileira (ANP, 2000).

² Unidade básica usada para mensurar a produção diária de óleo e gás. 6.000 pe³ de gás natural = aproximadamente 0,17 m³ de óleo equivalente = aproximadamente 1 barril de óleo equivalente (boe).

HAMADA; EL-DEEN, 2012; CAMPBELL, 2008; GHIDINI; DONNE, 2009). Inúmeros trabalhos que relatam falhas por fadiga em tubos de aço podem ser encontrados na literatura. Várias são as causas das falhas, porém, conforme os casos descritos a seguir, os mecanismos que governam esse tipo de falha convergem para uma causa em comum e muito corriqueira nos mecanismos de falhas, a fadiga.

Chapetti, Otegui e Motylicki (2002) investigaram uma explosão ocorrida em 1998 de um tubo de aço API 5L X46 com 14 polegadas de diâmetro e $\frac{1}{4}$ de polegada de espessura empregado em um oleoduto. Após uma criteriosa investigação, concluiu-se que a fratura ocorreu a partir de trincas nucleadas por fadiga. Os autores apontaram que a falha por fadiga foi ocasionada a partir de uma trinca (*hook crack*) sobre a superfície externa do tubo, na zona central da solda ERW (*Electric Resistance Welding*).

Fazzini et al. (2007) relataram uma ruptura atípica em uma junta soldada SAW (*Submerged Arc Welding*) de duplo passe em um tubo API 5L X52. Constataram que a causa da ruptura deu-se através de fissuras de fadiga nucleadas a partir da falta de fusão devido a um desencontro geométrico dos passes interno e externo da solda.

Li et al. (2005) investigaram a fratura de uma tubulação de aço de baixo carbono submetido a altas pressões utilizado em um sistema de síntese de amônia. O laudo final da investigação apontou que a fratura foi iniciada a partir de trincas de fadiga térmica seguida de fratura frágil causada pela fragilização por envelhecimento após deformação com encruamento a frio da tubulação de aço.

Conforme relatado por Beltrão, Castrodeza e Bastian (2011) a nucleação e a propagação de trincas de fadiga têm sido observadas com maior frequência na região da junta soldada em dutos devido à presença de inclusões e defeitos de soldagem, os quais atuam como concentradores de tensão e contribuem para a diminuição da tenacidade à fratura.

Godoy, Cavalheiro e Pereira (2010) investigaram a ocorrência de trincas nucleadas por fadiga em decorrência das deflexões dos tubos de aço durante o transporte por navio, e ficou constatado que, para certas condições de carregamento, as trincas foram nucleadas na região de transição entre o metal de solda e o metal base.

Percebe-se nitidamente que em todos os casos citados anteriormente a fratura ocorreu em regiões com propensão à menor tenacidade e em regiões de alta concentração de tensão, o que favorece a segunda etapa do processo de falha por fadiga, ou seja, a sua propagação. Esses casos corroboram com a observação mencionada por Beltrão, Castrodeza e Bastian (2011).

Os casos supracitados de falhas por fadiga justificam a sua relevância nos estudos sobre a integridade estrutural em dutos, principalmente em aplicações *offshore*. Inúmeros

pesquisadores relatam a importância de avaliar a integridade estrutural por meio da mecânica da fratura nas diversas regiões que compõem a estrutura de um tubo de aço soldado. Essa avaliação pode ser feita no metal base (MB) bem como na junta soldada (JS) e suas regiões, como o metal de solda (MS) e a zona afetada pelo calor (ZAC), essa última conhecida também como zona termicamente afetada (ZTA) e de grande importância por tratar-se da região com maiores efeitos deletérios do processo de soldagem. De fato, como revelado por Jutla (2000), um relevante número de fraturas frágeis em estruturas de engenharia, incluindo vasos de pressão, tanques de armazenagem e pontes tiveram seu início na ZAC de juntas soldadas.

Os tubos de aço soldados são empregados principalmente na indústria de petróleo e gás, onde são aplicados nas operações de prospecção e transporte de gás natural, petróleo e seus derivados. Devido ao emprego restrito desses tubos, diversas normas e códigos internacionais especificam critérios de aceitação para certificar a integridade estrutural de suas juntas soldadas (DIAN, 2012).

Piovatto (2012) destaca a importância e necessidade do desenvolvimento de avaliações analíticas e experimentais da integridade estrutural de dutos, visando um melhor custo benefício no transporte de petróleo e seus derivados, bem como, um aumento na segurança operacional nessas linhas de transmissão.

Para Paredes e Ruggieri (2012) a avaliação da integridade estrutural de componentes soldados é de suma importância para se garantir uma análise segura de estruturas soldadas críticas, como os vasos de pressão, sistemas de dutos e tanques de armazenamento.

Segundo Ismar et al. (2012), o desenvolvimento de novos procedimentos de avaliação da integridade estrutural com base na mecânica da fratura, tais como o procedimento internacional FITNET (*fitness for service - FFS*), permite uma avaliação mais segura e confiável disponível para os diversos tipos de estruturas. Ismar et al. (2012) destacam ainda a importância de analisar as propriedades mecânicas, em especial as da junta soldada, para avaliar a integridade estrutural, uma vez que estudos têm mostrado que defeitos nas juntas soldadas constituem-se numa das principais causas de falhas em dutos. A região soldada por constituir-se a principal fonte de nucleação de microtrincas torna-se uma região crítica no que diz respeito à resistência ao crescimento de trincas por fadiga.

Motivado pelas observações anteriores e visando contribuir para esta importante área da mecânica da fratura, este projeto de pesquisa está focado para a avaliação e estudo da propagação de trincas por fadiga em um aço API 5L X70 a partir da execução e comparação entre as taxas de crescimento da trinca para as diferentes regiões da solda e metal base. O estudo será embasado nos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

Neste contexto, a análise da integridade estrutural por meio de procedimentos baseados em princípios da mecânica da fratura é de fundamental importância para aumentar a confiabilidade operacional dos novos dutos, bem como estender ainda mais a vida útil das linhas já instaladas. Busca-se, dessa forma, eliminar quaisquer riscos de vazamentos, os quais podem acarretar em danos ambientais, econômicos e humanos de grandes proporções. Há ainda relativamente poucos estudos na literatura internacional sobre a resistência à propagação de trincas por fadiga em juntas soldadas longitudinais dessa classe de aços, bem como do próprio aço, e como esta propriedade afeta a integridade estrutural de dutos e tubulações pressurizadas. Somado às perspectivas de crescimento da produção de petróleo e gás devido aos projetos de exploração do pré-sal e, conseqüentemente no aumento do emprego de dutos, este projeto ganha importância de cunho científico e industrial para atual cenário do país.

1.1 OBJETIVO

Este projeto de pesquisa visa primariamente realizar um estudo detalhado da integridade estrutural em um tubo de aço microligado de alta resistência mecânica formado pelo processo SAW longitudinal U-O-E, classe API 5L e grau X70, utilizado nos projetos de dutos para o transporte de petróleo e gás. Os itens a seguir descrevem sucintamente as etapas do trabalho:

- Estudar a resistência à propagação de trinca por fadiga em um tubo de aço classe API grau X70 a partir de amostras retiradas:
 - ✓ na solda de raiz e de reforço de uma junta soldada longitudinal do tubo formada pelo processo de soldagem a arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*);
 - ✓ nas regiões do metal base a 90° e 180° da junta soldada longitudinal do tubo formado pelo processo U-O-E;
- Comparar as taxas de crescimento da trinca para as diferentes regiões do tubo citadas na etapa anterior. Deve-se ressaltar que, apesar da região crítica ser a solda circunferencial (*girth weld*) de união dos tubos em campo, o presente estudo foca sobre a solda longitudinal (*seam weld*) devido ao seu processo de fabricação envolver maior aporte de calor (maior alteração microestrutural, maior degradação, etc.) e por não haver muitos dados na literatura.
- Realizar a caracterização microestrutural do metal base e da junta soldada por meio da microscopia óptica e caracterização fractográfica por microscopia eletrônica de varredura das regiões supracitadas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

O aço microligado de baixo carbono, originalmente chamado de alta resistência e baixa liga - ARBL (ou *HSLA* no idioma inglês, significando: *High Strength Low Alloy*) foi introduzido pela primeira vez no final da década de 1930. Inicialmente, elementos de liga como o nióbio (Nb), vanádio (V) e titânio (Ti) eram adicionados isoladamente, em pequenas quantidades da ordem de 0,005 a 0,010% em massa. Entretanto, esses aços microligados foram primeiramente empregados somente em chapas para a fabricação de navios e vigas para a construção de pontes, não sendo empregado em dutos até 1959 (GRAY; SICILIANO, 2009). No entanto, desde então, a crescente demanda tecnológica para os sistemas de tubulação sob alta pressão e o aumento na demanda por gás natural como uma fonte de energia menos poluente tem impulsionado a rápida evolução tecnológica e produção em massa dos aços ARBL (GRAY; SICILIANO, 2009; HASHEMI, 2011; ZHAO et al., 2007).

Atualmente, os aços microligados podem ser definidos como aços estruturais de alta resistência, com teores de carbono inferiores a 0,12% e pequenas adições de Mn, Mo, Ni, B, Nb, V e Ti. Microadições desses três últimos elementos de liga combinados com a laminação controlada e resfriamento acelerado têm possibilitado o desenvolvimento de ligas com teores de carbono da ordem 0,05 a 0,1% em massa, contribuindo para uma melhor soldabilidade do aço. Uma variedade de microestruturas pode ser obtida dependendo dos parâmetros da sua rota de processamento como temperatura de deformação, taxa de resfriamento e composição química da liga (AL-MANSOUR; ALFANTAZI; EL-BOUJDAINI, 2009; LAURITO et al., 2010; LESLIE, 1981).

Os atuais projetos de dutos consideram todos os aspectos de desempenho do aço, como resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade, resistência à fadiga e ao colapso plástico, bem como a degradação ambiental, como resistência à corrosão sob tensão e aos hidrocarbonetos ácidos contendo elevadas concentrações de H₂S e CO₂, cuja combinação de exigências deve estar associada a preços acessíveis (GRAY; SICILIANO, 2009).

Dentre os aços ARBL que são utilizados na fabricação de tubos estão os de especificação API (*American Petroleum Institute*). Os tubos empregados na indústria de petróleo e gás são comumente especificados por códigos padrões, como a norma internacional ISO 3183 (2012), API 5L (2008), DNV-OS-F101 (2013), etc., em função da sua aplicação e resistência mecânica (HASHEMI, 2011). Especificamente, os aços ARBL utilizados na fabricação de tubos para

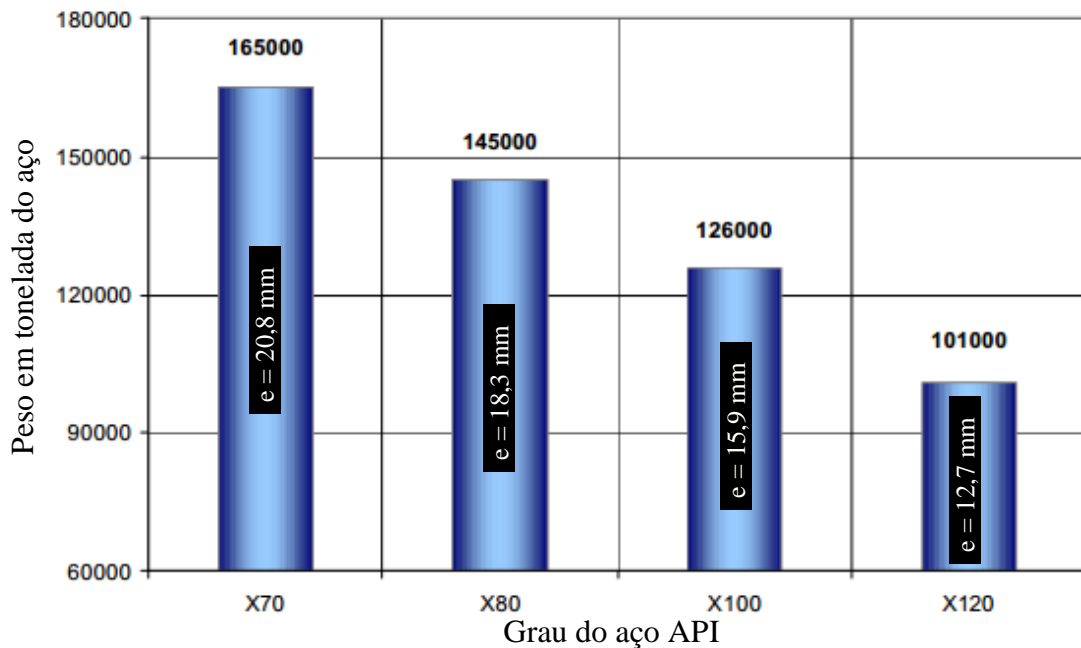
linhas de transmissão seguem a classificação API 5L (designação API de tubos para *Linepipe*), enquanto os empregados para prospecção seguem a classificação API 5 CT (designação API de tubos para *Casing* e *Tubing*). A norma API classifica os aços microligados ARBL para aplicações em dutos segundo a sua tensão de escoamento em unidades inglesas (*ksi*). De acordo com a norma API (2008), para a classe API 5L PSL 1 (*Product Specification Level 1*), os graus de tensão de escoamento variam desde o API 5L A25 ou L175 até o API 5L X70 ou L485, enquanto que para o nível PSL 2 (*Product Specification Level 2*) a variação vai do BR ou L245R ao X120M ou L830M. Os dois ou três últimos dígitos, dependendo do grau em termos de resistência, especificam os valores mínimos do limite de escoamento em unidades inglesas (*ksi*), assim, no caso específico do aço deste estudo, X70, o valor mínimo da tensão de escoamento conforme classificação API é 70 *ksi* ou 480 MPa no SI (Sistema Internacional).

Os aços API oferecem uma combinação de elevada resistência e alta tenacidade em virtude do emprego do processo termomecânico por laminação controlada. Esse processo favorece a formação de uma microestrutura baseada em ferrita acicular, que é a microestrutura preferida para os aços aplicados em dutos devido às propriedades de resistência e tenacidade que ela confere (HASHEMI, 2011). Assim, o principal interesse no desenvolvimento e fabricação dos aços ARBL para dutos que satisfazem o grau API é obter a melhor combinação possível de resistência mecânica e tenacidade para os tubos de aços sujeitos à uma pressão interna mínima de 10 MPa através das técnicas de processamento metalúrgico do material (BEIDOKHTI; KOUKABI; DOLATI, 2009; DONG et al., 2009; HASHEMI, 2011). Soldabilidade, conformabilidade, elevada tenacidade à fratura, baixa temperatura de transição dúctil-frágil, resistência ao trincamento por hidrogênio (*HIC – Hydrogen Induced Cracking*) em ambientes corrosivos, corrosão sob fadiga e resistência à fadiga são requisitos adicionais para a transmissão de óleo e gás através de dutos (BEIDOKHTI; KOUKABI; DOLATI, 2009).

Os materiais empregados inicialmente para a rede de dutos eram X52 na década de 60, X60 e X65 na década de 70 e X70 e X80, com o X70 dominando nos últimos anos. O aumento na demanda do mercado energético tem impulsionado a indústria em direção ao uso dos aços de elevado grau API para dutos a fim de aumentar a eficiência operacional e suportar elevadas pressões nas linhas de transmissão (AL-MANSOUR; ALFANTAZI; EL-BOUJDAINI, 2009; HASHEMI, 2009). O aço API X80 (80 *ksi* de tensão de escoamento) é o mais empregado atualmente para os dutos de grandes diâmetros, enquanto que os aços de ultra-alta resistência (*Ultra-High Strength Steels - UHSS*) X100 e X120 têm alcançado a fase de testes em escala real. O emprego desses aços tem proporcionado benefícios evidentes na redução de custos de projeto em função da redução da quantidade de aço devido à redução na espessura dos tubos e,

consequentemente, nos insumos de soldagem devido ao menor número de passes de soldagem, impactando em um menor custo final no transporte e instalação, conforme indicado na Figura 2 (AL-MANSOUR; ALFANTAZI; EL-BOUJDAINI, 2009; HASHEMI, 2011).

Figura 2 - Relação da diminuição da espessura e peso em função da elevação do grau API.



Fonte: Adaptado de (HILLEBRAND et al., 2004).

Embora a redução na espessura de parede seja um importante fator na eficiência operacional no escoamento dos fluidos e nos custos de fabricação e instalação, os dutos offshore exigem maior espessura de parede em relação aos dutos *onshore*. Essa exigência deve-se às elevadas pressões externas provenientes da coluna d'água, e o dimensionamento da espessura de parede dos dutos *offshore* deve levar em consideração três diferentes modos de falha (NOGUEIRA; MCKEEHAN, 2005):

- Explosão pela contenção da pressão interna durante operação;
- Colapso devido à pressão externa;
- Flambagem local devido à flexão e pressões externas;

Os dutos *offshore* podem ter como critério de projeto o colapso devido à pressão externa, exigindo maiores espessuras de parede. A título de exemplificação tem-se o projeto preliminar do Gasoduto Omã-Índia, cuja produção de gás no Omã seria inicialmente escoada através do mar Arábico com lâminas d'água de até 3500 m por meio de uma rede de dutos *offshore* ao longo de 1100 km de dutos até a Índia (BAY, 2001). A Tabela 1 mostra a relação entre a

espessura de parede e a profundidade da lâmina d'água baseando-se no colapso plástico como critério de projeto.

Tabela 1- Relação entre a espessura de parede e a profundidade da lâmina d'água baseada no colapso como critério de projeto.

Profundidade da Lâmina d'Água (m)	Espessura de Parede do Tubo (mm)		
	API 5L X65	API 5L X70	API 5L X80
3500 – 3000	44,0	41,0	38,0
3000 – 2500	39,0	37,0	36,0
2500 – 2000	35,0	34,0	33,0
2000 – 1500	31,0	30,0	29,0
1500 – 1000	27,0	26,5	26,0
1000	22,7	22,0	22,0

Fonte: Adaptado de (BAY, 2001).

Nesse projeto foi recomendado o uso do aço API 5L X70 com diâmetro interno constante de 24 polegadas. Todavia, como se observa na Tabela 1, os trechos do duto submetidos a uma lâmina de 3500 m exigiria uma espessura de parede superior a 40 mm para esse diâmetro especificado, o que torna ainda mais complexa a questão da integridade estrutural.

2.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO E ASPECTOS METALÚRGICOS DOS AÇOS ARBL

2.2.1 Princípios do processo termomecânico de laminação

No passado, embora houvesse uma pequena tentativa para controlar a microestrutura, a laminação a quente era empregada apenas para atingir o valor nominal de dimensões como espessura, largura e comprimento de produtos de seções reduzidas e formas complexas a partir de grandes lingotes (IMAI, 2002; KRAUSS, 1990). Até 1950, os tubos *pipeline* para o transporte de óleo e gás eram fabricados convencionalmente a partir da laminação a quente de aços C-Mn e apresentavam uma tensão de escoamento de até 360 MPa (VERLINDEN et al., 2007). Entretanto, progressivamente ao longo das últimas décadas, o processo de laminação a quente tornou-se uma operação rigorosamente controlada. O controle da microestrutura e das

propriedades durante a laminação a quente deu-se a partir do processo termomecânico conhecido como laminação controlada. Foi nesse contexto que surgiu a laminação controlada responsável por aumentar a resistência e tenacidade além de proporcionar reduções no teor de carbono dos aços microligados ARBL. Essa redução no teor de carbono não melhorou apenas a tenacidade como, também, a soldabilidade (ASM, 1990). A tenacidade e a soldabilidade associadas abriram o caminho para aplicação direta na fabricação de tubos usados em sistemas dutoviários (COHEN; HANSEN, 1979).

A laminação controlada convencional ainda é aplicada, frequentemente, aos aços microligados com composições químicas cuidadosamente escolhidas para proporcionar melhores propriedades mecânicas (ASM, 1990). Segundo a *American Society for Metals* - ASM (1990), a laminação controlada é o processo pelo qual os vários estágios de laminação têm temperatura controlada, quantidade de redução pré-determinada em cada passe e temperatura de acabamento precisamente definida. O objetivo básico da laminação controlada é refinar e/ou deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação, visando à obtenção de finos grãos de ferrita durante e após o resfriamento.

A laminação controlada pode ser dividida nos estágios de reaquecimento, desbaste e acabamento. Esse processo pode ser realizado em aços C-Mn, no entanto, devido à sua baixa temperatura de recristalização, esse processo só é possível a partir de laminadores de alta potência. Uma alternativa é o uso de elementos microligantes, como o Nb, que dissolvidos na austenita ou precipitados como carbonitretos aumentam a temperatura de recristalização e retardam o crescimento do grão austenítico (COSTA E SILVA; MEI, 2006).

Na etapa inicial a temperatura de reaquecimento é limitada por volta de 1100°C a fim de evitar o crescimento excessivo do grão austenítico (VERLINDEN et al., 2007). A etapa intermediária de desbaste ocorre na região de recristalização da austenita e consiste em sucessivos passes de laminação acompanhados pelas subseqüentes recristalizações da microestrutura austenítica. O seu principal objetivo é o refino de grão através da completa recristalização da austenita após cada passe de laminação. Nessa etapa, a presença de precipitados de carbonitretos de vanádio V(CN) e nióbio Nb(CN) estáveis é desejável, pois tais precipitados são ancorados aos contornos dos grãos da austenita e, assim, inibem o crescimento da estrutura já recristalizada e aumentam a faixa de temperatura da região de não recristalização favorecendo a formação de uma austenita altamente deformada na etapa final de acabamento (ASM, 1990).

O nióbio é mais eficaz em comparação ao vanádio na prevenção do crescimento de grãos austeníticos durante a laminação, pois precipitados de nióbio são menos solúveis que os

carbonetos de vanádio em austenita. O desbaste pode atingir tamanhos de grãos austeníticos na ordem de 20 μm (ASM, 1990). A etapa final de acabamento acontece na temperatura de não recristalização da austenita. Essa etapa promove a formação de grãos austeníticos altamente deformados e alongados (*pancake*) resultando em grãos com uma maior fração de contornos de grão por volume e, conseqüentemente, em mais sítios favoráveis à nucleação da ferrita, resultando em uma microestrutura ferrítica mais refinada após o resfriamento (ASM, 1990; VERLINDEN et al., 2007). O teor ideal de nióbio capaz de suprimir a recristalização entre passes é da ordem de 0,02% em massa. A laminação controlada dessa classe de aço pode conduzir a tamanhos de grãos de ferrita na faixa de 5 a 10 μm (número de tamanho de grão ASTM de 10 a 12) (ASM, 1990).

O refino de grão da ferrita nos aços microligados ARBL é o principal mecanismo de endurecimento envolvido no processo termomecânico, embora, outros mecanismos como precipitação e, em menor extensão, solução sólida estejam presentes. O refino de grão é o mais desejável deles, pois melhora tanto a resistência mecânica como a tenacidade (ASM, 1990).

A dimensão do grão de um material é um dos mais importantes fatores controladores das propriedades mecânicas (fadiga, fluência, tensão de escoamento) (NAM; KIM; NAHM, 2006). A granulação mais fina aumenta, simultaneamente, a tensão de escoamento e a tenacidade, mas o seu efeito não é tão intenso sobre a resistência à tração, limitando o uso da laminação controlada convencional para projetos de ligas mais econômicas (GORNI; SILVEIRA, 2008).

O aumento da tenacidade à fratura é um resultado direto do considerável refino de grão de ferrita causado pela laminação controlada (ASM, 1990). Várias investigações demonstraram que a resistência ao escoamento e a temperatura de transição de aparência de fratura obtida pelo ensaio de impacto (*FATT - Fracture Appearance Transition Temperature*) obedecem à relação de Hall-Petch. Ambas as propriedades são correlacionadas ao inverso da raiz quadrada do tamanho de grão da ferrita, como determinado pelas relações de Hall-Petch (ASM, 1990; NAM; KIM; NAHM, 2006; VERLINDEN et al., 2007).

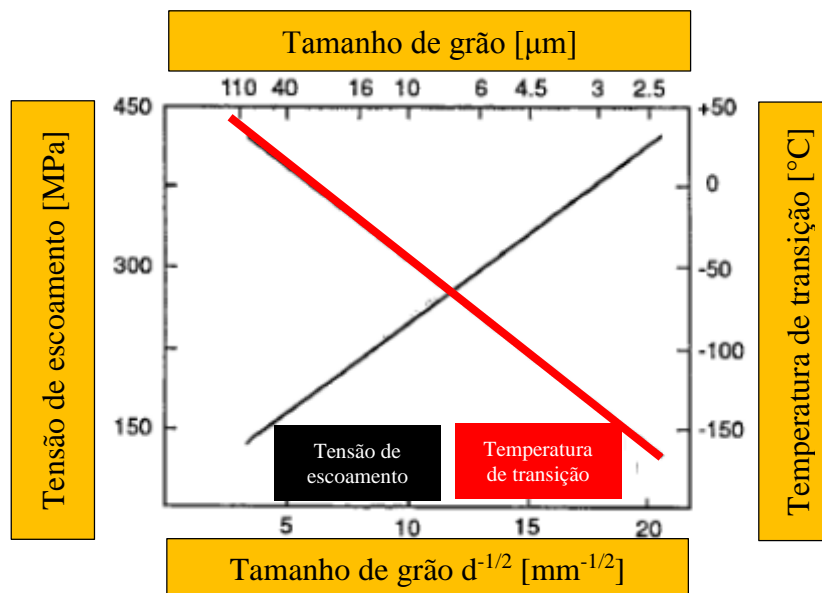
$$\sigma_{epoli} = \sigma_{emono} + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

$$\beta' \cdot T = \alpha' - \ln d^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

onde σ_e é a tensão de escoamento de um material policristalino, σ_{emono} é a tensão de escoamento de um monocristal de equivalente pureza e condição, k_y o coeficiente de endurecimento do

contorno de grão, d é o tamanho médio do grão, T a temperatura de transição de aparência de fratura para 50% de fratura dúctil (ou frágil) e α' e β' constantes do material. Como exemplo, ao reduzir o tamanho do grão da ferrita de 57 μm (tamanho de grão ASTM n° 5) para um grão de tamanho médio de 5 μm (tamanho de grão ASTM n° 12), é possível promover um incremento superior a 210 MPa (30 *ksi*) na tensão de escoamento e uma redução na ordem de 100°C na temperatura de transição dúctil-frágil (ASM, 1990). O gráfico da Figura 3 revela a relação inversamente e diretamente proporcional, respectivamente, da tensão de escoamento e temperatura de transição em função da diminuição do tamanho de grão representado pelo inverso da raiz do quadrado do tamanho de grão.

Figura 3 - Relação entre o limite de escoamento e temperatura de transição em função da diminuição do tamanho de grão.



Fonte: Adaptado de (IMAI, 2002).

O reconhecimento de que a redução no tamanho de grão permitia aumentar a resistência e tenacidade sem, no entanto, comprometer a soldabilidade e ductilidade levou à pesquisa de meios para se obter grãos cada vez mais finos (COSTA E SILVA; MEI, 2006). A última melhoria nos aços estruturais foi o advento do resfriamento acelerado (*AcC - Accelerated Cooling*). Como resultado, foi desenvolvida a tecnologia TMCP (*Thermo-Mechanical Control Process*) no Japão na década de 1980 (GORNI; SILVEIRA, 2008; IMAI, 2002; KOZASU, 1992). A partir da implementação do processo termomecânico controlado foi possível obter uma microestrutura ferrítica mais fina e uniforme atribuindo aos aços maior resistência e

tenacidade, além de conferir uma menor temperabilidade, menor suscetibilidade ao trincamento a frio e uma maior disponibilidade de aporte térmico para a soldagem (IMAI, 2002).

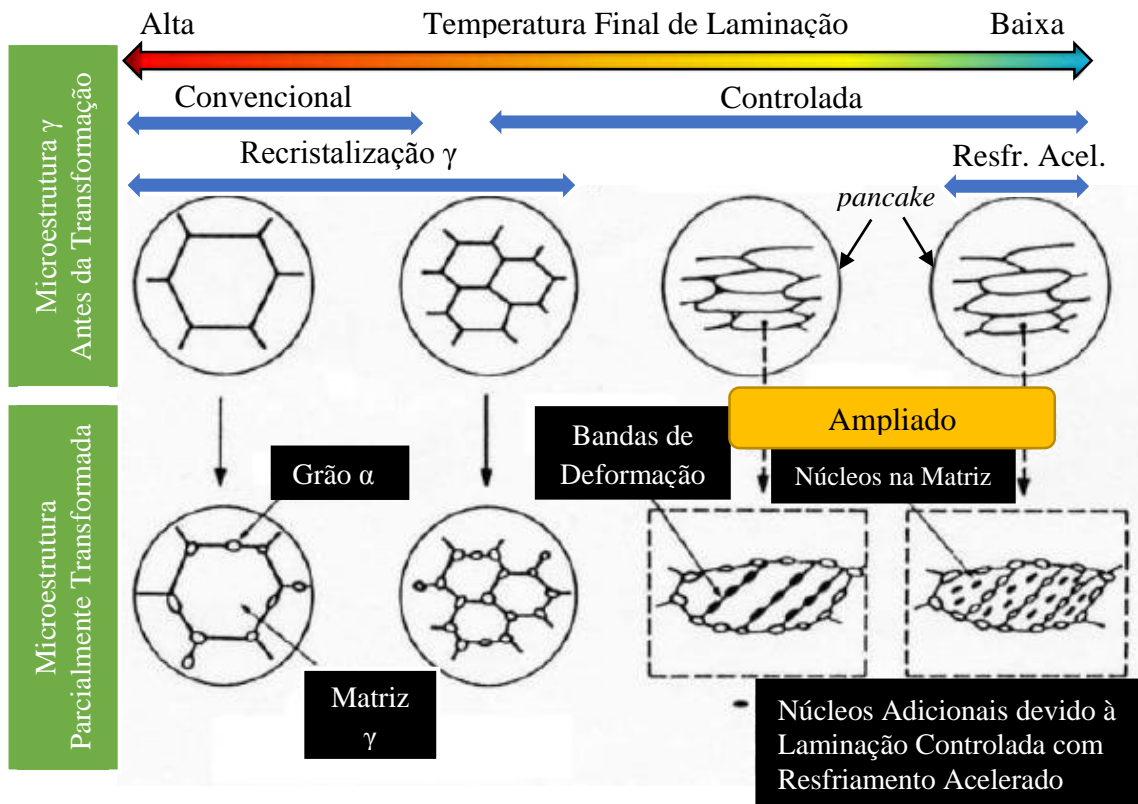
Os modernos aços empregados em dutos têm-se mostrado cada vez mais resistentes e tenazes em virtude da otimização dos parâmetros do processo TMCP e, conseqüentemente, das correspondentes microestruturas formadas (WANG et al., 2009). De acordo com Imai (2002), o processo TMCP é a conjugação dos processos TMR (*Thermo-Mechanical Rolling*) e AcC (*Accelerated Cooling*), isto é, a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado em chapas de aços mediante aplicação de jatos d'água. Esse processo permite o desenvolvimento de microestruturas sob medida de acordo com as características mecânicas específicas requeridas para uma dada aplicação (GORNI; SILVEIRA, 2008).

O controle da microestrutura começa a partir do estágio de reaquecimento da placa laminada a quente. Nesse estágio a microestrutura austenítica previamente formada é cuidadosamente controlada visando obter o menor e mais uniforme tamanho de grão possível. A seguir aplica-se a laminação controlada na região de não recristalização da austenita, proporcionando uma austenita ainda mais fina e deformada favorecendo a formação de sítios adicionais para a transformação da austenita durante a etapa final de resfriamento. Dependendo da taxa de resfriamento empregada na etapa seguinte de resfriamento acelerado, a austenita fina e altamente deformada poderá se transformar em uma fina ferrita acicular ou bainita superior (IMAI, 2002). O resfriamento acelerado inicia-se acima da temperatura crítica superior de transformação de fase Ac_3 sendo mantido até cerca de $500^{\circ}C$. Essa etapa ativa e maximiza a formação de sítios adicionais nucleadores de ferrita no interior dos grãos de austenita e, conseqüentemente, promove um refino mais intenso da ferrita. Entretanto, como já mencionado, elevadas taxas de resfriamento pode conduzir à formação de bainita que, embora contribua para um aumento na resistência mecânica do material, prejudica a sua tenacidade. Nesse caso, o resfriamento acelerado deve ser limitado a uma taxa de $10-15^{\circ}C/s$ (VERLINDEN et al., 2007). Em seu trabalho, Kozasu (1992) relata uma taxa de resfriamento acelerado aproximadamente de $8^{\circ}C/s$ após a laminação controlada, onde demonstra que o efeito combinado dos dois processos promove um aumento na tensão de escoamento da ordem de 50 MPa e uma diminuição da temperatura de transição por volta de $70^{\circ}C$.

A partir da análise da Figura 4 é possível verificar as principais diferenças acerca dos processos de laminação desenvolvidos ao longo da evolução dos aços microligados. Percebe-se nitidamente a influência da temperatura final de laminação na morfologia dos grãos austeníticos e, conseqüentemente, nos sítios de nucleação da ferrita. Nesse caso, quanto menor a temperatura final de laminação, mais refinado e deformado são os grãos austeníticos

(*pancake*), proporcionando núcleos adicionais nas bandas de deformação e na matriz que, após o resfriamento e transformação da austenita, darão origem a uma ferrita altamente refinada quando comparada com a ferrita obtida pela laminação convencional. Na laminação controlada, o resfriamento acelerado além de proporcionar microestruturas formadas a temperaturas menores, como é o caso da bainita superior, proporciona um maior número de sítios (núcleos adicionais) preferenciais para a nucleação da ferrita quando comparada à laminação controlada sem resfriamento acelerado, formando uma ferrita ainda mais fina, o que justifica suas propriedades de resistência e tenacidade superiores.

Figura 4 - Variabilidade morfológica da transformação de fase da austenita em função da evolução dos parâmetros de laminação.



Fonte: Adaptado de (KOZASU, 1992).

Em síntese, o processo TMCP visa obter uma microestrutura formada por uma fina e uniforme ferrita acicular em vez de uma estrutura bandeada de ferrita e perlita como nos aços convencionais. Portanto, aços obtidos via TMCP cuja microestrutura é formada por uma ferrita acicular fina e uniforme apresentam maior resistência e melhor tenacidade (IMAI, 2002).

2.2.2 Influência dos principais elementos de liga

Segundo a norma *American Petroleum Institute for specification for line pipe – API 5L* (2008), a composição química dos aços ARBL para aplicação em tubos PSL 2 deve conter pelo menos os seguintes elementos: C, Si, Mn, P, S, V, Nb, Ti, sendo que, o teor máximo da soma de nióbio, vanádio e titânio deve ser de 0,12%, podendo chegar a 0,15% desde que acordado com o cliente. Dependendo do grau do aço, pequenas adições de Cu, Ni, Cr, Mo e B também podem ser encontradas na composição química do aço para aplicação *pipeline*.

A principal função dos elementos de liga nos aços ARBL ferrítico-perlíticos, com exceção da resistência à corrosão, é o endurecimento da ferrita através do refinamento de grão, precipitação e solução sólida. A solução sólida é um mecanismo estritamente relacionado ao conteúdo dos elementos de liga, enquanto o refino de grão e precipitação depende, além da composição, dos efeitos complexos do projeto da liga e dos tratamentos termomecânicos (ASM, 1990).

Dentro do contexto da mecânica da fratura, com o intuito de evitar a fratura frágil, a seleção da composição química é embasada em uma combinação de baixo teor de carbono e grãos finos alcançados através da ação conjugada dos microligantes com a laminação controlada com ou sem resfriamento acelerado.

A seguir é descrita sucintamente a influência dos principais elementos de liga no que tange à sua função no processo de fabricação da chapa de aço e ao desempenho do tubo como produto final.

Carbono (C): É um dos elementos de liga com maior efeito endurecedor e devido ao seu baixo custo apresenta um excelente custo/benefício. Entretanto, altos teores prejudicam a soldabilidade e diminui a tenacidade ao impacto do aço devido à alta fração volumétrica do constituinte M-A (Martensita-Austenita) que pode vir a ser formada (ASM, 1990; BEIDOKHTI; KOUKABI; DOLATI, 2009). Muitos aços microligados ARBL, apesar de apresentarem um teor em massa de 0,06% ou mesmo inferior, conseguem desenvolver uma tensão de escoamento na faixa 345 a 620 MPa (50 a 90 *ksi*). Nesses casos, a elevada tensão de escoamento é atingida através do efeito combinado do refino de grão desenvolvido na laminação controlada e precipitação devido à presença dos elementos de liga Nb, V e Ti (ASM, 1990).

Silício (Si): Além da sua função desoxidante, o silício aprimora a tensão de escoamento a partir do mecanismo de endurecimento por solução sólida. Em grandes quantidades, aumenta

a resistência à oxidação superficial (formação de carepa) em elevadas temperaturas (ASM, 1990).

Manganês (Mn): Quando presente acima de 1% em peso, é o principal elemento endurecedor do aço por solução sólida na ferrita. Além disso, diminui a temperatura de transformação (A_{c3}) da austenita para a ferrita favorecendo a formação da ferrita acicular, responsável pela alta resistência e tenacidade no aço (ASM, 1990; HASHEMI; MOHAMMADYANI, 2012).

Fósforo (P): Atua no mecanismo de endurecimento por solução sólida na ferrita. Também aumenta a resistência à corrosão, no entanto, provoca uma diminuição da ductilidade. Em níveis baixos ($<0,05\%$ P) pode também causar fragilização a partir da sua segregação através dos contornos de grão da austenita previamente formada (ASM, 1990). Logo, segundo a norma API 5L (2008), a quantidade de fósforo deve ser limitada a teores extremamente baixos ($\cong 0,025\%$ P).

Enxofre (S): Combina-se facilmente com o Mn formando partículas de segunda fase do tipo MnS. As inclusões MnS são alongadas durante a laminação a quente, promovendo um decréscimo na tenacidade do aço na direção transversal de laminação (LESLIE, 1996).

Vanádio (V): Contribui para o endurecimento dos aços ARBL a partir da precipitação de finas partículas (5 a 100 nm de diâmetro) de V(CN) na ferrita durante o resfriamento após a laminação a quente. Esses precipitados não são estáveis na temperatura de laminação, ou seja, são solúveis na fase austenítica e a sua formação é dependente da taxa de resfriamento. Dependendo do teor e dos parâmetros do processo termomecânico, contribui para o mecanismo de endurecimento por refino de grão (ASM, 1990).

Nióbio (Nb): É considerado o elemento de liga mais efetivo no mecanismo de refino de grão. A baixa solubilidade dos precipitados de nióbio na austenita permite o controle e retardo do tamanho do grão na região de recristalização pela precipitação de Nb(CN) nos contornos de grãos austenítico (ASM, 1990). Retarda a recristalização da austenita a altas temperaturas, promovendo benefícios no processo termomecânico controlado (GRÄF et al., 2002); além de diminuir a temperatura de transformação (austenita (γ) \rightarrow ferrita (α)) favorecendo à formação de fases mais resistentes.

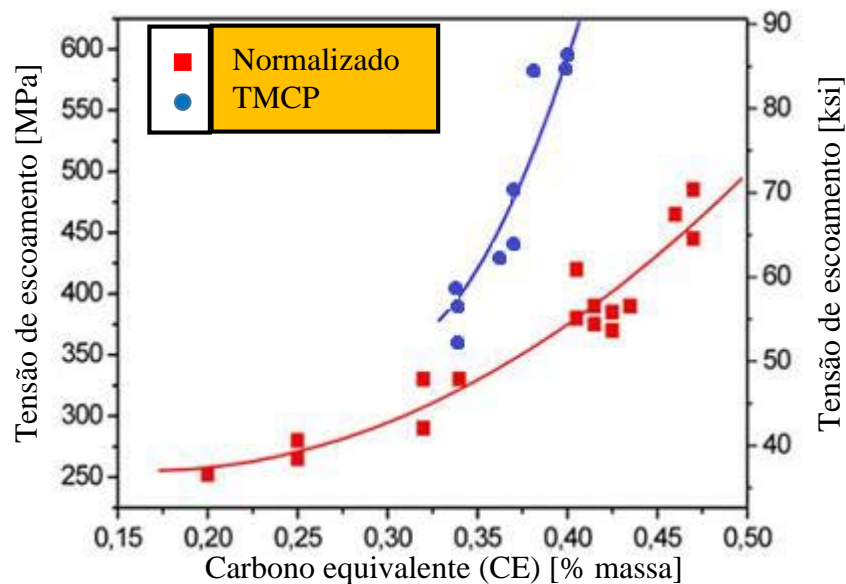
Titânio (Ti): Assim como o V e o Nb, o Ti também promove o efeito combinado de endurecimento por refino de grão e precipitação. Atua na formação de partículas de nitreto de titânio (TiN) retirando o nitrogênio de solução sólida. Durante a laminação controlada pequenas quantidades de titânio também são eficazes na recristalização, pois as partículas de TiN retardam o crescimento de grão da austenita recristalizada. O titânio é o único, entre os

diversos elementos de liga, que auxiliam nos mecanismos de precipitação e controla a formação de sulfetos (ASM, 1990).

2.2.3 Parâmetro carbono equivalente (CE)

A evolução no processamento termomecânico dos aços microligados tem contribuído de forma considerável para o aumento da sua resistência mecânica e tenacidade, além de promover indiretamente melhorias na soldabilidade dos aços ARBL. Esse aumento nas propriedades supracitadas é obtido pelo mecanismo de refino de grão. Esse mecanismo endurecedor permite reduzir significativamente o teor de carbono e demais elementos de liga para o aço produzido por TMCP e concomitantemente obter baixos valores para o carbono equivalente (CE) (WILMMS, 2009). A Figura 5 deixa evidente que para um mesmo grau de resistência ao escoamento, os aços produzidos via TMCP apresentam um menor carbono equivalente quando comparado aos aços normalizados e, como consequência, melhor soldabilidade.

Figura 5 - Relação entre a tensão de escoamento e o carbono equivalente (CE).



Fonte: Adaptado de (WILLMS, 2009).

De acordo com Yurioka (2001) a soldabilidade do aço representa a sua capacidade de ser soldado sem, no entanto, vir apresentar defeitos e, a partir da junta soldada, atuar satisfatoriamente no desempenho do aço durante a sua operação em serviço. Logo, fica evidente

que a soldabilidade é uma propriedade de suma importância em relação à fabricação e à instalação dos tubos por meio, respectivamente, da soldagem longitudinal e circunferencial realizada em campo para a montagem da malha dutoviária (LLEWELLYN; HUDD, 2009). A redução progressiva no teor de carbono tem promovido melhorias na soldabilidade, uma vez que, altos teores degradam acentuadamente a soldabilidade do aço. Logo, é nesse contexto que surge a importância e a necessidade da busca contínua por melhorias na soldabilidade dos aços aplicados em tubos.

Yurioka (1985) afirma que as melhorias nos aços têm sido feitas não somente para aumentar as propriedades mecânicas do metal base, mas principalmente para minimizar a degradação das várias propriedades da zona afetada pelo calor (ZAC). Yurioka (2001) relata que durante o ciclo térmico de soldagem o aço é completamente austenitizado na região da ZAC e, posteriormente dependendo da taxa de resfriamento, essa região poderá se decompor em ferrita, perlita, bainita, martensita ou em uma mistura dessas. Na maioria das situações, os limites de escoamento e de resistência à tração da ZAC são superiores aos correspondentes no metal base em virtude da possível formação de fases e/ou microconstituintes de elevada dureza (LANCASTER, 1993).

Nos procedimentos de soldagem a dureza é uma das propriedades mais importantes, pois fornece uma indicação do grau de fragilização da ZAC. Nesse caso, quanto maior a dureza, menor será a tenacidade e mais frágil será a região afetada pelo calor próxima à zona fundida (ZF). A magnitude da dureza depende da temperabilidade do aço, da taxa de resfriamento e, em menor grau, do tamanho de grão austenítico que antecede a sua decomposição durante o ciclo térmico (LANCASTER, 1993).

A formação de uma microestrutura de elevada dureza quando submetida a elevadas tensões e sob a presença de um ambiente rico em hidrogênio tem levado ao desenvolvimento de descontinuidades estruturais do tipo trinca, conhecidas como fissuração induzida pelo hidrogênio (HIC – *Hydrogen Induced Cracking*). O problema metalúrgico da fissuração a frio impulsionada pelo hidrogênio é de extrema importância e a sua ocorrência no aço tem sido bem relacionada à dureza, resistência e com a microestrutura correspondente (CIESLAK, 1993). Partindo-se dessa premissa, Yurioka (2001) afirma que a definição estrita de soldabilidade refere-se à capacidade do aço ser soldado e, ao mesmo tempo, apresentar uma ZAC com o mínimo possível de dureza excessiva visando à redução da susceptibilidade à fissuração a frio causado pelo hidrogênio.

Por mais bem controlado e eficiente que seja o processamento dos materiais, em especial o processo de união por soldagem, defeitos inerentes ao próprio material e ao processo sempre

coexistirão. Portanto, o interesse em se garantir a qualidade e eficiência do produto final está em amenizar a potencialidade de manifestação de tais defeitos. De acordo com a Cieslak (1993) o mecanismo responsável pela trinca a frio inicia-se a partir da presença de defeitos pré-existentes no material. Configuram-se como defeitos pré-existentes as trincas extremamente pequenas, descontinuidades causadas pela presença de inclusões e minúsculas partículas de segunda fase. Sob a presença de tensões, tais defeitos atuarão como concentradores de tensão desenvolvendo pequenas áreas de alta tensão biaxial ou triaxial. O hidrogênio em virtude do seu pequeno volume atômico difunde-se facilmente e preferencialmente para essas regiões do retículo cristalino, o qual encontra-se deformado em decorrência das altas tensões. O aumento na concentração de átomos de hidrogênio e a sua conseqüente combinação, resulta em moléculas de $H_{2(g)}$ que promovem uma diminuição na energia coesiva do reticulado e, ao atingir um valor crítico abaixo das tensões locais, desencadeia a fratura catastrófica.

A fim de reduzir a contaminação da poça de fusão por absorção de hidrogênio, práticas seguras de soldagem exigem um adequado preparo da junta a partir da remoção de qualquer resíduo orgânico e estocagem apropriada dos consumíveis para evitar a absorção de umidade.

Portanto, é fundamental poder avaliar e estimar previamente a propensão da ZAC em formar microestruturas frágeis que possam culminar na fissuração a frio por hidrogênio. Um conceito útil para a compreensão da susceptibilidade a trinca a frio é o parâmetro, já citado inicialmente neste tópico, denominado de carbono equivalente – CE (CIESLAK, 1993; LANCASTER, 1993; YURIOKA, 1985; YURIOKA, 2001). O carbono equivalente é uma relação empírica que compara o efeito de endurecimento de cada elemento de liga ao efeito causado pelo carbono. Nessa equação empírica os teores dos elementos de liga (% em massa) mais relevantes são divididos por fatores que, ao serem somados, fornecem o referido carbono equivalente.

Inúmeras expressões para o CE com diferentes coeficientes têm sido propostas para correlacionar a trinca a frio que é influenciada fortemente pela dureza da ZAC. Em 1940 Dearden e O’Neil definiram a seguinte correlação entre a dureza da região da ZAC e o CE (YURIOKA, 2001):

$$Hv(máx.) = 1200.CE_{Dearden} - 200 \quad (3)$$

Inicialmente, Dearden & O’Neill propuseram a seguinte equação para o CE (LANCASTER, 1993; YURIOKA, 2001):

$$CE_{Dear den} = C + \frac{P}{2} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{13} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} \quad (4)$$

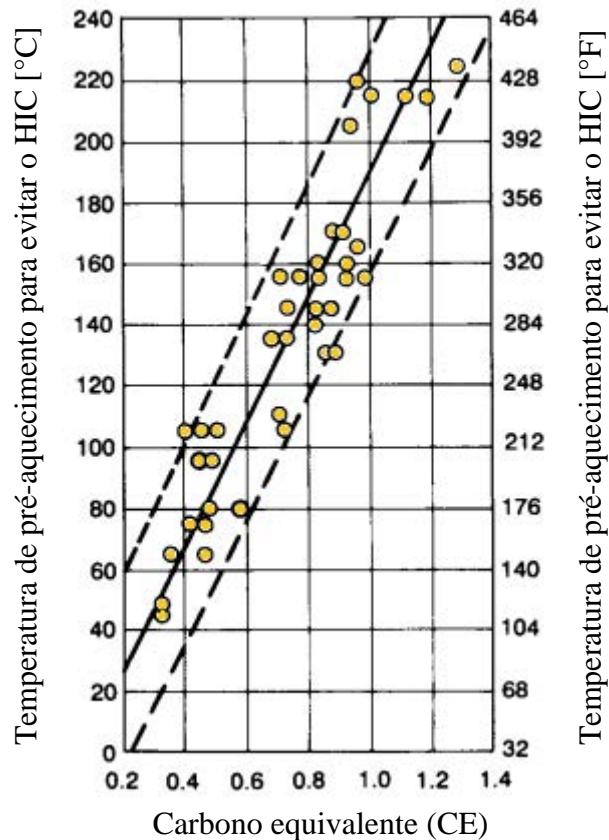
A partir da equação (4) percebe-se nitidamente a influência da composição química no CE que, por sua vez, refletirá na dureza da ZAC conforme indicada na equação (3). Quanto maior o teor de carbono e dos demais elementos de liga, maior será o CE e, conseqüentemente, maior a dureza na região da ZAC tornando-a mais susceptível à fissuração a frio por hidrogênio.

Inúmeras normas estabelecem valores máximos para o carbono equivalente a fim de minimizar a formação de uma ZAC excessivamente dura e, conseqüentemente, a fissuração a frio. A equação (4) foi adota em 1967 pelo Instituto Internacional de Soldagem (*IIW - International Institute of Welding*) e sofreu pequenas alterações resultando na seguinte equação (LANCASTER, 1993):

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

A equação (5) é utilizada pela norma BS 5135: 1984 para a determinação do pré-aquecimento necessário para a soldagem em função do CE e pelas normas ISO 3183 (2012), API 5L (2008) e DNV-OS-F101 (2013) para o controle de composição química e soldabilidade em tubos PSL2 para teores de carbono superiores a 0,12% em massa. O gráfico da Figura 6 apresenta a relação entre o CE e a temperatura de pré-aquecimento.

Figura 6 - Efeito do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para evitar a fissuração a frio.



Fonte: Adaptado de (LESNEWICH, 1993).

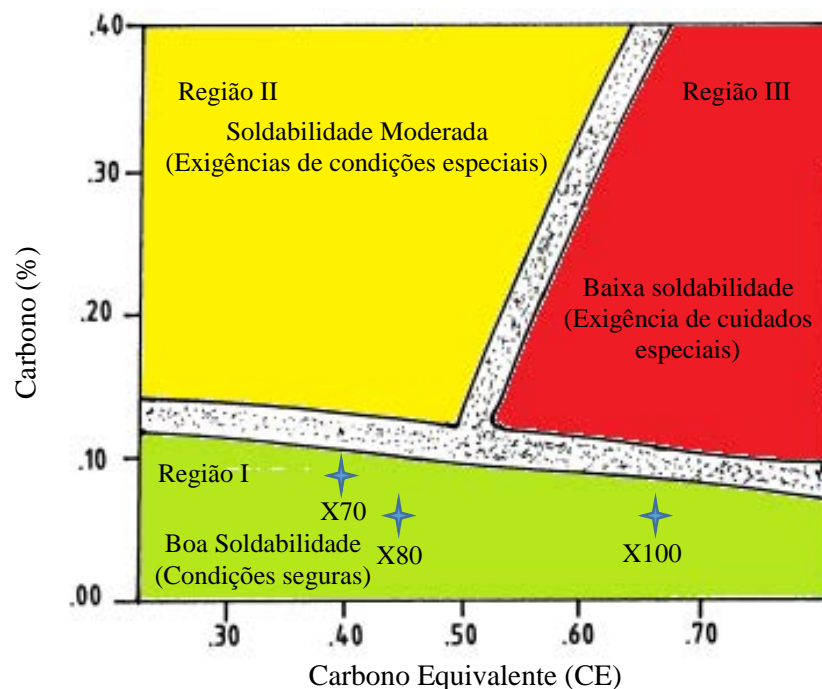
De acordo com a análise da Figura 6, é possível avaliar a influência do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para prevenir a trinca induzida por hidrogênio. Observa-se que, quanto maior o valor do carbono equivalente, maior a temperatura necessária de pré-aquecimento para evitar o HIC. Nesse caso, o pré-aquecimento é necessário para controlar a taxa de resfriamento e evitar a formação de microestruturas frágeis como a martensita. O pré-aquecimento pode também reduzir o nível de tensão residual no conjunto soldado. Contudo, uma alta temperatura de pré-aquecimento pode levar à formação de grãos grosseiros na ZAC deteriorando a tenacidade à fratura independente do teor de hidrogênio (CIESLAK, 1993).

A expressão adotada pelo IIW é aplicada somente para aços carbono comum e carbono-manganês, não sendo aplicadas aos modernos aços microligados ARBL de baixo teor de carbono. Logo, foi necessário desenvolver um índice de carbono equivalente que se relacionasse aos aços ARBL com teores de carbono inferiores a 0,15%. Graville propôs a seguinte expressão para a determinação do carbono equivalente:

$$CE_{ARBL} = C + \frac{Mn}{16} - \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9} \quad (6)$$

Além da expressão para o carbono equivalente, Graville relacionou a susceptibilidade à fissuração a frio causada pelo hidrogênio a partir da correlação entre o carbono equivalente (CE) e o teor de carbono (%C em massa), conforme indicado na Figura 7.

Figura 7 - Diagrama de Graville relacionando a soldabilidade em função do carbono equivalente e do teor de carbono.



Fonte: Adaptado de ³GRAVILLE, 1978).

De acordo com a análise da Figura 7 é possível caracterizar a condição de soldagem para cada uma das seguintes regiões:

- Região I: região de boa soldabilidade. Nessa porção do diagrama os aços apresentam baixos teores de carbono e de demais elementos de liga, o que resulta em um baixo CE. Isso refletirá em uma menor fragilização da ZAC e menor propensão à fissuração a frio;
- Região II: região de soldabilidade moderada. Os aços contidos nessa região embora apresentam pouca tendência à fragilização, contêm níveis mais elevados de carbono o

³ B. A. Graville: Proc. of Int. Conf. on Welding of HSLA (Microalloyed) Structural Steels, ASM International, Metals Park, Ohio, p.85. 1978 *apud* DHUA, S. K.; MUKERJEE, D.; SARMA, D. S. Weldability and microstructural aspects of shielded metal arc welded HSLA-100 steel plates. ISIJ International, v. 42, n. 3, p. 290-298. 2002.

que requer soldagem com medidas preventivas. Assim, é possível evitar a formação de microestruturas sensíveis às trincas a partir da restrição imposta às taxas de resfriamento. Isso pode ser conseguido a partir do controle do aporte térmico “*heat input*” e, em menor extensão, com o pré-aquecimento;

- Região III: região de baixa soldabilidade que requer cuidados especiais. Nessa região os aços apresentam elevados teores de carbono e altos valores de carbono equivalente, o que resulta em uma microestrutura altamente sensível à fragilização independentemente das condições de soldagem empregadas. Logo, para evitar a fissuração pelo hidrogênio deve-se adotar procedimentos que resultem em baixíssimas concentrações de hidrogênio, como o emprego de pré e pós-aquecimento.

Visando atender a necessidade de um parâmetro que abrangesse uma gama maior de elementos de liga dos aços ARBL, a sociedade de engenharia da soldagem do Japão (*JWES - Japan Welding Engineering Society*) passou a adotar uma expressão denominada de Parâmetro de Trincamento Modificado (P_{cm}) desenvolvida pelos pesquisadores japoneses Ito; Bessyo⁴ (1968 *apud* LANCASTER, 1993), conforme equação abaixo:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (7)$$

Segundo recomendações das normas ISO 3183 (2012), API 5L (2008) e DNV-OS-F101 (2013) deve-se adotar a equação (7) estabelecida por Y. Ito & K. Bessyo para tubos grau API de especificação PSL2 com teores de carbono igual ou inferior a 0,12%.

2.2.4 Formação e classificação das microestruturas em aços ARBL

Este tópico descreve as microestruturas que podem ser formadas durante o resfriamento contínuo dos aços ARBL em virtude da composição química e dos parâmetros do processo termomecânico de laminação controlada com ou sem resfriamento acelerado empregado durante a sua fabricação.

⁴ ITO, Y.; BESSYO, K. Cracking parameter of high strength steels related to heat-affected zone cracking. *JWS – Japan Welding Society*, v. 37, n. 9, p. 983, 1968 *apud* LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 5th edition. Cambridge: Chapman and Hall, 1993.

Os aços ARBL aplicados em tubos para o transporte de óleo e gás, quando laminados convencionalmente e posteriormente tratados termicamente por normalização, exibem uma microestrutura à base de ferrita e perlita bandeada (GRÄF et al., 2002). Inicialmente, a microestrutura é forjada a partir da nucleação da ferrita proeutetóide no contorno de grão austenítico a altas temperaturas durante o resfriamento. Durante o seu crescimento, sob a forma de grãos equiaxiais ao longo da matriz, ocorre a rejeição do carbono através do processo difusional até que haja uma concentração suficiente de carbono para a nucleação da perlita. Portanto, como resultado deste último processo tem-se a formação da microestrutura ferrítica-perlítica dos aços ARBL de baixo carbono resfriados ao ar após a laminação a quente ou após tratamento térmico de normalização (KRAUSS, 2005).

A morfologia do cristal proeutetóide é referida como ferrita alotriomórfica de contorno de grão que corresponde a ferrita equiaxial. A formação da ferrita equiaxial se dá durante o resfriamento lento através do campo bifásico austenita/ferrita e precede a formação da perlita nos aços hipoeutetóides (KRAUSS, 2005). No entanto, esses aços microligados com microestrutura ferrítica-perlítica não conseguem atender aos atuais requisitos de propriedades mecânicas para graus API mais modernos (superiores ao grau X70), mesmo que adquiram uma microestrutura altamente refinada e grau apreciável de endurecimento por precipitação por meio da adição de elementos microligantes conjugada com a laminação controlada convencional (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). Visando atender tais requisitos, a partir da otimização dos parâmetros do processo termomecânico controlado e das altas taxas de resfriamento imprimido pelo resfriamento acelerado, tem sido promovida a formação de uma variedade morfológica de ferrita destacando-se, dentro deste contexto, a ferrita acicular (AF) (GRÄF et al., 2002; KRAUSS, 2005; WANG et al., 2009).

Desde o seu desenvolvimento na década de 1970, muitas pesquisas têm sido realizadas sobre a ferrita acicular nos aços aplicados em sistemas *pipeline* (WANG et al., 2009). Gräf et al. (2002) destacam que o termo “ferrita acicular” é empregado para dois tipos diferentes de microestrutura:

a) Geralmente a ferrita proeutetóide sob o formato de agulha - “*needle*” é designada como ferrita de Widmanstätten. Essa ferrita proeutetóide de placas laterais - “*side-plates*” forma-se, normalmente, nos contornos de grão. Todavia, sua nucleação também pode ser intragranular a partir, por exemplo, de inclusões presentes no metal de solda. Neste sentido, tem sido usado o termo ferrita acicular para designar a ferrita de Widmanstätten que é comumente empregada para endurecer o metal de solda.

b) A maioria das publicações referentes a ferrita acicular a considera como uma transformação bainítica. O termo ferrita bainítica também pode ser usada para caracterizar esta microestrutura, que é livre de carbonetos e, por isso, diferencia-se da bainita superior e inferior.

Segundo Matrosov et al. (2012) os produtos da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ são divididos em constituintes e fases de alto teor de carbono (perlita, bainita de alto carbono, martensita e austenita retida) e fases de baixo carbono consistindo de diferentes formas de ferrita representadas pelas várias morfologias não-equiaxiais. Krauss (2005) discute que as várias morfologias da ferrita e outros produtos microestruturais da decomposição da austenita é resultado do aumento na restrição à movimentação atômica à proporção em que se diminui a temperatura de transformação. Em virtude do baixo teor de carbono presente nos aços microligados ARBL, a fase α estará presente em maior proporção que as fases e constituintes ricos em carbono (MATROSOV et al., 2012). As formas não-equiaxiais de ferrita são de grande interesse no que tange às combinações de resistência e tenacidade. Além disso, em vista da contínua redução do teor de carbono no metal de solda e nos aços aplicados na fabricação de tubos, a formação dessas microestruturas sob elevadas taxas de resfriamento no metal de solda e na zona afetada pelo calor (ZAC) é, também, de grande interesse (KRAUSS, 2005).

De acordo com Wang et al. (2009), os aços que contêm uma microestrutura composta essencialmente por ferrita acicular apresentam uma melhor combinação entre resistência mecânica e tenacidade, além de oferecer superior resistência à corrosão por H_2S e à fadiga, quando comparada a uma microestrutura baseada em ferrita equiaxial (poligonal) e perlita. Essa constatação vem conduzindo ao desenvolvimento e a um maior emprego dos aços com ferrita acicular na aplicação em dutos para o transporte de petróleo e gás em áreas de baixas temperaturas, onde se requer menor temperatura de transição dúctil-frágil e maior tenacidade.

Dependendo de fatores como o teor de carbono, de elementos de liga, condições de laminação e taxa de resfriamento, inúmeras morfologias, exceto a ferrita equiaxial, podem se formar durante o resfriamento contínuo (KIM et al., 2007; KRAUSS, 2005). Muitas dessas morfologias são similares a bainita, sem, no entanto, conter a fase cementita. Além disso, de modo semelhante a bainita, essas morfologias aciculares de ferrita se formam a partir de temperaturas intermediárias para aquelas em que se formam a ferrita proeutetóide/perlita e martensita (KRAUSS, 2005). De acordo com Matrosov et al. (2012) fatores como os já citados por Krauss somado ao reduzido tamanho de grão são fatores que dificultam a caracterização morfológica microestrutural da liga. Embora seja composta basicamente por uma matriz

ferrítica e microconstituintes depositados sucessivamente a diferentes temperaturas durante o resfriamento contínuo, em virtude das suas complexidades, tais morfologias não podem ser facilmente caracterizadas por um único termo (MATROSOV et al., 2012).

Visando solucionar a complexidade acerca da microestrutura e dos microconstituintes dos aços ARBL, o Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) propôs um sistema de classificação baseado na separação dos produtos ferríticos na matriz do aço e dos produtos de segunda fase de alto teor de carbono formados durante o resfriamento contínuo (KRAUSS, 2005; MATROSOV et al., 2012; WANG et al., 2009). Conforme mostradas no Quadro 1, a partir da diminuição da temperatura de transformação e um aumento na taxa de resfriamento dos aços grau API produzidos pelo processo termomecânico controlado, as seguintes microestruturas podem ser obtidas:

Quadro 1 – Simbologia e nomenclatura das microestruturas ferríticas estabelecida pelo Comitê de Bainita do ISIJ.

Símbolo	Nomenclatura
Fases majoritárias da matriz	
α_p	Ferrita Poligonal (PF) ou Ferrita Equiaxial
α_q	Ferrita Quase-Poligonal (QF) ou Ferrita Massiva
α_w	Ferrita de Widmanstätten (WF) ou *Ferrita Acicular
α_B	Ferrita Bainítica Granular (GF) ou Ferrita Granular
α_B°	Ferrita Bainítica (BF) ou *Ferrita Acicular
α'_m	Martensita Cúbica
Fases e constituintes minoritários de segunda fase	
γ_r	Austenita Retida
MA	Constituinte Martensita-Austenita
α'_M	Martensita
ATM	Martensita Auto-Temperada
B	B _u : Bainita Superior
	B _L : Bainita Inferior
P'	Perlita Degenerada
P	Perlita
Θ	Partícula de Cementita

Fonte: Adaptado de (KRAUSS, 2005).

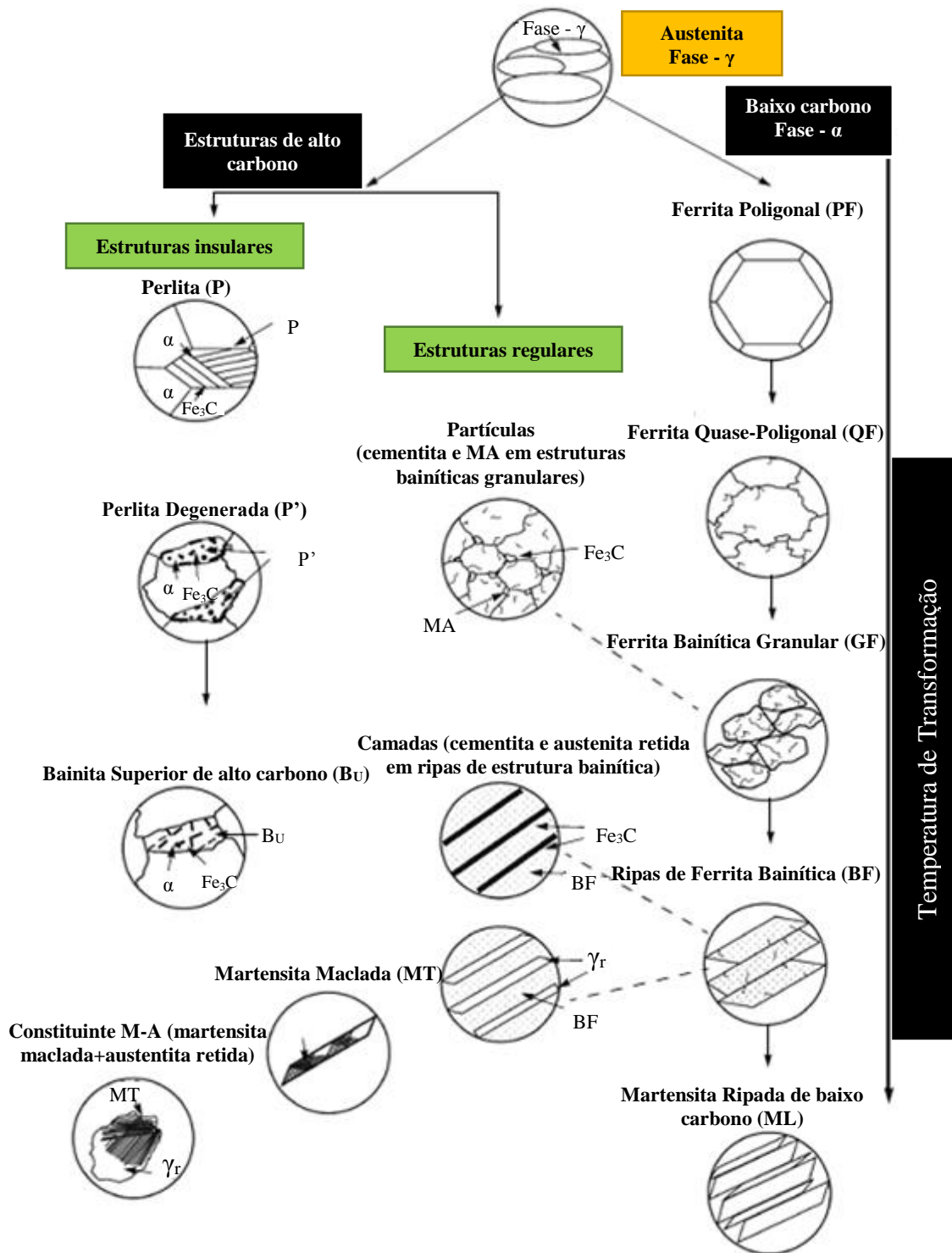
OBSERVAÇÃO:

*Como já citado por Gräf et al. (2002) sobre o emprego do termo “ferrita acicular”, a maioria das publicações se referem à ferrita acicular como uma transformação bainítica. De acordo com Krauss (2005), a ferrita acicular ou bainítica ocorre sob taxas de resfriamento muito superiores aquelas correspondentes à formação da ferrita de Widmanstätten, o que resulta em cristais ferríticos alongados muito mais finos, com alta densidade de discordâncias e com contornos de alto ângulo. Logo, tais características morfológicas fazem com que o termo ferrita acicular seja mais restrita a ferrita bainítica distinguindo-a da ferrita de Widmanstätten.

Matrosov et al. (2012) propuseram uma classificação baseada no sistema estabelecido pelo ISIJ, porém mais detalhada. Essa classificação fundamenta-se na descrição separada da morfologia da matriz ferrítica, que ocupa a maior parte do volume, tipo e morfologia das regiões insulares (ilhas) ricas em carbono e a morfologia e composição das inclusões ou microconstituintes intercalados contidos nas estruturas regulares.

Na classificação proposta por Matrosov et al. (2012), conforme Figura 8, os autores definem estruturas insulares como componentes estruturais individuais e ricas em carbono, cuja estrutura difere da matriz ferrítica de baixo carbono. Como exemplo, tem-se a perlita na microestrutura ferrítica-perlítica. A distância entre essas estruturas insulares é inúmeras vezes maior que o elemento estrutural da matriz. O tipo e a morfologia dessas estruturas irá depender do teor de carbono presente no volume ocupado por elas que, por sua vez, dependerá da composição química do aço e dos parâmetros do processo termomecânico. No entanto, se forem observados depósitos de fases ricas em carbono no interior ou entre os grãos aciculares da matriz ferrítica, cuja distância seja menor ou comparável ao tamanho do elemento estrutural da matriz, tais estruturas são classificadas como “regulares”.

Figura 8 - Diagrama de classificação das fases e componentes estruturais dos aços ARBL formados a partir da decomposição da austenita.

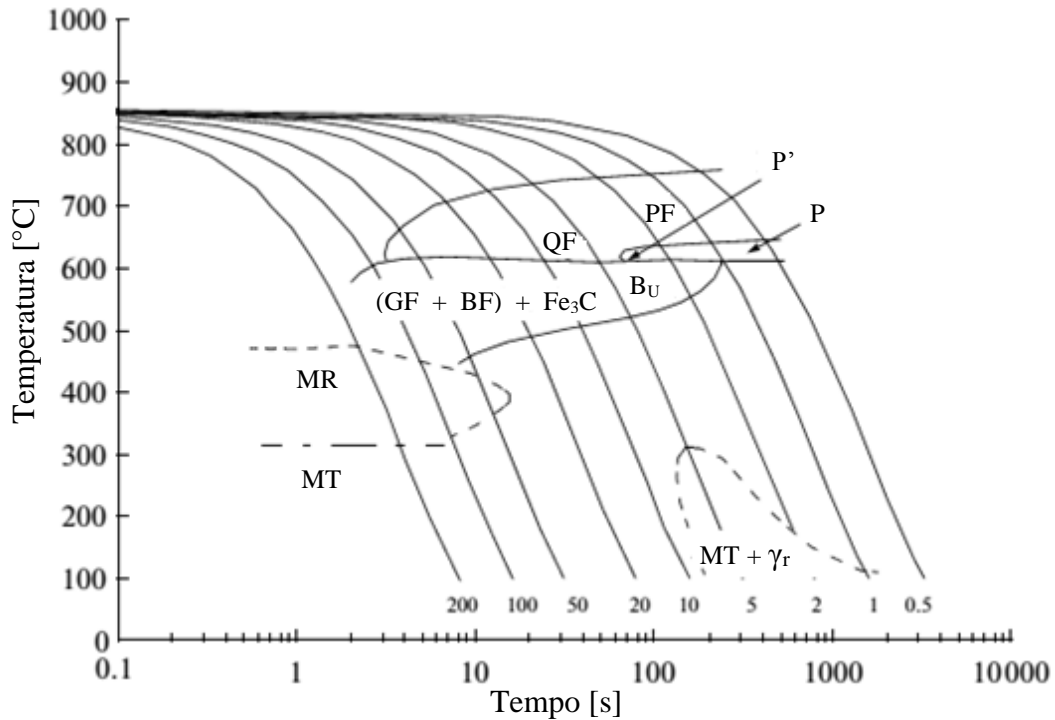


Fonte: Adaptado de (MATROSOV et al., 2012).

A identificação, caracterização e classificação das várias microestruturas ferríticas e demais fases e constituintes formados durante o resfriamento podem ser analisadas por meio de

um diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT – *Continuous Cooling Transformation*), conforme representando na Figura 9.

Figura 9 - Diagrama de transformação de fases por resfriamento contínuo de um aço grau API X70 obtido por tratamento termomecânico controlado.



Fonte: Adaptado de (MATROSOV et al., 2012).

De acordo com a análise do diagrama CCT da Figura 9, logo abaixo é descrita mais detalhadamente as características morfológicas de algumas fases e constituintes e os mecanismos de nucleação envolvidos durante a decomposição austenítica no resfriamento contínuo de um aço ARBL grau API X70.

Ferrita Poligonal (PF): A ferrita poligonal ou equiaxial é formada por processo difusional a partir do resfriamento lento da austenita a temperaturas relativamente altas (acima de 650°C) (KRAUSS, 2005; MASTROSOV et al., 2012). Nesse caso, os grãos de ferrita são nucleados como ferrita alotriomórfica de contorno de grão e crescem a partir do contorno de grão austenítico (KRAUSS, 2005). Caso a ferrita formada não seja submetida à deformação plástica, será constituída predominantemente por grãos equiaxiais de contorno de grão de alto ângulo e com uma baixa densidade de discordância (inferior a $10^7 \cdot \text{cm}^{-2}$) (MASTROSOV et al., 2012). O sistema de classificação IIW estabelecido *International Institute of Welding* classifica a ferrita equiaxial nucleada no contorno de grão austenítico como ferrita primária de contorno de grão

PF(G) e, para a ferrita nucleada no interior grão austenítico, ferrita primária intragranular PF(I) (KRAUSS, 2005).

Ferrita Quase-Poligonal (QF): Nos aços de baixo teor de carbono, a ferrita quase-poligonal ou massiva é obtida a partir de resfriamentos suficientemente rápidos que possibilitam transformar a austenita sob elevadas temperaturas em ferrita sem, no entanto, alterar a sua composição química (KRAUSS, 2005). A ferrita quase-poligonal é formada por volta de 580-620°C (MATROSOV et al., 2012). Neste caso, ocorre apenas uma alteração na estrutura do cristal de CFC (Cúbica de Face Centrada) para CCC (Cúbica de Corpo Centrado) a partir de uma rápida transferência de curto alcance de átomos através de interfaces austenita/ferrita. A microestrutura formada é constituída de grãos grosseiros de ferrita com contornos irregulares, elevada densidade de discordância e constituinte M-A. Os limites irregulares da ferrita quasi-poligonal podem ser causados por alguma repartição atômica intersticial ou substitucional em interfaces que migram durante a transformação (KRAUSS, 2005).

Ferrita de Widmanstätten (WF): A ferrita de Widmanstätten caracteriza-se por cristais alongados e grossos de ferrita. Não apresenta evidências de subestrutura dentro dos cristais individuais. Apresenta-se como ripas ou placas e a densidade de discordância em seu interior é baixa (KRAUSS, 2005).

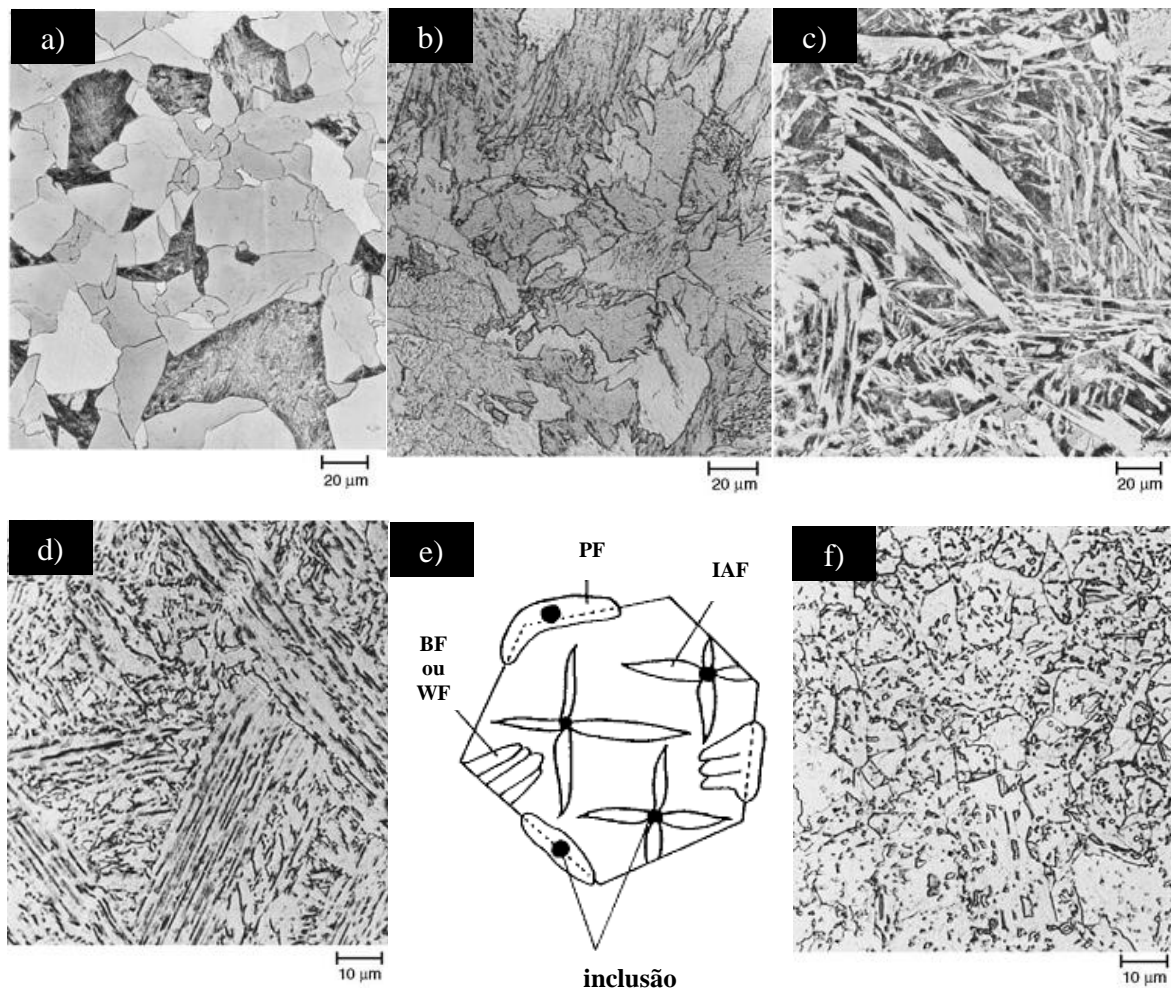
Ferrita Bainítica (BF): A ferrita bainítica, ferrita acicular ou, ainda, bainita de baixo carbono é formada a partir de altas taxas de resfriamento por um mecanismo bainítico que envolve difusão e cisalhamento. A ferrita bainítica é observada em resfriamentos rápidos para temperatura inferiores a 600°C e a sua formação ocorre quando a difusão do ferro é totalmente bloqueada, dando origem aos vários tipos de blocos de fase- α (MATROSOV et al., 2012). A principal diferença entre a estrutura da ferrita acicular e da ferrita poligonal é que a primeira é caracterizada por uma alta densidade de discordância e apresenta grãos finos altamente alongados, os quais, não são exibidos na ferrita poligonal (ASM, 1990).

Ferrita Bainítica Granular (GF): A ferrita bainítica granular ou ferrita granular forma-se em uma faixa intermediária de temperatura, tal como a ferrita acicular, porém em taxas menores de resfriamento (KRAUSS, 2005). Sua morfologia é caracterizada por blocos relativamente equiaxiais (ou irregulares) dentro de fragmentos significativamente menores que os grãos

iniciais de austenita, além de conter uma densidade de discordâncias significativamente superior à da ferrita quase-poligonal (MATROSOV et al., 2012).

Constituinte M-A: Durante a decomposição da austenita em ferrita acicular, pode haver uma parcela de austenita não transformada, resultando na austenita retida. A formação do constituinte martensita-austenita (M-A) ocorre em virtude da presença de austenita retida na ferrita acicular que, por sua vez, ao ser resfriada até a temperatura ambiente pode transformar-se parcialmente em martensita (KRAUSS, 2005). A Figura 10 ilustra algumas dessas microestruturas descritas anteriormente:

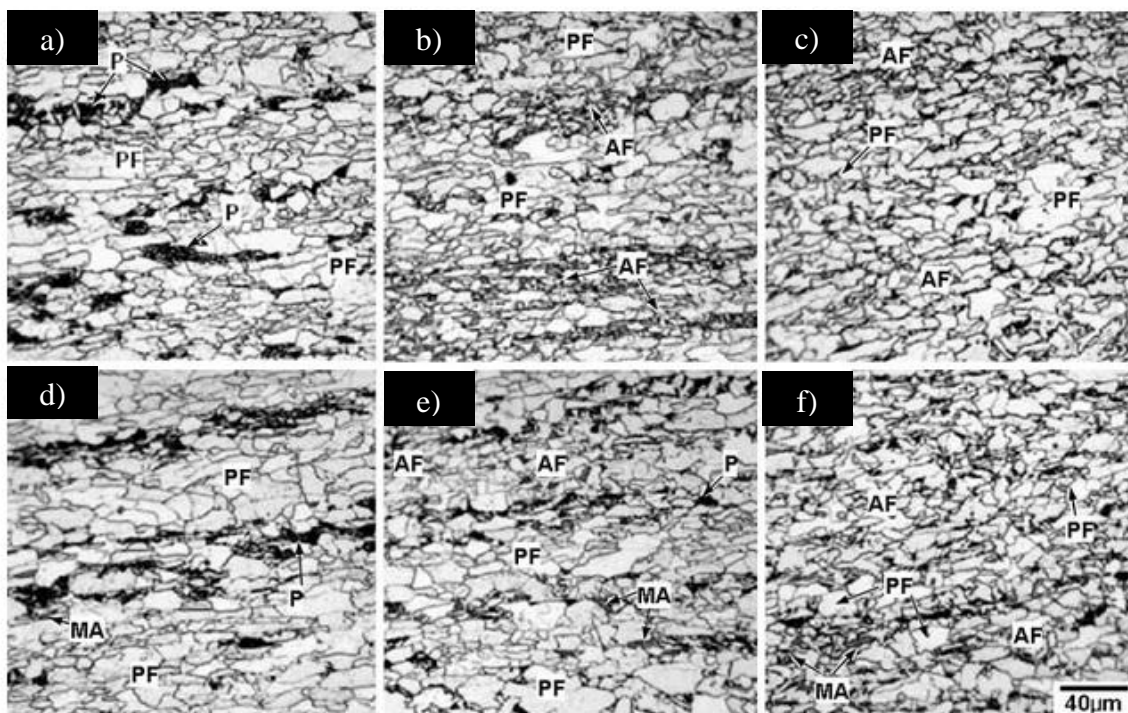
Figura 10 - (a) Ferrita Poligonal (PF); (b) Ferrita Quase-Poligonal (QF); (c) Ferrita de Widmanstätten; (d) Ferrita Acicular; (e) Representação esquemática da nucleação da ferrita acicular no interior do grão austenítico no metal de solda (IAF); (f) Ferrita Granular (GF).



Fonte: Adaptado de (KRAUSS, 2005).

Kim et. al (2007) realizaram um estudo sobre a influência da adição de vanádio (V) e molibdênio (Mo) nas propriedades mecânicas referentes à resistência mecânica e à tenacidade ao impacto Charpy em aços API X70 para aplicações *pipeline*. Neste estudo, além da variação de composição com base nos teores de Mo e V, foi adotada diferentes condições de laminação, a fim de verificar uma gama maior de microestruturas. O cerne dessa discussão é apenas observar e ter ciência das possíveis microestruturas que podem ser formadas em aços ARBL aplicados em *pipeline*, para isso, são mostradas na Figura 11 apenas as microestruturas obtidas por Kim et. al (2007) omitindo as suas origens de composição e processamento por laminação controlada.

Figura 11 - Micrografias do aço API 5L X70 obtidas por microscopia óptica. As microestruturas (a), (b), (c), (d), (e) e (f) são características para cada condição estabelecida de composição e laminação.



Fonte: Adaptado de (KIM et al., 2007).

A partir da simbologia adotada para a classificação da microestrutura de aços ARBL apresentada anteriormente pelo Quadro 1 e com base nas identificações presentes nas micrografias da Figura 11, é possível constatar a presença de Ferrita Poligonal (PF), Perlita (P), Ferrita Acicular (AF) e constituinte Martensita-Austenita (M-A). Lembrando que, essas fases e constituintes são apenas algumas de outras mais que podem ser formadas nos aços ARBL, conforme informadas no Quadro 1.

Logo, percebe-se que a microestrutura dessa classe de aço pode conter um complexo mosaico microestrutural. Além da influência da composição química, o tipo e a morfologia desses componentes irão depender das condições termodinâmicas que afetam a relação do processo difusional e de cisalhamento. Segundo Mastrosov et al., em virtude das taxas e temperaturas finais de resfriamento aplicados na prática industrial, é de se esperar que ocorram parcialmente e sucessivamente os seguintes processos:

- transporte de carbono a partir do crescimento da ferrita pelo processo de difusão atômica;
- processos termicamente ativados de cisalhamento durante a formação de estruturas bainíticas (com e sem inclusão de cementita);
- transformação martensítica por cisalhamento assemelhando-se aos processos atérmicos, cuja formação independente do tempo, mas apenas da mudança da temperatura caso os dois primeiros processos sejam atrasados.

2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO SAW LONGITUDINAL (U-O-E)

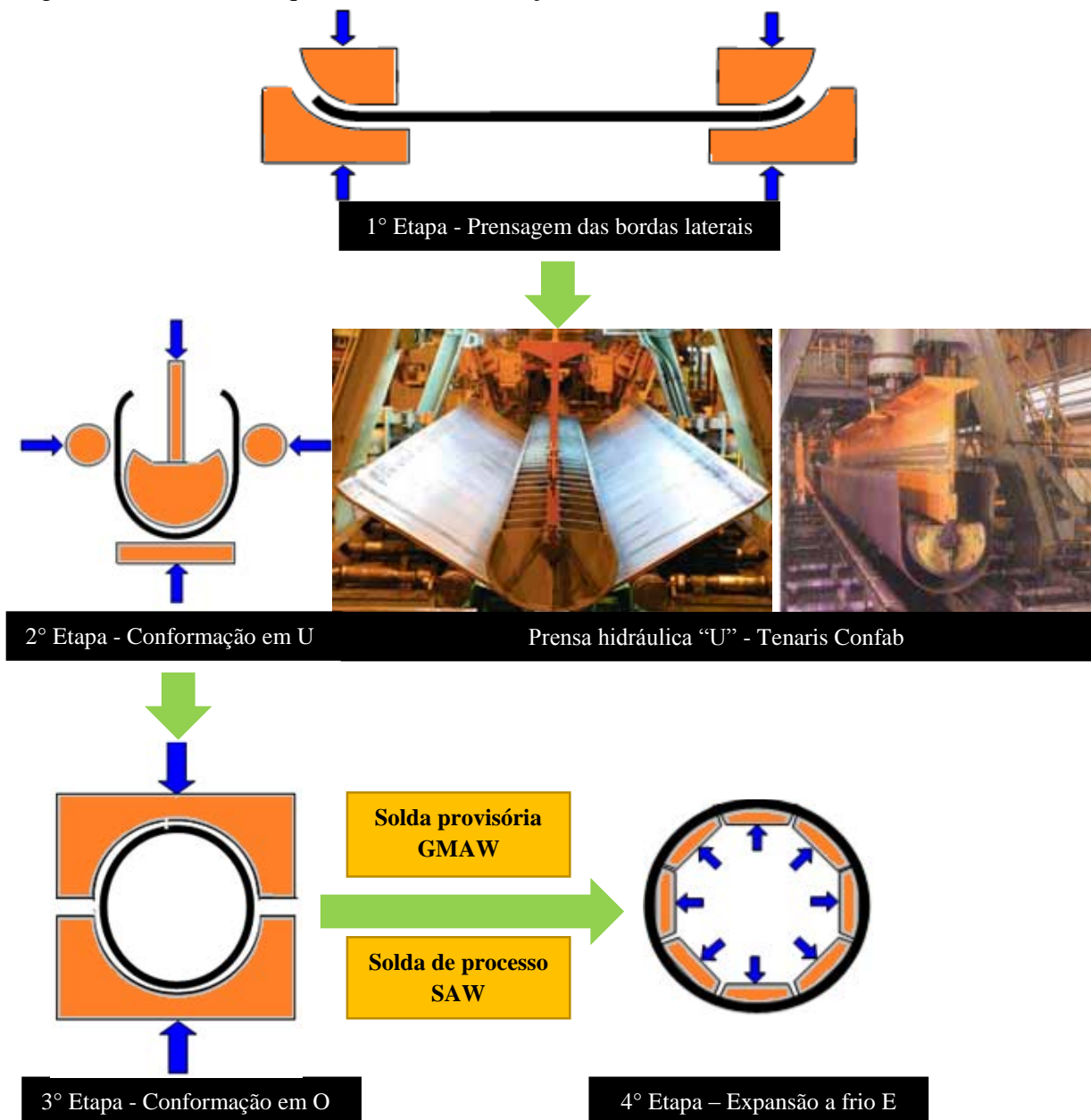
2.3.1 Conformação a frio U-O-E

O processo de fabricação SAW longitudinal (U-O-E) é extensivamente empregado na fabricação de tubos de grandes diâmetros para a condução de petróleo e gás. Em virtude da sua versatilidade é possível produzir tubos com uma vasta gama de espessura de parede, diâmetro externo e comprimento atendendo amplamente as necessidades da indústria de Petróleo e Gás Natural (P&G). Esse processo de fabricação segue recomendações e exigências das principais normas internacionais relacionadas ao setor de P&G, dentre elas API 5L, DNV-OS-F101 e ISO 3183.

O processo de fabricação SAW longitudinal (U-O-E) consiste essencialmente na conformação plástica a frio em diferentes etapas de chapas de aço produzidas por processos termomecânicos variados. O processo inicia-se pela etapa *Edge-press*, que consiste na prensagem das bordas laterais da chapa (*crimping plates edges*) em forma de arcos circulares. A seguir, a chapa é conformada por meio de uma prensa hidráulica superior, a qual realiza um movimento descendente que, após entrar em contato com a chapa, realiza a sua conformação em “U” (*U-ing press*). Em seguida, a chapa passa por uma compressão circunferencial por meio

de uma prensagem em “O” (*O-ing press*), a qual é responsável por assegurar a pré-forma de um cilindro (KYRIAKIDES; CORONA, 2007). O estágio *O-ing press* deve assegurar um alinhamento o mais regular possível entre as bordas chanfradas em duplo V, a fim de garantir condições adequadas para o posterior processo de soldagem. Nesse caso, o grau de alinhamento das bordas é especificado por norma, como a API 5L que especifica para tubos SAW um desalinhamento máximo radial equivalente a um décimo da espessura para tubos com espessura de parede entre 15,0 e 25,0 mm (API 5L, 2008). A Figura 12 ilustra as etapas envolvidas no processo de conformação a frio U-O-E da chapa laminada de aço microligado.

Figura 12 - Processo sequencial de conformação a frio U-O-E.

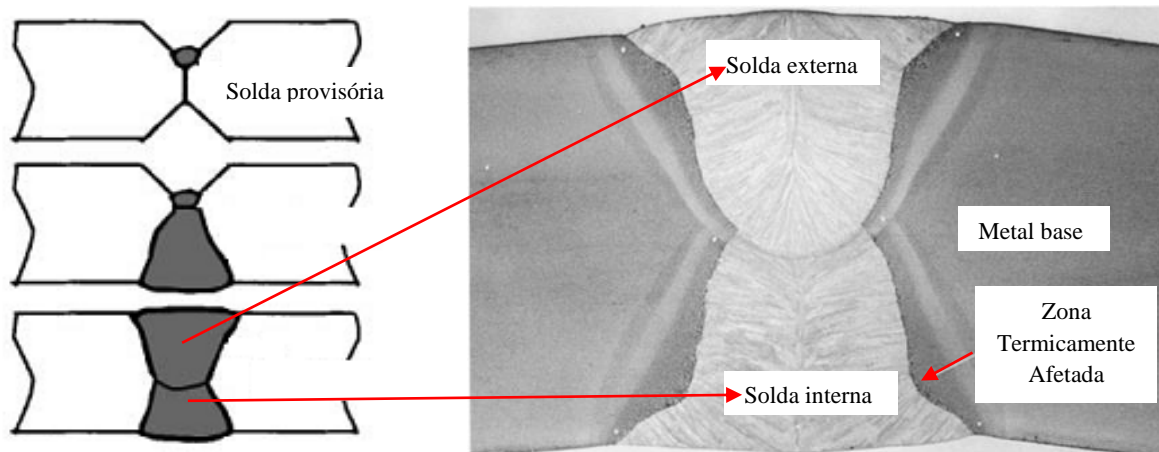


Fonte: Adaptado de (KYRIAKIDES; CORONA, 2007 e TENARIS CONFAB, 2013).

Conforme se observa na Figura 12, a etapa final do processo de conformação envolve a expansão “E” mecânica a frio realizada por meio de um mandril interno acionado hidráulicamente para ajustar as dimensões do tubo e melhorar a sua circularidade e tolerância de retidão (KYRIAKIDES; CORONA, 2007). Deve-se ressaltar que, embora omitida na descrição anterior, entre as etapas de conformação pela prensa “O” e expansão “E” é realizada uma solda provisória por processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) automático em todo o comprimento do tubo (KYRIAKIDES; CORONA, 2007; WEN; HILTON; FARRUGIA, 2001), seguida da solda longitudinal por arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*).

Após a solda GMAW provisória é realizada a solda longitudinal interna e externa, nesta ordem, por arco submerso (*Submerged Arc Welding* – SAW) dando origem, respectivamente, aos passes de raiz e de reforço, conforme representação da Figura 13.

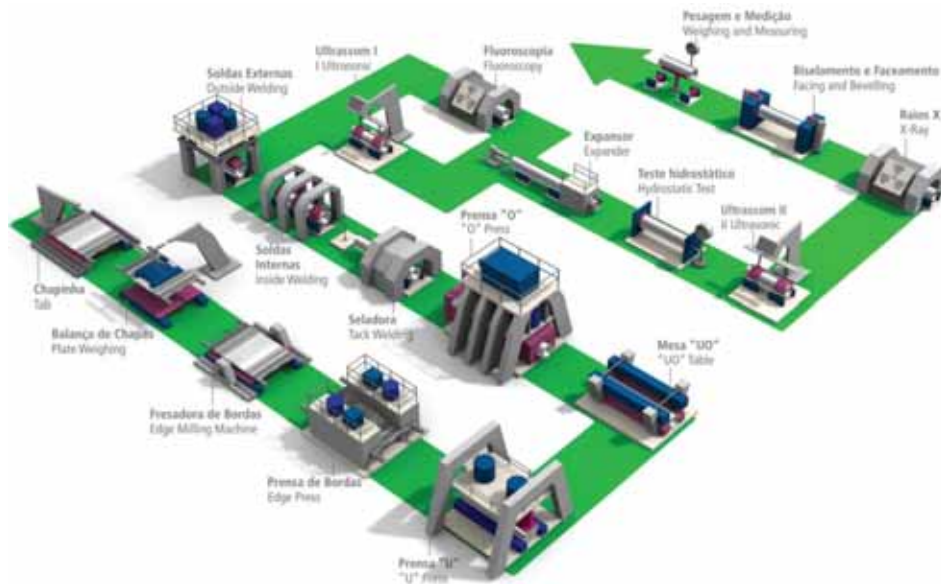
Figura 13 - Processo sequencial da formação da junta soldada longitudinal SAW.



Fonte: Adaptado de (KYRIAKIDES; CORONA, 2007; WEN; HILTON; FARRUGIA, 2001).

A Figura 14 apresenta o *layout* completo de uma linha de produção de tubos pelo processo de soldagem SAW longitudinal e formação (U-O-E). Além do processo de conformação a frio U-O-E e de soldagem SAW, ensaios não destrutivos (END), simulações hidrostáticas, mecanismos de usinagem como biselamento e faceamento e, por fim, a pesagem e a inspeção dimensional completam a rota de fabricação de tubos para aplicações *pipeline*.

Figura 14 - *Layout* do processo de fabricação SAW longitudinal U-O-E.

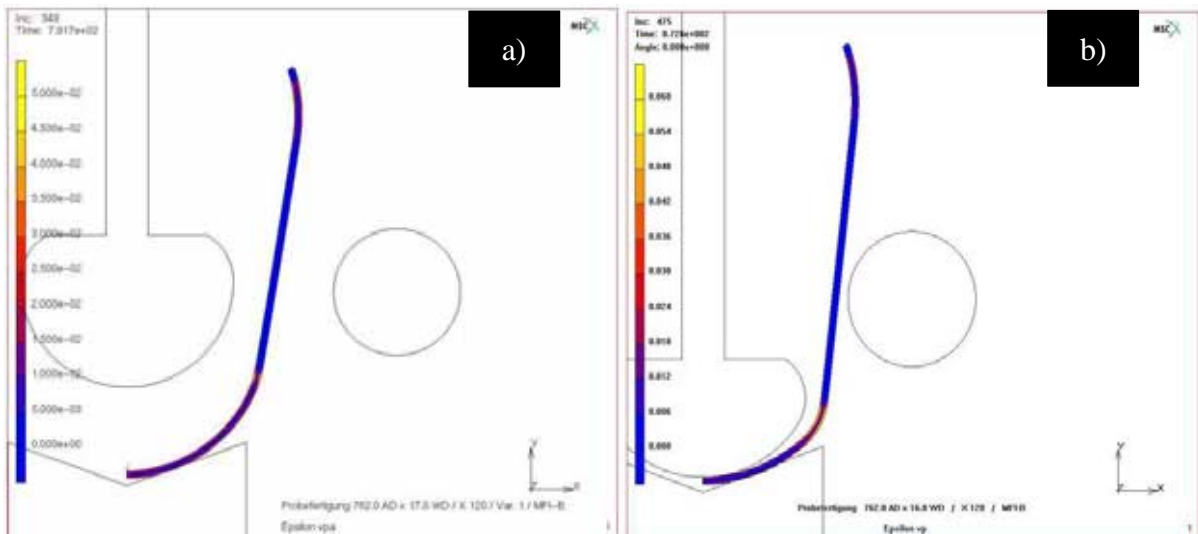


Fonte: (Cortesia TenarisConfab, 2013).

A seguir é discutida uma importante consideração que relaciona a conformação plástica U-O-E e a razão elástica definida pela relação entre a tensão de escoamento (σ_e) e a tensão de resistência à tração (σ_r). Embora limitada por norma, em virtude do elevado limite elástico apresentado pelos aços microligados, a razão elástica (σ_e/σ_r) muitas vezes é suficiente por induzir o efeito mola (*spring back*) durante a conformação a frio na prensagem em “U”, o que pode gerar dificuldades na etapa seguinte pela prensa “O”. Como descrito por Gorni, Silveira e Reis (2009), o efeito mola faz com que a chapa tenda a se impulsionar para fora da matriz após a conformação “U”. Em seus estudos para o desenvolvimento de aços de ultra alta resistência para aplicações *pipeline* Hillenbrand et al. (2004) destacam que, de fato, um dos maiores desafios no processo de fabricação está na conformação a frio da chapa que dará a forma circular do tubo. O efeito *spring back* é mais pronunciado para aços de elevado limite elástico, isto é, para os modernos aços de elevado grau API como o aço X120 (HILLENBRAND et al., 2004). Como resultado, o tubo que está sendo conformado irá apresentar um formato ovalado mais pronunciado e, conseqüentemente, um maior esforço será necessário para uma adequada conformação (GORNI, SILVEIRA; REIS, 2009) que, por sua vez, poderá acentuar as tensões residuais ao longo da circunferência, espessura e comprimento do tubo.

Visando reduzir o efeito mola e, concomitantemente, as tensões residuais, Hillenbrand et al. (2004) propuseram, por meio de uma análise por elementos finitos, mudanças nos parâmetros de prensagem U-O-E a fim de diminuir a intensidade desse efeito. A Figura 15 ilustra o efeito *spring back* analisado por Hillenbrand et al. (2004).

Figura 15 - Efeito mola da chapa de aço microligado após conformação por um pulsão “U” (a) sem modificação nos parâmetros; (b) com modificação nos parâmetros.



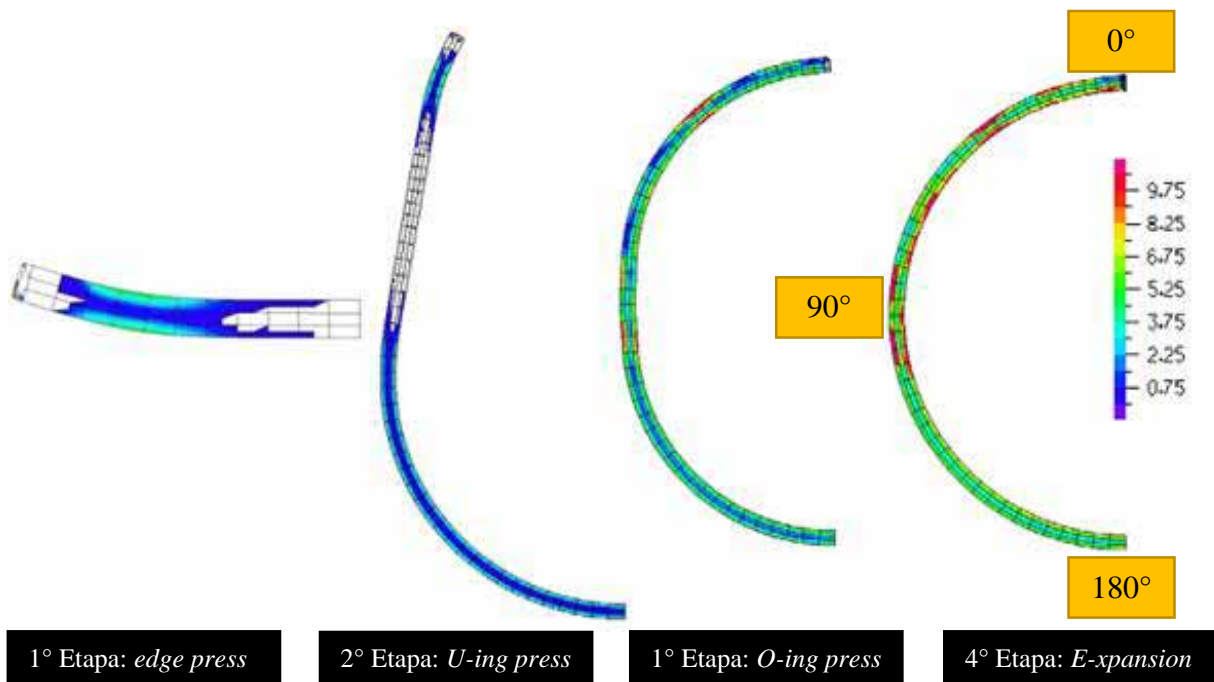
Fonte: Adaptado de (Hillenbrand et al. 2004).

A análise da Figura 15 (a) evidencia a “envergadura” da chapa após a conformação pela prensa “U” sem a otimização dos parâmetros de conformação, enquanto que, a Figura 15 (b) mostra o efeito mola atenuado pela seleção de novos parâmetros de conformação.

A maioria dos processos de fabricação, como o descrito neste tópico, podem promover tensões residuais no tubo em função da conformação a frio (KYRIAKIDES; CORONA, 2007), conforme mencionado a pouco. É comprovado que além de acentuar ainda mais a diferença entre as propriedades longitudinais e circunferenciais do tubo, a conformação a frio, em particular a expansão “E”, melhora a resistência circunferencial à tração porém diminui o limite de escoamento à compressão (HERYNK et al., 2007; KYRIAKIDES; CORONA, 2007). Essa redução associada à compressão é conhecida por efeito *Bauschinger* que é responsável por degradar em torno de 30 a 40% a resistência ao colapso de tubos *offshore* U-O-E (HERYNK et al., 2007; KARA; NAVARRO; ALLWOOD, 2010; KYRIAKIDES; CORONA, 2007). De fato, todas as etapas de conformação a frio promovem alguma variação nas propriedades ao redor da circunferência e as investigações dessas diferenças levaram à conclusão de que o lado oposto ao cordão de solda, ou seja, na região de metal base à 180° da solda, é a mais representativa das propriedades médias (KYRIAKIDES; CORONA, 2007).

Toscano (2009) em seu trabalho sobre o estudo do colapso de dutos *offshore* ilustra, conforme Figura 16, a evolução do acúmulo efetivo de deformação plástica [%] ao longo das etapas de conformação do processo U-O-E em tubo de aço API grau X60 de 16” de diâmetro externo e ½” de espessura de parede.

Figura 16- Acúmulo percentual da deformação plástica ao longo das etapas de conformação do processo U-O-E.



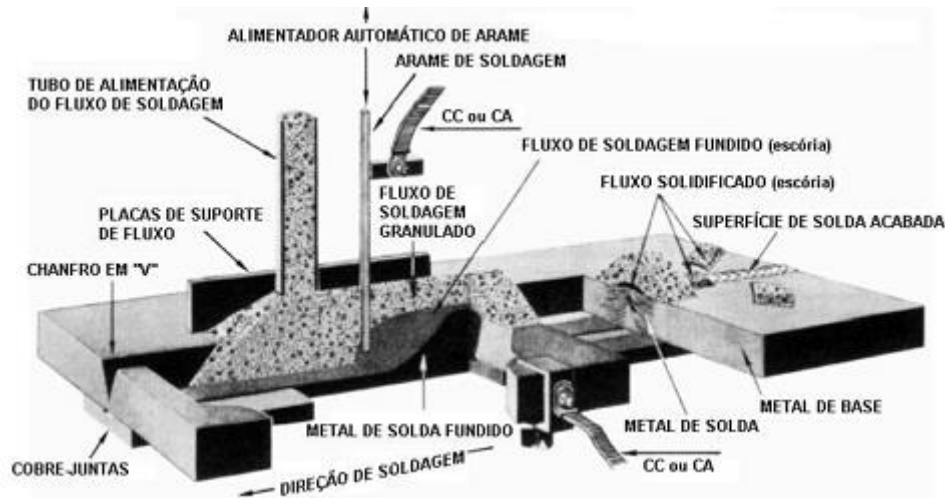
Fonte: Adaptado de (TOSCANO, 2009).

Observa-se a partir da escala de deformação que a região com maior acúmulo de deformação plástica está situada entre 0° e 90° , com destaque para um maior percentual nas proximidades da posição angular de 90° .

2.3.2 Soldagem por arco submerso (SAW)

O processo de soldagem é considerado como um dos processos mais críticos na rota de manufatura de tubos para aplicações *pipeline* (WEN; HILTON; FARRUGIA, 2001). De acordo com as definições propostas na literatura, o processo SAW é definido como o processo em que a coalescência entre metais é obtida pelo aquecimento e fusão destes por um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico no consumível e a peça a ser soldada. Esse arco elétrico fica submerso por um material granular e fusível denominado de fluxo, cuja função é refinar e proteger o metal de solda da contaminação atmosférica, além de inserir pequenas quantidades de elementos de liga para melhorar as propriedades mecânicas e conferir maior resistência à fissuração no depósito de solda (OGBORN, 1993; KOU, 2003; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE; 2013). A Figura 17 ilustra o processo de soldagem SAW.

Figura 17 - Ilustração do processo de soldagem por arco submerso (SAW).



Fonte: (ESAB, 2013).

De acordo com Wen, Hilton e Farrugia (2001) as tensões e as deformações residuais induzidas pelo processo de soldagem a arco elétrico têm sido reconhecidas como um dos mais importantes fatores que afetam o desempenho final em serviço da junta solda. O seu desenvolvimento pode ocasionar diversos problemas tais como a formação de trincas e a maior propensão à ocorrência de fadiga ou fratura frágil (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013; WEN; HILTON; FARRUGIA, 2001).

Portanto, a partir da existência das tensões residuais, tanto na junta soldada longitudinal bem como no metal base compreendido pela chapa conformada, somada à uma deformação plástica não homogênea ao longo das diferentes regiões do tubo, a análise da resistência à propagação de trinca por fadiga em tais regiões torna-se de fundamental importância.

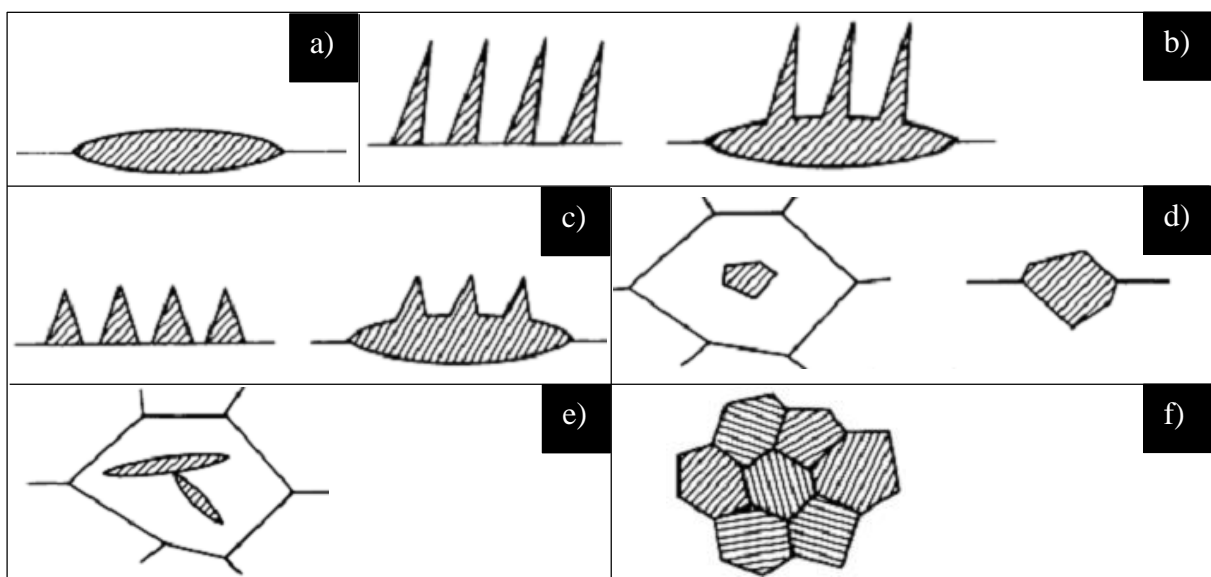
2.3.3 Aspectos metalúrgicos e microestruturais da junta soldada

É bem estabelecido que as propriedades mecânicas do metal de solda são fortemente dependentes da microestrutura desenvolvida durante a sua solidificação e resfriamento contínuo. Por sua vez, a microestrutura depende da composição química, do teor dos elementos de liga e do ciclo térmico de soldagem (temperatura de pico, tempo de permanência e taxa de resfriamento) (BOSE-FILHO; CARVALHO; STRANGWOOD, 2007; DALLAM; DAMKROGER; 1993; KRAUSS, 2005; SHI; HAN, 2008; VISHNU, 1993).

Em virtude das inúmeras morfologias microestruturais (fases e constituintes) advindas da decomposição da austenita, fez-se necessário o desenvolvimento de sistemas de classificação

microestrutural que pudessem ser amplamente aceitos e bem compreendidos (VISHNU, 1993). Dubé⁵ (1962 *apud* KRAUSS, 2005, p. 102) propôs um sistema de classificação para as microestruturas ferríticas proeutetóides, no qual distingue cinco morfologias para a microestrutura ferrítica, Figura 18 (a) - (e). Essa classificação aplica-se a todos sistemas de liga, no entanto, relaciona-se muito bem com microestruturas ferríticas transformadas a partir da austenita sob elevadas temperaturas. Posteriormente, a classificação de Dubé foi ampliada por Aaronson, conforme mostrado na Figura 18(f), servindo de base para o desenvolvimento de sistemas mais complexos de classificação que abrangem uma maior gama de fases e constituintes.

Figura 18 - Classificação morfológica da ferrita de Dubé e Aaronson: (a) Ferrita alotriomórfica de contorno de grão; (b) Placas laterais de Widmanstätten primárias e secundárias; (c) Estruturas serrilhadas de Widmanstätten primárias e secundárias; (d) Ferrita idiomórfica intergranular e intragranular; (e) Placa de Widmanstätten intragranular; (f) Estrutura massiva.



Fonte: Adaptado de (SAMUELS, 1980).

Atualmente, a terminologia mais aceita no meio científico para a identificação e classificação da microestrutura ferrítica do metal de solda é a proposta pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW). Esse sistema foi elaborado em 1986 a partir da análise de fase e de constituinte por meio da microscopia óptica com ampliação de 500 vezes. De acordo

⁵ H. I. Aaronson, The Proeutectoid Ferrite and the Proeutectoid Cementite Reactions, in Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, V.F. Zackay and H. I. Aaronson, Ed., Interscience, New York, 1962, p 387-548 *apud* KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2005. 613 p.

com este sistema (IIW, 1986), logo abaixo é mostrada a classificação e uma breve descrição das morfologias ferríticas e dos constituintes mais comuns de serem encontrados na referida zona fundida:

- **Ferrita Primária (PF):** O sistema elaborado pelo IIW classifica a morfologia equiaxial como ferrita primária e a distingue em duas formas de ocorrência:

Ferrita de Contorno de Grão - PF(G): ferrita proeutetóide equiaxial ou poligonal que se desenvolve ao longo dos contornos de grão austeníticos. Apresenta-se sob a forma de veios nos contornos de grão da austenita (DALLAM; DAMKROGER, 1993). Corresponde à ferrita alotriomórfica de contorno de grão descrita no tópico 2.2.4.

Ferrita Poligonal Intragranular - PF(I): Ferrita poligonal que não está associada ao contorno de grão da austenita prévia, mas sim localizada em seu interior e cujo tamanho é maior que as ripas de ferrita acicular ou de ferrita de segunda fase localizadas em sua vizinhança.

- **Ferrita Acicular (AF):** Apresenta-se sob a forma de pequenos grãos não alinhados de ferrita contidos em grãos austeníticos prévios (DALLAM; DAMKROGER, 1993). Possui uma fina morfologia e contornos de alto ângulo além de apresentar uma alta concentração de discordâncias que são responsáveis pela sua alta tenacidade e ductilidade (BEIDOKHTI; KOUKABI; DOLATI, 2009; MOEINIFAR; KOKABI; HOSSEINI, 2011). A sua nucleação é favorecida pela presença de inclusões (BEIDOKHTI; KOUKABI; DOLATI, 2009b; BOSE-FILHO; CARVALHO; STRANGWOOD, 2007; VISHNU, 1993).
- **Ferrita com Segunda Fase (FS):** A sua ocorrência pode ser dada sob duas formas distintas:

Ferrita com Segunda Fase Alinhada - FS(A): o seu crescimento pode ocorrer diretamente do contorno de grão da austenita ou a partir de grãos de ferrita de contorno de grão formados previamente. A sua formação ocorre em uma direção bem definida sob a forma de ripas grosseiras e paralelas de ferrita com razão dimensional de forma superior a 4:1. Quando observados por microscopia ótica, podem se assemelhar a ferrita de Widmanstätten e a bainita (superior e inferior).

Ferrita com Segunda Fase não Alinhada - FS(NA): é formada por ferrita que circunda completamente microconstituintes (carbonetos ou o constituinte MA – Martensita-Austenita) ou ripas isoladas de ferrita acicular. Essa ferrita, ao contrário da FS(A), não se apresenta alinhada paralelamente.

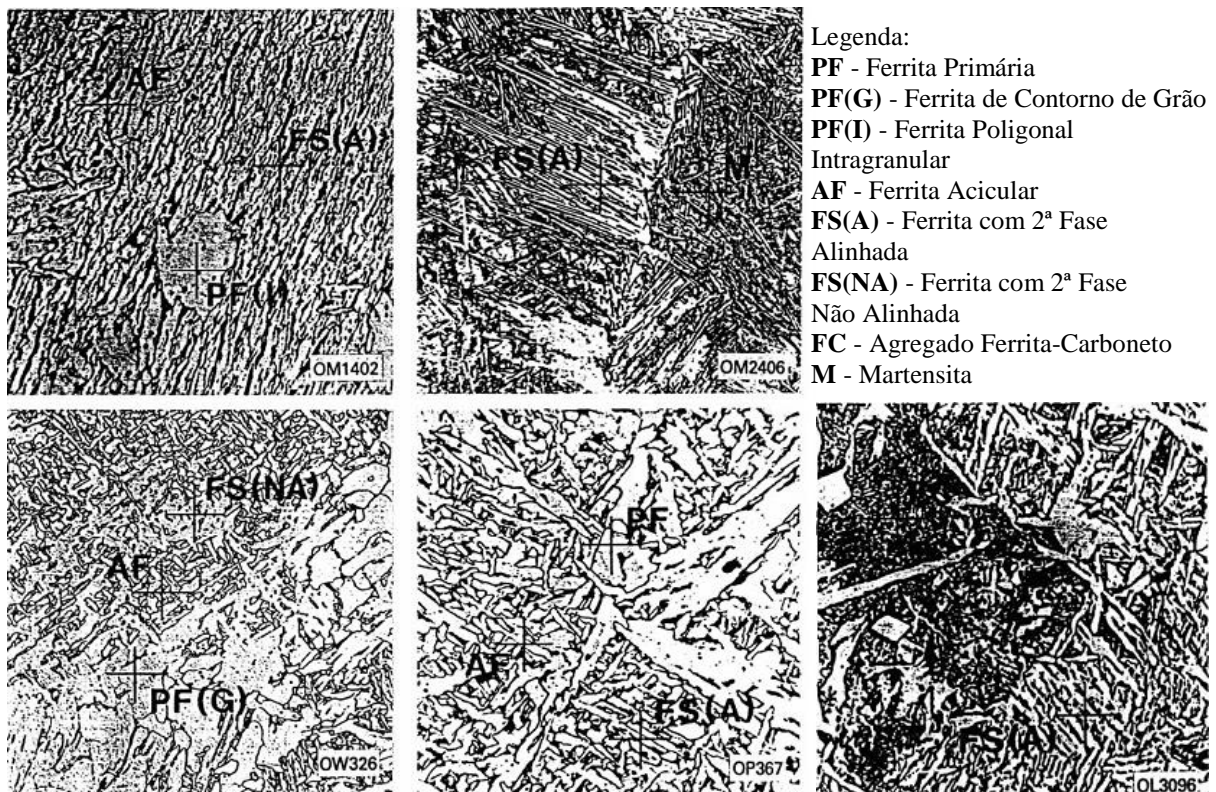
- **Agregado Ferrita-Carboneto (FC):** constituinte formado por uma fina estrutura de ferrita e carbonetos, o que inclui ferrita com carbonetos interfásicos e perlita.
- **Martensita (M):** Colônias de martensita maiores que as laminas adjacentes de ferrita. Essas colônias são formadas a partir de elevadas taxas de resfriamento. Quanto maior o tamanho do grão austenítico prévio, maior será a tendência para a transformação por cisalhamento, uma vez que a curva TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) estará mais deslocada para a direita suprimindo parcialmente ou totalmente a nucleação da ferrita. Pode se apresentar sob a forma de:

Martensita ripada - M(L)

Martensita maclada - M(T)

A Figura 19 ilustra os microconstituintes do metal de solda descritos anteriormente.

Figura 19 - Microestrutura do metal de solda e seus microconstituintes.



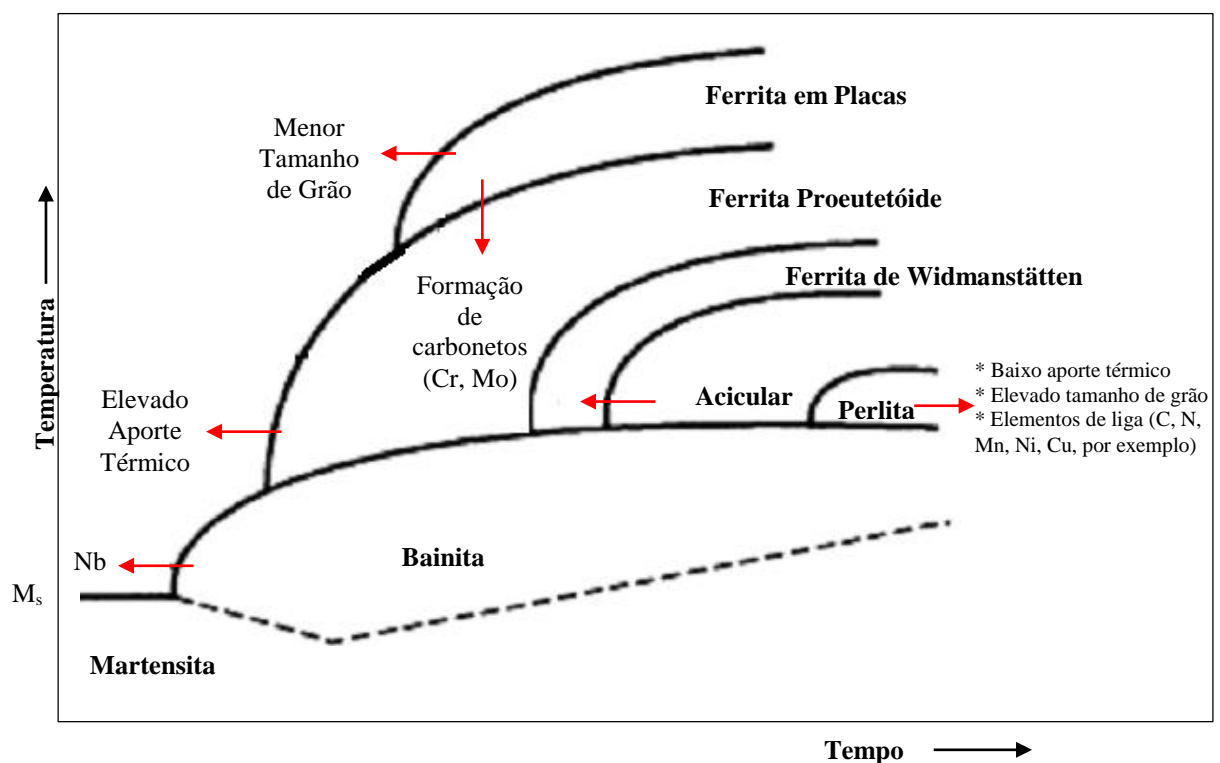
Fonte: Adaptado do (IIW, 1986).

A microestrutura do metal de solda em aços carbono e de baixa liga contém uma variedade de constituintes, podendo variar predominantemente desde ferrita, a ferrita acicular, bainita e martensita (CHEN; POLLACK, 1993). De acordo com Bose-Filho, Carvalho e Strangwood (2007) a microestrutura típica de metais de solda C-Mn convencionais consiste em

quantidades variáveis de ferrita acicular, ferrita alotriomórfica, ferrita de Widmanstätten e microfases, cuja tensão de escoamento varia de 350 a 450 MPa. Alguns metais de solda de alta resistência e baixa liga, tal como C-Mn com Ti e/ou adições de V e Nb exibem microestruturas similares, no entanto, apresentam um maior limite de escoamento variando de 500 a 700 MPa.

A Figura 20 ilustra os efeitos da presença de elementos de liga e da taxa de resfriamento na microestrutura do metal de solda.

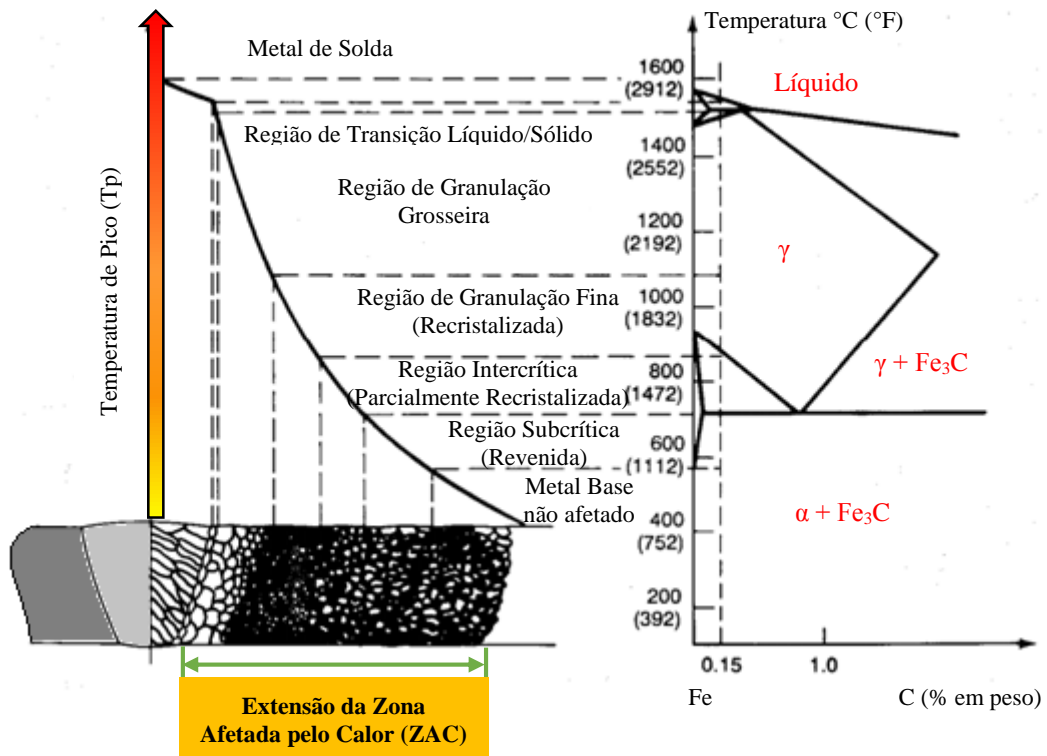
Figura 20 - Efeito dos elementos de liga e da taxa de resfriamento na transformação de fase do metal de solda.



Fonte: Adaptado de (EASTERLING, 1983).

Perante a influência do ciclo térmico de soldagem, o metal de base adjacente à zona fundida do metal de solda experimenta alterações microestruturais e, conseqüentemente, mudanças de propriedades mecânicas. Essa região conhecida como zona afetada pelo calor é caracterizada por apresentar diferentes morfologias estruturais ao longo da sua extensão (EAGAR, 1993; SHI; HAN, 2008). Em vista da sua complexidade, a ZAC pode ser dividida em regiões distintas conforme representação esquemática da Figura 21.

Figura 21 - Regiões da ZAC de um aço carbono hipoeutetóide formadas a partir de uma solda monopasse.



Fonte: Adaptado de (EASTERLING, 1983).

A partir da Figura 21, logo abaixo é feita uma breve descrição das quatro regiões que compõem a ZAC:

- **Região de Granulação Grosseira (RGG):** é a porção mais próxima ao metal de solda e devido a elevada temperatura entre 1100 e 1500°C (acima de temperatura de crescimento de grão) ocorre crescimento excessivo de grão, o que aumenta a temperabilidade (FAIRCHILD et al., 1991). Nessa região em comparação às demais, durante o resfriamento, a nucleação da ferrita é suprimida ocasionando a formação de grandes quantidades de constituintes frágeis como placas laterais de ferrita (ferrita de Widmanstätten) e bainita superior, produzindo regiões de baixa tenacidade designadas como zonas frágeis localizadas (ZFL's), portanto uma menor tenacidade é esperada nessa região (HU et al., 2013);
- **Região de Granulação Fina (RGF):** região adjacente à RGG cuja temperatura de pico do ciclo térmico situa-se entre a temperatura crítica superior A_{C3} e 1100°C. Essa região é caracterizada por uma estrutura de granulação fina sendo comumente designada de região normalizada;

- **Região Intercrítica (RIC):** região em que o material fica exposto a temperaturas entre A_{C3} e a temperatura crítica inferior A_{C1} (FAIRCHILD et al., 1991). Nessa região o material sofre uma transformação parcial, isto é, apenas parte de sua estrutura é austenitizada. Nessa região a austenita fica enriquecida com C e, se durante o resfriamento a taxa de resfriamento for suficientemente alta, sua decomposição poderá levar à formação de martensita. Como será visto mais adiante na soldagem multipasse, constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade podem ser formados nessa região;
- **Região Subcrítica (RSC):** essa região apresenta pequenas alterações microestruturais, quase que imperceptíveis. Pode promover a formação de uma microestrutura de carbonetos globulares em uma matriz ferrítica (esferoidização da perlita) semelhante ao processo de revenimento, podendo ocasionar um amolecimento localizado a tal ponto da dureza nessa região ser inferior à dureza do metal base não afetado pelo ciclo térmico.

Em termos de propriedades mecânicas, especialmente a tenacidade, o metal de solda multipasse é geralmente melhor do que o metal de solda monopasse, pelas seguintes razões (CHEN; POLLACK, 1993):

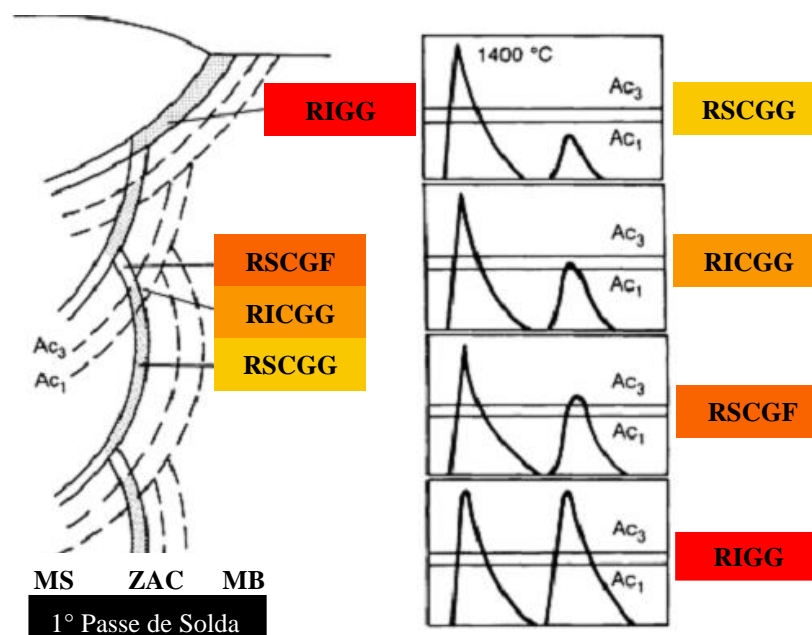
- O reaquecimento oriundo do ciclo térmico de cada passe subsequente normaliza e refina a porção da microestrutura no metal de solda previamente formado;
- O metal de solda subsequente promove o revenimento do metal de solda previamente formado aliviando as tensões residuais do passe anterior;
- O aporte térmico total por passe é reduzido, o que é desejável para limitar a região de grãos grosseiros da ZAC;
- Os passes antecedentes de solda fornecem um certo pré-aquecimento, o que retarda a taxa de resfriamento dos passes seguintes evitando a formação de fases e/ou constituintes formados a baixa temperatura e que venham apresentar baixa tenacidade.

No entanto, em virtude dos ciclos térmicos dos passes subsequentes, a estrutura da ZAC torna-se mais complexa exibindo uma miscelânea microestrutural. Nesse contexto, Haze e Aihara (1988) categorizam a região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (RGGZAC) em quatro novas sub-regiões que podem ser formadas dependendo da temperatura de reaquecimento proveniente do passe seguinte de solda:

- **Região de Reaquecimento Subcrítico da Granulação Grosseira (RSCGG):** região reaquecida abaixo da temperatura crítica inferior A_{C1} pelo ciclo térmico do passe de solda posterior;
- **Região de Reaquecimento Intercrítico da Granulação Grosseira (RICGG):** região reaquecida entre as temperaturas A_{C1} e A_{C3} . De acordo com Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2011) pesquisas recentes sobre soldagem multipasse pelo processo SAW apontam que essa região é a que mais degrada as propriedades mecânicas da ZAC. Fairchild et al. (1991) afirmam que a baixa tenacidade associada a essa região deve-se ao constituinte MA cuja formação deve-se ao reaquecimento do passe subsequente de solda;
- **Região de Reaquecimento Supercrítico da Granulação Fina (RSCGF):** região reaquecida acima de A_{C3} e abaixo de aproximadamente 1200°C ;
- **Região Inalterada de Granulação Grosseira (RIGG):** região onde a temperatura de reaquecimento inferior a 200°C ou cujo reaquecimento atinja novamente uma temperatura superior a 1200°C .

A Figura 22 mostra as variações da região de granulação grosseira da zona afetada pelo calor de cada passe de solda antecedente provocada pelo ciclo térmico do passe subsequente.

Figura 22 - Sub-regiões da região de granulação grosseira da ZAC: (a) posição das subzonas relativa ao metal de solda; (b) diagramas dos ciclos térmicos relativos as temperaturas A_{C1} e A_{C3} .



Fonte: Adaptado de (HAZE E AIHARA, 1988).

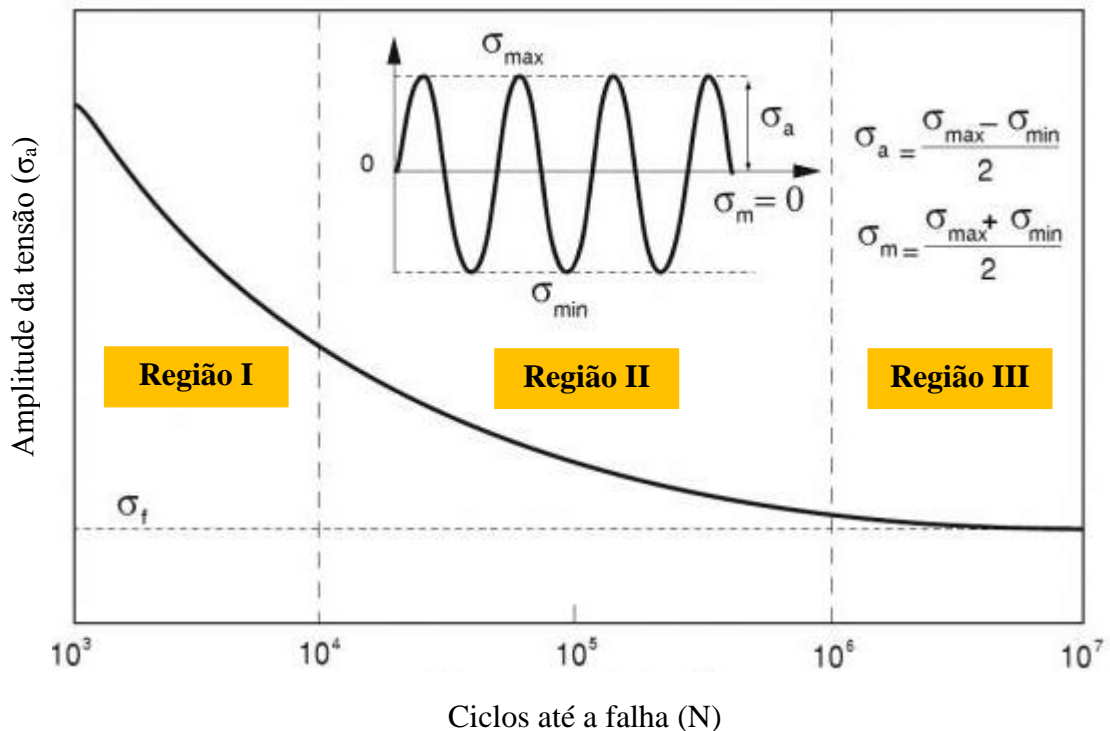
2.4 ASPECTOS GERAIS DA FADIGA

O mecanismo de falha por fadiga pode ser definido como um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões ou deformações cíclicas num ponto ou em vários pontos, e que pode ocasionar trincas e fratura completa após um número suficiente de ciclos sob variações de carregamento (ASTM E1823, 2013).

O fenômeno de fadiga tem sido reconhecido há mais de 100 anos como um processo de falha nos metais. Inúmeros estudos sobre fratura apontam que a fadiga é responsável por aproximadamente 90% de todas as falhas mecânicas de componentes em serviço (ABO-ELKHIER; HAMADA; EL-DEEN, 2012; CAMPBELL, 2008; GHIDINI; DONNE, 2009).

O apogeu do fenômeno da fadiga deu-se a partir das investigações sobre as falhas ocorridas em eixos ferroviários realizadas por August Wöhler em 1860/1870. Após uma minuciosa e exaustiva investigação, Wöhler concluiu que todo e qualquer componente submetido a um número suficientemente alto de tensões cíclicas, as quais são mais baixas que a resistência estática necessária para causar a fratura, pode vir a falhar repentinamente. Em suas investigações, Wöhler constatou que a amplitude de tensões é um fator decisivo na destruição coesiva do material e que a tensão máxima é de influência apenas na medida em que, quanto maior for a sua magnitude, menor é a amplitude da tensão que conduz à falha. Como resultado dessas investigações, a partir dos resultados obtidos por Wöhler, desenvolveu-se a chamada curva S-N ou curva de Wöhler, conforme Figura 23, a qual identifica para qualquer nível de tensão, uma vida correspondente em fadiga. O intuito de tais investigações foi prever a vida em fadiga de componentes submetidos a tensões cíclicas durante o serviço. Essa filosofia de projeto ficou conhecida como vida segura (*Safe-Life*), que será abordada mais adiante juntamente a demais filosofias de projeto (HOEPPNER, 1996; MILELLA, 2012; SCHÜTZ, 1996).

Figura 23 - Típica curva S-N apresentando as três regiões que caracterizam o comportamento da vida em fadiga.



Fonte: Adaptado de (MILELLA, 2012).

A conclusão feita por Wöhler de que a resistência à fadiga de um material depende da amplitude da tensão cíclica aplicada, σ_a (convencionalmente expressa pelo símbolo S), é dada pela seguinte equação:

$$S = \sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x.} - \sigma_{m\acute{i}n.}}{2} = \sigma_{m\acute{a}x.} - \sigma_m \quad (8)$$

A tensão máxima, $\sigma_{m\acute{a}x.}$, como já mencionada anteriormente, exerce influência na vida em fadiga apenas na medida em que, quanto mais elevada, menor é a amplitude, σ_a , da tensão alternada que leva à fratura. Esta última afirmação foi delineando o efeito da tensão média, σ_m , no processo de falha por fadiga, em que, à proporção que a tensão média se torna mais positiva, a tensão alternada permitida diminui (MILELLA, 2012):

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x.} + \sigma_{m\acute{i}n.}}{2} \quad (9)$$

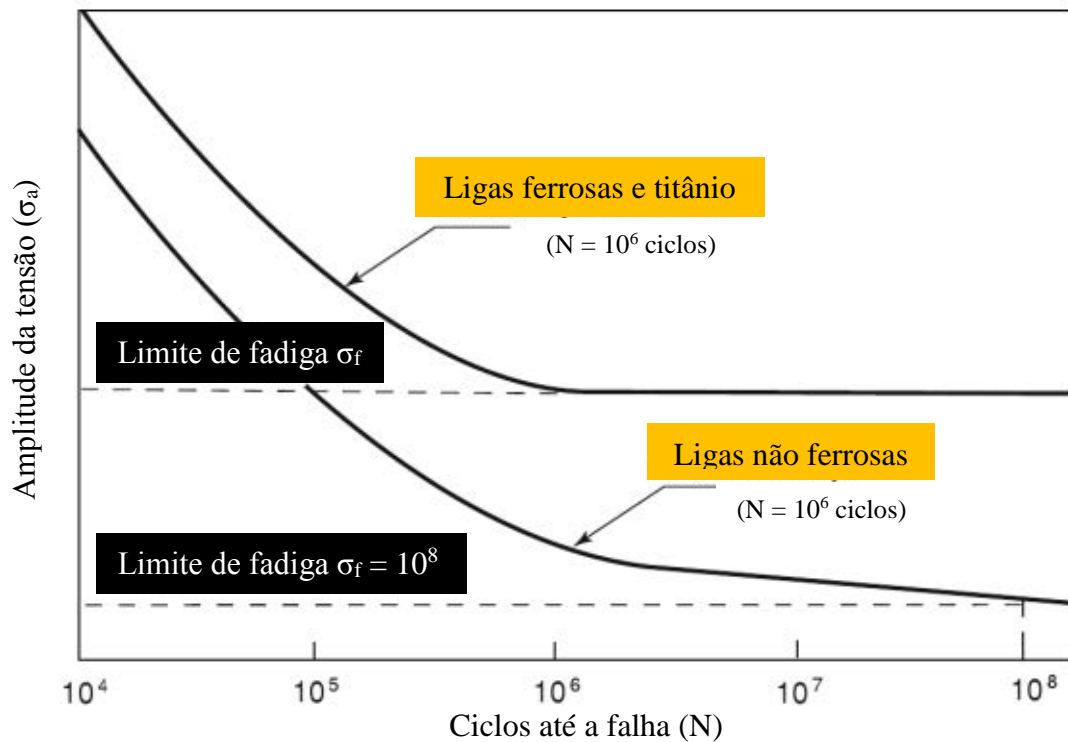
Wöhler constatou também que há um limite inferior para tais amplitudes, σ_f , abaixo do qual a tensão cíclica pode ser aplicada “infinitamente” sem ocasionar a falha por fadiga no material. A relação entre a amplitude da tensão cíclica *versus* o número de ciclos até a falha está representada esquematicamente em um gráfico di-log, conforme Figura 23. Este gráfico refere-se a um ciclo de tensão simétrica, em que a tensão máxima é igual à tensão mínima em módulo. A tensão média nesse caso é zero.

Na curva S-N da Figura 23 pode-se distinguir três regiões características. Conforme indicado na Figura 23, a região I compreende a faixa que se estende a partir de 10^3 ciclos até a 10^4 ciclos. Nessa região o material é tensionado próximo ou acima da sua tensão de escoamento, σ_e , e a vida em fadiga é dominada e controlada pela deformação plástica resultante. A região I é também denominada de baixo ciclo.

A região II é geralmente a mais comum para aplicações de engenharia. Nessa região o material comporta-se elasticamente, ao menos em escala macroscópica, e a falha ocorre sob tensões alternadas cuja amplitude é inferior a tensão de escoamento do material. A região II é denominada de fadiga de alto-ciclo e se estende em torno de 10^6 ciclos.

A partir faixa de ciclos (10^6) tem-se o início da região III. A curva de Wöhler na região III caracteriza-se por apresentar um patamar inferior constante para as ligas ferrosas e de titânio, conforme indicado na Figura 24. Essa região caracteriza-se pela vida infinita em fadiga, ao menos para ligas já mencionadas, desde que a curva S-N apresente um limite e a vida em fadiga torna-se independente das tensões cíclicas. A tensão correspondente é chamada de limite de fadiga do material, σ_f , formalmente chamada de limite de resistência. Abaixo desse limite, a tensão pode ser aplicada infinitamente sem, no entanto, causar a falha do material. Entretanto, conforme esquematizado na Figura 24, para as ligas não ferrosas, não se verifica um patamar inferior constante e o seu limite de vida em fadiga pode ultrapassar 10^8 ciclos.

Figura 24 - Curvas de Wöhler para ligas ferrosas e não ferrosas.

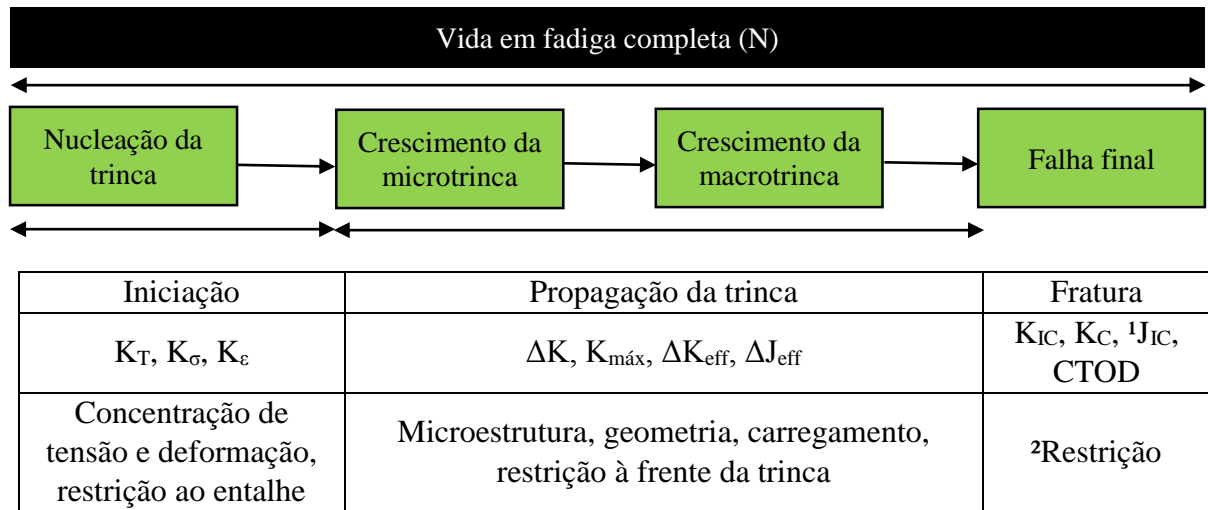


Fonte: Adaptado de (MILELLA, 2012).

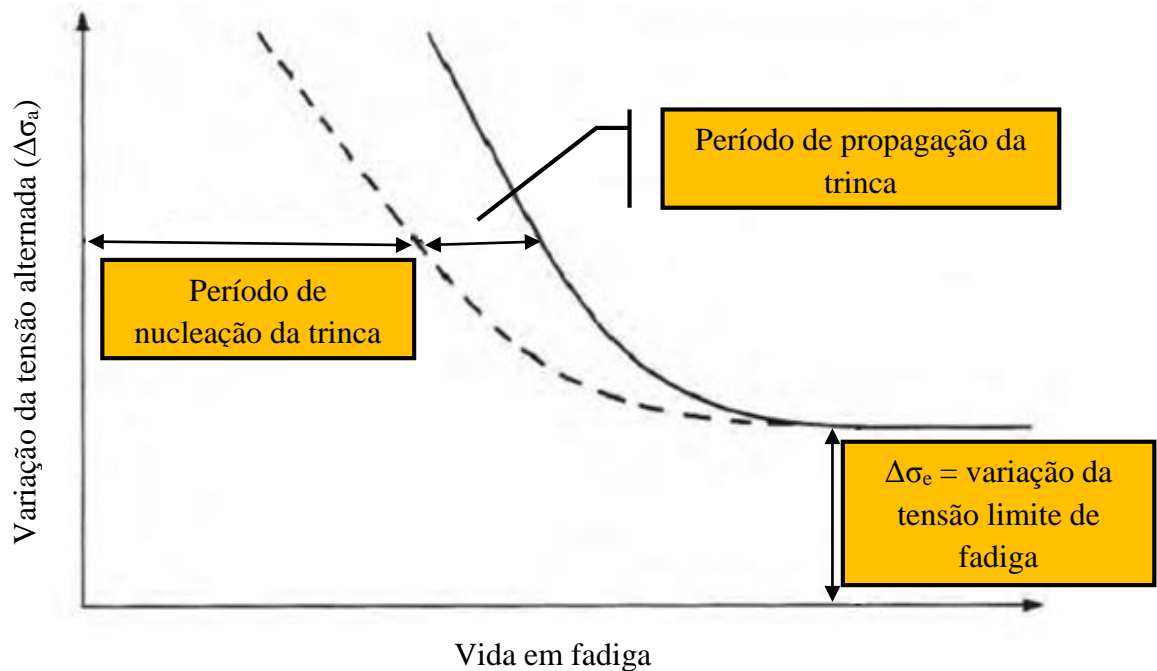
Um impulso fundamental para o estudo da fadiga foi dado a partir da introdução da mecânica da fratura no estudo de estruturas trincadas. A característica essencial da mecânica da fratura é caracterizar o campo local de tensão e deformação nas proximidades da ponta de uma trinca, cuja amplitude foi dada a designação de fator de intensidade de tensão, K , por G. Irwin (MILELLA, 2012; NEWMAN, 1998).

Conforme ilustrado na Figura 25, a vida em fadiga pode ser melhor compreendida a partir da sua divisão em quatro estágios: nucleação, crescimento da microtrinca, crescimento da macrotrinca e falha.

Figura 25 - Diferentes estágios da vida em fadiga e seus respectivos parâmetros relevantes.



¹Iniciação de crescimento estável. ²Condições de plasticidade restrita “*Small Scale Yielding – SSY*”



Fonte: Adaptado de (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004; NEWMAN, 1998; SCHIJVE, 1979).

Como pode ser observada na Figura 25, a fadiga é um fenômeno dinâmico que se inicia a partir da nucleação e iniciação de uma pequena trinca (microtrinca) seguida por sua progressão (propagação da trinca) promovendo o seu crescimento (macrotrinca) e que, se não detectada a tempo, pode resultar em uma falha catastrófica (falha) (MEGSON, 2012). Os parâmetros da mecânica da fratura têm sido bem sucedidos em correlacionar e prever as fases de crescimento da trinca macroscópica e de falha por fadiga (NEWMAN, 1998).

Em termos práticos de engenharia, diz-se que a iniciação de uma trinca dar-se-á a partir de um tamanho que possa ser identificado e mensurado por alguma técnica de ensaio não

destrutivo (END) (CHAN, 2010). Entretanto, de acordo com Chan (2010), o processo que envolve a iniciação da trinca, geralmente, é um processo complexo que pode conduzir a uma fissura extremamente pequena ($< 1 \mu\text{m}$) ou a um “*pop in*” em que, uma vez iniciada, a trinca cresce rapidamente até $100 \mu\text{m}$ de comprimento.

Na ausência de defeitos iniciais e partir de uma superfície devidamente polida (isenta de concentradores de tensão significativos), a formação de uma trinca de fadiga com um comprimento próximo de $100 \mu\text{m}$ pode consumir de 60 a 80% o período da vida em fadiga ou, em certos casos, representar até 90% de toda a sua vida. Esta é a razão pela qual há tanto interesse em se estudar o comportamento do crescimento de pequenas trincas (NEWMAN, 1998; ZHONG et al., 2005).

Tem-se observado que a iniciação de trincas por fadiga ocorre preferencialmente ao longo dos planos de deslizamento, em contornos de grão, em partículas de segunda fase, e em interfaces entre inclusão ou partículas de segunda fase com a fase da matriz (FINE; CHUNG, 1996). Segundo Chan (2010), em ligas comerciais as trincas de fadiga iniciam frequentemente a partir de concentradores de tensão metalúrgicos, tais como poros e inclusões. A anisotropia cristalográfica, e.g., textura, do material também exerce grande influência.

Newman (1998) define como fase de crescimento da microtrinca, o crescimento de trinca iniciado a partir da presença de inclusões, vazios e sistemas de deslizamento, e compreendido na faixa entre 1 e $10 \mu\text{m}$ de extensão. Já a fase de crescimento da macrotrinca é definida como a extensão de trinca cuja propagação pode ser plenamente correlacionada a algum parâmetro da mecânica da fratura, ou seja, quando o fator de intensidade de tensão (K) passa a correlacionar e prever a propagação da trinca e, por fim, a fratura do componente trincado (NEWMAN, 1998; SCHIJVE, 1979).

Somando-se as fases de iniciação e crescimento das microtrincas tem-se a maior parcela da vida em fadiga de um componente em serviço, seguida da fase propagação da macrotrinca compreendida pela mecânica da fratura. Logo, o conhecimento e domínio dessas fases é essencial para a prevenção de falhas por fadiga. Fato este que justifica a incessante busca pela melhoria contínua na segurança operacional em decorrência da crescente importância do fenômeno de fadiga. Como consequência, um notório aperfeiçoamento nas práticas de engenharia relacionadas à qualidade, à inspeção e à manutenção tem levado ao desenvolvimento de novas filosofias de projeto envolvendo menor custo, maior segurança e eficiência operacional de componentes de responsabilidade estrutural. Um dos alicerces responsáveis por essas novas abordagens de projeto foi o desenvolvimento e consolidação da mecânica da fratura linear elástica. A seguir são descritos sucintamente os princípios de cada

filosofia; deve-se ressaltar que as filosofias vida segura e falha segura foram impulsionadas pela engenharia aeroespacial.

➤ Filosofia de Vida Segura (*Safe-Life*):

Esta filosofia de projeto atua no período de nucleação da trinca, desconsiderando a etapa subsequente de propagação da mesma. Do ponto de vista da segurança operacional, esta filosofia caracteriza-se por um perfil conservador, uma vez que, qualquer evidência de uma trinca implica em uma falha iminente. Isto faz com que toda uma estrutura ou parte dela seja retirada de serviço antes mesmo de sua vida útil à fadiga ter sido atingida, independentemente de seu estado de conservação ou uso (NASCIMENTO, 2004; PAYNE, 1976).

A vida em fadiga adotada por esta abordagem é estimada através das curvas S-N. Neste caso, para qualquer nível de tensão a vida em fadiga estimada é obtida a partir de ensaios laboratoriais mediante o uso de amostras e condições representativas das reais situações operacionais. A falha por fadiga torna-se pouco provável, uma vez que, a vida estimada é dividida por um fator de segurança resultando em uma vida segura à fadiga. O fator de segurança leva em consideração a variação da vida útil de estruturas idênticas sob a mesma condição de carregamento, devido à variabilidade inerente à propriedade de fadiga e variabilidade em detalhes da construção, tolerâncias dimensionais e propriedades mecânicas. Por mais representativo que sejam os ensaios laboratoriais, o fator de segurança leva em conta possíveis diferenças entre o ambiente de serviço e ambiente de teste, além de outras variações. Ao selecionar uma grande margem de segurança, uma vida operacional segura pode ser garantida, embora uma abordagem conservadora pode não ser desejável partir do ponto de vista econômico e da performance (NASCIMENTO, 2004; PAYNE, 1976; SURESH, 1998).

Devido a sua eficiência abranger somente o estágio de nucleação da trinca, a filosofia vida segura limita-se apenas a componentes estruturais feitos a partir de materiais de elevada resistência mecânica, onde se predomina a condição de deformação plana. Tal limitação deve-se ao fato dessa classe de materiais apresentar uma baixa tenacidade à fratura aliada a um tamanho de trinca crítico muito pequeno e de difícil inspeção.

➤ Filosofia de Falha Segura (*Fail-Safe*):

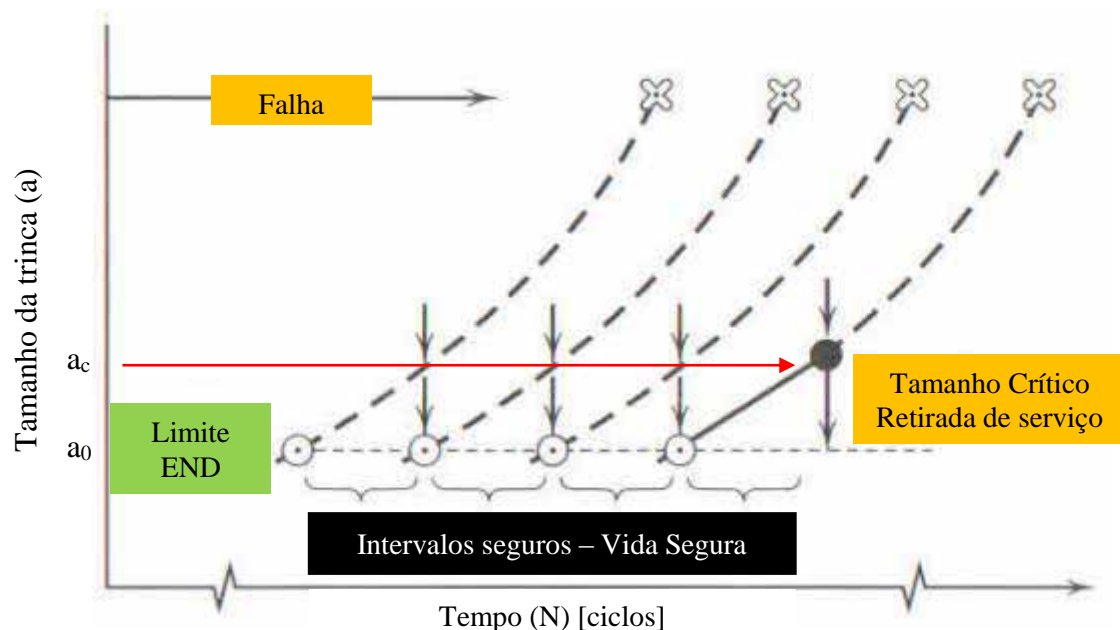
Esta abordagem é menos conservadora que a vida segura, pois permite que uma estrutura continue em serviço até que alguma trinca seja detectada por um procedimento planejado de inspeção. É também necessário que a trinca possa ser detectada antes que ela se desenvolva em um tamanho crítico ou, mesmo que ela nunca venha alcançar esse tamanho especificado durante

toda a sua vida em fadiga (BROEK, 1986; PAYNE, 1976). Neste caso, afirma-se que a estrutura tem que ser tolerante ao dano, ou seja, deve haver uma integridade estrutural remanescente que permita a operação segura até que a trinca seja detectada. Se a estrutura atender a esses requisitos, a mesma é conceituada como falha segura, pois apresenta uma adequada tolerância ao dano (BROEK, 1986; SURESH, 1998).

Portanto, verifica-se que este critério requer uma estrutura que propicie uma extensa fase de propagação da trinca, sem que exista uma marcante redução na resistência residual estática. A resistência à falha segura é definida como o nível mais baixo admissível da resistência residual. Logo, é essencial que as estruturas trincadas suportem resistência o suficiente para proporcionar a segurança adequada até que as trincas sejam detectadas. (BROEK, 1986; PAYNE, 1976).

Para que trincas possam ser detectadas por meio da inspeção por ensaios não destrutivos (END), é estimada uma vida média para a propagação de uma trinca facilmente detectável a partir da curva a-N (i.e., comprimento da trinca *versus* número de ciclos do carregamento constante – em coordenadas lineares) abordada pela mecânica da fratura, conforme indicado na Figura 26. Esta vida é então dividida por um fator de segurança, assim como para o projeto “*safe life*”, todavia, em vez de substituir a estrutura, a mesma é inicialmente inspecionada (PAYNE, 1976).

Figura 26 - Curva representativa do comprimento da trinca em função do número de ciclos.



Fonte: Adaptado de (HERTZBERG, 1996).

Para Broek (1986), em suma, projetos baseados na filosofia “*fail safe*” devem propor soluções para os seguintes problemas:

- determinação de um comprimento mínimo detectável de trinca;
- estimativa da resistência residual da estrutura trincada e a corresponde medida do comprimento crítico da trinca;
- determinação da curva de crescimento da trinca desde a sua dimensão mínima detectável até o seu comprimento crítico;
- conhecimento dos locais onde possa haver o surgimento e posterior crescimento de trincas;
- inspeção confiável levando em consideração a acessibilidade das parte ou de toda a estrutura sob investigação.

Um exemplo da abordagem *fail-safe* é o chamado critério “*leak-before-break*” que foi proposto pela primeira vez por Irwin em 1964. Esta metodologia é amplamente utilizada nos projetos estruturais de vasos de pressão e tubos. O critério “*leak-before-break*” é desenvolvido como uma forma de assegurar que um vaso de pressão ou um tubo tenha integridade estrutural suficiente durante o serviço, mesmo que haja uma propagação de uma trinca superficial através de toda a espessura de parede do vaso de pressão ou do tubo. Logo, fica evidente que o vaso ou o tubo deve primeiro vazar (*leak*) antes de qualquer falha catastrófica ocorrer de modo que, a trinca de fadiga possa ser rapidamente detectada e reparada. A implementação deste critério deve, entretanto, exigir que o tamanho crítico da trinca no nível de tensão de projeto seja maior que a espessura de parede do vaso de pressão ou do tubo (SURESH, 1998).

➤ Filosofia de Tolerância ao Dano (*Damage Tolerance*):

Algumas abordagens modernas de dimensionamento à fadiga, tal como a tolerância ao dano, sugerem que defeitos invariavelmente existirão em qualquer estrutura de engenharia. Portanto, a resistência à propagação da trinca é de suma importância no comportamento à fadiga em materiais de engenharia, e está intimamente relacionada à tenacidade do material (ZHONG, et al., 2005).

Projetos baseados na tolerância ao dano atuam no controle da fase de propagação da trinca. Esta metodologia de projeto permite que estruturas projetadas para serem substituídas após determinada vida segura, mesmo que na presença de trincas, possam continuar em serviço sem, todavia, vir a falhar (PAYNE, 1976).

O reparo de estruturas danificadas ou até a mesmo a sua completa substituição, além de ser dispendiosa é, em certos casos, desnecessária. A tolerância ao dano refere-se a uma metodologia de projeto em que análises por meio da mecânica da fratura preveem a vida útil restante e quantificam intervalos de inspeção por meio da técnica de ensaios não destrutivos. Geralmente, esta abordagem é aplicada a estruturas susceptíveis ao crescimento de trincas, as quais são dependentes do tempo (e.g., fadiga) (ANDERSON, 2005).

Dentro deste contexto, a vida útil pode ser determinada a partir do estudo de propagação da trinca baseada nos princípios da MFLE, em que, a partir da determinação do tamanho crítico da trinca é possível obter o número de ciclos necessários para que ela se desenvolva até a esse tamanho. Já a técnica de inspeção deve ser avaliada pela sua eficácia em identificar a tempo a trinca, ou seja, sem que a mesma atinja o seu tamanho crítico vindo a desencadear uma falha repentina.

Normalmente, um tamanho de trinca permitido pode ser definido pela divisão do tamanho crítico por um fator de segurança. Os intervalos de inspeção tornam-se progressivamente mais curtos à proporção em que a estrutura se aproxima do fim da sua vida útil. A estrutura é reparada ou retirada de serviço quando o tamanho da trinca atinge o tamanho máximo tolerável, ou quando as inspeções exigidas tornam-se demasiadamente frequentes para justificar a continuação da operação de inspeção. O objetivo principal de qualquer avaliação de tolerância ao dano é garantir que as trincas não venham se desencadear em fraturas entre as inspeções pré-estabelecidas (ANDERSON, 2005).

Em decorrência do uso dos ensaios não destrutivos (END) como líquidos penetrantes, partículas magnéticas, raio-X, ultra-som, entre outras técnicas, é possível aumentar consideravelmente o período necessário à detecção de danos (NASCIMENTO, 2004).

Na determinação da técnica de inspeção mais adequada, os seguintes fatores devem ser levados em conta (BROEK, 1986):

- fácil acesso ao local a ser inspecionado;
- sensibilidade da técnica de inspeção para um comprimento mínimo detectável;
- planejamento da frequência de inspeção.

Logo, é essencial que as estruturas embasadas na filosofia de tolerância ao dano, quando na presença de trincas, tenham resistência residual o suficiente para proporcionar a segurança adequada até que as trincas sejam detectadas e monitoradas.

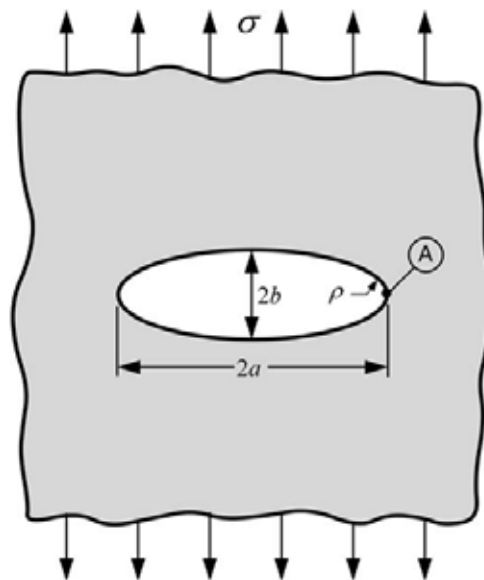
O tópico seguinte irá abordar os princípios da mecânica da fratura para, posteriormente, abordar o fenômeno da fadiga dentro desses princípios, que é a base de estudo desta pesquisa.

2.5 MECÂNICA DA FRATURA

2.5.1 Princípios da mecânica da fratura linear elástica (MFLE)

A primeira evidência quantitativa sobre o efeito da concentração de tensão em decorrência da presença de defeitos em materiais foi constatada por Inglis⁶ (1913 *apud* ANDERSON, 2005) que analisou a presença de furos elípticos em chapas planas. Em sua análise, Inglis baseou-se em um furo elíptico com um eixo maior ($2a$) e um eixo menor ($2b$), Figura 27, sob a presença de uma tensão de tração (σ) perpendicular ao maior semieixo (a) (ANDERSON, 2005).

Figura 27 - Representação esquemática da chapa plana com um furo elíptico analisada por Inglis.



Fonte: (ANDERSON, 2005).

Em termos matemáticos, uma trinca pode ser definida como sendo um entalhe elíptico com um semieixo maior, a , representando o seu comprimento e um semieixo menor, b , tendendo a zero. Em outras palavras, conforme o semieixo maior (a) aumenta em relação ao semieixo menor (b), o furo elíptico começa a tomar a forma de uma trinca, em que o raio de curvatura da trinca tende a zero (ANDERSON, 2005).

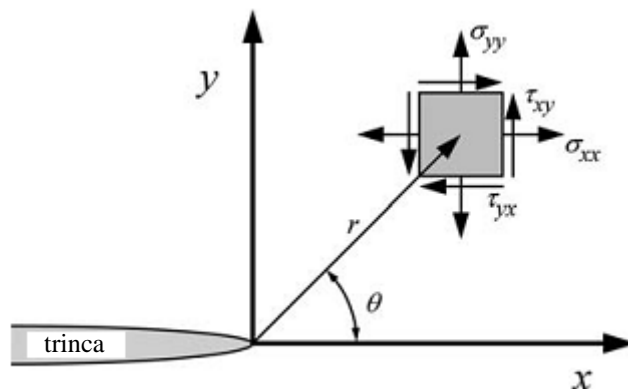
⁶ Inglis, C. E., "Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners." *Transactions of the Institute of Naval Architects*, Vol. 55, 1913, pp. 219-241 *apud* ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: Fundamentals and applications**. 3rd edition. Florida: CRC Press, 2005. 640 p.

Para certas configurações de trincas sujeitas a forças externas, é possível derivar expressões analíticas a partir de um número finito de funções para as tensões atuantes em um elemento sólido isotrópico e de comportamento linear elástico. Irwin⁷ foi um dos primeiros a publicar soluções deste tipo, em que a partir de métodos analíticos para quantificar a magnitude das tensões à frente de uma trinca em materiais elásticos, definiu o parâmetro K, notoriamente conhecido como fator de intensidade de tensão (ANDERSON, 2005; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

Adotando-se um eixo de coordenadas polares cilíndricas coincidente com a origem da ponta de uma trinca, para qualquer sólido elástico na presença de uma trinca, como indicado na Figura 28, o seu campo de tensões poderá ser definido de maneira geral a partir da seguinte expressão (ANDERSON, 2005):

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}} \right) \cdot f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m \cdot r^{\frac{m}{2}} \cdot g_{ij}(\theta) \quad (10)$$

Figura 28 - Definição dos eixos coordenados à frente da trinca, com o eixo z normal ao plano da trinca.



Fonte: Adaptado de (ANDERSON, 2005).

Onde σ_{ij} é o tensor de tensão que atua no elemento sólido, r e θ são, respectivamente, a distância entre a ponta da trinca e o ângulo entre o plano da trinca em relação ao elemento sólido elástico, k uma constante e, por fim, f_{ij} uma função adimensional do ângulo θ . Para os demais termos da equação (10), A_m é definida como a amplitude que define o número de termos subsequentes, e $g_{ij}^{(m)}$ é uma função adimensional do ângulo θ para o m -ésimo termo da equação

⁷ Irwin, G.R., "Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, 1957, pp. 361-364 *apud* ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: Fundamentals and applications**. 3rd edition. Florida: CRC Press, 2005. 640 p.

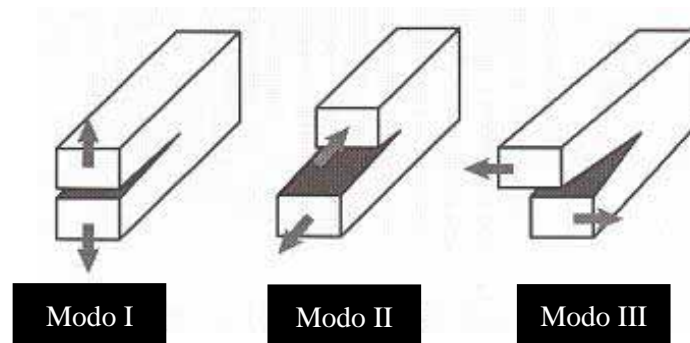
(10). Para uma distância à ponta da trinca, r , pequena ou tendendo a zero, o primeiro termo definido da equação (10) tende ao infinito, enquanto que, os demais termos definidos pela amplitude, A_m , permanecem finitos ou aproximam-se de zero, de tal forma que, esses termos podem ser desprezados fazendo com que a equação (10) reduza à seguinte expressão:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}} \right) \cdot f_{ij}(\theta) \quad (11)$$

Conforme indicado na equação (11), a tensão na ponta da trinca varia em função de $1/\sqrt{r}$, independentemente da configuração geométrica do sólido trincado. Pode ser mostrado também que o deslocamento próximo à ponta da trinca varia em razão de \sqrt{r} . A equação (11) descreve a singularidade da tensão, uma vez que, a tensão apresenta comportamento assintótico para $r = 0$ (ANDERSON, 2005).

Há três modos de carregamento, conforme indicado na Figura 29, que uma trinca presente em um sólido tensionado pode ser submetida:

Figura 29 - Modos básicos de deslocamento da superfície da trinca em função do carregamento.



Fonte: Adaptado de (BROEK, 1986).

- Modo I: o carregamento principal é aplicado na direção normal ao plano da trinca, induzindo à abertura das superfícies da trinca perpendicularmente em relação à frente de propagação da trinca (mecanismo de abertura);
- Modo II: o carregamento principal é aplicado paralelamente ao plano da trinca, induzindo ao deslizamento paralelo das superfícies da trinca entre si e perpendicularmente em relação à frente de propagação da trinca (mecanismo de cisalhamento no plano da trinca);

- Modo III: o carregamento principal é aplicado paralelamente ao plano da trinca, induzindo ao deslizamento paralelo das superfícies da trinca entre si, porém, ao contrário do modo II, as superfícies movem-se paralelas à frente de propagação da trinca (mecanismo de cisalhamento fora do plano da trinca).

Deve-se ressaltar que a abertura da trinca em um sólido pode ocorrer combinada à dois ou mais modos de abertura (ANDERSON, 2005). Para cada modo de carregamento discutido anteriormente é produzido a singularidade $1/\sqrt{r}$ responsável pelo campo de tensões à ponta da trinca, entretanto, as constantes de proporcionalidade k e f_{ij} são dependentes do modo de carregamento. Em decorrência desta dependência é conveniente substituir a constante k pelo fator de intensidade de tensão proposto por Irwin, K , onde $K = k \cdot \sqrt{2 \cdot \pi}$. Juntamente ao parâmetro K é denotado o modo de carregamento, como K_I , K_{II} e K_{III} . Portanto, as equações que regem o campo de tensões à frente da trinca de um material isotrópico de comportamento linear elástico podem ser reescritas como:

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(I)} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot f_{ij}^{(I)} \cdot (\theta) \quad (12)$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(II)} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot f_{ij}^{(II)} \cdot (\theta) \quad (13)$$

$$\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(III)} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot f_{ij}^{(III)} \cdot (\theta) \quad (14)$$

As equações (12 a 14) que definem o campo de tensões na vizinhança da trinca provam que as mesmas são válidas se, e somente se, a região estiver próxima à trinca, uma vez que, para maiores valores de r todas as tensões tendem a zero, o que contraria o campo de tensões definido pela equação (10).

Em virtude do modo I de abertura da trinca ser o mais importante mecanismo controlador da fratura em materiais isotrópicos é dada uma maior atenção a esse modo. Está bem estabelecido que, ao menos que forçada, uma trinca irá se propagar a fim de minimizar ou eliminar o modo de deformação cisalhante em sua ponta (SANFORD, 2002). Logo, a partir da equação (12), as expressões referentes ao campo de tensões elásticas em modo I em função de r e θ são apresentadas abaixo:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (15)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (16)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (17)$$

$$\sigma_{zz} = 0 \text{ (tensão plana)} \quad (18)$$

$$\sigma_{zz} = \nu \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ (deformação plana)} \quad (19)$$

$$\tau_{xz} = 0 \quad (20)$$

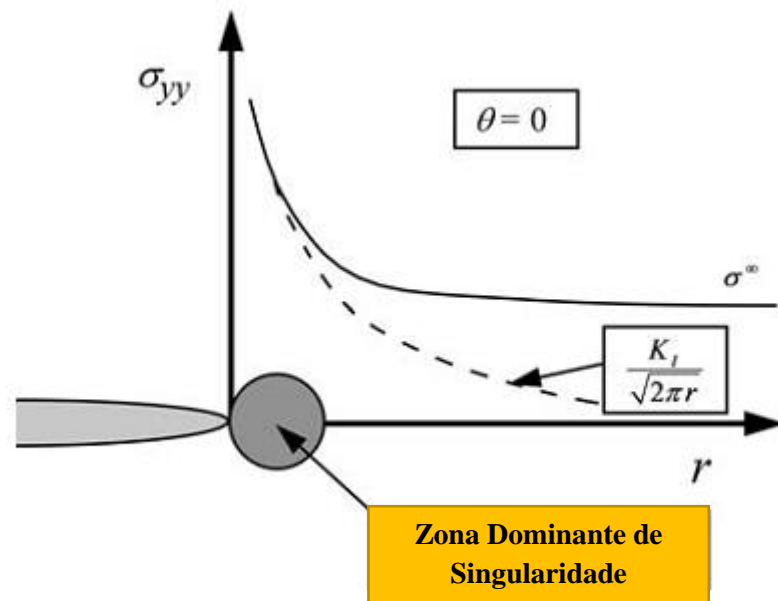
$$\tau_{yz} = 0 \quad (21)$$

onde ν é o coeficiente de Poisson. A partir do campo de tensões elásticas na ponta da trinca para o modo I, quando $\theta = 0$ têm-se que as tensões em x e y resumem-se na seguinte relação:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \quad (22)$$

Conforme indicado na Figura 30, em que a tensão normal ao plano da trinca (σ_{yy}) varia em função da distância (r) a partir da ponta da trinca, para a condição $\theta = 0$, as tensões cisalhantes tornam-se iguais a zero, indicando que o plano da trinca é o plano principal para o carregamento no modo I. A equação (22) é válida somente nas proximidades da trinca, onde a singularidade $1/\sqrt{r}$ exerce influência no campo de tensão, enquanto que, as tensões distantes o suficiente da influência dessa singularidade são governadas por outras condições. Em outras palavras, para uma estrutura trincada submetida à uma tensão de tração fora da zona de singularidade, esta tensão tenderá a um valor constante designado na Figura 30 por uma tensão remota (σ^∞). Com base neste contexto, pode-se dizer que a referida zona dominante de singularidade (ZDS) nada mais é do que a região onde as equações (15) a (21) descrevem o campo de tensões atuantes nas proximidades da trinca.

Figura 30 - Representação esquemática da tensão normal ao plano da trinca variando em função da distância à ponta da trinca.



Fonte: Adaptado de (Anderson, 2005).

Em suma, o fator de intensidade de tensão, K , define a amplitude da singularidade na ponta da trinca, isto é, as tensões próximas à ponta da trinca aumentam proporcionalmente ao aumento relativo do fator K . Logo, o parâmetro K define completamente as condições na ponta da trinca e, a partir de um valor conhecido do mesmo, é possível obter as componentes da tensão, deformação e deslocamento em função do raio (r) e do ângulo (θ). Como consequência, a única diferença no estado de tensão entre diferentes geometrias de trinca e modo de carregamento é a amplitude das tensões, uma vez que, a maneira pela qual são distribuídas as tensões nas imediações da ponta trinca sempre será a mesma. Devido a sua capacidade de descrever plenamente as condições do campo de tensões à frente da trinca, o fator de intensidade de tensão destaca-se por ser um dos mais importantes conceitos da mecânica da fratura linear elástica – MFLE (ANDERSON, 2005; BROEK, 1986; SANFORD, 2002).

Visando à aplicação prática do conceito relacionado ao fator de intensidade de tensão para situações reais, as quais os componentes estruturais de grande responsabilidade estão sujeitos, o parâmetro K deve ser analisado de maneira abrangente. Extrapolando as equações do campo de tensões elásticas referentes a um sólido de dimensões arbitrárias para uma chapa de dimensões infinitas, contendo uma trinca central passante ($2a$), carregada uniformemente por uma tensão de tração uniaxial perpendicular ao plano da trinca, o fator de intensidade de tensão assume a seguinte expressão:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (23)$$

A expressão (23) pode ser generalizada a partir de um fator de correção apropriado que leva em consideração os diferentes modos de carregamento, diferentes configurações de trinca e dimensões do componente, conforme equação abaixo:

$$K_{(I,II,III)} = Y \cdot \sigma^\infty \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (24)$$

Onde:

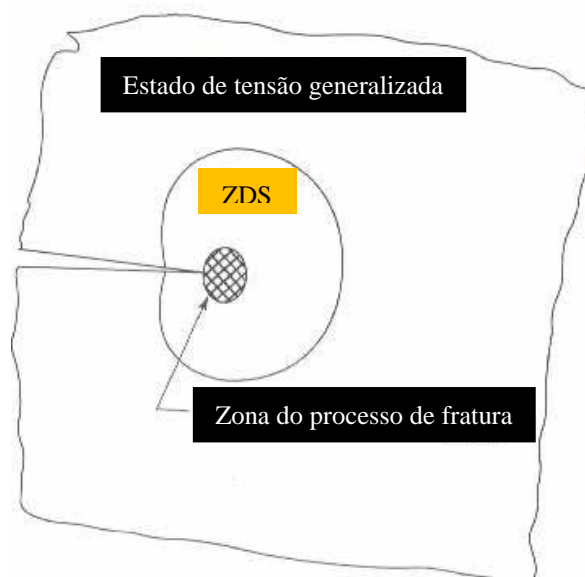
σ^∞ = tensão remota aplicada ;

a = características dimensionais da trinca;

Y = constante adimensional que depende da geometria e do modo de carregamento.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) afirma que um material, na presença de um defeito do tipo trinca, irá fraturar de modo frágil quando o estado de tensões à frente da trinca abrangendo a zona de processo da fratura alcançar um valor crítico, contanto que, tal zona, esteja contida dentro da zona dominante de singularidade (SANFORD, 2002). A Figura 31 ilustra o mecanismo de fratura se atendida as condições estabelecidas pela MFLE.

Figura 31 - Representação da zona de processo de fratura contida na zona dominante de singularidade.



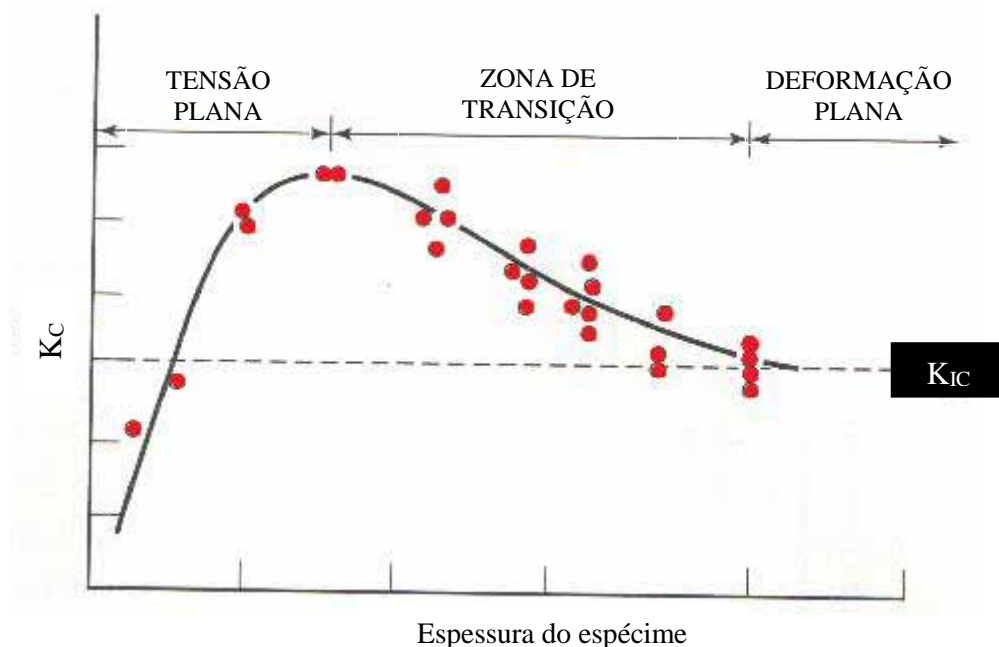
Fonte: Adaptado de (SANFORD, 2002).

Na condição em que a força motora estabelecida pelo fator de intensidade de tensão em modo I de carregamento, K_I , atinja tal valor crítico, doravante designado por K_{IC} , para a condição em que $\theta = 0$, a equação (22) passa ser expressa da seguinte maneira:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_{IC}}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \quad (25)$$

O parâmetro K_{IC} representa o fator de intensidade de tensão crítico em modo I de carregamento, ou seja, representa a medida da tenacidade à fratura do material no estado de deformação plana quando na presença de uma trinca. Tal parâmetro é considerado uma propriedade do material, uma vez que, o seu valor independe do tamanho e da geometria do componente analisado e, por tratar-se de uma propriedade, é determinada somente experimentalmente (SANFORD, 2002). A Figura 32 ilustra a relação de dependência entre a tenacidade à fratura e a espessura de um sólido tensionado na presença de uma trinca.

Figura 32 - Variação da tenacidade à fratura de materiais metálicos em função da espessura do componente.



Fonte: Adaptado de (SANFORD, 2002).

Com base nos conceitos discutidos até o momento, é possível estimar o tamanho da trinca que uma estrutura poderá suportar mediante a uma tensão remota. A tensão de fratura de uma chapa, sob a presença de uma trinca, é inferior à resistência do material que a compõem

na ausência dessa trinca, em outras palavras, inferior ao seu limite de resistência à tração. Segundo a definição de Broek (1986), a tensão de fratura de uma chapa trincada é denominada de resistência remanescente ou resistência residual. O tamanho da trinca estimada que pode ser tolerada, antes da resistência residual diminuir para metade de sua resistência original (limite de resistência à tração da chapa isenta de um concentrador de tensão – σ_r), pode ser determinada a partir da equação 26, cuja curva característica é uma hipérbole equilátera:

$$\sigma_c = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi \cdot a}} = \frac{\sigma_r}{2} \text{ ou } a = \frac{4 \cdot K_{IC}^2}{\pi \cdot \sigma_r^2} \quad (26)$$

Em uma primeira análise da equação (26), observa-se que materiais com elevada tenacidade à fratura, K_{IC} , suportam trincas maiores para uma determinada tensão, em relação aos materiais de baixa tenacidade à fratura. No entanto, tem-se observado que, para uma mesma classe de aço de alta resistência, quanto mais elevada a resistência mecânica, menor tem sido a correspondente tenacidade à fratura do material e vice-versa (DOWLING, 2007). Este fato corrobora que a filosofia de projeto *safe-life* para materiais de alta resistência mecânica é, em certos casos, a mais adequada, uma vez que, esses apresentam tamanho de trinca crítico muito pequeno e de difícil inspeção.

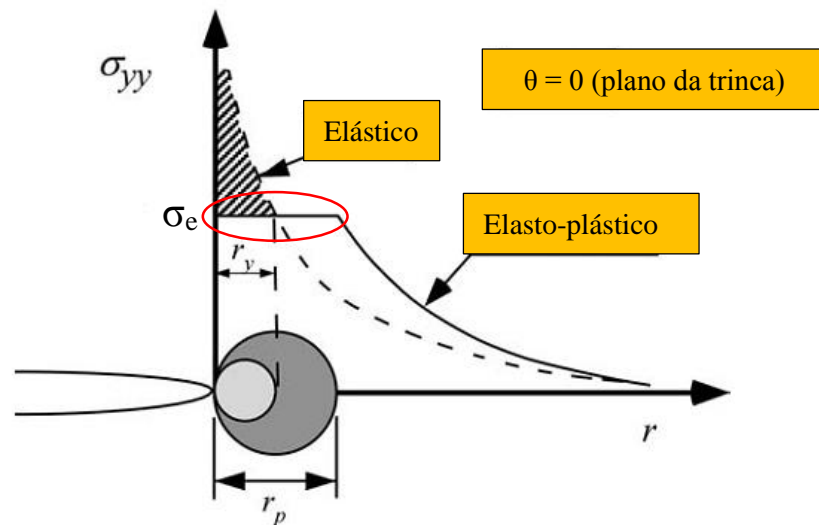
Após a análise do campo de tensões à frente da trinca presente em um elemento sólido de dimensões infinitesimais e em uma estrutura de dimensões infinitas, é possível estabelecer um importante conceito da mecânica da fratura conhecido como similitude. Entretanto, algumas considerações acerca do campo de tensões elásticas à frente da trinca devem ser avaliadas.

As equações (15 a 17) que regem o campo de tensões à frente da trinca, em modo I de carregamento e em um material isotrópico de comportamento linear elástico, revelam que tais tensões tenderiam ao infinito para uma distância infinitesimal à ponta da trinca, o que na realidade não ocorre. Na prática, os materiais, especialmente os metais, tendem a exibir um campo de escoamento, acima do qual tendem a se deformar plasticamente, como ilustrado na Figura 33. Logo, pode-se afirmar que sempre haverá uma região ao redor da ponta da trinca que se deformará plasticamente, o que violaria a condição de singularidade na ponta da trinca (ANDERSON, 2005; BROEK, 1986). Entretanto, esta mesma deformação plástica gera um maior alívio das tensões em função da redistribuição das mesmas a fim de satisfazer a condição de equilíbrio definida por Griffith, tornando as tensões finitas e, conseqüentemente, a validação de tais equações do campo elástico. Dentro do contexto da Mecânica da Fratura Linear Elástica, fatores simples de correção são aceitáveis desde que, o escoamento à frente da trinca seja

moderado, ou seja, o tamanho da zona plástica seja pequeno em comparação à dimensão da trinca (ANDERSON, 2005; BROEK, 1986).

O tamanho da zona plástica à frente da trinca pode ser estimado a partir da abordagem estabelecida por Irwin. De acordo com a análise da Figura 33, desde que a equação (25 - campo de tensões elásticas na ponta da trinca para o modo I, quando $\theta = 0$) satisfaça a condição de escoamento plástico, Irwin estabelece que há uma divisão entre o regime elástico e plástico.

Figura 33 – Modelo da deformação plástica à frente da ponta da trinca.



Fonte: Adaptado de (ANDERSON, 2005).

A partir da relação estabelecida por Irwin e assumindo a condição de tensão plana, o escoamento irá ocorrer a partir do momento em que a tensão normal ao plano da trinca (σ_{yy}) tornar-se igual à tensão de escoamento (σ_e). Logo, fica evidente que toda a porção de material compreendida pela distância a partir da ponta da trinca ($r = 0$) até a distância r_y , estará sob tensões acima da tensão de escoamento. A partir de um rearranjo da equação (25) e pela substituição dos termos σ_{yy} e r respectivamente por σ_e e r_y , é possível em uma primeira aproximação estimar o tamanho da zona plástica (r_y), ilustrada na Figura 33, a partir da seguinte expressão.

$$r_y = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (27)$$

Entretanto a expressão (27) não leva em consideração o endurecimento ocasionado pela deformação plástica o que elevaria a tensão na ponta da trinca, fato representado pelo patamar

de escoamento destacado na Figura 33, tornando incompleta a singularidade da tensão devido ao escoamento sofrido na ponta da trinca. Portanto, esta análise não é precisa, uma vez que é baseada em um comportamento totalmente elástico. Entretanto, quando ocorre o escoamento as tensões devem ser redistribuídas a fim de satisfazer o equilíbrio. A seção hachurada da Figura 33 representa a tensão que estaria atuando em um material elástico, enquanto que, a mesma não poderia atuar em um material elasto-plástico, uma vez que, a tensão não pode exceder o escoamento. A fim de corrigir tal imprecisão, uma zona plástica de maior dimensão é formada a frente da trinca para acomodar a referida tensão. A dimensão desta nova zona plástica, na condição de tensão plana, pode ser melhor representada pela seguinte expressão:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (28)$$

Uma análise analítica das equações (27) e (28), permite afirmar que esta última zona plástica apresenta praticamente o dobro de tamanho da zona plástica estimada inicialmente, ou seja, $r_p = 2r_y$.

Já para a condição de deformação plana em que o escoamento é suprimido, a zona plástica é menor em relação à zona plástica em tensão plana, pois a tensão de escoamento efetiva (tensão de escoamento multiplicada por um fator de restrição plástica) em deformação plana pode ser superior à tensão uniaxial de escoamento da ordem de três vezes dessa última (BROEK, 1986). Portanto, a zona plástica corrigida em deformação plana fica:

$$r_y = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left(\frac{K_I}{3\sigma_e} \right)^2 = \frac{K_I^2}{18 \cdot \pi \cdot \sigma_e^2} \text{ ou } r_p = \frac{K_I^2}{9 \cdot \pi \cdot \sigma_e^2} \quad (29)$$

No entanto, a zona plástica à frente da trinca varia em dimensão ao longo da espessura do componente trincado. Nesse caso, é observado uma mudança progressiva da zona plástica em tensão plana, a partir da superfície livre do componente, para uma zona plástica em deformação plana em direção à linha central da espessura do componente. Logo, pode-se dizer que o valor do fator de restrição plástica ao longo de toda a zona plástica não será exatamente três, uma vez que, a plasticidade não ocorre de maneira homogênea. Para maiores detalhes sobre a restrição plástica consultar Anderson (2005) e Broek (1986). Consequentemente, o valor do fator de restrição plástica médio é inferior a três. Baseando-se neste contexto, para estimar o novo

tamanho da zona plástica em deformação plana, Irwin usou um fator de restrição plástica equivalente a 1,68, o que resultou na seguinte expressão:

$$r_y = \frac{K_I^2}{2 \cdot \pi \cdot (1,68 \cdot \sigma_e)^2} \approx \frac{1}{6 \cdot \pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_e}\right)^2 \text{ ou } r_p = \frac{1}{3 \cdot \pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_e}\right)^2 \quad (30)$$

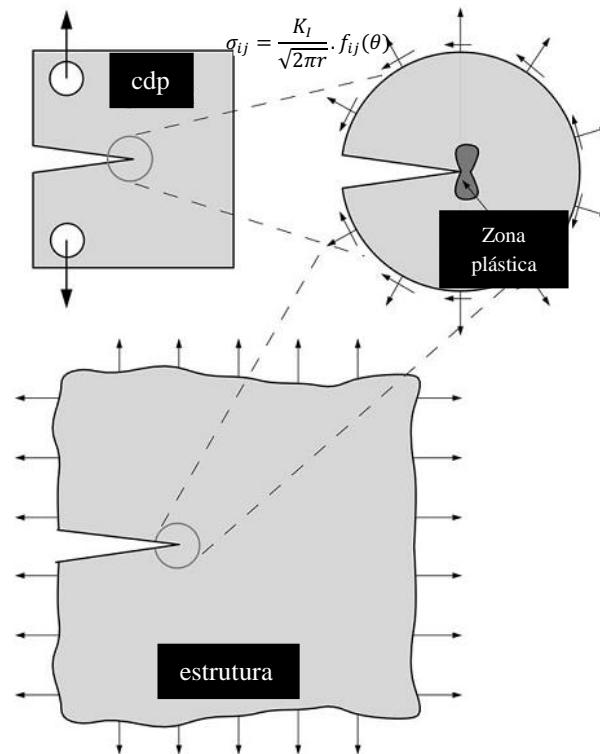
Percebe-se que a dimensão da zona plástica corrigida em deformação plana definida pela equação 30 corresponde a terça parte da dimensão da zona plástica corrigida em tensão plana definida anteriormente pela equação 28.

A partir da abordagem sobre a formação e determinação do tamanho da zona plástica à frente da trinca, sob certas condições, o fator K caracterizará exclusivamente as condições na ponta da trinca sob a presença de uma zona plástica, independentemente da dimensão do sólido. Em tais casos, o fator de intensidade de tensão crítico (K_{IC}) é empregado como o critério de falha em materiais mesmo que venham apresentar uma deformação plástica à frente da trinca. Este valor de K_{IC} , que é uma medida da tenacidade à fratura do material, é uma constante do material que independe da geometria e do tamanho do sólido trincado conforme indicado anteriormente na Figura 32. Dentro deste contexto é que surge o conceito de similitude ou similaridade referente ao campo de tensão e deformação desenvolvido em estruturas reais em serviço e em corpos de prova laboratoriais (ANDERSON, 2005).

Graças à contribuição da similitude é possível simular em laboratório, a partir de corpos-de-prova de dimensões reduzidas mediante a presença de uma trinca, as condições de carregamento que uma estrutura de grandes proporções estará sujeita quando conter uma trinca. Embora sejam inúmeros os fatores que afetam o comportamento de uma trinca, se bem controladas as variáveis, é possível estimar um comportamento mais próximo do real, ou seja, garantir uma maior confiabilidade aos ensaios laboratoriais.

A Figura 34 ilustra a condição de similitude em que, desde que uma estrutura e uma pequena amostra sejam carregadas para um mesmo valor de K_I , as condições na ponta da trinca devem ser as mesmas para as duas configurações. Além disso, conforme aumenta-se a intensidade de carregamento, ambas configurações irão falhar para um mesmo fator de intensidade crítico, contanto que, as zonas plásticas para ambos os casos permaneçam pequenas em relação à dimensão da trinca, isto é, que haja uma plasticidade restrita no entorno da trinca caracterizada por um escoamento em pequena escala (*small scale yielding* – SSY) (ANDERSON, 2005).

Figura 34 - Similitude entre a trinca de um corpo-de-prova e de uma estrutura, ambas submetidas a um mesmo fator de intensidade de tensão.



Fonte: Adaptado de (Anderson, 2005).

Em síntese, a aplicabilidade da mecânica da fratura correlativa deve-se à existência da condição de similitude assegurada unicamente pelo fator de intensidade de tensão independentemente da configuração do componente trincado. Em outras palavras, quaisquer dois componentes sob a presença de uma trinca estática irão falhar para um mesmo valor crítico de K , desde que apresentem as respectivas zonas inelásticas em pequena escala contidas na zona dominante de singularidade da ponta de cada trinca (ANDERSON, 2005). No entanto, para que a condição de similitude seja atendida e o valor crítico de K seja satisfatoriamente validado como critério de falha, a norma ASTM E399 (2012) estabelece que a seguinte relação seja estritamente satisfeita:

$$a, b, (w - a) \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (31)$$

onde a é o tamanho da trinca, b a espessura do corpo-de-prova e $(w - a)$ o ligamento não trincado. Em outras palavras, considerando a zona plástica em deformação plana estabelecida anteriormente pela equação 30, significa dizer que a trinca e a espessura deverá ser ao menos 25 vezes o tamanho da referida zona plástica.

2.5.2 Mecânica da fratura aplicada à fadiga

A fadiga é considerada a vertente mais importante da mecânica da fratura linear elástica, pois estima-se que mais de 80% de todas as falhas catastróficas por fratura frágil são precedidas por um período de crescimento da trinca por fadiga. A fase que compreende o crescimento da trinca é a etapa mais importante do ciclo de vida de uma estrutura (SANFORD, 2002).

Os tubos de aço empregados em sistemas de dutos para o transporte de petróleo e gás podem sofrer falhas ocasionadas pela fadiga de alto ciclo (PINHEIRO; PASQUALINO, 2009). O carregamento cíclico nesses casos deve-se às próprias condições de funcionamento devido aos regimes do tipo “carregamento – descarregamento” que são característicos para os vasos de pressão (PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995). Pinheiro e Pasqualino (2009) citam ainda as diferenças de temperatura dos fluídos e, nos casos de dutos *offshore*, as correntezas marítimas como outras fontes geradoras de cargas cíclicas.

No âmbito da segurança operacional, o perigo real do crescimento de trincas por fadiga deve-se à sua natureza oculta. Tal fato fica evidente se comparado às estruturas que são plasticamente deformadas em função de sobrecargas localizadas mesmo após o alívio das mesmas, em que, a própria deflexão da estrutura é um indício iminente de falha. Em contrapartida, falhas causadas por fadiga ocorrem repentinamente, apresentando pouca ou nenhuma evidência precursora de uma iminente falha (SANFORD, 2002).

A avaliação da integridade estrutural de tubos sujeitos a carregamentos cíclicos pode evitar interrupções da linha causadas por vazamentos ou reparos desnecessários (PINHEIRO; PASQUALINO, 2009). Visando à operação segura e confiável da rede de gasodutos e oleodutos, um melhor entendimento dos mecanismos responsáveis pela propagação de trincas por fadiga se faz necessário. Entretanto, a discussão destes mecanismos de propagação de trincas em tubos de aço é complicada em virtude dos mecanismos sob carregamento constante e variável não ser completamente compreendido nestes materiais (BEDEN; ABDULLAH; ARIFFIN, 2012). Neste contexto, a MFLE surge como uma importante e poderosa ferramenta para prever a vida útil de estruturas que venham a apresentar trincas iniciais, embora, o mecanismo subsequente que dá origem ao crescimento da trinca subcrítica é estritamente uma deformação plástica em microescala (SANFORD, 2002).

O mecanismo primário em microescala é caracterizado pela movimentação das discordâncias que ocorrem dentro da zona plástica. Contanto que as cargas sejam pequenas, essa zona estará contida dentro da própria zona de singularidade regida pela mecânica da fratura linear elástica. Portanto, independentemente do mecanismo efetivo responsável pelo

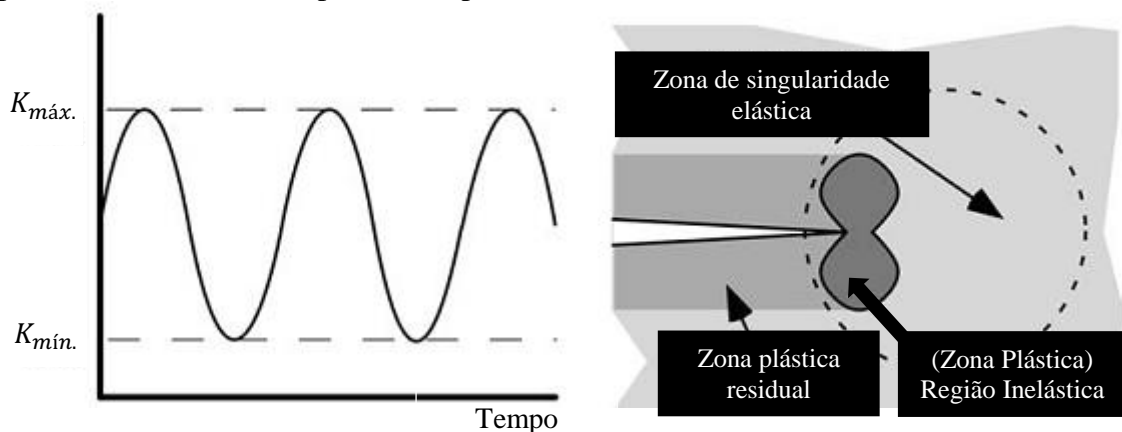
crescimento da trinca em microescala, esse mecanismo é controlado pelo estado de tensão da zona dominante de singularidade, podendo ser totalmente caracterizado pelo fator K , principal parâmetro da MFLE. Em outras palavras, mesmo que o processo responsável pela progressão da trinca através do material seja um evento plástico, o comportamento de crescimento da trinca será descrito pelas equações do campo de tensões elásticas (SANFORD, 2002).

Dentro do contexto da MFLE, como já discutido anteriormente, o fator de intensidade de tensão é um parâmetro suficiente para descrever todo o campo de tensões que atua nas proximidades da ponta da trinca. Quando o tamanho da zona plástica à frente da trinca é pequeno em comparação às dimensões da trinca, o fator de intensidade de tensões ainda continua sendo um confiável indicador do campo de tensões na ponta da trinca (BROEK, 1986). Neste caso, para que o parâmetro K seja empregado como um critério de falha útil, a zona plástica à frente da trinca deve estar contida dentro da zona dominante de singularidade (ANDERSON, 2005).

Em relação ao âmbito da similitude, estruturas sujeitas a carregamentos cíclicos sob amplitude constante e submetidas a uma mesma variação do fator de intensidade de tensão (ΔK), apresentarão taxas semelhantes de crescimento da trinca por fadiga (da/dN). Entretanto, essa condição de similitude será preservada se, e somente se, a zona plástica à frente da trinca for pequena em comparação à dimensão da trinca e estiver contida na zona de singularidade.

O crescimento de uma trinca sob a influência de uma intensidade de tensão cíclica e de amplitude constante conduz à formação de uma zona plástica na ponta da trinca e, concomitantemente ao seu crescimento, forma-se uma zona plástica residual adjacente às suas faces, conforme representado na Figura 35.

Figura 35 - Crescimento da trinca de fadiga sob carregamento de amplitude constante e as respectivas zonas elástica e plástica na ponta da trinca.



Fonte: Adaptado de (ANDERSON, 2005).

Considerando uma zona plástica suficientemente pequena, em que a mesma é circundada por uma zona de singularidade elástica, conclui-se que as condições na ponta da trinca poderão ser unicamente definidas em função dos valores do fator intensidade de tensão (K) e, conseqüentemente, a taxa de crescimento da trinca por fadiga por ciclo de carregamento (da/dN) será caracterizada pelos valores de $K_{mín.}$ e $K_{máx.}$. É conveniente representar taxa de crescimento da trinca por ciclo, da/dN , em função da variação do fator de intensidade de tensão, conforme a seguinte expressão (ANDERSON, 2005):

$$\frac{da}{dN} = f_1(\Delta K, R) = f_1\{(\sigma_{máx} - \sigma_{mín.}) \cdot \sqrt{\pi \cdot a}\} = f_1\{2 \cdot \sigma_a \cdot \sqrt{\pi \cdot a}\} \quad (32)$$

onde cada variável é descrita como:

da/dN	: taxa de crescimento da trinca por ciclo de carregamento;
f_1	: função adimensional geométrica da trinca;
$\Delta K = (K_{máx.} - K_{mín.})$: variação do fator intensidade de tensão;
$R = (K_{máx.} / K_{mín.})$: razão do fator intensidade de tensão;
$\sigma_{máx.}$: tensão máxima do ciclo de carregamento;
$\sigma_{mín.}$: tensão mínima do ciclo de carregamento;
σ_a	: amplitude da tensão do ciclo de carregamento.

2.5.3 Modelagem da propagação de trincas por fadiga

Atualmente, na literatura é possível encontrar inúmeras expressões propostas para descrever o comportamento sigmoidal da relação da/dN versus ΔK , sendo em sua grande maioria funções empíricas. Neste tópico são apresentadas algumas dessas expressões. A partir da integração equação (32) é possível estimar a parcela da vida em fadiga referente à fase de propagação da trinca do componente solicitado na presença de tal trinca. A expressão resultante fornece o número de ciclos requerido para a trinca se propagar a partir de um comprimento inicial, a_0 , até a um comprimento final, a_f , conforme a seguinte função:

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f_1(\Delta K, R)} \quad (33)$$

Os resultados referentes ao tamanho da trinca e ao número de ciclos são obtidos durante o ensaio experimental de vida estrutural sob carregamento periódico. Esses resultados são registrados em uma simples curva “*a versus N*” semelhante àquela já apresentada anteriormente na Figura 26. No entanto, o comportamento do crescimento da trinca por fadiga em metais pode ser melhor analisado a partir da correlação entre a taxa de crescimento da trinca (da/dN) e a variação do fator de intensidade de tensão conforme já mencionado na equação 32.

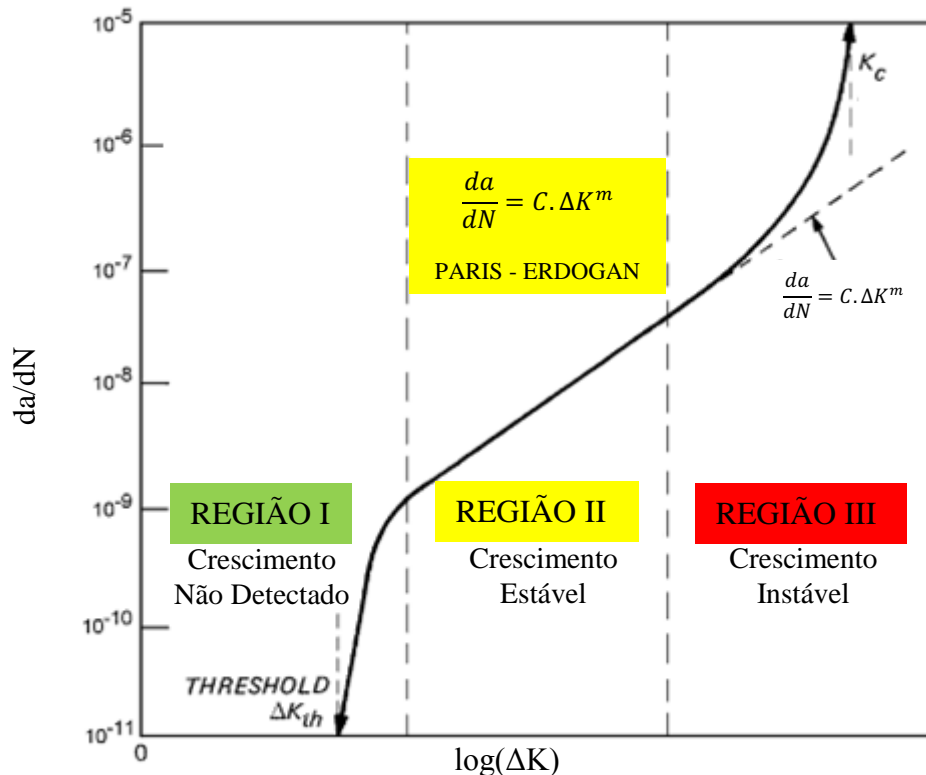
Paris, Gomez e Anderson, em 1961, foram os pioneiros em apresentar dados experimentais de crescimento de trincas por fadiga em gráficos do tipo $\log(da/dN)$ versus $\log(\Delta K)$ (SANFORD, 2002). Dois anos mais tarde, Paris e Erdogan (1963) propuseram uma importante relação empírica ao estudo da propagação da trinca por fadiga através do seguinte modelo:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (34)$$

onde “C” e “m” são constantes do material determinadas experimentalmente. A região linear da típica curva $\log(da/dN)$ versus $\log(\Delta K)$ fornece a equação $\log(da/dN) = \log(C) + m \cdot \log(\Delta K)$, onde C e m representam, respectivamente, os coeficientes linear e angular dessa região. A expressão (34), designada anos mais tarde como Lei de Paris, descreve o comportamento linear da taxa de crescimento da trinca, região II da curva $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$ indicada na Figura 36. De acordo com a equação (34), a taxa de crescimento da trinca de fadiga (da/dN) é insensível à razão *R* de carregamento na região II e depende somente do parâmetro ΔK que, por sua vez, depende do comprimento da trinca e da amplitude do carregamento cíclico (ANDERSON, 2005; BROEK, 1986; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004; PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995; SANFORD, 2002; SCHIJVE, 2009).

A curva ilustrada na Figura 36 é o resultado obtido a partir da correlação entre a taxa de crescimento da trinca por fadiga por ciclo de carregamento (da/dN) e a variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) na ponta da trinca. A determinação da curva de propagação de trincas por fadiga é uma parte essencial da abordagem de projetos da mecânica da fratura.

Figura 36 - Descrição dos diferentes regimes da curva de propagação da trinca de fadiga



Fonte: Adaptado de (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

Percebe-se nitidamente que a curva sigmoideal $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$ é compreendida por três regiões distintas. Cada região corresponde a uma fase da evolução da fratura por fadiga. Abaixo é descrita sucintamente cada região da curva de projeto da taxa de propagação da trinca por fadiga (ANDERSON, 2005; JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004; SANFORD, 2002; SURESH, 1998):

- Região I:** região caracterizada pelo parâmetro (ΔK_{th}) que representa o limiar da variação do fator intensidade de tensão, abaixo do qual não há registro de crescimento da trinca ou a taxa de crescimento não é detectável. O conhecimento do ΔK_{th} permite o cálculo do comprimento admissível para a trinca e/ou a tensão aplicada a fim de evitar a falha por fadiga. Em analogia à curva S-N, este parâmetro pode ser definido como o limite de resistência à fadiga observado em aços. A nível atômico corresponde à taxa de crescimento da trinca de um espaçamento atômico por ciclo ou, de maneira mais concisa, refere-se à taxa de 10^{-10} (m/ciclo). Essa região é extremamente sensível à microestrutura do material (morfologia e tamanho de grão, dispersão de partículas de segunda fase e inclusões), razão de carregamento e meio ambiente;

- **Região II:** caracterizada pelo comportamento linear entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$, indicando um crescimento estável da trinca em função da variação do fator de intensidade de tensão. O crescimento das trincas de fadiga é governado pelo mecanismo contínuo de estrias. Essa região não é influenciada pelos aspectos microestruturais;
- **Região III:** caracterizada por um comportamento assintótico, em que, após $K_{m\acute{a}x.}$ atingir o valor de K_C do material, ocorre a propagação instável da trinca e, conseqüentemente, a fratura catastrófica do componente trincado. O mecanismo de fratura é caracterizado pela presença de facetas de clivagem, fratura intergranular e coalescência de microcavidades (*dimples*). Essa região é fortemente influenciada pela microestrutura, razão de carregamento e espessura, sendo pouca influenciada pelo meio ambiente.

Embora a equação de Paris seja a mais comumente utilizada em nível internacional, tal equação é considerada conservativa. A explicação deve-se ao fato do modelo não levar em consideração o comportamento assintótico das regiões I e III caracterizadas, respectivamente, por uma baixa taxa de crescimento da trinca e um aumento considerável na taxa de crescimento da trinca conforme ΔK se aproxima do fator de intensidade de tensão crítico (K_C). Portanto, como resultado, tem-se um número subestimado de ciclos até a fratura. Outra objeção referente a lei de Paris, é o fato do modelo não levar em consideração o efeito da razão de carregamento, R , para razões diferentes de zero. A fim de corrigir tais falhas, muitos foram os modelos propostos para melhor descrever a taxa de propagação das trincas por fadiga (ANDERSON, 2005; BROEK, 1986; SANFORD, 2002; SCHIJVE, 2009).

Walker aprimorou o modelo de Paris ao incluir o efeito da razão de carregamento e propôs o seguinte modelo para a propagação de trincas por fadiga (DOWLING, 2007; SANFORD 2002):

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot (\Delta K)^n \quad (35)$$

e

$$C' = \frac{C}{(1 - R)^{m \cdot (1 - \lambda)}} \quad (36)$$

onde λ é constante do material. A constante C' é calculada baseada na constante C da Lei de Paris. Percebe-se que para a condição de carregamento cíclico onde a carga mínima é zero, isto

é, $R = 0$, a constante C' de Walker reduz-se à constante C da lei de Paris. Similarmente, se $\lambda = 1$ fica evidente que a razão de carregamento também não interfere no comportamento da propagação da trinca por fadiga. No entanto, o valor da constante λ para várias ligas metálicas varia em torno de 0,5. Segundo dados da literatura, esses valores podem variar numa faixa entre 0,3 a 1,0 e, quanto menor o valor de λ , mais acentuado é o efeito da razão de carregamento. Para maiores informações consultar DOWLING (2007).

O modelo de Walker mostrou-se mais efetivo em considerar a influência de R na taxa de propagação, entretanto, assim como no modelo de Paris, falha em prever a aceleração da taxa para altos valores de ΔK (SANFORD, 2002).

Forman, Kearney e Engle observaram que, para razões de carga (R) diferentes de zero, a assíntota vertical da região III assumia a seguinte relação:

$$assíntota_{(região\ III)} = (1 - R).K_C \quad (37)$$

A partir dessa observação, o modelo de Paris pôde ser modificado e adaptado para modelos que passaram a considerar as características dos estágios I e III. Forman propôs a seguinte relação, que engloba as regiões II e III, para descrever o comportamento de crescimento da trinca:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C.(\Delta K)^m}{(1 - R).K_C - \Delta K} \quad (38)$$

Com o intuito de evidenciar a influência da região III na taxa de crescimento da trinca (da/dN), a equação (38) pode ser rearranjada a fim de mostrar que a taxa (da/dN) tende a ser infinita para $K_{máx.}$ tendendo à tenacidade à fratura do material (K_C), conforme a seguinte expressão:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C. \Delta K^{m-1}}{\frac{K_C}{K_{máx.}} - 1} \quad (39)$$

Deve-se salientar que, embora as mesmas constantes C e m apareçam nos modelos de Paris e Forman, os seus valores numéricos são diferentes. Embora o modelo de Forman seja mais representativo em relação ao de Paris para descrever o comportamento de crescimento da

trinca, ainda não incluía o comportamento assintótico da região I. Klesnil e Lukas propuseram, através da modificação do modelo de Paris, uma equação que descrevesse as regiões I e II a partir da incorporação do fator ΔK_{th} .

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad (40)$$

Modelos visando uma análise mais completa incluindo ΔK_{th} e K_C foram desenvolvidos. Por exemplo, Priddle propôs a seguinte relação empírica (SCHIJVE, 2009):

$$\frac{da}{dN} = C. \left[\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_C - K_{máx.}} \right]^m \quad (41)$$

McEvily desenvolveu outra equação que engloba todo o comportamento da curva de crescimento de trinca (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004):

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K - \Delta K_{th})^2. \left(1 + \frac{\Delta K}{K_C - K_{máx.}} \right) \quad (42)$$

Entretanto, segundo Anderson (2005) um dos modelos mais representativos, que descreve as três regiões da curva di-log (da/dN) vs. (ΔK) foi desenvolvido pela NASA e publicado por Forman e Metty:

$$\frac{da}{dN} = C. \Delta K^m. \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{máx.}}{K_C} \right)^q} \quad (43)$$

onde C, m, p e q são constantes do material. Para valores de ΔK pertencentes a região II, onde ΔK é suficiente maior ao fator ΔK_{th} e $K_{máx.}$ suficientemente menor ao fator K_C , a expressão proposta por Forman e Metty (43) reduz-se à expressão desenvolvida por Paris (34). Partindo dessa constatação, pode-se afirmar que os parâmetro C e m de ambos modelos são numericamente equivalentes.

Inúmeros outros modelos poderiam ser apresentados, sendo em sua grande maioria empíricos, como os descritos anteriormente, resultantes das observações sobre o

comportamento da evolução da trinca em materiais metálicos. Deve-se salientar que as diferenças existentes entre esses modelos são pequenas e que aplicação de um ou outro será mais satisfatória dependendo da região de interesse da curva de projeto.

As equações (34 a 43) são todas baseadas na MFLE, em que, a zona plástica à frente da trinca é pequena o suficiente para estar contida dentro da zona de singularidade dominante e, conseqüentemente, garantir a condição de similitude. Todos os modelos matemáticos apresentados anteriormente, garantem a condição de similitude somente para as situações de carregamento sob amplitude constante, satisfazendo a relação $dK/da = 0$. Para situações onde o carregamento não é constante, a condição de similitude pode não ser válida e a taxa de crescimento da trinca passará a depender não somente da condição de carregamento atual, mas, também, de todo o histórico de carregamento. Dentro deste novo contexto, a equação (32) passa a ser generalizada como (ANDERSON, 2005):

$$\frac{da}{dN} = f_2(\Delta K, R, H) \quad (44)$$

onde H representa o histórico de carregamento. A equação (44) presume que, se duas estruturas de diferentes dimensões e geometrias forem submetidas aos mesmos parâmetros ΔK e R , terão diferentes taxas da/dN , violando, assim, a condição de similitude. Nesse caso, a condição de similitude será atendida se, e somente se, além de apresentarem os mesmos parâmetros ΔK e R , ambas estruturas apresentarem também o mesmo histórico de carregamento. A equação (44) é uma representação matemática geral da dependência da taxa de crescimento da trinca em função do histórico passado e atual de carregamento (ANDERSON, 2005). Inúmeras expressões foram propostas visando considerar a variação da amplitude no comportamento de crescimento da trinca. Entretanto, como o estudo atual é baseado em ensaios experimentais sob amplitude constante, os modelos baseados sob carregamento de amplitude variável não são abordados.

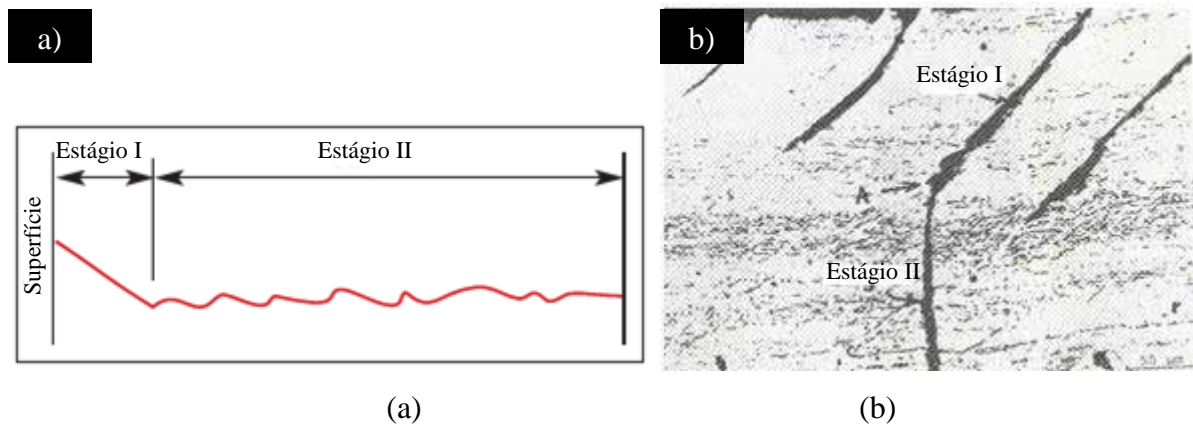
2.5.4 Micromecanismos de propagação de trincas por fadiga

Fazendo uma analogia com a curva típica de propagação de trinca por fadiga já ilustrada anteriormente na Figura 36, é possível estabelecer para cada fase da trinca um micromecanismo de fratura. Basicamente, a propagação de trincas por fadiga pode ser dividida em três estágios: estágio I (trincas curtas), estágio II (trincas longas) e estágio III (fratura final).

- **Estágio I da propagação da trinca:**

Segundo Sanford (2002), Schijve (1979) e Suresh (1998), Forsyth foi o responsável por introduzir os conceitos de estágio I e estágio II relacionado à fase de crescimento da trinca, afirmando que as trincas de fadiga originam a partir de bandas de deslizamento e tendem a crescer em um plano de máxima tensão cisalhante (planos a 45° da tensão aplicada), como representado na Figura 37.

Figura 37 - Transição gradual entre a iniciação (estágio I) e propagação da trinca de fadiga (estágio II): (a) Representação ilustrativa; (b) Representação real.



Fonte: a-Adaptado de (TOTTEN, 2008); b-adaptado de (SANFORD, 2002).

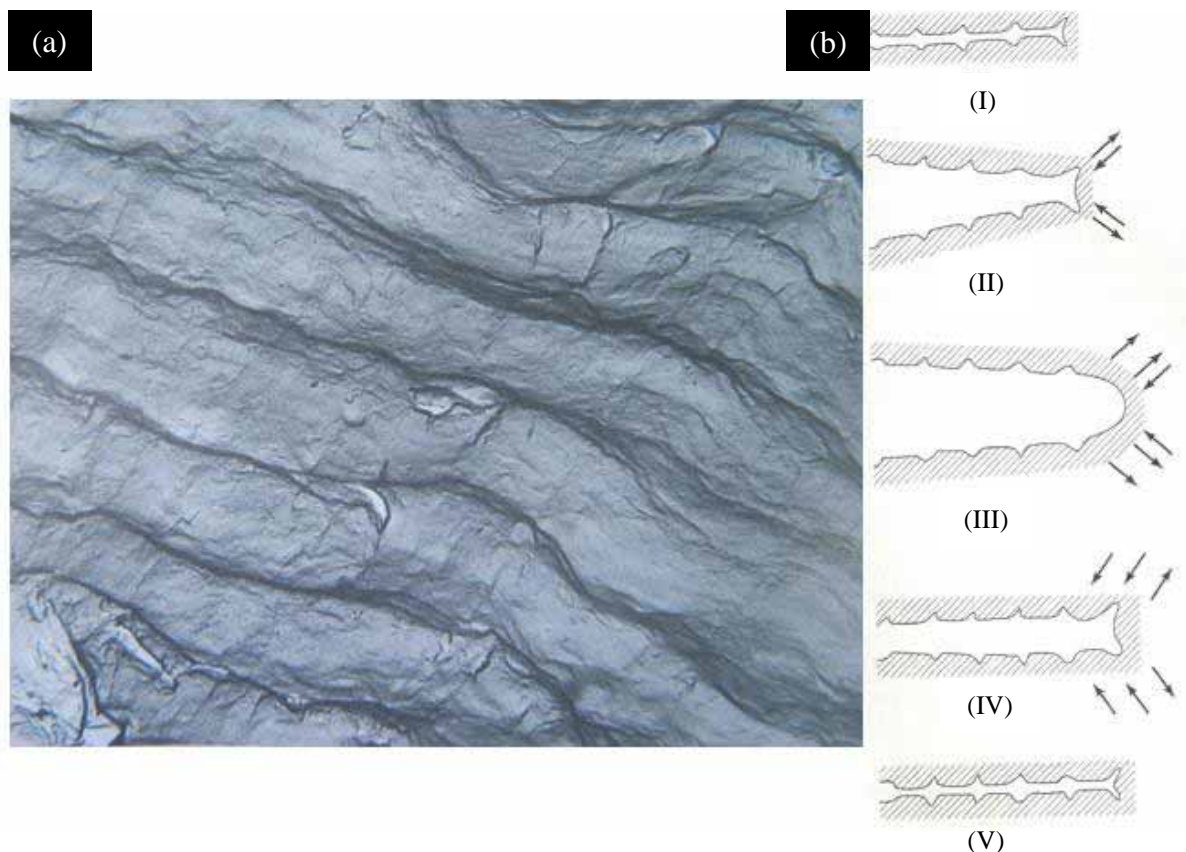
Uma vez iniciada, a trinca se propagará ao longo desses planos até sofrer uma desaceleração imposta por barreiras microestruturais, como os contornos de grão, inclusões e zonas perlíticas, as quais não conseguem acomodar a direção de crescimento da trinca inicial. Portanto, o mecanismo de endurecimento por refino de grão é capaz de aumentar a resistência à fadiga do material através da inserção de uma grande quantidade de barreiras, ou seja, novos contornos de grãos, que têm de ser superadas na fase I de propagação (TOTTEN, 2008). A análise da Figura 37 revela que o crescimento da trinca durante o estágio I é da ordem de alguns grãos e que ocorre uma transição gradual do crescimento da trinca a partir do estágio I para o estágio II em função das solicitações cíclicas imposta ao material. Essa transição ocorre devido à redução na relação da tensão de cisalhamento para a tensão de tração na ponta da trinca, quando esta se move a partir dos grãos superficiais fracamente ligados para o interior do material, onde se tem o impedimento de deslizamento (DUGGAN; BYRNE, 1977). Essa evidência justifica o fato das trincas crescerem nos planos normais à direção da máxima tensão de tração para o modo I de carregamento. Portanto, fica evidente que o estágio I é governado

pela máxima tensão de cisalhamento, enquanto que, o estágio II é governado pela máxima tensão de tração.

- **Estágio II da propagação da trinca:**

Quando o fator de intensidade de tensão, K , aumenta como uma consequência do crescimento da trinca ou devido às elevadas cargas, deslizamentos começam a se desenvolver em diferentes planos próximos à ponta da trinca, dando início ao estágio II. Esses deslizamentos dão origem à uma superfície ondulada conhecida como estrias de fadiga indicadas na Figura 38 (a), que é uma importante característica do estágio II (TOTTEN, 2008). Estrias são pequenas saliências que são perpendiculares à direção de propagação das trincas e que podem ser visualizadas a partir da técnica de microscopia eletrônica por varredura. O mecanismo mais aceito para a formação de estrias foi o proposto por Laird e Smith, que estabelece sucessivos arredondamentos da trinca na fase de tração e afilamento da mesma durante a fase de compressão, como ilustrado na Figura 38(b).

Figura 38 - Formação de estrias de fadiga: (a) estrias de fadiga em uma liga de aço inoxidável; (b) mecanismo de crescimento da trinca por abaulamento-filamento da trinca proposto por Laird.



Fonte: Adaptado de (SANFORD, 2002).

Inicialmente no carregamento cíclico a ponta da trinca é aguda (Figura 38.b-I), porém, à medida que a tensão de tração é aplicada, um pequeno entalhe duplo na ponta da trinca (Figura 38.b-II) concentra os planos de deslizamento a 45° do plano da trinca, visando a manter a sua forma angular. Conforme a tensão de tração aproxima-se do seu valor máximo, aumenta-se a zona de deslizamento na ponta da trinca tornando-a mais abaulada (Figura 38.b-III) como resultado da formação de uma zona de estiramento. Quando o carregamento é invertido (Figura 38.b-IV), tensões compressivas invertem as direções de deslizamento e a ponta da trinca dobra-se para dentro formando uma nova superfície da trinca, cujo formato é agudo (Figura 38.b-V). Essa última etapa é a mais importante explicação de Laird, visto que, essa nova frente de trinca é que dará origem a uma nova concentração imposta pelo entalhe duplo na ponta da trinca. Este processo é repetido pelos ciclos subsequentes que produzirá as estrias, acima e abaixo nas faces da trinca. O espaçamento entre as estrias, de acordo com o mecanismo proposto por Laird, é equivalente ao crescimento da trinca por ciclo (da/dN) (ANDERSON, 2005; MILELLA, 2012; SANFORD, 2002; SURESH, 1998).

- **Estágio III da propagação da trinca:**

O estágio III é caracterizado pelo crescimento instável da trinca à proporção que $K_{m\acute{a}x}$ aproxima-se de K_{IC} . Neste estágio o crescimento da trinca é controlado por meios estáticos de falha e é estritamente sensível à microestrutura, à razão de carga e ao estado de tensão (tensão plana ou deformação plana) (TOTTEN, 2008). A fratura pode ser ocasionada por clivagem ou a partir da coalescência de microcavidades. Em qualquer evento, o crescimento da trinca na região III tem pouca importância prática na maioria dos projetos de engenharia. Falhas típicas de fadiga envolve o crescimento a partir de uma pequena falha até um crescimento de tamanho crítico. Em tais casos, o crescimento da trinca de fadiga provavelmente representa menos de 1% de toda a sua vida na região III (ANDERSON, 2005).

2.5.5 Fatores que influem na taxa de propagação de trincas por fadiga

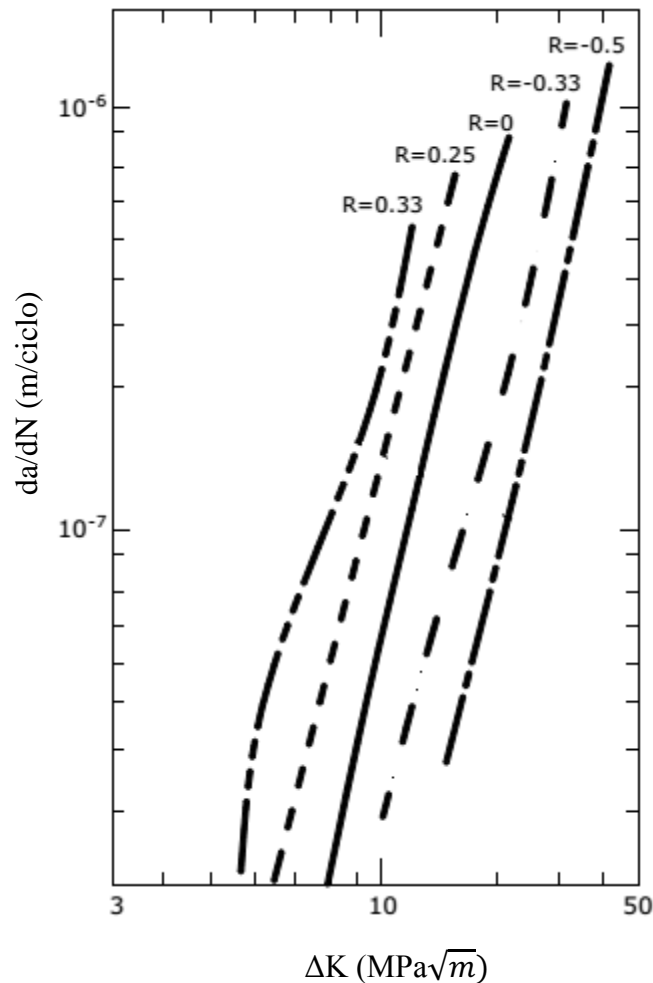
A taxa de propagação de trincas por fadiga está entre as mais sensíveis propriedades relacionadas à mecânica da fratura. A taxa de propagação de trincas é influenciada por inúmeros fatores. Esses fatores podem ser extrínsecos relacionados ao ambiente, como a temperatura e presença de agentes corrosivos, bem como aos parâmetros de ensaios relacionados à espessura do corpo-de-prova, tensão média, razão de carregamento, frequência e forma de onda. As

causas intrínsecas devem-se ao tipo de material e das condições de processamento, as quais influem na microestrutura do material (BROEK, 1986; SANFORD, 2002).

Dentre os fatores mencionados anteriormente, a razão de carregamento destaca-se como uma das mais importantes. Esse fato motivou o desenvolvimento de várias equações para descrever a dependência da razão de carregamento na taxa de propagação de trincas por fadiga, como já discutida na seção 2.5.3.

Beltrão et al. (2011) destaca que a influência da relação de tensão na propagação da trinca de fadiga é evidenciada a partir do aumento na taxa de propagação da trinca a partir de um aumento no valor da relação de R. Entretanto, esse efeito é mais pronunciado nas regiões I e III da curva de Paris, como mostrado na Figura 38. Na região III onde a tenacidade à fratura K_{IC} controla o comportamento, há uma acentuada influência de R nas taxas, de modo que as partes superiores das curvas são deslocadas para valores inferiores de ΔK à medida em que R aumenta.

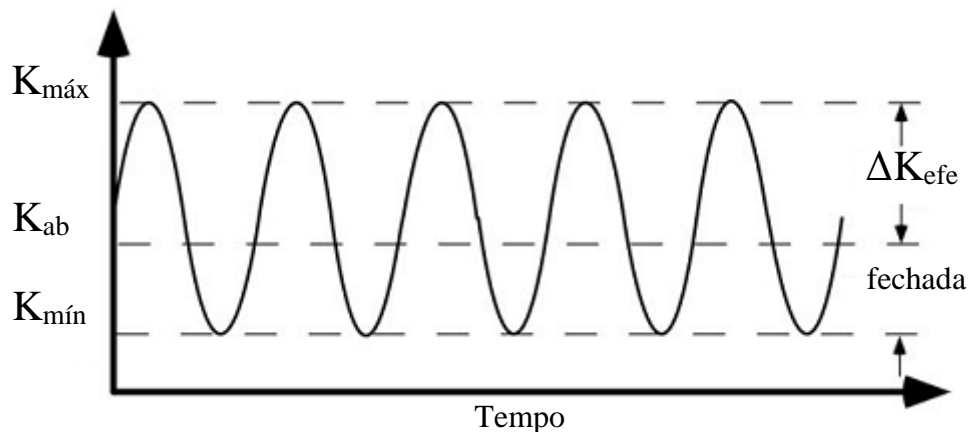
Figura 39 - Ilustração da influência da razão de carregamento na taxa de crescimento da trinca por fadiga.



Fonte: Adaptado de (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL, 2004).

A influência da razão de carga no crescimento de trinca por fadiga dos metais é tradicionalmente atribuída à presença do fenômeno de fechamento de trinca. Elber⁸ (1970 *apud* Anderson, 2005; Newman, 1996) constatou que em um ciclo de fadiga, durante o descarregamento, a trinca fechava-se antes de atingir a menor carga aplicada. Além disso, ao se iniciar um novo ciclo de carregamento, a trinca permanecia fechada durante uma parte do carregamento e voltava a abrir-se completamente somente após atingir uma carga mínima. Tal fenômeno foi designado como fechamento de trinca por fadiga, cujo conceito é apresentado na Figura 40.

Figura 40 - Variação efetiva do fator de intensidade de tensão durante o fechamento da trinca.



Fonte: Adaptado de (ANDERSON, 2005).

Desde a descoberta por Elber, esse fenômeno passou a ser amplamente reconhecido por exercer uma forte influência na taxa de propagação de trinca por fadiga (SONG; WEN, 1999).

Segundo Elber, o fenômeno do fechamento de trinca por fadiga promove uma redução na taxa de propagação em função da diminuição da amplitude do fator de intensidade de tensão nominal na ponta da trinca ΔK . Logo, para a situação em que o fechamento da trinca ocorre acima da tensão mínima, o valor de ΔK se reduz à uma variação efetiva (ΔK_{efe}) definida pela equação (45):

$$\Delta K_{efe} = K_{máx} - K_{ab} \quad (45)$$

⁸ Elber, W., "Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension." *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 2, 1970, pp. 37-45 *apud* ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: Fundamentals and applications**. 3rd edition. Florida: CRC Press, 2005. 640 p.

onde K_{ab} é o fator de intensidade de tensão de abertura da trinca e valores abaixo desse não contribui para o crescimento da trinca por fadiga, diminuindo a taxa de crescimento da mesma. Elber relacionou ΔK_{efe} e ΔK a partir da relação dada pela fração efetiva U , expressa pela equação (46).

$$U = \frac{\Delta K_{efe}}{\Delta K} \quad (46)$$

A partir da fração efetiva, Elber propôs uma modificação no modelo de Paris, indicada pela equação (47), a qual tem se mostrada razoavelmente bem sucedida na correlação dos dados de propagação de trinca por fadiga para várias razões de carregamento (ANDERSON, 2005).

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{efe}^m \quad (47)$$

onde o valor numérico da constante C da equação modificada de Paris difere do modelo original de Paris para a condição de fechamento da trinca na região II, de tal modo que $\Delta K_{efe} < \Delta K$.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Neste trabalho foi utilizado um aço microligado ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) empregado na fabricação de tubos de aço classe API 5L grau X70 e especificação PSL 2 de origem nacional fabricado pela USIMINAS S.A. Esse aço é classificado como baixa liga e destaca-se por apresentar alta resistência, excelente tenacidade e boa soldabilidade; atributos esses que lhe garante aplicação em dutos *pipeline* e *risers*. A fabricação da chapa utilizada no tubo foi por meio da laminação termomecânica, sem resfriamento acelerado. O material foi fornecido pela Tenaris Confab S.A. conformado em anéis de um tubo API 5L X70 na espessura nominal de 15,9 mm e 700 mm de diâmetro externo. O tubo foi fabricado pelo processo SAW longitudinal U-O-E, cujo cordão de solda de duplo passe foi formado a partir da técnica “*tandem-arc*”. De acordo com as normas API 5L, DNV-OS-F101 e ISO 3183, a composição química do aço utilizado deve estar conforme a especificada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química do aço API 5L X70 - PSL 2 com espessura de parede (t) menor ou igual a 25,00 mm.

Norma Grau do Aço	Fração de massa baseada na análise do produto						Carbono equivalente
	Percentual máximo em massa						máximo %
	C	Si	Mn	P	S	V+Nb+Ti	CE_{Pcm}
API X70M	0,12	0,45	1,70	0,025	0,015	0,15	0,25
DNV SMYS 485	0,12	0,45	1,75	0,020	0,010	0,15	0,22

Fonte: Adaptado das normas (API 5L, 2008; DNV-OS-F101, 2010; ISO 3183, 2012).

Observações:

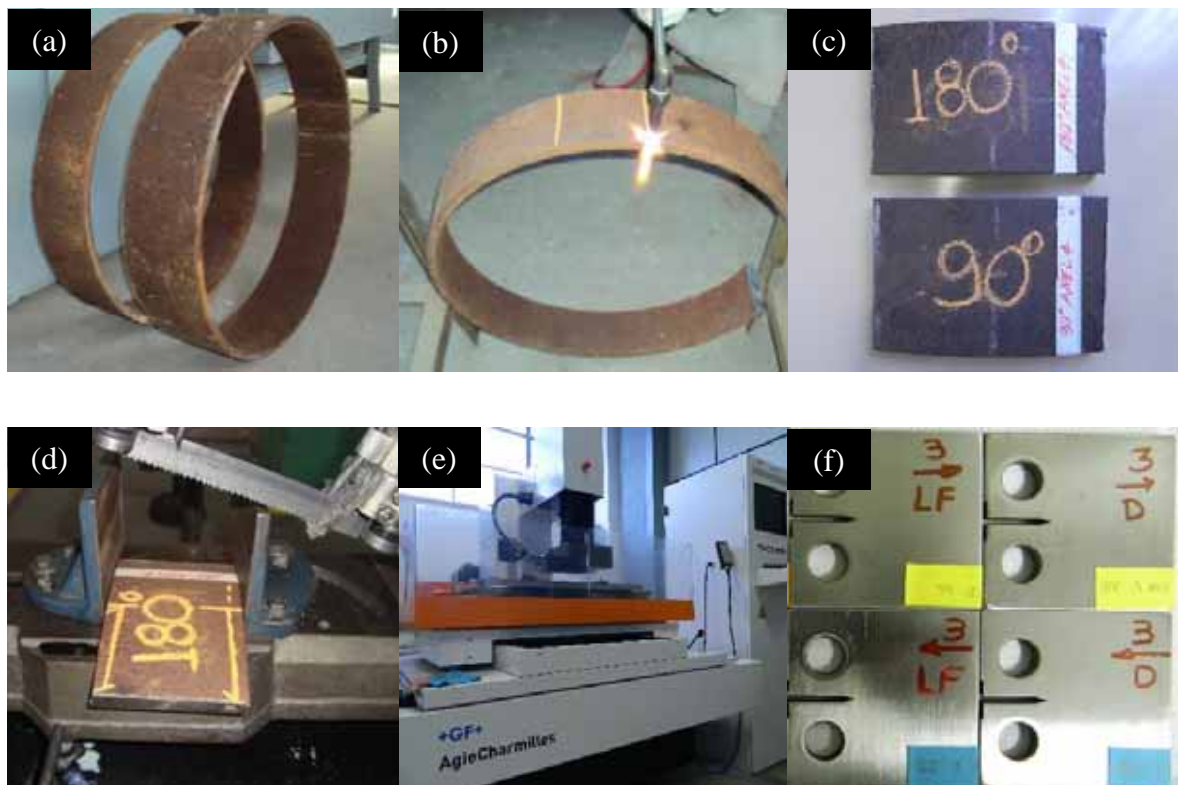
- Salvo acordo em contrário, a soma das concentrações de vanádio, nióbio e titânio deve ser $\leq 0,15\%$;
- As especificações da norma API seguem requisitos da norma ISO 3183.
- Adicionalmente à análise química do metal base, foi determinada a composição química do metal de solda. Baseando-se nas recomendações das normas mencionadas anteriormente, a análise da composição química foi feita a partir de amostras extraídas do próprio tubo em acordo com a norma ASTM E1806 – 09 (*Standard Practice for Sampling Steel and Iron for Determination of Chemical Composition*).

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Corte dos anéis

Por tratar-se de um processo versátil e adequado para o corte de aços com até 0,25% de carbono (MARQUES et al., 2009), foi utilizado o processo de oxicorte ou corte a gás (*Oxy-Fuel Gas Cutting – OFC*) para obtenção de pequenos segmentos de anéis. Sequencialmente ao processo de corte pelo processo OFC, os segmentos foram novamente cortados em uma serra hidráulica para ajuste dimensional. Após as etapas supracitadas de corte, os corpos-de-prova de tração e de propagação de trinca por fadiga para caracterização mecânica foram devidamente confeccionados por usinagem obedecendo aos requisitos dimensionais de suas respectivas normas técnicas. As demais amostras para caracterização macro e microestrutural bem como para o ensaio de microdureza foram obtidas a partir de uma máquina de corte a disco rotativo. A Figura 41 mostra as etapas do procedimento adotado para a obtenção e confecção dos corpos-de-prova citados acima.

Figura 41 - (a) anel do tubo API 5L X70; (b) processo de oxicorte; (c) amostra do anel; (d) corte na serra hidráulica; (e) usinagem do entalhe por eletro-erosão a fio; (f) corpos de prova.



3.2.2 Determinação e análise da composição química

A realização da análise para a determinação da composição química do anel de aço API 5L X70 deu-se a partir da técnica por espectroscopia de absorção atômica por chama. Tanto para a análise de composição química do metal de base quanto do metal de solda foi utilizado um equipamento emissor óptico espectrográfico modelo SPECTRO MAX 2X2007, Figura 42, com capacidade para a determinação da presença de até 26 elementos químicos. A técnica consiste na determinação do comprimento de onda característico emitido por cada elemento após a excitação da amostra metálica por meio de uma chama. O procedimento foi embasado na norma ASTM E1806 - 09 (*Standard Practice for Sampling Steel and Iron for Determination of Chemical Composition*).

Figura 42 - Espectrômetro de emissão óptica por chama usado para análise da composição química.



Fonte: Laboratório de qualidade (Cortesia APOLO TUBULARS S.A.).

3.2.3 Caracterização microestrutural

A análise das amostras por microscopia óptica com ataque químico teve por finalidade caracterizar a microestrutura do metal de base (MB) e do metal de solda (MS). A terminologia empregada na identificação e classificação de fase e dos constituintes microestruturais do MB e do MS foi baseada, respectivamente, na classificação proposta pelo Comitê de Bainita do ISIJ e pelo *International Institute of Welding* (IIW).

Foram analisadas amostras extraídas do metal de base nas direções longitudinal (MB – L) e transversal (MB – T) em relação ao comprimento do tubo (direção de laminação da chapa). Para análise do metal de solda (MS) e da zona afetada pelo calor (ZAC) foi extraída uma junta soldada (JS) de um dos anéis do tubo. As amostras foram preparadas seguindo as recomendações da norma ASTM E3 (2011) (*Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*).

Inicialmente as amostras foram desbastadas superficialmente a partir de lixas de granulometria decrescente de 200 a 2000 *mesh*. Para se obter um fino acabamento, foi empregada como abrasivo uma solução de sílica coloidal em suspensão, tipo OP-U (*Oxide Polishing Suspension*), em pano tipo DP PLUS.

Para a revelação microestrutural do material de base, foi aplicado Nital 2% a fim de destacar os contornos de grãos e distinguir a fase ferrítica (área clara) do constituinte perlítico (área escura). O ataque químico foi cessado mediante a lavagem da amostra em água corrente, seguida de secagem através da aplicação combinada de álcool etílico e fluxo de ar quente.

De maneira análoga ao metal de base, para a revelação da microestrutura do metal de solda foi aplicado Nital 2% visando destacar as fases ferríticas e da possível presença da austenita retida (áreas claras) dos constituintes perlíticos e da possível presença de martensita e bainita (áreas escuras). No entanto, devido ao tipo de ataque químico, a análise microestrutural do MS teve como principal foco a identificação das diferentes morfologias ferríticas possíveis de estarem presentes na zona fundida do metal de solda.

As amostras foram analisadas por meio de um microscópio óptico (MO), marca NIKON modelo EPIHOT 200, conforme Figura 43(a). As imagens foram capturadas através uma câmera AxioCam ERc 5s acoplada ao MO, utilizando o software AxionVision. Posteriormente, as micrografias foram processadas pelo software ImageJ para melhor qualidade de imagem. Adicionalmente, visando uma análise microestrutural mais precisa da região da ZAC, foi utilizado um microscópio óptico motorizado Zeiss AxioImager Z2m, Figura 43(b). Ambos microscópios encontram-se instalados nas dependências do Laboratório de Análise de Imagens

de Materiais (LAIMat) do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Universidade Estadual Paulista (UNESP) do *Campus* da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG). Foi usado o módulo MosaiX do programa Zeiss AxioVision 4.8.2 para a montagem do mapa microestrutural referente à junta soldada.

Figura 43- Microscópio óptico: (a) Epiphot 200; (b) motorizado Zeiss AxioImager Z2m.



3.2.4 Caracterização macroestrutural

A caracterização macroestrutural da junta soldada formada por arco submerso foi realizada a partir da técnica macrográfica. A sua preparação deu-se a partir do desbaste superficial com lixas de 220, 320, 400, 600 e 1200 grana, seguida de um polimento com solução de sílica coloidal em suspensão, tipo OP-U, em pano tipo DP PLUS. A revelação da macrografia deu-se a partir do ataque químico com Nital 10% durante 15 segundos. O ataque químico foi cessado mediante a lavagem da amostra em água corrente seguida de secagem através da aplicação combinada de álcool etílico e fluxo de ar quente. A caracterização macroestrutural foi realizada com o intuito de analisar a zona afetada pelo calor e a sua extensão, a morfologia dos grãos presentes na zona fundida do metal de solda, bem como, avaliar o perfil e o alinhamento dos passes interno e externo do cordão de solda SAW. Para a obtenção das imagens

foi utilizado um estereoscópio da marca ZEISS, modelo STEMI 2000 que possui um aumento máximo de 50X instalado no LAIMat/DMT/FEG/UNESP mostrado na Figura 44.

Figura 44- Estereoscópio ZEISS modelo STEMI 2000 com ampliação de até 50X.



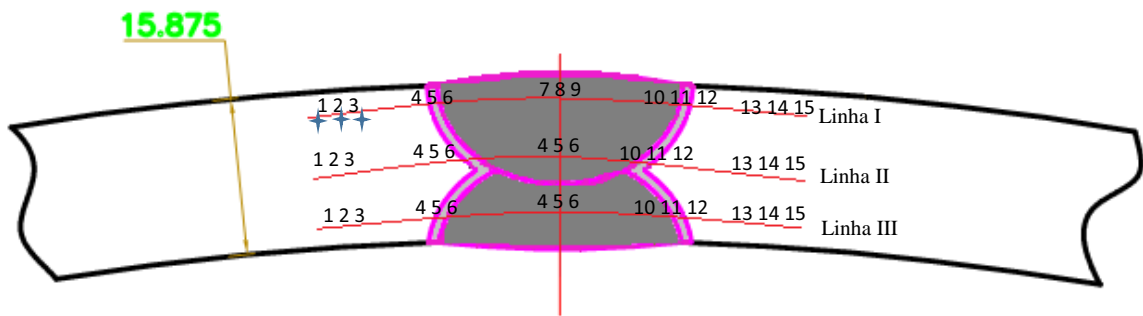
3.2.5 Ensaio de microdureza Vickers (HV 0,5)

O ensaio de microdureza foi realizado na junta soldada SAW. O perfil de microdureza abrangeu o metal de solda (MS), a zona afetada pelo calor (ZAC) e o metal de base (MB) a fim de mensurar e comparar a microdureza ao longo dessas diferentes regiões. Além das recomendações adicionais para os valores de dureza contidas no anexo J (*PSL 2 pipe ordered for offshore service*) da norma API 5L que viabilizam aos tubos PSL2 a aplicação *offshore*, as medidas de microdureza foram realizadas ao longo da espessura de parede visando avaliar se houve ou não variações significativas na microdureza do MB em virtude do processo de fabricação U-O-E. O ensaio foi realizado em um equipamento Microdurômetro Wilson® Instruments modelo 401 MVD seguindo as recomendações da norma ASTM E92-03 (*Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*). A carga utilizada no ensaio foi de 0,500 kgf com tempo de aplicação da carga de 10 segundos.

Para a medição da microdureza, foi necessário extrair a partir do anel do tubo uma seção transversal da junta soldada. Após a extração da amostra pelo procedimento já mencionado no item 3.2.1, a mesma foi preparada inicialmente por lixamento desde 200 até 1200 *mesh*, seguida de polimento abrasivo com uma solução de sílica coloidal em suspensão e finalizada com ataque químico com NITAL 10% para a revelação das regiões da ZAC e da zona de fusão da solda de

duplo passe. No total foram realizadas 45 medições de microdureza, sendo 15 pontos ao longo da linha próxima ao diâmetro externo (DE), 15 ao longo da linha central da espessura representada pelo diâmetro médio (DM) e 15 na linha próxima ao diâmetro interno (DI). O espaçamento adotado entre cada indentação ao longo da mesma linha foi de 0,5 mm a fim de garantir que a indentação anterior não interferisse na posterior. O mapeamento do perfil de microdureza da seção transversal de 15,875 mm (5/8") de espessura da junta soldada que representa o perfil de microdureza está ilustrada na Figura 45.

Figura 45- Perfil de microdureza de uma junta soldada SAW de passe duplo.



A dureza Vickers foi determinada a partir da equação 48:

$$HV = \frac{1,9992 \cdot F \cdot \text{sen}(\beta/2)}{d^2} \quad (48)$$

Onde:

F = carga (kgf);

D = comprimento da diagonal da impressão (mm);

$\beta = 136^\circ$ (ângulo entre as faces opostas do penetrador de diamante).

3.2.6 Ensaio de tração

As normas API 5L, DNV-OS-F101 e ISO 3183 estabelecem valores específicos para as propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração. O tubo empregado neste estudo foi fabricado pelo processo SAW longitudinal U-O-E. Portanto, por exigência das normas supracitadas e tendo em vista do processo de fabricação, foi necessário realizar ensaios em corpos de prova retirados do metal base do tubo à 180° do cordão de solda e na direção transversal à direção de laminação. Embora esses ensaios sejam necessários para a certificação do tubo perante essas normas, o foco principal do ensaio foi apenas caracterizar as propriedades

mecânicas do metal base para a realização posterior do ensaio de propagação de trinca por fadiga que necessita de dados como a tensão de escoamento (σ_e), resistência à tração (σ_u) e módulo de elasticidade (E) para a sua realização.

Seguindo as recomendações das normas já citadas, a Tabela 3 apresenta as faixas de valores específicos para o limite de escoamento ($\sigma_e^{0,5\%}$) e tensão de resistência (σ_u), valor mínimo e máximo, respectivamente, para o alongamento total (A_t) e razão elástica (σ_e/σ_u):

Tabela 3 - Requisitos das propriedades mecânicas do aço API 5L X70.

Norma Grau do Aço	$(\sigma_e^{0,5\%})$ [MPa]		σ_u [MPa]		A_t [%]	σ_e/σ_u [-]
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo
API X70M	485	635	570	760	*	0,93
DNV SMYS 485	485	605	570	760	*	0,93
ISO 3138	485	635	570	760	*	0,93

Fonte: Adaptado das normas (API 5L, 2008; DNV-OS-F101, 2010; ISO 3183, 2012).

Observação:

* O alongamento (%) mínimo estabelecido pela norma API 5L é calculado a partir da seguinte expressão:

$$\text{Alongamento (\%)} = 1940 \times \frac{A_{xc}^{0,2}}{\sigma_r^{0,9}} \quad (49)$$

Onde:

A_{xc} = área da seção transversal aplicável do corpo de tração, expressa em milímetros quadrados, conforme a especificação abaixo:

I. Corpos de prova transversais de seção circular:

- 130 mm² para corpos de prova de diâmetro entre 12,5 mm e 8,9 mm;
- 65 mm² para corpos prova de 6,4 mm de diâmetro.

II. Corpos de prova em forma de “meia cana” representando a espessura total do tubo:

- Adotar o menor valor entre 485 mm² e a área transversal do corpo de prova derivada das dimensões especificadas do diâmetro externo e espessura de parede do tubo, arredondando para os 10 mm² mais próximos;

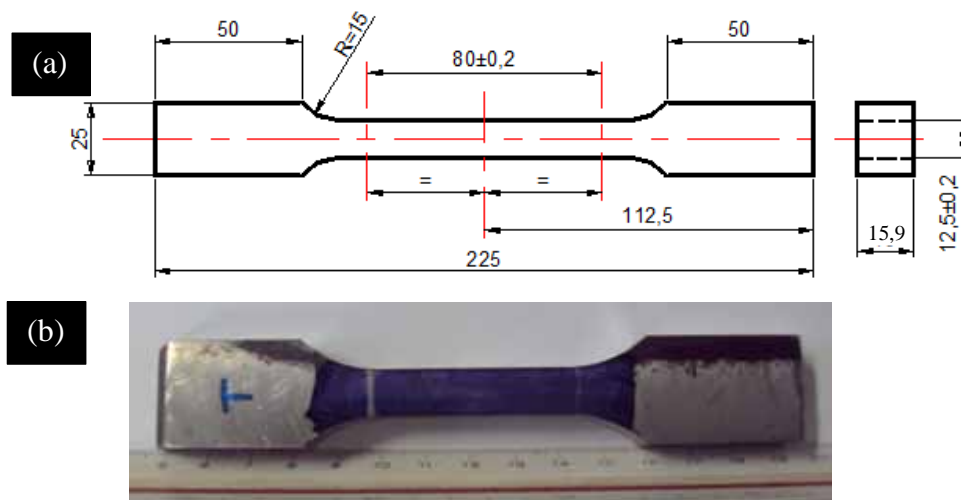
III. Corpos de prova em tira obtidos da chapa:

- Adotar o menor valor entre 485 mm² e a área transversal do corpo de prova, derivada das dimensões especificadas da largura do corpo de prova e da espessura de parede do tubo, arredondando para os 10 mm² mais próximos.

σ_r = Resistência à tração mínima especificada pela norma API 5L, expressa em Mega Pascal (MPa).

Para a realização dos ensaios de tração foram confeccionados corpos-de-prova de seção retangular com espessura nominal do tubo (*i.e.*, corpo de prova em forma de “meia-cana”). Os corpos de prova foram ensaiados de acordo com a norma ASTM E8/E8M – 13a (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*) para a determinação das propriedades mecânicas citadas na Tabela 3. Os corpos de prova de seção retangular foram extraídos no formato geométrico de “meia cana” representando toda a espessura da parede do tubo, conforme mostra a Figura 46.

Figura 46 - Corpo de prova de seção retangular transversal com espessura nominal do tubo: (a) *Layout* do corpo de prova; (b) corpo de prova usado no ensaio.

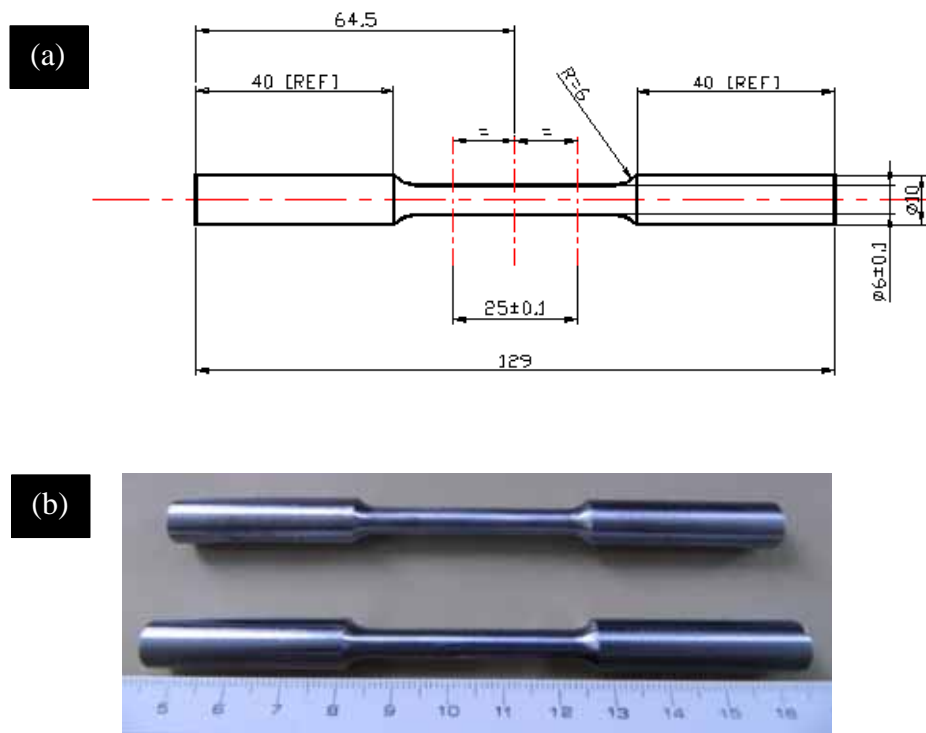


Esses corpos de prova foram ensaiados à temperatura ambiente em uma máquina de tração Mohr & Federhaff com capacidade de 40 kN.

Em função das características dimensionais do tubo ($\varnothing 27 \frac{1}{2}'' \times \frac{5}{8}''$ de espessura de parede) foram ainda confeccionados corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida extraídos

transversalmente e à 180° do cordão de solda conforme a Figura 47. Adicionalmente foram realizados ensaios de tração em corpos-de-prova cilíndricos extraídos longitudinalmente e à 180° do cordão de solda com o intuito de avaliar qualitativamente a anisotropia do metal de base. Os ensaios realizados de acordo com a norma ASTM E8/E8M (2013) foram conduzidos à temperatura ambiente em uma máquina universal servo-hidráulica Instron 8801 de 100 kN de capacidade.

Figura 47 - Corpo de prova de seção circular reduzida (a) *Layout* do corpo de prova; (b) corpo de prova usado no ensaio.



Baseando-se nas normas API, DNV e ISO os dados referentes ao número de corpos de prova obtidos dos anéis do tubo de aço API 5L X70, tipo, orientação e localização das amostras extraídas estão descritos detalhadamente no Quadro 1.

Quadro 1 – Identificação e quantidade dos corpos de prova ensaiados por tração.

Espécime	Seção	Orientação	Localização	Quantidade
RT - 180°	Retangular	Transversal	180°	4
CT - 180°	Cilíndrica	Transversal	180°	5
CL - 180°	Cilíndrica	Longitudinal	180°	5

3.2.7 Ensaio de propagação de trincas por fadiga

A propagação de trinca por fadiga (da/dN) é um ensaio da mecânica da fratura que avalia a resistência ao crescimento da trinca por fadiga. Nessa metodologia um pequeno entalhe de ponta aguda é incorporado ao corpo de prova. Em seguida, nucleia-se uma pré-trinca de fadiga proporcionando uma concentração de tensão para simular o crescimento da trinca ao longo do tempo (número de ciclos) sob carregamento cíclico em uma estrutura quando na presença de uma trinca.

Os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram realizados em conformidade com a norma ASTM E647 (2013) (*Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*). A metodologia de ensaio consiste na aplicação de um carregamento cíclico, cuja amplitude é definida pela variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) na ponta da trinca que obedece a seguinte relação para $R \geq 0$:

$$\Delta K = (1 - R) \cdot K_{m\acute{a}x}. \quad (50)$$

Esse ensaio engloba as taxas de propagação que variam desde as taxas referentes ao *threshold* (K_{th}), abaixo do qual não há evidência de crescimento da trinca, até ao máximo fator de intensidade de tensão, $K_{m\acute{a}x}$, acima do qual ocorre a instabilidade do crescimento da trinca. Os resultados são expressos em termos da variação do fator intensidade de tensão (ΔK) na ponta da trinca, definido pelos princípios da mecânica da fratura linear elástica. De acordo com a norma ASTM E 647 (2013) a expressão desse parâmetro para o espécime de configuração C(T) é definida abaixo:

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{b \cdot \sqrt{w}} \frac{(2 + \psi)}{(1 - \psi)^{3/2}} (0,886 + 4,64\psi - 13,32\psi^2 + 14,72\psi^3 - 5,6\psi^4) \quad (51)$$

onde os parâmetros são definidos por:

ΔF : variação entre a carga máxima ($F_{m\acute{a}x}$) e carga mínima ($F_{m\acute{i}n}$)

b : espessura do corpo de prova;

w : distância entre a linha de aplicação da carga e a superfície final do corpo-de-prova;

ψ : fator adimensional a/w , sendo a o comprimento da trinca.

Segundo a norma ASTM E647 – 13, ponderações acerca da expressão (51) devem ser feitas, como se segue abaixo:

- Implicitamente na equação assume-se que o material a ser ensaiado é linear-elástico, isotrópico e homogêneo;
- A equação não leva em consideração os potenciais efeitos da tensão residual e fechamento da trinca (*crack closure*) nos valores computados de ΔK ;
- A expressão só é válida se, e somente se, $a/w \geq 0,2$.

Os ensaios foram conduzidos mediante carregamento sob amplitude constante. A amplitude foi definida pela variação ($P_{máx.} - P_{mín.}$) e razão ($P_{mín.} / P_{máx.}$). Essa condição de solitação foi adotada para permitir a construção da curva de Paris conforme ΔK variava durante a realização do teste. Nessa condição, conforme a trinca cresce, ΔK aumenta em função da amplitude constante ΔP estabelecida no ensaio.

Segundo a norma ASTM E647-13, o modo de carregamento adotado neste ensaio provavelmente é o que melhor representa as condições em serviço da maioria dos componentes, pois é pouco comum ocorrer modificações nas condições de carregamento durante o crescimento da trinca.

A fim de proporcionar uma longa gama de medições, o comprimento inicial da trinca recomendado por nome é de apenas 20 por cento da largura da amostra ($a_n = 0,20.w$). Devido ao fato da análise da integridade estrutural estar centrada apenas na fase de propagação no regime linear elástico que, por sua vez, está estritamente relacionada à variação do fator de intensidade de tensão, as medidas do crescimento da trinca devem ser registradas obedecendo à expressão que limita a continuação do ensaio com base no comprimento do ligamento não-trincado ($w-a$) a partir seguinte relação:

$$w - a \geq \left(\frac{4}{\pi}\right) \cdot \left(\frac{K_{máx.}}{\sigma_e^{0,2\%}}\right)^2 \quad (52)$$

onde:

$\sigma_e^{0,2\%}$ = tensão de escoamento referente à deformação de 0,2%.

Segundo a norma ASTM E647-13, esse limite é necessário para assegurar a condição linear elástica. Para materiais com uma alta capacidade de encruamento, a tensão de escoamento ($\sigma_e^{0,2\%}$) pode ser substituída pela tensão de fluxo (σ_{fluxo}) definida pela seguinte equação:

$$\sigma_{fluxo} = \frac{(\sigma_e^{0,2\%} + \sigma_u)}{2} \quad (53)$$

onde:

σ_u = tensão de resistência à tração.

O monitoramento do tamanho da trinca durante o ensaio foi realizado pelo método da flexibilidade (*compliance*). Este método permite relacionar o tamanho da trinca com o valor da abertura do entalhe registrado por meio de um extensômetro (“*clip-gage*”). A Figura 48 mostra o extensômetro (reto e centralizado em relação ao corpo de prova) acoplado na abertura do entalhe.

Figura 48 - Extensômetro acoplado ao entalhe do corpo de prova C(T).



A função *compliance* relaciona-se com o comprimento da trinca a partir de uma função polinomial de quinta ordem cujos coeficientes são escolhidos baseados na geometria e na propriedade do material, tal como o módulo de elasticidade. A equação (54) adotada pela norma ASTM E647 (2013) expressa a relação entre flexibilidade e o comprimento da trinca:

$$\psi = C_0 + C_1 \cdot u_x + C_2 \cdot u_x^2 + C_3 \cdot u_x^3 + C_4 \cdot u_x^4 + C_5 \cdot u_x^5 \quad (54)$$

Onde:

$$\psi = \frac{a}{w} \quad (55)$$

$$u_x = \left\{ \sqrt{\frac{E \cdot \delta \cdot b}{F} + 1} \right\}^{-1} = \left\{ \sqrt{E \cdot C_{omp} \cdot b + 1} \right\}^{-1} \quad (56)$$

- a : comprimento da trinca
w : largura do corpo-de-prova
a/w : comprimento normalizado da trinca que deve obedecer a relação $0,2 \leq a/w \leq 0,975$
E : módulo de elasticidade do material
 δ : deslocamento da abertura da trinca (COD – *Crack Opening Displacement*) registrado pelo “clip gage”
 C_{omp} : *compliance* (definida pela tangente da curva COD *versus* F) no regime elástico
b : espessura do corpo-de-prova
F : carga aplicada

A norma ASTM E647 (2013) deixa evidente que os coeficientes da função *compliance* indicados na equação (54) variam em função da posição relativa entre o centro de aplicação da carga e o ponto onde é medida a abertura do entalhe. A medida da trinca foi efetuada por meio de um extensômetro do tipo INSTRON modelo Gauge GL (10 mm) com abertura de máxima de 4 mm calibrado numa razão $50\mu\text{m}/\text{V}$ acoplado a 1,0 mm na extremidade da abertura do entalhe. Dentro dessas condições, os valores obtidos dos coeficientes da função *compliance* após a calibração do extensômetro são mostrados na Tabela 4.

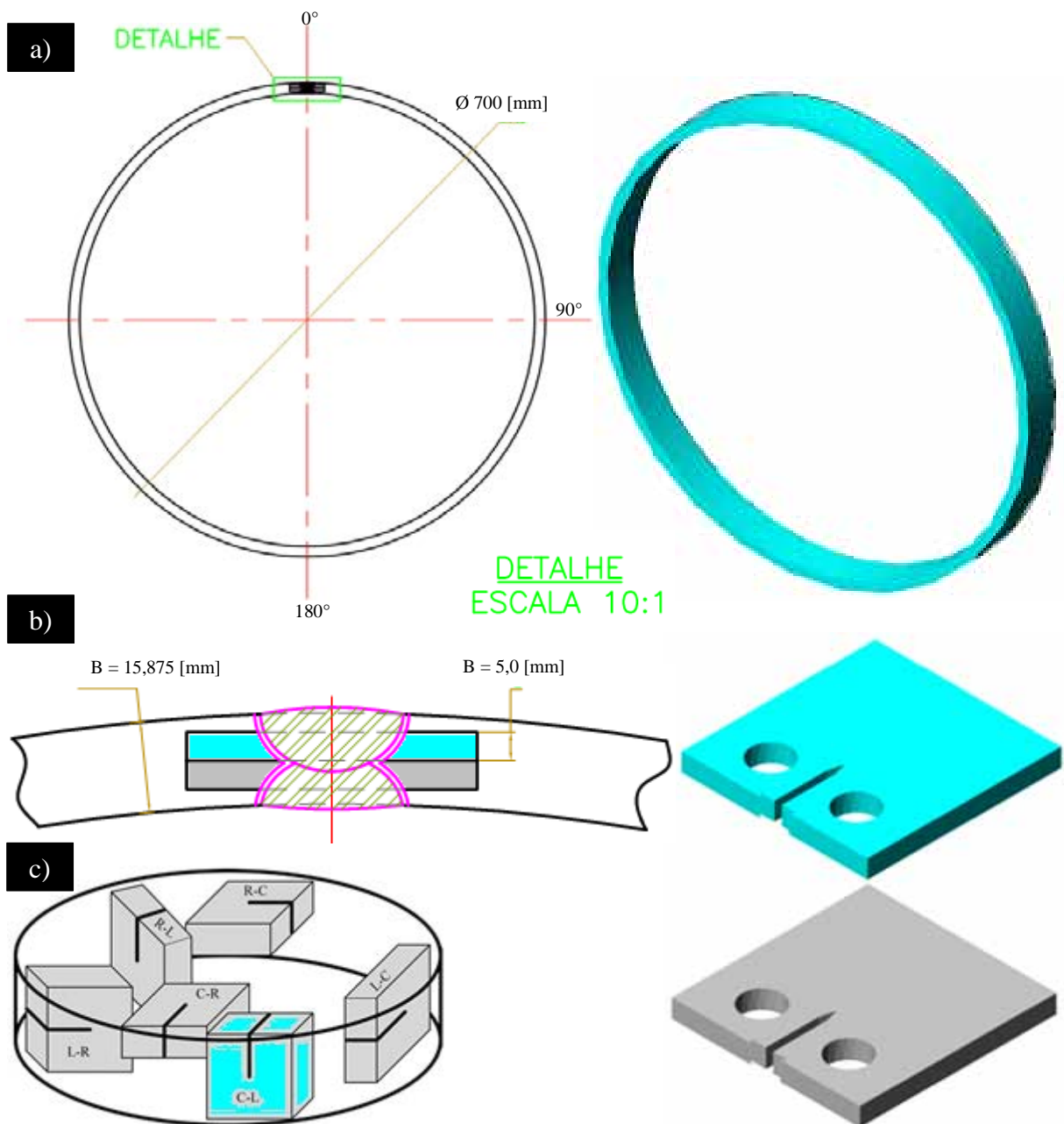
Tabela 4 - Valores dos coeficientes da função *compliance* para o extensômetro acoplado a 1,0 mm da superfície de abertura do entalhe.

C_0	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
1,00	-4,50	13,157	-172,551	879,994	-1514,67

Para a realização dos ensaios foi necessário remover pequenas amostras a partir de anéis do tubo API 5L X70 com $\varnothing 27 \frac{1}{2}'' \times 5/8''$ de espessura de parede. Posteriormente, essas amostras foram usinadas para a obtenção de corpos-de-prova do tipo C(T). Os corpos de prova foram extraídos dos anéis na direção C-L em concordância às exigências da norma ASTM E399 (2012) (*Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials*), conforme indicado na Figura 49(c). Foram extraídas amostras da junta soldada (JS) e em duas regiões distintas do metal base (MB). Para a identificação da posição de retirada de cada amostra foi estabelecido que a JS representa 0° e, em sentido horário, foi extraído amostras

do MB localizado a 90° e 180° em relação à posição de referência da JS, conforme esquema ilustrado na Figura 49(a). Para cada região supradita foram retirados dois corpos de prova ao longo da espessura. Para o caso da JS, foi possível confeccionar um corpo de prova com entalhe usinado na região da solda de raiz e o outro com entalhe usinado na solda de reforço, conforme Figura 49(b). Em relação ao MB foi possível obter um corpo de prova localizado nas proximidades do diâmetro interno (DI) e o outro próximo ao diâmetro externo (DE) do tubo.

Figura 49 - *Layout* do procedimento adotado para a retirada dos corpos de prova de propagação de trinca do tipo C(T): (a) anel do tubo API 5L X70; (b) junta soldada; (c) orientação do cdp.



Fonte: Figura 49 (c) adaptado da (ASTM E-399, 2012).

Para a realização da análise comparativa foi necessário identificar os corpos de prova com base na identificação do anel ao qual o corpo de prova foi retirado e em sua localização ao longo do anel do tubo. O Quadro 2 apresenta o código de identificação dos corpos de prova:

Quadro 2 – Sistema de identificação e classificação dos corpos de prova do tipo C(T) para o ensaio de propagação de trincas por fadiga.

Identificação	Anel	Região	Posição	Passe de Solda
I	1	MS	0°	Externo
II	1	MS	0°	Interno
III	1	MS	0°	Externo
IV	1	MS	0°	Interno
V	2	MS	0°	Externo
VI	2	MS	0°	Interno
Identificação	Anel	Região	Posição	Diâmetro
1	1	MB	90°	Externo
2	1	MB	90°	Interno
3	1	MB	180°	Externo
4	1	MB	180°	Interno
5	2	MB	90°	Externo
6	2	MB	90°	Interno
7	2	MB	180°	Externo
8	2	MB	180°	Interno

Para a determinação mais precisa dos perfis dos entalhes dos corpos de prova foi utilizando um projetor de perfil de boa resolução.

A nucleação da pré-trinca e os ensaios de propagação foram realizados em uma máquina servo-hidráulica universal de ensaios de modelo INSTRON 8801 de 100 kN, Figura 50, nas dependências do laboratório de Fadiga e Materiais Aeronáuticos do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Universidade Estadual Paulista (UNESP) do *Campus* da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG).

Figura 50 - Máquina universal de ensaios (servo-hidráulica) de modelo INSTRON 8801.



A razão de carga cíclica adotada para a nucleação e crescimento da pré-trinca deve estar contida na faixa de -1 a +0,1 para um número de ciclos usualmente de 10^4 a 10^6 . Esse número de ciclos vai depender do tamanho do espécime, da preparação do entalhe e da intensidade do fator de intensidade de tensão cíclico usado durante a nucleação e crescimento da pré-trinca. Por recomendação da norma ASTM E399 (2012), durante o estágio inicial de crescimento da pré-trinca por fadiga, o fator máximo de intensidade de tensão ($K_{m\acute{a}x.}$) não deve exceder 80% do valor de K_{IC} estimado do material, pois altos valores de $K_{m\acute{a}x.}$ pode resultar em elevadas taxas de propagação as quais são indesejáveis do ponto de vista do controle dimensional da pré-trinca. Durante o estágio final da pré-trinca de fadiga (2,5% do tamanho da trinca a), o fator máximo de intensidade de tensão não deve exceder a 60% do valor de K_{IC} . Esses pré-requisitos estabelecidos pela norma ASTM E399 (2012) visam à obtenção de uma pré-trinca mais uniforme e aguda possível de tal forma a minimizar a plasticidade à frente da mesma. A norma ASTM E647 recomenda um comprimento mínimo da pré-trinca de fadiga superior à maior relação entre $0,1.B$, 1 mm ou $w/16$. Recomenda-se também adotar a mesma razão de carga para o ensaio subsequente de propagação de trinca sendo que, o $K_{m\acute{a}x.}$ durante a pré-trinca não deve exceder ao $K_{m\acute{a}x.}$ inicial referente ao ensaio de propagação. Os Quadros 3 e 4 apresentam os parâmetros empregados para a nucleação das pré-trincas de fadiga, respectivamente, dos corpos de prova do metal base (MB) e do metal de solda (MS) segundo a norma ASTM E399 - 12:

Quadro 3 – Parâmetros da nucleação da pré-trinca de fadiga no metal base (MB).

Parâmetros	Pré-trinca 1	Pré-trinca 2
Carga máxima	6 [kN]	5,5 [kN]
Amplitude	2700 [N]	2475 [N]
Carga média	3300 [N]	3025 [N]
Razão de carga	0,1	0,1
Frequência	12 [Hz]	12 [Hz]
Formato de onda	Senoidal	Senoidal
Temperatura	Ambiente ~ 20 °C	Ambiente ~ 20 °C
Umidade Relativa	50%	50%
Tamanho da pré-trinca	1,25 [mm]	1,25 [mm]

Quadro 4 – Parâmetros da nucleação da pré-trinca de fadiga no metal de solda (MS).

Parâmetros	Pré-trinca 1	Pré-trinca 2
Carga máxima	8 [kN]	5,5 [kN]
Amplitude	3600 [N]	3150 [N]
Carga média	4400 [N]	3850 [N]
Razão de carga	0,1	0,1
Frequência	12 [Hz]	12 [Hz]
Formato de onda	Senoidal	Senoidal
Temperatura	Ambiente ~ 20 °C	Ambiente ~ 20 °C
Umidade Relativa	50%	50%
Tamanho da pré-trinca	1,25 [mm]	1,25 [mm]

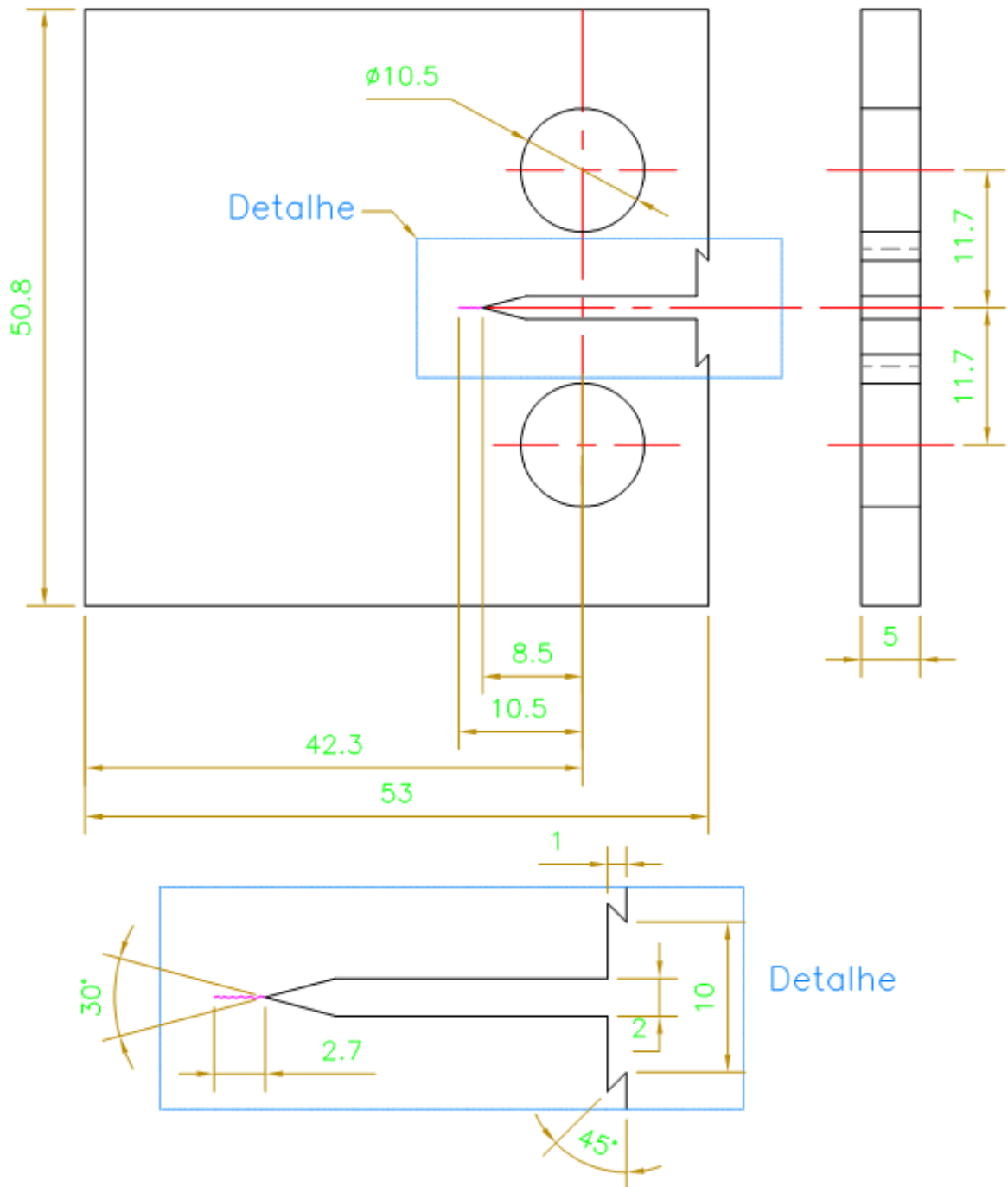
O Quadro 5 contém os parâmetros e seus valores adotados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga referentes, respectivamente, aos corpos de prova do metal base (MB) e do metal de solda (MS).

Quadro 5 – Parâmetros adotados nos ensaios de propagação de trincas realizados no MB e no MS, conforme recomendação da norma ASTM E647-13.

Parâmetros	Metal Base (MB)	Metal de Solda (MS)
Comprimento do entalhe (a_n)	8,50 [mm]	8,50 [mm]
Largura (w)	42,33 [mm]	42,33 [mm]
Largura Total ($1,25.w$)	52,92 [mm]	52,92 [mm]
Espessura (b)	5,00 [mm]	5,00 [mm]
Espessura do “knife edge”	1,00 [mm]	1,00 [mm]
Comprimento inicial da trinca (a_0)	10,50 [mm]	10,50 [mm]
Módulo de elasticidades (E)	208,970 [MPa]	208,970 [MPa]
Tensão de escoamento (σ_e)	518 [MPa]	518 [MPa]
Tensão de resistência (σ_u)	578 [MPa]	578 [MPa]
Coefficiente de Poisson	0,3	0,3
Orientação do Plano da Trinca	CL	CL
Carga máxima	9 kN	9 kN
Amplitude	4050 [N]	4050 [N]
Carga média	4950 [N]	4950 [N]
Razão de carga	0,1	0,1
Frequência	10 Hz	10 Hz
Tipo de ondas	Senoidal	Senoidal
Taxa de leitura	0,20 mm	0,20 mm

A Figura 51 ilustra a configuração e dimensões geométricas do corpo de prova de propagação de trincas por fadiga utilizado no ensaio de acordo com o anexo A da norma ASTM E647-13.

Figura 51 - Configuração geométrica e dimensional do corpo-de-prova do tipo C(T) adotada nos ensaios.



3.2.8 Caracterização fractográfica da superfície de fratura

A observação das superfícies de fratura dos corpos de prova de propagação de trinca por fadiga consistiu na análise morfológica da superfície de fratura e, conseqüentemente, na identificação dos principais micromecanismos de fratura atuantes durante a propagação da trinca no material. Essas superfícies foram analisadas por meio de um microscópio eletrônico de varredura pertencente ao LAIMat/DMT/FEG/UNESP. O MEV utilizado é da marca ZEISS, modelo EVO/LS15 equipado com detector de elétrons secundários E/T (Everhart/Thornley) e detector de elétrons retroespalhados de semicondutores de 4 pólos, conforme visto na Figura 52. As análises das superfícies de fratura foram realizadas em dois corpos de prova, sendo uma análise referente à superfície de fratura do metal base e outra referente à superfície de fratura do metal de solda. A análise deu-se na porção inicial, intermediária e final da propagação, isto é, nas regiões de baixa, média e alta variação do fator de intensidade de tensão, sendo a região de média variação correspondente à região da fase II da curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ versus $\log(\Delta K)$.

Figura 52 - Microscópio eletrônico de varredura utilizado na análise fractográfica.



4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As análises de composição química foram realizadas em duas amostras de metal base do tubo API 5L grau X70 e especificação PSL 2 retiradas a 90° e 180° do cordão de solda. As análises foram realizadas conforme recomendações das principais normas do setor de petróleo e gás, como API 5L e DNV OS F101. Os resultados das análises de composição química estão apresentados na Tabela 5 a partir da média aritmética das duas amostras.

Tabela 5 - Composição química (% em massa) do aço API 5L X70.

Elemento Químico	API 5L PSL2 X70M 44 Edição 2008 (máximo)	API 5L PSL2 X70MO 44 Edição 2008 (máximo)	API 5L PSL2 X70MS 44 Edição 2008 (máximo)	DNV OS F101 SMYS 485 2013 (máximo)	DNV OS F101 SS SMYS 485 2013 (máximo)	Material experimental aço API grau X70M PSL 2 (média)
C	0,12	0,12	0,10	0,12	0,10	0,06
Si	0,45	0,45	0,45	0,45	1,60	0,24
Mn	1,70	1,75	1,60	1,75	-	1,30
P	0,025	0,02	0,02	0,02	-	0,01
S	0,015	0,01	0,002	0,01	0,002	0,001
V	-	0,10	0,10	0,10	-	0,08
Nb	-	0,08	0,08	0,08	-	0,05
Ti	-	0,06	0,06	0,06	-	0,001
V+Nb+Ti	0,15	0,15	0,15	0,15	-	0,13
CE _{Pcm}	0,25	0,22	0,22	0,22	0,22	0,15

A partir da análise da Tabela 5 fica evidente que a composição química encontrada corresponde à composição extensivamente referenciada na literatura, classificando o aço em estudo como um aço microligado de alta resistência e baixa liga (ARBL) (*High-Strength Low Alloy Steel - HSLA*). Para uma análise completa a Tabela 5 apresenta cinco comparativos com os resultados obtidos, sendo os três primeiros referentes à norma API 5L (2008) e os dois últimos à norma DNV OS F101 (2013). Em relação à norma API, as três primeiras designações do tubo são dadas pelo algarismo alfa numérico que representa o limite de escoamento (70 ksi) seguido do sufixo M indicando que a chapa de aço empregada na fabricação do tubo foi obtida por meio da laminação controlada. A segunda letra indica a condição de serviço na qual o tubo será empregado, sendo O para *offshore service* e S para *sour service* cujas diretrizes encontram-

se, respectivamente, nos anexos J (PSL 2 pipe ordered for offshore service) e H (PSL 2 pipe ordered for sour service). As duas últimas designações do tubo referentes à norma DNV OS F101 especificam a tensão mínima de escoamento de 485 MPa (*Specified Minimum Yield Stress - SMYS*), sendo a última com um adendo referente à condição SS (*sour service*). Para a avaliação do cumprimento das exigências mínimas especificadas pelas normas API e DNV, foram dispostos na Tabela 5 apenas os elementos químicos estritamente especificados por essas normas. No entanto, as análises revelaram ainda a presença dos seguintes elementos químicos (teores percentuais em massa): Cu (0,02%); Ni (0,04%); Cr (0,06%); Mo (0,014%); B (0,0007%) e Al (0,027%). A composição química do aço API X70 nacional mostrada na Tabela 5 mostra que todos os resultados não somente atenderam às exigências da norma API 5L para a condição de serviço *offshore* (X70MO), como também para a condição de serviço em meios corrosivos por H₂S (X70MS) da API e (SMYS SS 485) da DNV.

Por tratar-se de um tubo PSL 2 cujo teor percentual em massa de carbono determinado foi de aproximadamente 0,06%, ou seja, praticamente metade do máximo teor permitido, segundo recomendações das normas API 5L e DNV-OS-F101 foi adotado a equação estabelecida por Y. Ito & K. Bessyo (Parâmetro de Trincamento Modificado - CE_{Pcm}) para determinar o carbono equivalente. O cálculo do carbono equivalente por meio Parâmetro de Trincamento Modificado (CE_{Pcm}) foi realizado pela equação (57):

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (57)$$

O valor do carbono equivalente obtido pela equação (57) e apresentado na Tabela 5 encontra-se dentro dos limites estabelecidos pelas normas citadas anteriormente, uma vez que, o valor determinado de aproximadamente 0,15% encontra-se abaixo do valor limite estabelecido que é de 0,22%. Logo, o aço empregado neste estudo confirma a sua boa soldabilidade e pequena propensão a trincas durante e após o processo de soldagem. Lembrando que o parâmetro Pcm é empregado para situações em que a fração em massa de carbono é igual ou inferior a 0,12%, e nesse caso o valor determinado foi de 0,06%. De maneira geral, a composição química do aço aplicado nesse estudo corrobora o seu baixo teor de elementos de liga, com destaque para o baixo teor de carbono que, apesar de ser um forte elemento endurecedor não afeta a resistência mecânica do aço, pois o seu baixo teor é contrabalanceado pelas microadições de Nb, V e Ti que promovem um efeito combinado de endurecimento por precipitação e refino de grão, sendo esse último também responsável por aumentar a tenacidade.

Portanto, fica evidente que o aço ARBL por apresentar alta resistência mecânica, elevada tenacidade e boa soldabilidade mostra-se adequado para aplicações em tubos empregados em sistemas de condução e distribuição de óleo e gás. A composição química do metal de solda encontra-se na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição química (% em massa) do metal de solda da junta soldada SAW.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
%	0,04	0,31	1,38	0,0128	0,0045	0,051	0,042	0,100	0,028

Elemento	Cu	V	Ti	B	Sn	Co	W	N	Cr+Ni+Mo
%	0,049	0,0613	0,0081	0,0013	0,0041	0,0042	0,002	¹ 106,33	0,192

Observação: ¹N = 106,33 em p.p.m.

Embora a combinação arame + fluxo não tenha sido fornecida pelo fabricante do tubo, pela análise da composição química e referências encontradas em catálogos de fabricantes de consumíveis para a soldagem ao arco submerso, a composição da Tabela 6 assemelha-se à composição típica da combinação arame + fluxo classificada como ASME SFA-5.23 F8A2-EA2-A4, cujo máximo teor percentual em massa dos elementos especificados é dado por: C (0,05%); Si (0,40); Mn (1,40%) e Mo (0,50%). De acordo com a fabricante ESAB® essa combinação é formada por um fluxo aglomerado neutro, básico, especialmente desenvolvido para a soldagem com múltiplos arames em CC+ / CA, na fabricação de tubos longitudinais de elevada resistência, além de proporcionar um baixo perfil do cordão de solda; fatores esses que corroboram a sua grande aplicabilidade na indústria Naval & Offshore.

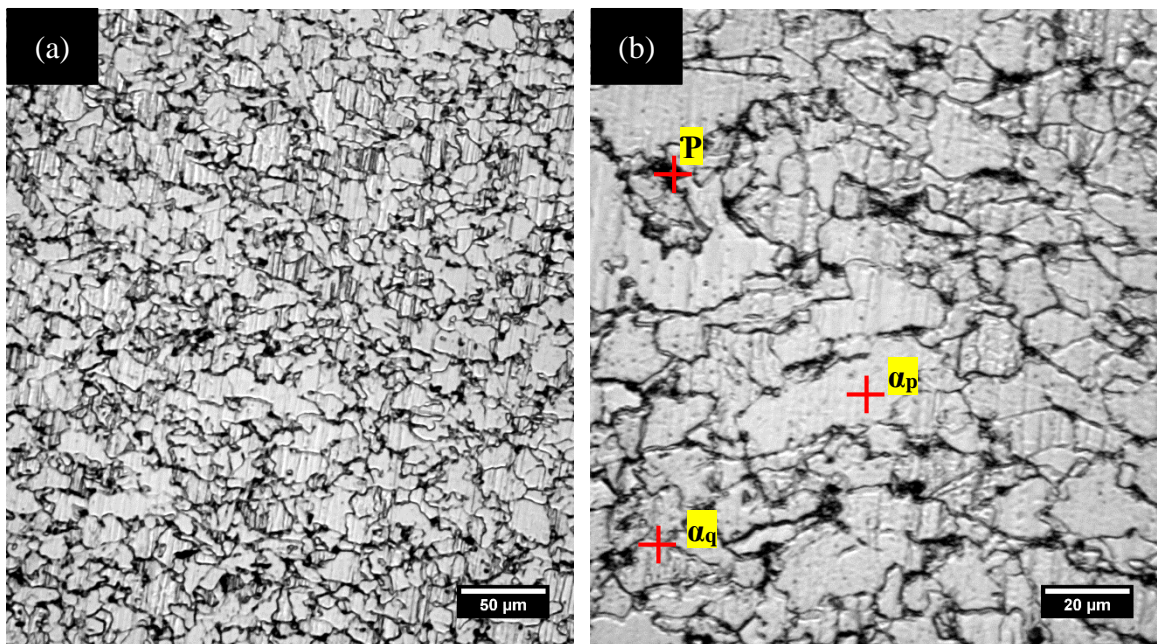
De acordo com Bose-Filho, Carvalho e Strangwood (2007) a composição do metal de solda selecionada geralmente é condizente (“*matched*”) com a do metal base para conferir resistência mecânica similar à do metal base, no entanto, procura-se adicionar elementos de liga o mínimo possível a fim de evitar a formação de fases frágeis e defeitos, como a trinca a frio no cordão de solda. Este fato está diretamente relacionado a temperabilidade do metal de solda, na qual tem que ser suficientemente baixa a fim de evitar a transformação da austenita residual em martensita de alto teor de carbono. De acordo com a equação (57), o valor do carbono equivalente encontrado para o metal de solda foi de 0,15; valor esse igual ao carbono equivalente encontrado para o metal de base ($P_{cm} = 0,15$). Portanto, o metal de solda depositado também confirma a sua boa soldabilidade e pequena propensão a trincas durante e após o processo de soldagem em virtude de apresentar baixa temperabilidade.

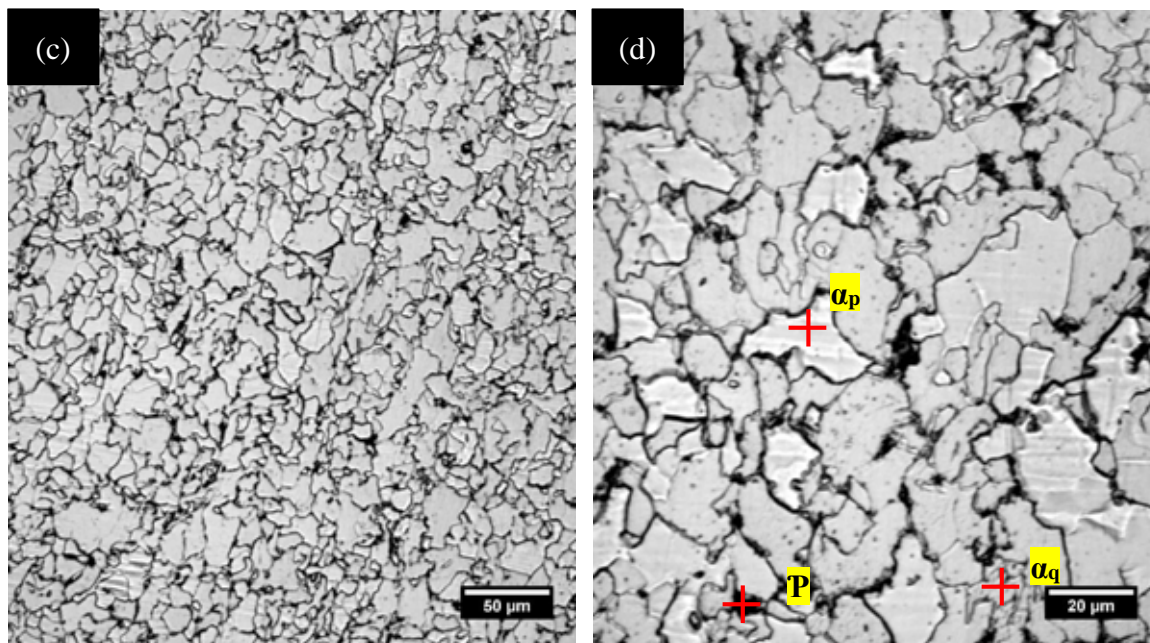
4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A microestrutura de duas amostras do metal base (MB) retiradas nas direções longitudinal (MB - L) e transversal (MB - T), ambas localizadas à 180° da junta soldada, é mostrada na Figura 53. A análise microestrutural na direção longitudinal revela uma microestrutura pouco bandeada e refinada composta predominantemente por ferrita (área clara) e, em menor quantidade, perlita (área escura). Essa predominância de ferrita deve-se ao baixo teor de carbono (0,06 % C) comprovado pela análise química do metal base.

Baseando-se nos critérios de classificação e nomenclatura do Comitê de Bainita do ISIJ, nota-se que tanto para o (MB-L) quanto para o (MB-T), a ferrita encontra-se sob a morfologia poligonal (α_p) e quase-poligonal (α_q). Essa microestrutura à base de ferrita e perlita (P), sem a presença de ferrita acicular, isto é, ferrita bainítica (α_B°), comprova que o aço foi laminado convencionalmente a quente sendo posteriormente tratado termicamente por normalização.

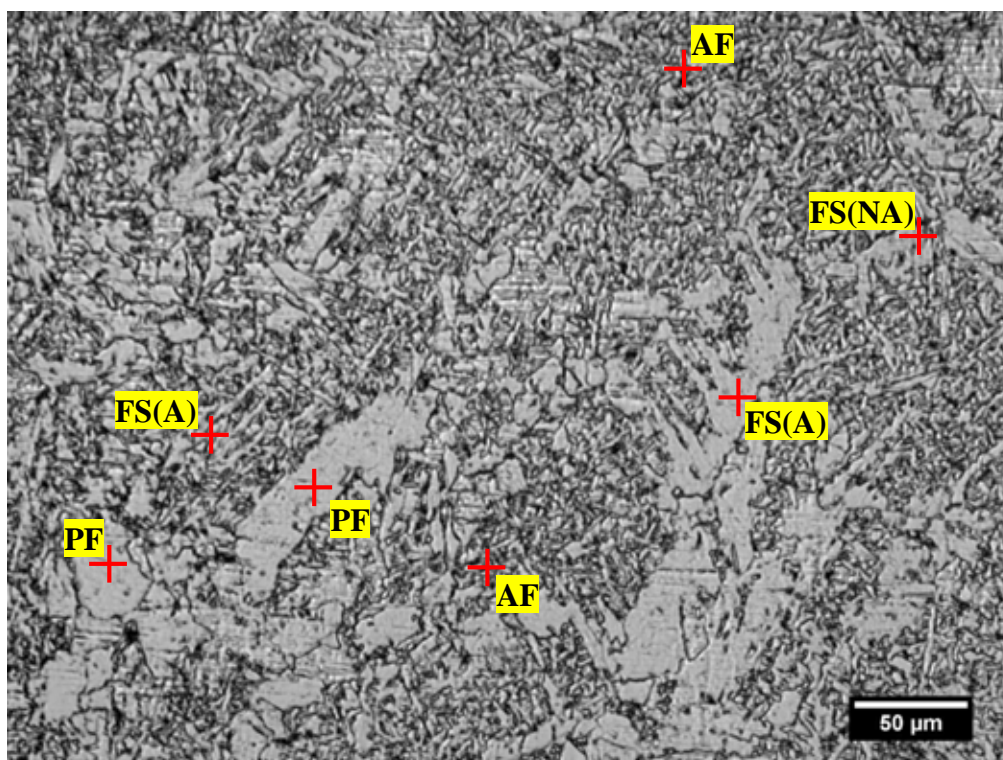
Figura 53- Microestrutura do metal base (MB): (a) MB - L (200x); (b) MB - L (500x); (c) MB - T (200x); (d) MB - T (500x).





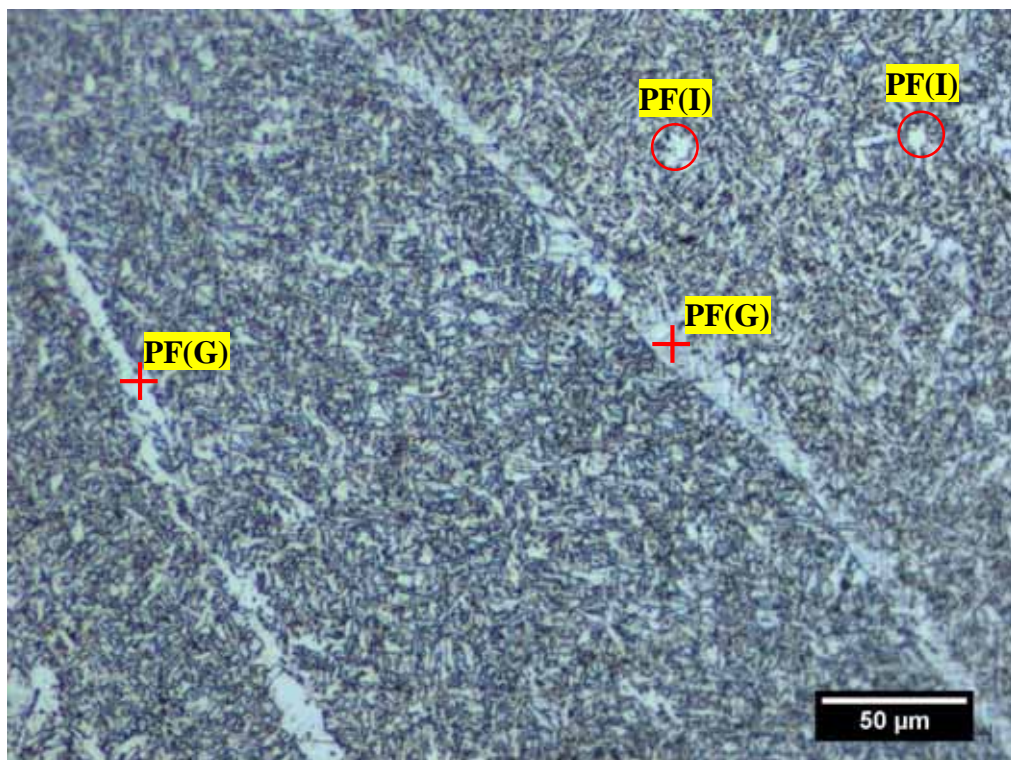
A microestrutura do metal de solda é mostrada na Figura 54. Nota-se que a microestrutura da zona fundida (ZF) do metal de solda (MS) é composta por diversas morfologias ferríticas.

Figura 54- Microestrutura da zona fundida do metal de solda analisada por microscopia óptica (200x).



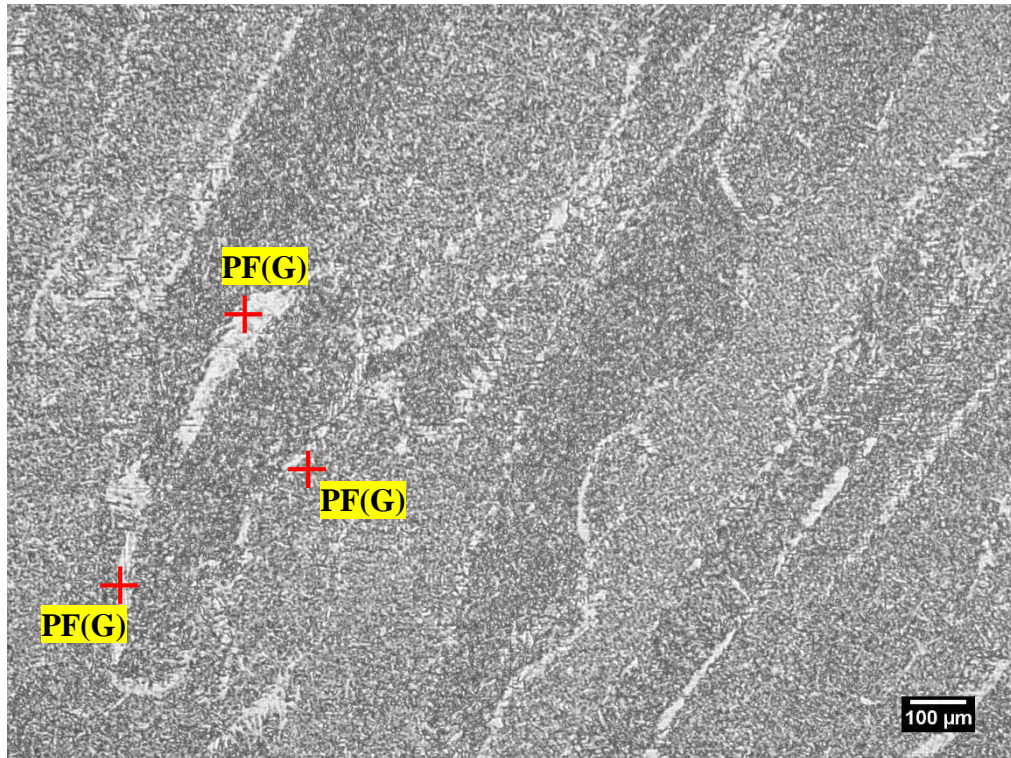
De acordo com a classificação e designação estabelecida pelo IIW, na micrografia do metal de solda apresentada na Figura 54 estão presentes a ferrita primária (PF), a ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)), a ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)) e a ferrita acicular (AF), essa última responsável por conferir alta resistência mecânica e elevada tenacidade ao metal de solda. Para evidenciar e diferenciar as duas formas de ocorrência da ferrita primária em ferrita poligonal de contorno de grão (PF(G)) e ferrita poligonal intragranular (PF(I)), é mostrada na Figura 55 uma micrografia da ZF do MS obtida por microscopia óptica motorizada.

Figura 55- Microestrutura da zona fundida do metal de solda analisada por microscopia óptica motorizada (200x).



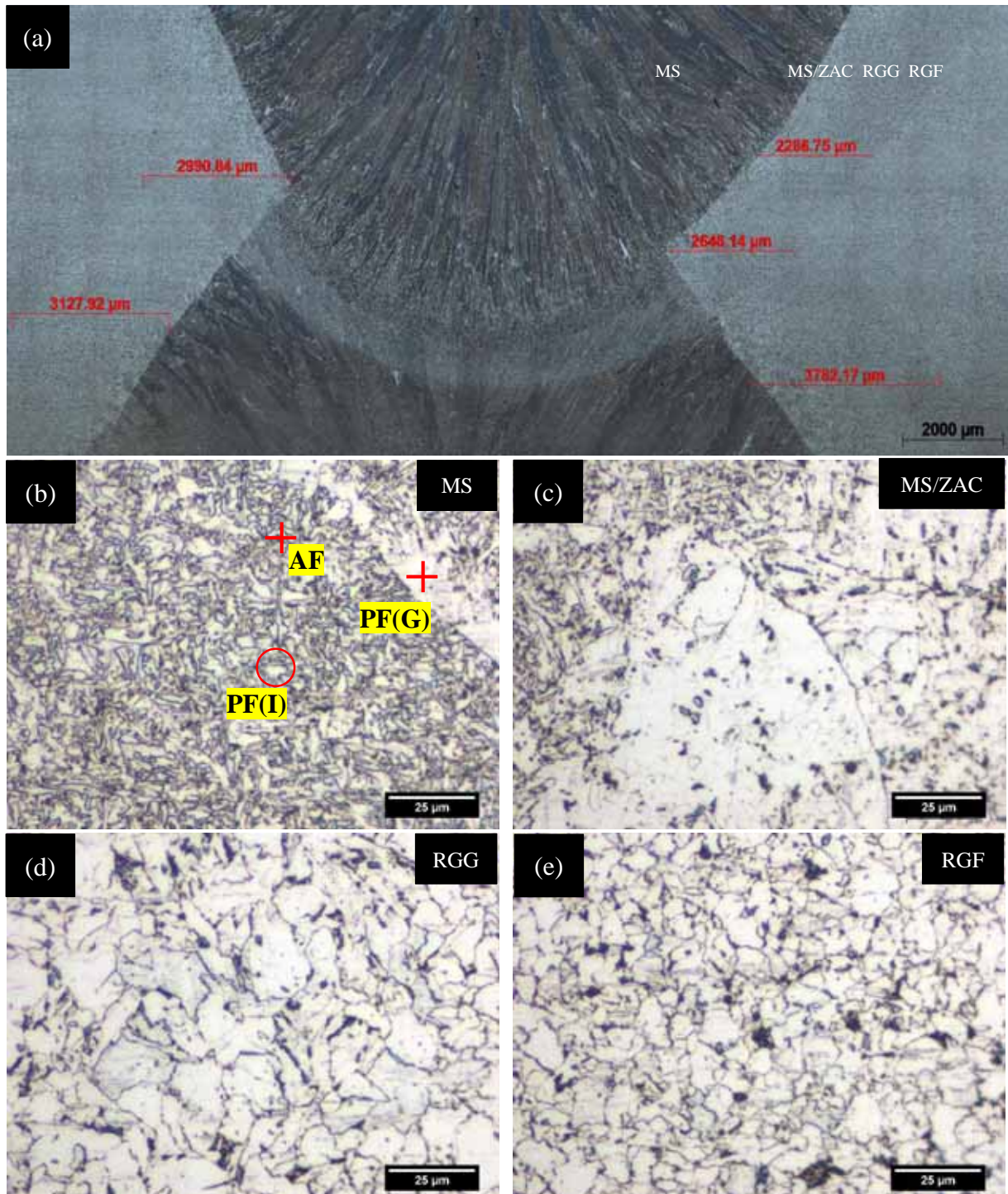
A partir da análise da Figura 55 fica evidente a presença de grãos poligonais de ferrita (PF(I)), os quais são circundados por ferrita acicular e ferrita de segunda fase e estão contidos no interior do grão austenítico prévio. Observa-se também a presença marcante da ferrita associada ao contorno de grão da austenita prévia (PF(G)), a qual possui uma aparência clara e lisa e apresenta-se sob o formato de veios que seguem o contorno de grão da austenita anterior. A micrografia apresentada na Figura 56 deixa mais evidente a presença da PF(G), em que é possível notar a sua presença praticamente em todo o contorno de grão da austenita primária.

Figura 56- Análise microestrutural da ferrita poligonal associada ao contorno de grão feita por microscopia óptica (50x).



Uma análise microestrutural complementar da região compreendida pelo metal de solda (MS), pela zona afetada pelo calor (ZAC) e, por fim, pelo metal base não modificado em termos microestruturais, deu-se a partir de um mapeamento microestrutural da junta soldada SAW. Para a montagem do mapa foi usado o módulo MosaiX do programa Zeiss AxioVision 4.8.2. A Figura 57(a) mostra a constituição do mapa para a análise microestrutural do MS mostrado na Figura 57(b) e da ZAC indicada pelas Figuras 57(c-e).

Figura 57- Microscopia óptica motorizada: (a) mapeamento da junta soldada; (b) metal de solda (500x); (c) fronteira entre MS e a ZAC (500x); (d) região de grãos grosseiros (500x); (e) região de grãos finos (500x).



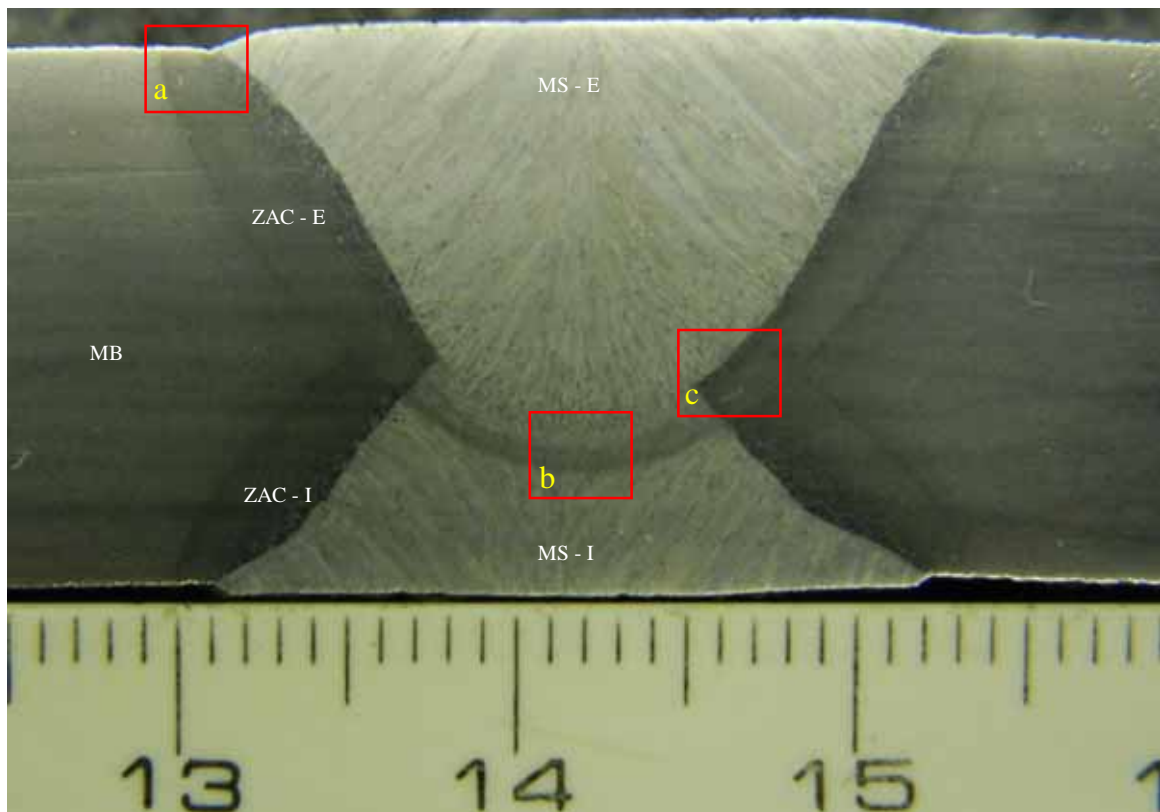
A ZAC caracteriza-se por uma faixa microestrutural cuja morfologia varia ao longo da sua extensão. Essa extensão está diretamente relacionada às condições de soldagem (*i.e.*, aporte térmico) e da taxa de resfriamento. Na Figura 57(a) é possível distinguir a ZAC do metal base

não afetado e identificar, embora não muito nítida, a sua extensão. Deve-se ressaltar que, a extensão da ZAC foi obtida a partir de algumas medidas realizadas a partir da zona de ligação (ZDL), definida como a região da transição entre a ZF e o MB que permaneceu no estado sólido, até ao MB não modificado. Ao longo da região de fronteira entre o metal de solda e a ZAC mostrada na Figura 57(c) percebe-se uma variação acentuada no tamanho de grão a partir da zona da fundida em direção ao metal base afetado pelo calor (da esquerda para a direita). Essa região adjacente ao metal de solda apresenta um excessivo tamanho de grão em virtude do alto pico de temperatura oriundo do ciclo térmico de soldagem e do maior tempo de permanência dessa região a altas temperaturas. A sua continuidade revela uma microestrutura de grãos grosseiros (RGG), conforme está indicada na Figura 57(d). No entanto, deve-se destacar que a região de grãos grosseiros da ZAC (RGGZAC) pode se transformar em diferentes sub-regiões dependendo da temperatura de reaquecimento proveniente do ciclo térmico subsequente do passe da solda externa, o que torna ainda mais complexa a sua análise. A região mais adiante mostrada na Figura 57(e) é a região de granulação fina (RGF) que é comumente designada de região normalizada.

4.3 ANÁLISE MACROESTRUTURAL

A macrografia da junta soldada formada pelo processo de soldagem por arco submerso é mostrada na Figura 58. Essa junta soldada foi extraída do anel de um tubo de aço grau API X70 e especificação PSL2.

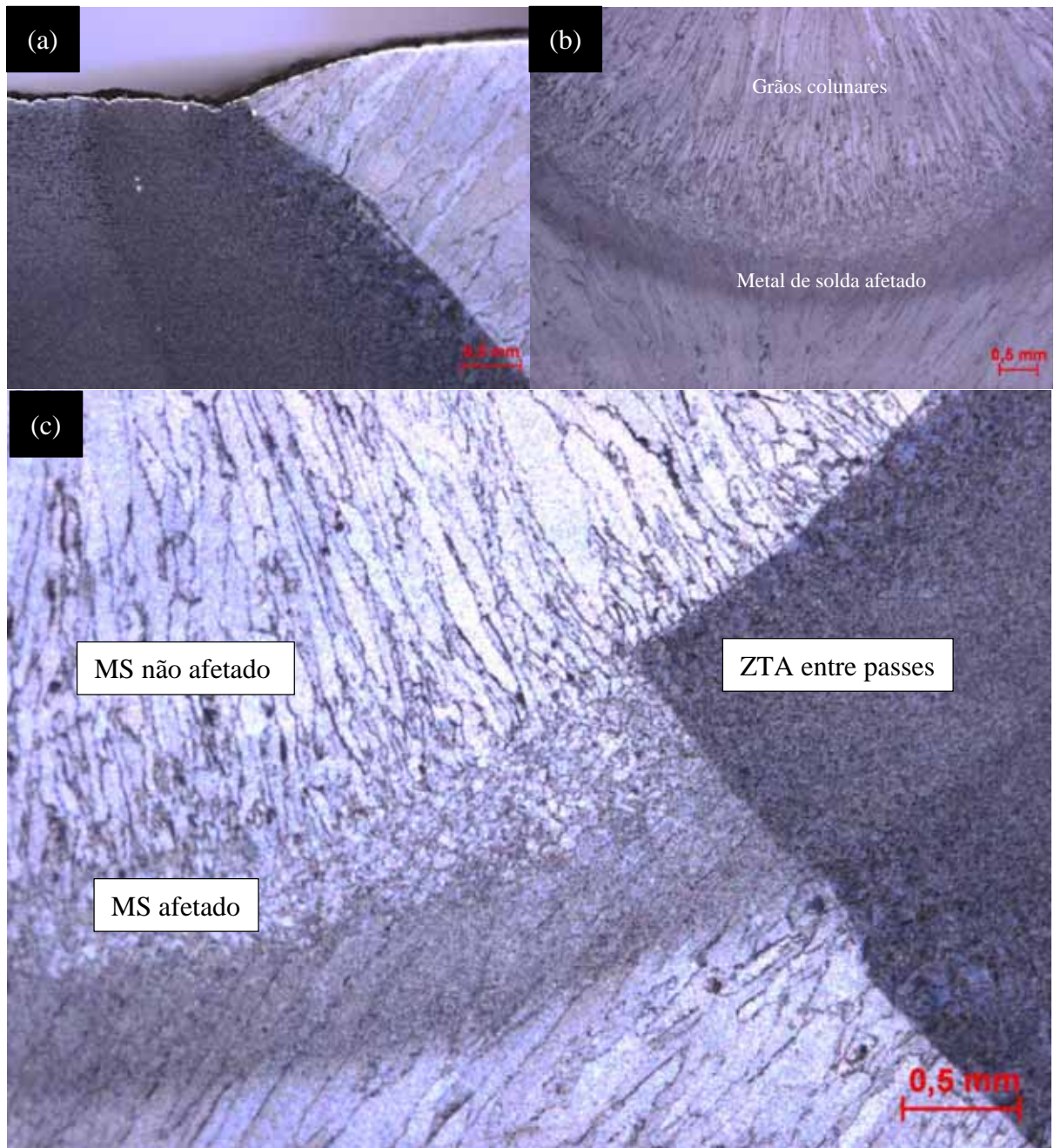
Figura 58 - Macrografia da junta soldada formada pelo processo SAW.



Na macrografia da Figura 58 pode-se distinguir nitidamente as regiões da junta soldada (JS) compreendida pelo metal de solda oriundo do passe interno (MS-I) e externo (MS-E) e as suas respectivas zonas afetadas pelo calor (ZAC-I) e (ZAC-E). O metal de base (MB) completa a formação da JS. De maneira geral, pode-se dizer que a solda formada apresenta passes bem alinhados e um perfil regular. Conforme citado por Bott et al. (2005) e Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2011), a técnica “*Tandem Arc*” resulta em um elevado aporte térmico o que favorece no aumento do tamanho de grão austenítico prévio. No entanto, embora seja empregado um elevado aporte térmico em função da elevada corrente de soldagem de processo, a extensão das ZAC’s e suas sub-regiões (subcrítica, intercrítica, grãos finos e de grãos grosseiros) são relativamente pequenas quando comparadas às dimensões do cordão de solda, o que diminui os

efeitos deletérios da ZAC no desempenho da solda. Para uma análise mais detalhada, as regiões indicadas pelas letras a, b e c foram ampliadas em 10x através de um estereoscópio da marca ZEISS modelo STEMI 2000. Essas regiões estão representadas na Figura 59.

Figura 59 - Detalhes da macrografia da junta soldada: (a) região superior esquerda da JS; (b) região de fronteira entre os passes; (c) sub-regiões da ZAC entre passes.



A partir da análise da Figura 59(a) é possível discernir nitidamente as regiões do MB, ZAC e MS que compõem a JS. Observa-se também uma nítida variação morfológica dos grãos

da ZAC, onde há uma diminuição progressiva da granulação da ZAC mais próxima ao MS em direção ao MB não afetado pelo calor.

Na Figura 59(b) verifica-se que a região do MS é constituída de grãos colunares bem delineados em virtude do processo de solidificação. No entanto, conforme observado nas Figuras 59(b) e 59(c) há uma pequena região afetada do metal de solda (MS afetado) onde o ciclo térmico da deposição do passe externo de solda (reforço) afetou parcialmente o metal de solda do passe interno (raiz). Nesse caso, observa-se nitidamente que os grãos da solda interna adjacente ao passe externo sofreram uma alteração morfológica. Fato este que resultou na perda do seu típico aspecto colunar e, como consequência, houve um refino dos grãos.

Analogamente em relação à ZAC, é possível verificar uma região (ZAC entre passes) modificada em virtude do ciclo térmico do passe de solda posterior ao passe interno. Embora essa análise esteja centrada apenas na observação macrográfica, deve-se ressaltar que uma consequência direta desse novo ciclo térmico da ZAC é a formação de sub-regiões na região de grãos grosseiros da ZAC (RGGZAC) dependendo da temperatura de reaquecimento. Estudos recentes revelam que a região mais degradada pelo ciclo térmico na soldagem multipasse é a região de reaquecimento intercrítico (entre Ac1 e Ac3) da granulação grosseira (RICGG) da ZAC, devido à formação de constituintes frágeis como o constituinte M-A (Martensita-Austenita) (FAIRCHILD et al., 1991; MOEINIFAR; KOKABI; HOSSEINI, 2011). Esses estudos se justificam devido ao fato do constituinte M-A apresentar elevada dureza e baixa tenacidade além de exercer o efeito de concentrador de tensão na matriz ferrítica favorecendo a nucleação de trincas e perda de tenacidade da região. De acordo com Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2011) o estudo na região de RICGG é revestido de complexidades em função dessa região ser extremamente pequena. Fato este que justifica os recentes estudos relacionados ao processo TSAW (*Tandem Submerged Arc Welding*) de quatro eletrodos feitos por simulação térmica visando à formação de uma região RICGG relativamente larga, como o estudo realizado por Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2011) que avaliam o efeito do ciclo térmico de soldagem do processo TSAW nas propriedades da região RICGG da ZAC em um aço microligado grau API X80.

4.4 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV)

O ensaio de dureza Vickers (HV 0,5) foi realizado ao longo da espessura da junta soldada SAW varrendo as regiões compreendidas pelo metal base (MB), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de solda (MS), conforme Figura 60. Foram realizados 45 pontos de indentação, sendo 15 pontos ao longo da linha próxima ao diâmetro externo (DE), 15 ao longo da linha central da espessura representada pelo diâmetro médio (DM) e 15 na linha próxima ao diâmetro interno (DI). Os resultados da microdureza de cada ponto são mostrados na Tabela 7.

Figura 60 - Mapeamento da dureza ao longo da junta soldada SAW do tubo API 5L X70.

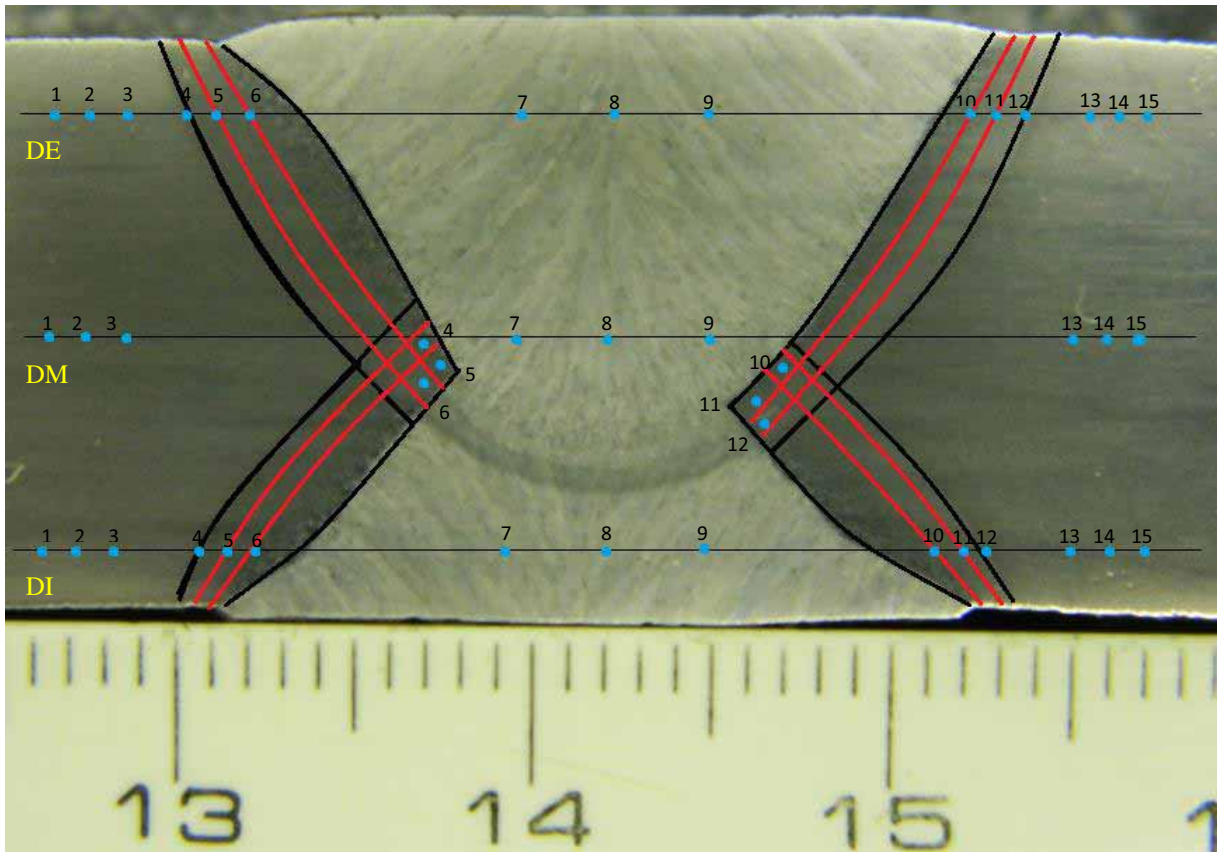


Tabela 7 - Resultado da microdureza Vickers (HV0,5).

Mapeamento da dureza Vickers (HV0,5)															
	MB			ZAC			MS			ZAC			MB		
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
DE	177,6	178,2	178,3	185,6	189,9	198,7	213,5	216,2	220,9	197,3	192,5	186,8	171,5	179,2	170,9
DM	168,5	167,6	158	175,5	189,3	199,5	219,9	230,6	221,5	202,8	189,3	185,0	176,5	168,8	177,8
DI	174,5	171,9	168	176,9	185,5	196,3	233,2	224,2	220	199,9	192,8	207,9	176,9	161,4	166,8

Analisando os dados da Tabela 7 é possível verificar que, de maneira geral, a região compreendida pelo metal de solda apresentou os maiores valores de dureza enquanto que o metal base apresentou os menores valores de dureza.

De acordo com Bott (2003) e Bott et al. (2005) o ciclo térmico de soldagem afeta as propriedades mecânicas da ZAC podendo promover uma diminuição na dureza da ZAC, embora não necessariamente uma redução na resistência mecânica. No entanto, esse não foi o caso da ZAC da junta soldada analisada, ao contrário, pôde ser constatado um ligeiro aumento na dureza da ZAC em comparação ao metal base, mas ainda assim consideravelmente inferior à dureza do metal de solda. É prática comum normas como API 5L especificar valores limites de dureza para a ZAC, como os especificados pelos anexos J para condição *Offshore* e H para condição *Sour Service* que limitam, respectivamente, uma dureza máxima de 300 HV10 e 250 HV10 tanto para a região da ZAC, quanto para o metal base e o metal de solda.

A fim de evidenciar a diferença nos valores de dureza, foi feita uma breve análise estatística a partir dos dados da Tabela 7. Os valores da dureza média (\bar{X}) associado ao respectivo desvio padrão estão contidos na Tabela 8.

Tabela 8 - Comparação da dureza entre as regiões do MB, ZAC e MS.

	MB	ZAC	MS
\bar{X}	171,80	191,75	222,22
S	±6,13	±8,60	±6,32

Como pode ser verificado na Tabela 8, o valor médio da dureza do metal de solda (222,22 HV0,5) foi superior em quase 30% quando comparado ao metal base (171,80 HV0,5). Esse resultado de dissimilaridade indica a possibilidade da existência da condição *weld overmatch*, em que a resistência mecânica do metal de solda é superior à resistência mecânica do metal base. Diversos códigos de fabricação e procedimentos seguros de soldagem (*e.g.*, API 1104, 2005; ASME Sec. IX, 2010 e AWS D1.1, 2000) prescrevem o uso da condição *weld overmatch* como meio de reduzir a probabilidade de falhas catastróficas induzidas por defeitos não detectados na soldagem ou por aqueles formados na estrutura devido às condições operacionais (DONATO; MAGNABOSCO; RUGGIERI, 2009; PAREDES; RUGGIERI, 2012; THAULOW et al., 2000).

Conforme observação da Figura 60, os pontos 4,5,6 e 10,11 e 12 referentes à linha do diâmetro médio (DM) estão contidos na ZAC modificada entre passes. A disposição adotada

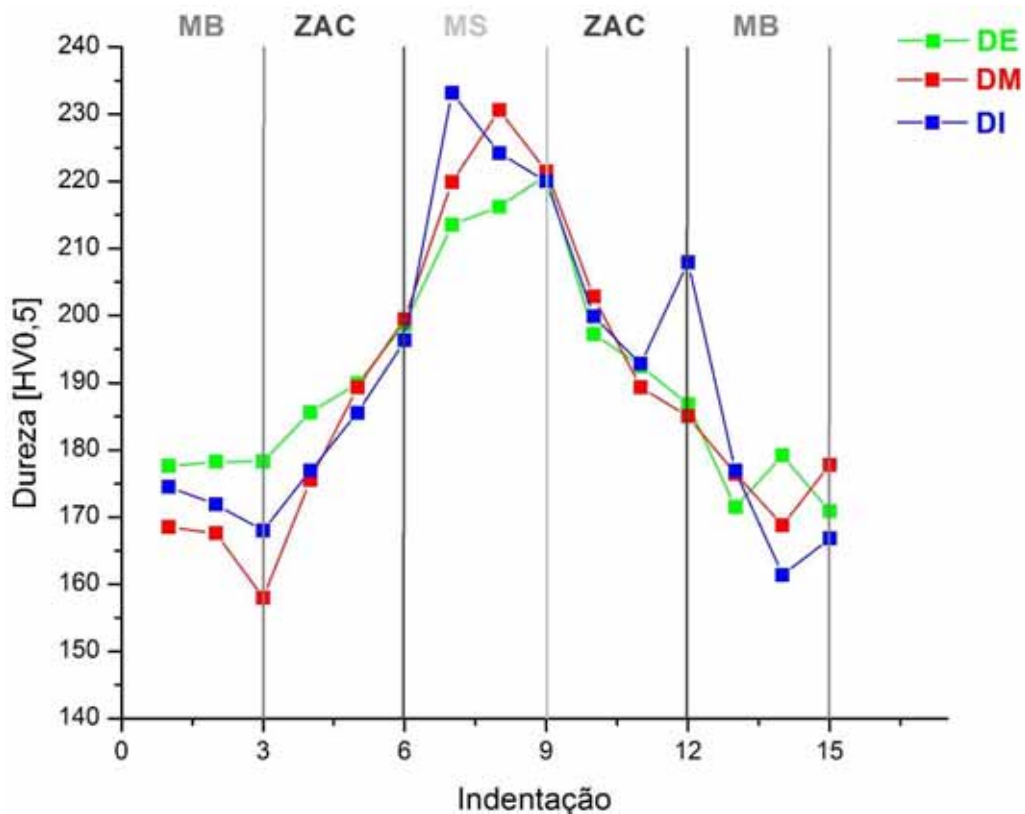
para esses pontos foi feita visando comparar os valores dessas ZAC's com as ZAC's formadas a partir de um único ciclo térmico, pois aquelas são as mais importantes pela sua influência nas propriedades mecânicas da ZAC. Embora a dureza tenha sido mapeada, a determinação exata das diferentes sub-regiões que compõe a ZAC afetada pelo ciclo térmico posterior não é trivial.

O objetivo foi tentar avaliar a dureza da região de grãos grosseiros da ZAC reaquecida na faixa intercrítica (RICGG), pois tal região é extensivamente referenciada na literatura como a região mais prejudicada pelos ciclos térmicos de soldagem. Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2011) relatam que o estudo das propriedades mecânicas dessa região é complexo e apresenta dificuldades em virtude dessa região ser extremamente pequena, o que muitas vezes torna necessário a estudo por simulação termomecânica. Segundo Bott et al. (2005), Fairchild et al. (1991) e Moeinifar, Kokabi e Hosseini (2011), constituintes de baixa tenacidade como o microconstituente M-A podem ser formados em aços ferríticos-perlíticos devido ao reaquecimento intercrítico causado pelo ciclo térmico de soldagem do passe de solda seguinte.

A presença do microconstituente M-A pode reduzir a tenacidade na ZTA, formando regiões de baixa tenacidade e elevada dureza designadas como zonas frágeis localizadas (ZFL). Esse constituinte apresenta elevada dureza e é susceptível ao trincamento, o que contribui para a redução na tenacidade da região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente o que facilita a propagação de trincas. Embora os resultados obtidos, conforme os dados da Tabela 7, não evidenciam uma variação significativa na dureza referente às diferentes regiões da ZAC, salienta-se que devido as distâncias entre as identificações serem relativamente grandes em relação às dimensões das sub-regiões de reaquecimento intercrítico, torna-se difícil assegurar um mapeamento exato dessa região.

As medidas da dureza ao longo da espessura tiveram também como intuito investigar a possibilidade de variação da dureza ao longo da espessura de parede do tubo. Como já descrito no tópico 2.2.5, as propriedades mecânicas podem variar ao longo da espessura devido às possíveis tensões e deformações residuais inerentes da conformação a frio U-O-E. Logo, para facilitar essa análise a partir dos dados da Tabela 7 foi construído o gráfico mostrado na Figura 61 que faz uma análise comparativa entre os valores de dureza expressos em função do diâmetro externo (DE), médio (DM) e interno (DI).

Figura 61 - Análise comparativa da dureza ao longo da espessura da junta soldada.

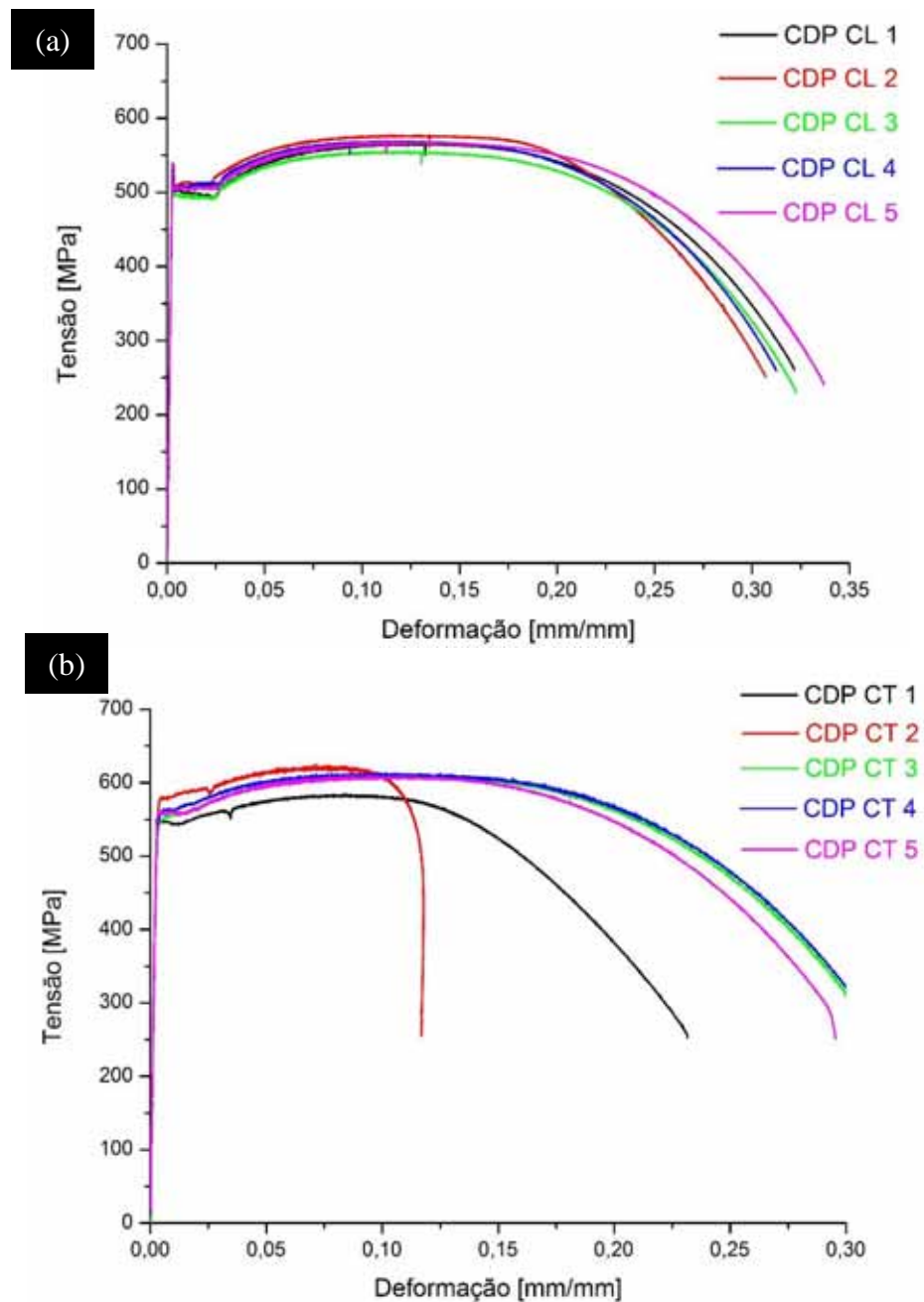


O gráfico da Figura 61 deixa nítido que não houve diferenças significativas de dureza ao longo da espessura, exceto em relação às regiões compreendidas pelo MB, ZAC e MS que já foram discutidas. O fato de não haver uma diferença significativa da dureza ao longo da espessura, principalmente em relação ao diâmetro médio (DM) que corresponde a porção central da espessura da chapa, permite depreender que o processo de fabricação do aço seja por lingotamento convencional ou contínuo minimizou ou, até mesmo, não promoveu a formação da linha de segregação de elementos de liga. Essa constatação é de extrema importância no que diz respeito à fissuração a frio por hidrogênio (*HIC*), pois de acordo com Hulka (2001) a formação da linha central de segregação potencializa à fragilização induzida pelo hidrogênio e, quanto maior a dureza da região segregada, mais sensível ao fissuramento a frio estará o aço.

4.5 ANÁLISE DO ENSAIO DE TRAÇÃO

Após a realização dos ensaios de tração em corpos de prova cilíndricos de seção reduzida obtidos nas direções longitudinal e transversal em relação ao eixo do tubo, foi possível construir as correspondentes curvas tensão-deformação. Os levantamentos das curvas tensão de tração pela deformação sofrida pelos corpos de prova constituem os resultados dos testes de tração e estão indicados na Figura 62.

Figura 62 - Curvas tensão-deformação obtidas a partir de corpos cilíndricos de seção reduzida: (a) direção longitudinal; (b) direção transversal.



As curvas da Figura 62 indicam que o material apresenta uma alta capacidade de deformação, pois os diagramas tensão-deformação apresentam variações relativamente pequenas na tensão, acompanhadas de grandes variações na deformação, com exceção do corpo de prova CDP CT 2 indicado na Figura 62(b). Diferentemente dos demais corpos de prova, esse apresentou uma deformação relativamente pequena rompendo a uma deformação inferior a 0,15%, o que acabou impactando em uma baixa ductilidade.

Uma análise comparativa entre as curvas da Figura 62(a) e 62(b) revela que as curvas de tração longitudinal apresentam um escoamento bem definido caracterizado por um aumento relativamente grande na deformação, acompanhado por uma pequena variação na tensão. Embora as curvas referentes aos ensaios transversais também apresentem um comportamento semelhante, tal comportamento é menos evidente em relação à primeira condição. De maneira geral, há uma divisão bem perceptível entre o regime elástico e plástico do material.

Além da determinação das propriedades mecânicas do metal base do tubo necessárias para a correta execução dos ensaios de propagação de trinca por fadiga, como já mencionado no tópico 3.2.6, foram mensuradas e avaliadas propriedades mecânicas além das especificadas pelas normas API 5L, DNV OS F101 e ISO 3183. Portanto, a partir dos ensaios de tração mostrados anteriormente na Figura 62, foram determinados os limites de escoamento (σ_e) e resistência à tração (σ_u), tenacidade (U_t), módulo de elasticidade (E), alongamento uniforme (A_u) alongamento total (A_t), e a razão elástica definida pela relação entre os limites de escoamento e resistência (σ_e/σ_u). O valor máximo da razão elástica é determinado por norma com o propósito de garantir o escoamento plástico para situações inesperadas de sobrecarga. Neste contexto, significa dizer que o escoamento deve ser suficiente para gerar uma acentuada deformação plástica sem, no entanto, vir a falhar repentinamente. Já em relação ao coeficiente de estrição (ϕ), que é representado pela relação entre a diferença das seções inicial e final após a ruptura do corpo de prova e a seção inicial, embora seja relevante para avaliar a plasticidade do material, não foi possível determina-lo em virtude da dificuldade em se medir a seção final do corpo de prova após a sua ruptura, sendo determinado somente o alongamento específico em 25 mm. Já a tenacidade foi determinada a partir da integração da área sob a curva tensão-deformação, a partir do uso do software gráfico OriginPro 8.1®. Todos esses parâmetros referentes aos corpos de prova longitudinais e transversais de seção cilíndrica estão apresentados, respectivamente, nas Tabelas 9 e 10.

Tabela 9 - Resultados dos ensaios em corpos de prova de seção cilíndrica retirados na direção longitudinal.

CDP	$\sigma_e (0,2\%)$	${}^1\sigma_e (0,5\%)$	σ_u	U_t	E	2A_u	3A_t	σ_e/σ_u
	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[N.mm/mm ³]	[GPa]	[%]	[%]	-
CL 1	504,65	500,79	566,21	161,82	208,20	13,14	32,16	0,89
CL 2	507,59	511,90	577,30	157,16	208,88	13,45	30,70	0,88
CL 3	496,84	495,47	555,46	158,14	210,22	11,69	32,24	0,89
CL 4	502,44	509,00	569,44	158,44	209,10	12,50	31,23	0,88
CL 5	505,72	506,05	568,98	169,83	211,15	11,05	33,68	0,89

Tabela 10 - Resultados dos ensaios em corpos de prova de seção cilíndrica retirados na direção transversal.

CDP	$\sigma_e (0,2\%)$	${}^1\sigma_e (0,5\%)$	σ_u	U_t	E	2A_u	3A_t	σ_e/σ_u
	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[N.mm/mm ³]	[GPa]	[%]	[%]	-
CT 1	545,90	546,09	585,04	117,26	222,63	8,44	23,15	0,93
CT 2	578,60	580,14	625,29	69,56	216,01	7,17	11,68	0,93
CT 3	547,20	553,78	608,81	165,81	225,40	10,79	30,78	0,90
CT 4	560,01	563,46	613,83	168,20	214,95	10,16	31,03	0,91
CT 5	557,90	558,46	610,80	158,75	210,954	8,72	29,54	0,91

Observações:

¹Por recomendação da norma API foi determinado o escoamento referente a um *offset* de 0,5% na deformação do corpo de prova;

²Alongamento correspondente até à máxima tensão de tração (σ_u);

³Alongamento em 25 mm para corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida.

A partir dos valores apresentados nas Tabelas 9 e 10 foi realizado um breve tratamento estatístico a fim de facilitar a interpretação e comparação entre os ensaios de tração para as direções longitudinal e transversal. A Tabela 11 apresenta os valores médios (\bar{X}) e desvios-padrão ($\pm S$) dos resultados contidos nas Tabelas 9 e 10.

Tabela 11 - Valor médio e desvio padrão dos resultados dos ensaios de tração longitudinal e transversal de seção cilíndrica reduzida.

CDP	σ_e (0,2%) [MPa]	σ_e (0,5%) [MPa]	σ_u [MPa]	U_t [N.mm/mm ³]	E [GPa]	A_u [%]	A_t [%]	σ_e/σ_u -
ENSAIO DE TRAÇÃO LONGITUDINAL DE SEÇÃO CILÍNDRICA REDUZIDA								
\bar{X}	503,45	504,64	567,49	161,08	209,51	12,37	32,00	0,89
$\pm S$	4,14	6,57	7,88	5,20	1,17	1,00	1,14	0,01
ENSAIO DE TRAÇÃO TRANSVERSAL DE SEÇÃO CILÍNDRICA REDUZIDA								
\bar{X}	557,92	560,39	608,75	135,92	217,99	9,06	25,24	0,92
$\pm S$	13,15	12,76	14,71	42,45	5,90	1,44	8,23	0,01

A análise dos dados apresentados na Tabela 11 revela que, de modo geral, os ensaios longitudinais apresentaram uma menor dispersão em relação aos ensaios transversais. Essa constatação pode ser melhor visualizada nos gráficos da Figura 62, onde há uma maior aproximação entre as curvas tensão-deformação para a condição longitudinal conforme indicada na Figura 62(a). Na Figura 62(b) o ensaio do corpo de prova CDP CT 2 revelou um comportamento menos dúctil em relação aos demais ensaios, fato este que contribuiu para uma maior dispersão dos dados referentes à tenacidade (U_t) e ao alongamento total (A_t) apresentados na Tabela 11.

Os resultados apresentados na Tabela 11 referentes aos limites de escoamento e de resistência à tração evidenciam que os corpos de prova retirados na direção transversal apresentam propriedades de resistência superiores aos corpos de prova longitudinais. A diferença nessas propriedades deve-se provavelmente ao encruamento sofrido pela chapa na direção transversal ao ser calandrada pelo processo de conformação U-O-E, promovendo a anisotropia do material. De modo geral, observa-se que todos os valores de limite de escoamento e resistência à tração para os corpos de prova transversais atenderam aos requisitos das normas API, DNV e ISO.

A razão elástica (σ_e/σ_u) dos corpos-de-prova do metal base avaliados na direção transversal estão compreendidas entre 0,90 e 0,93, o que atende ao limite máximo de 0,93 estabelecido pelas normas citadas mencionadas anteriormente. Essa relação é um importante fator a ser considerado na especificação de fabricação dos tubos e dos projetos de dutos. Segundo Gorni, Silveira e Reis (2009) razões elásticas acima de 0,93 além de dificultar a conformação do tubo durante o processo U-O-E, restringe a capacidade de deformação plástica em função da estreita faixa entre as tensões necessárias para o início da deformação permanente e a ruptura do material.

A partir da expressão 49 mencionada no tópico 3.2.6, que determina o alongamento mínimo para uma determinada configuração e área da seção transversal do corpo de prova, foi determinado um valor mínimo de 15% para os corpos de prova de seção cilíndrica. Logo, como pode ser observado nos dados da Tabela 10, todos os corpos de prova com exceção do CDP CT 2 apresentaram um alongamento superior ao mínimo especificado pelas normas API, DNV e ISO.

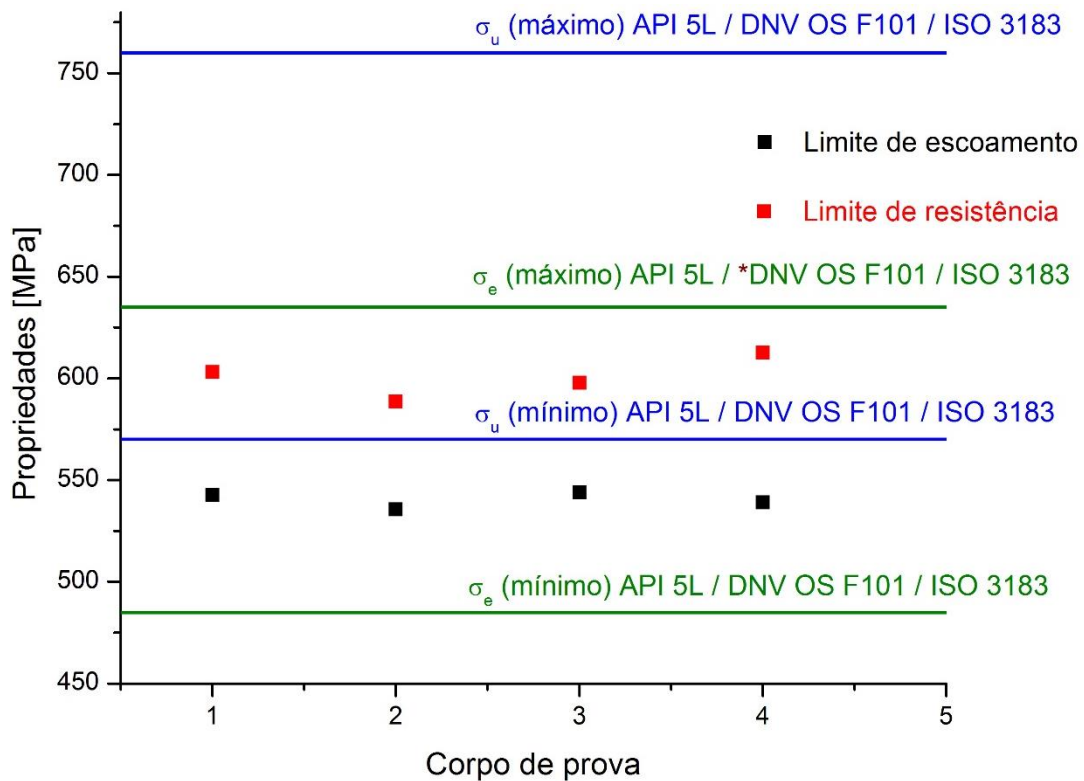
Finalizando a análise do ensaio de tração, para os ensaios de tração dos corpos de prova de seção retangular em forma de “meia cana”, cuja espessura da área útil é a própria espessura de parede do tubo, foram determinados apenas os parâmetros estabelecidos pelas normas API, DNV e ISO, conforme indicados na Tabela 12.

Tabela 12 - Resultados dos ensaios de tração em corpos de seção retangular retirados na direção transversal e à 180 do cordão de solda.

CDP	σ_e (0,5%) [MPa]	σ_u [MPa]	A_t^{44mm} [%]	σ_e/σ_u [-]
RT 1	542,70	602,97	35,62	0,90
RT 2	535,65	588,66	37,80	0,91
RT 3	543,90	597,75	33,39	0,91
RT 4	539,00	612,63	36,30	0,88
\bar{X}	540,31	600,50	35,78	0,90
$\pm S$	3,74	$\pm 10,02$	1,83	0,01

Visando correlacionar qualitativamente e quantitativamente os dados da Tabela 12 com as exigências das principais normas relacionadas ao setor de petróleo e gás, foi levantado o gráfico da Figura 63.

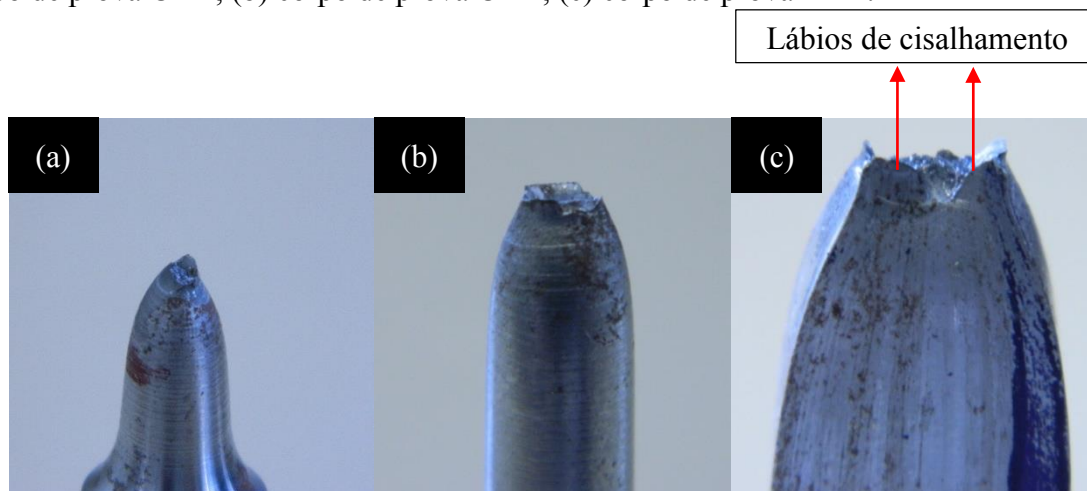
Figura 63 - Análise qualitativa e quantitativa dos ensaios de tração de corpos de prova transversais de seção retangular.



A partir dos dados da Tabela 11 e do gráfico da Figura 63 pode-se perceber claramente que o material empregado neste estudo atende rigorosamente as especificações das normas API 5L, DNV OS F101 e ISO 3183. Além da sua certificação perante as normas, o material mostra-se altamente resistente e com uma considerável capacidade de deformação plástica.

A análise macrográfica da superfície de fratura dos corpos de prova cilíndrico longitudinal (CL 1), cilíndrico transversal (CT 1) e retangular transversal (RT 1) deixam evidente a morfologia fractográfica do tipo taça cone evidenciado pelos “lábios” de cisalhamento conforme indicado na Figura 64.

Figura 64 - Aspecto dúctil da superfície de fratura para cada condição de ensaio de tração: (a) corpo de prova CL 1; (b) corpo de prova CT 1; (c) corpo de prova RL 1.



Portanto, de maneira geral, os valores das propriedades mecânicas somado ao aspecto morfológico da superfície de fratura dos corpos de prova corroboram a elevada resistência mecânica associada ao excelente comportamento tenaz do tubo de aço grau API X70 empregado neste estudo. Fatores estes que somados ao baixo carbono equivalente comprovado na análise da composição química faz desse material o mais consentâneo para aplicações em tubos *pipeline*.

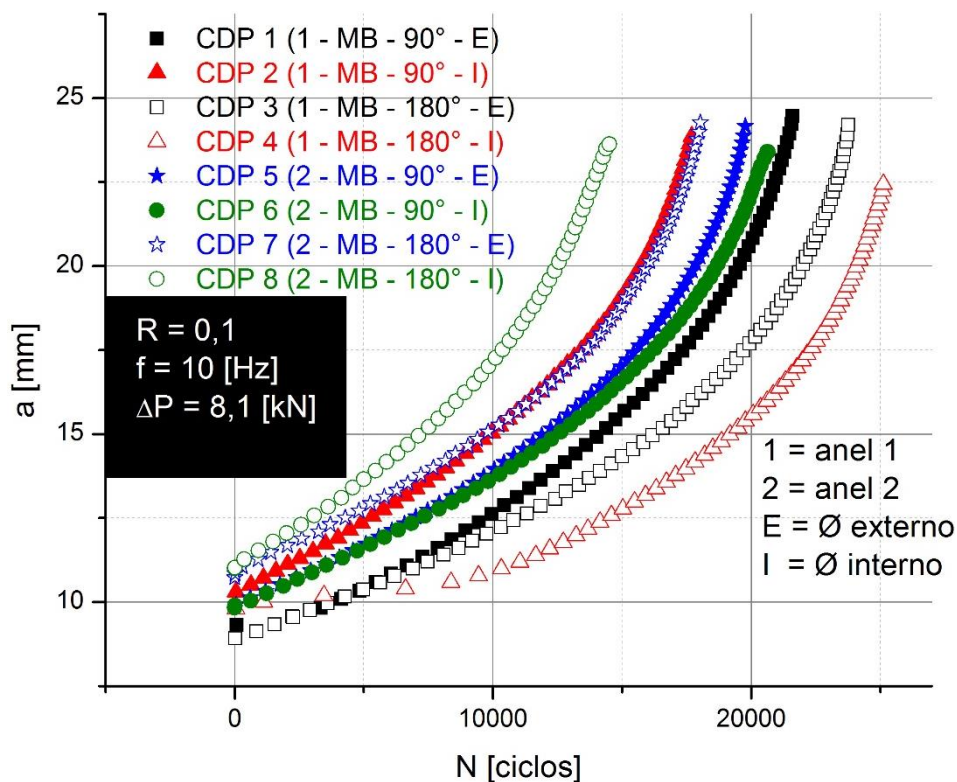
4.6 ANÁLISE DO ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

Neste tópico são apresentados os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga sob amplitude constante de carregamento realizados nas diferentes regiões do anel do tubo de aço API 5L grau X-70, conforme já detalhado no item 3.2.6.

4.6.1 Propagação de trincas por fadiga para $R = 0,1$ no metal base (MB)

O comportamento do crescimento da trinca (a) em função do número de ciclos (N) de carregamento em fadiga para cada região do metal base (MB 90° E, MB 90° I, MB 180° E e MB 180° I) está representado na Figura 65. Todas as curvas referentes ao metal de base estão dispostas em um único gráfico visando à comparação direta do comportamento do crescimento da trinca. Deve-se observar que as letras E e I referem-se, respectivamente, aos corpos de prova retirados nas adjacências do diâmetro externo e diâmetro interno.

Figura 65 - Curva a versus N para as diferentes regiões do metal base para $R = 0,1$.



A análise das curvas mostradas na Figura 65 evidencia, embora pouca acentuada, uma tendência do metal base localizado a 180° (MB 180°) em apresentar uma maior resistência ao

crescimento da trinca em relação o metal base localizado a 90° (MB 90°). Observa-se, no entanto, uma maior dispersão no comportamento em fadiga para o MB 180° , uma vez que há um registro de crescimento mais rápido nessa região quando comparado ao MB 90° , conforme comportamento experimental registrado pelo CDP 8. Salienta-se que essa dispersão deve-se provavelmente à pequena variação no tamanho da trinca inicial ($a_0 = 10,00 \pm 0,50$ mm) a qual, por sua vez, está relacionada ao difícil controle do tamanho da pré-trinca por fadiga em cada corpo de prova. Por mais pequena que seja a variação de a_0 , o número de ciclos é afetado significativamente, principalmente se o material oferece grande resistência ao crescimento da trinca em seu estágio inicial. Pela análise da Figura 65 e tomando-se ainda como referência o CDP 8, nota-se que esse corpo de prova inicia o ensaio de propagação com o maior a_0 dentre todos os corpos de prova. Logo, pode-se presumir que, caso o CDP 8 tivesse iniciado o ensaio com um tamanho de trinca um pouco menor e, por mais que essa diferença tivesse sido muito pequena, o número de ciclos aumentaria significativamente e a sua curva a vs. N deslocar-se-ia para a direita, corroborando a tendência supradita.

Outra observação importante é a dispersão encontrada nas curvas a vs. N em relação à posição ao longo da espessura. Percebe-se não haver uma tendência do comportamento em fadiga para uma posição específica ao longo da espessura, visto que, independentemente da localização do metal base, o crescimento da trinca apresentou comportamentos variados ao longo da espessura. Embora para alguns casos o crescimento da trinca no MB 180° tenha atingido valores críticos de trinca a um número de ciclos superior aos registrados para os corpos de prova MB 90° , nada se pode afirmar quanto a taxa de propagação da trinca na região de crescimento estável da mesma. Essa região merece uma análise mais minuciosa, pois é a região de maior interesse no que diz respeito a práticas de inspeção periódica onde o interesse está em monitorar o crescimento estável da trinca ao longo do tempo. A partir das curvas a vs. N é realizada uma investigação mais detalhada onde pode-se avaliar a taxa de propagação da trinca representada pela derivada do crescimento da trinca em função do número de ciclos (da/dN). A partir da relação entre a taxa de crescimento (da/dN) e a correspondente variação do fator intensidade de tensão (ΔK) na ponta da trinca é possível levantar a curva da taxa de propagação da trinca em um gráfico de escala logarítmica (da/dN) *versus* (ΔK).

As curvas di-log (da/dN) vs. (ΔK) para cada posição analisada do metal base e suas respectivas curvas a vs. N teóricas estão dispostas nas Figuras 66 a 73. Essas curvas teóricas são obtidas mediante aplicação dos parâmetros C e m da equação de Paris, os quais são obtidos mediante regressão linear do regime de crescimento estável (região II da curva de Paris) da curva (da/dN) *versus* (ΔK) e estão apresentados nos respectivos gráficos.

Figura 66- Corpo de prova 1: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

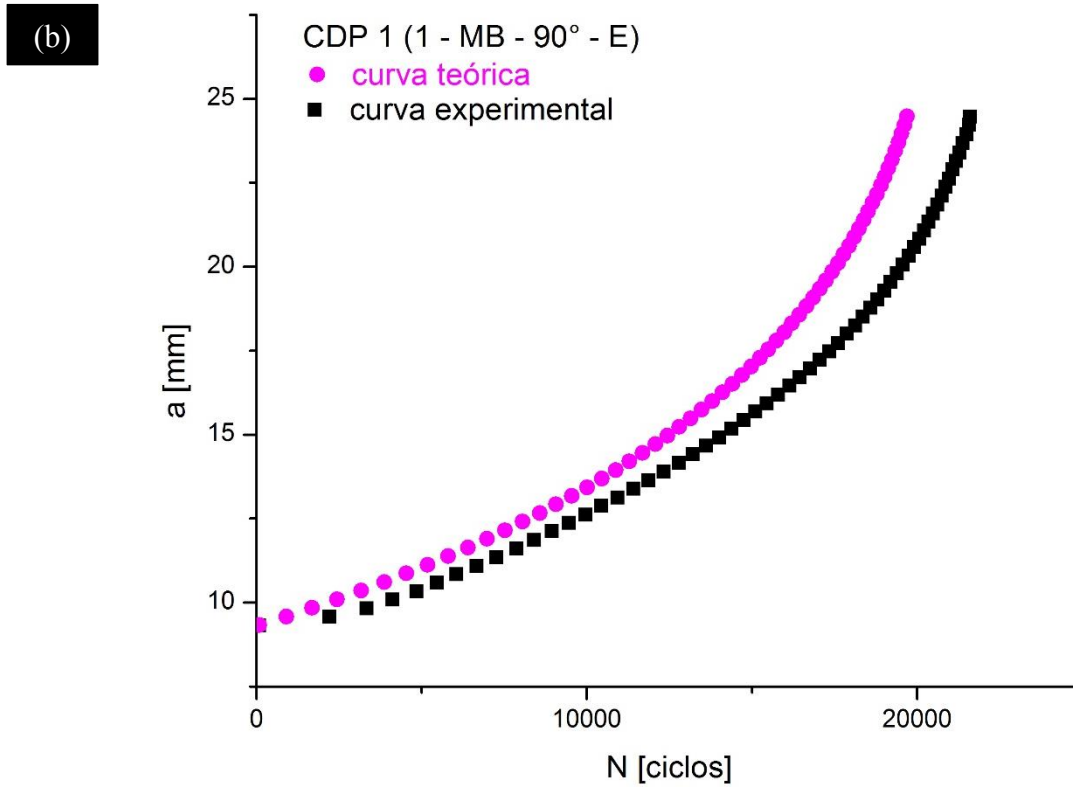
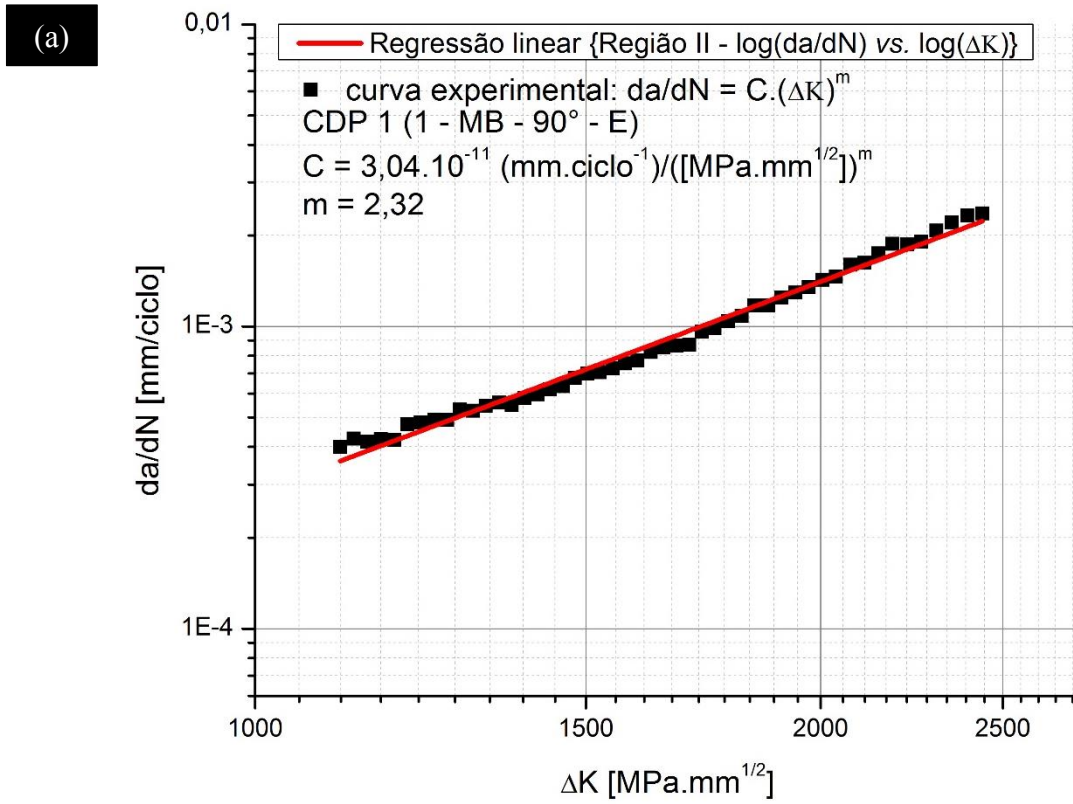


Figura 67 - Corpo de prova 2: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

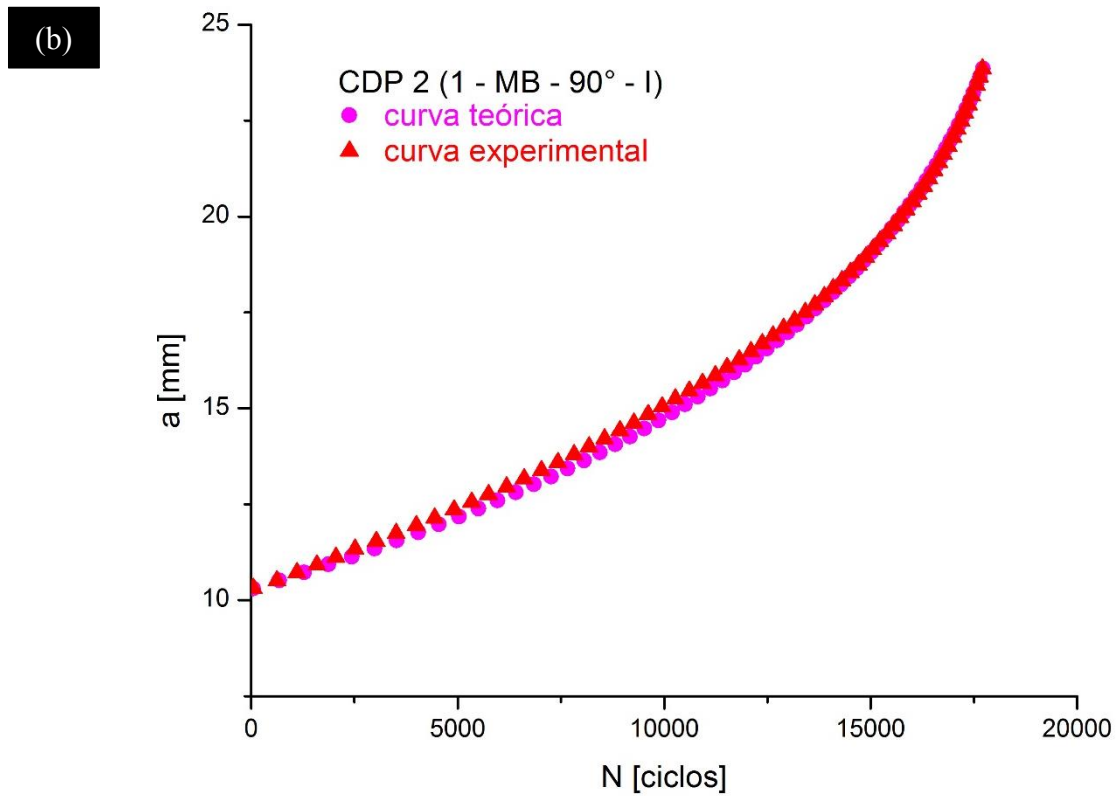
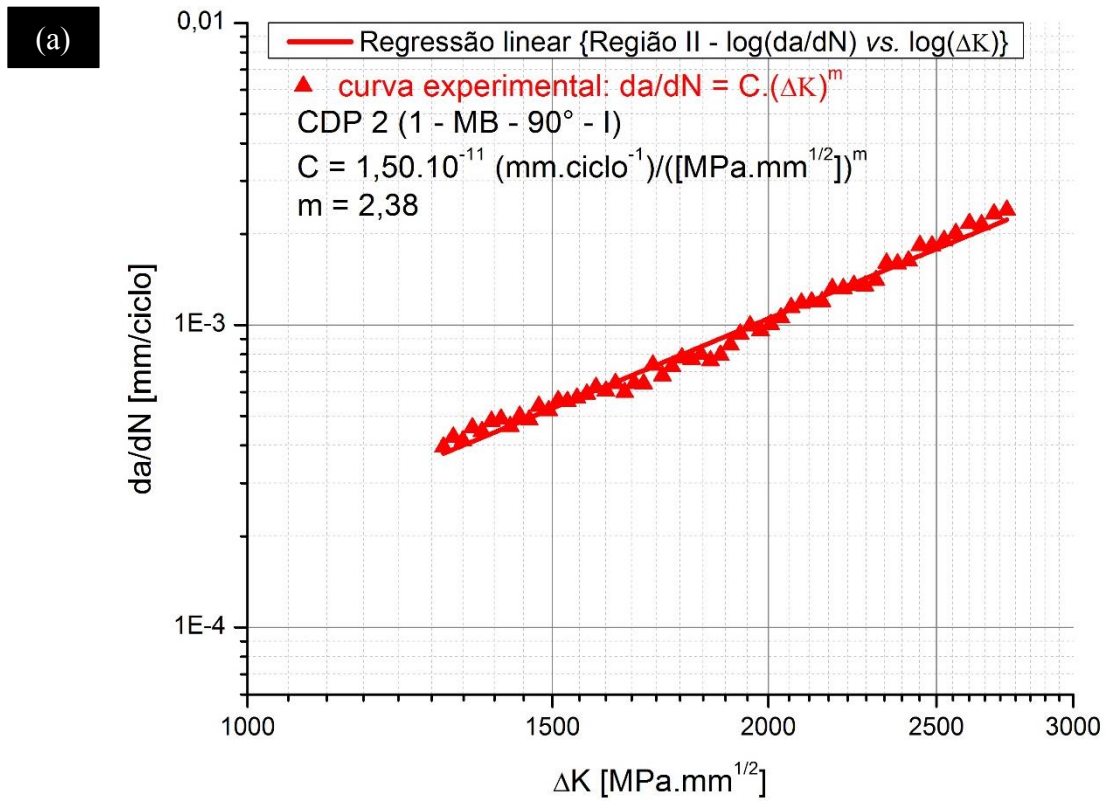


Figura 68 - Corpo de prova 3: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

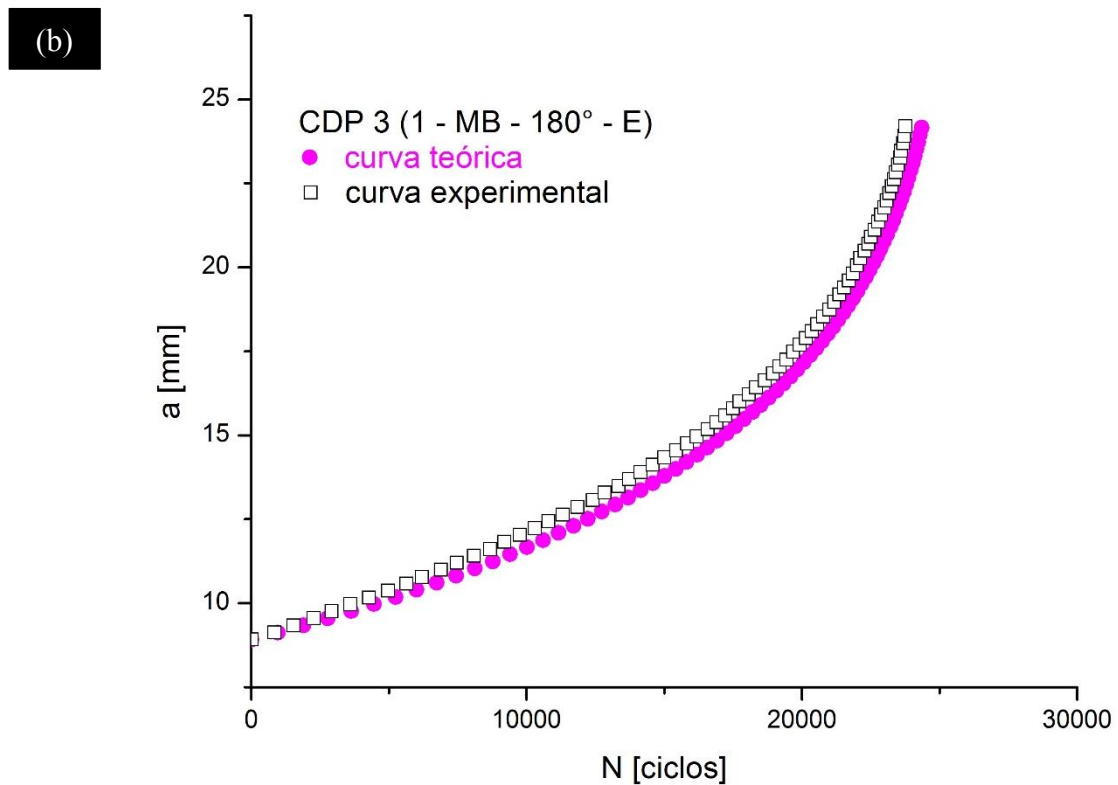
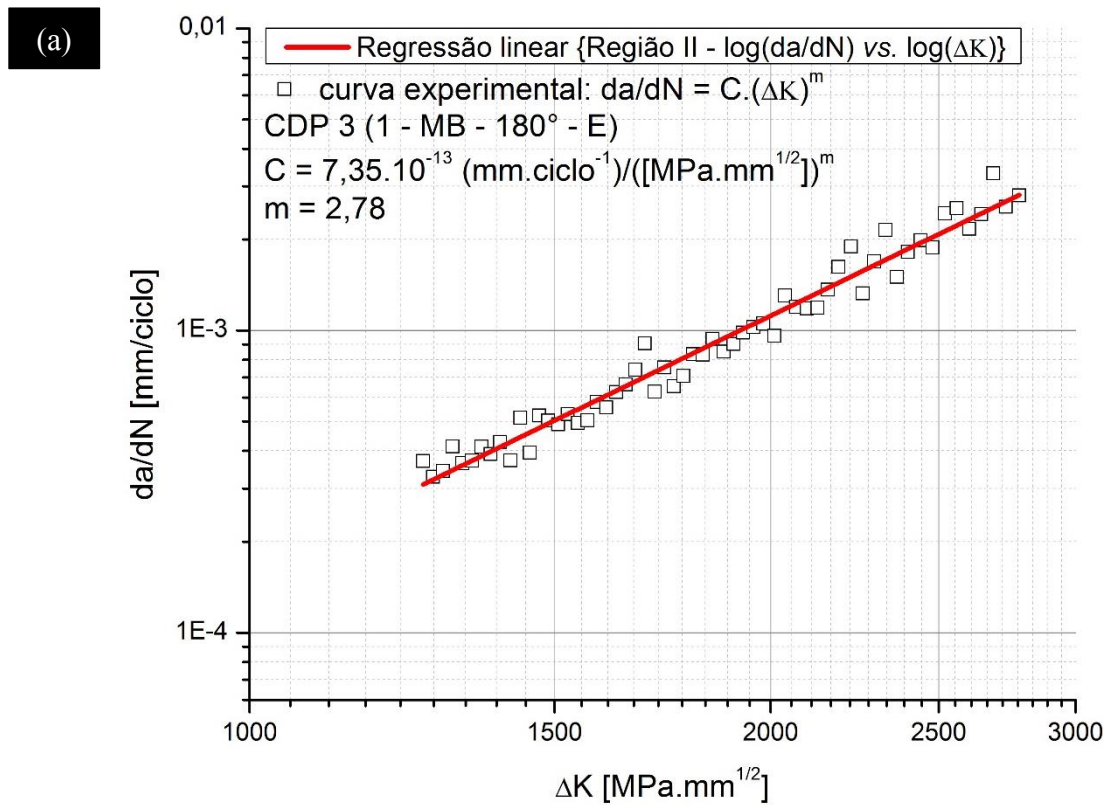


Figura 69 - Corpo de prova 4: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

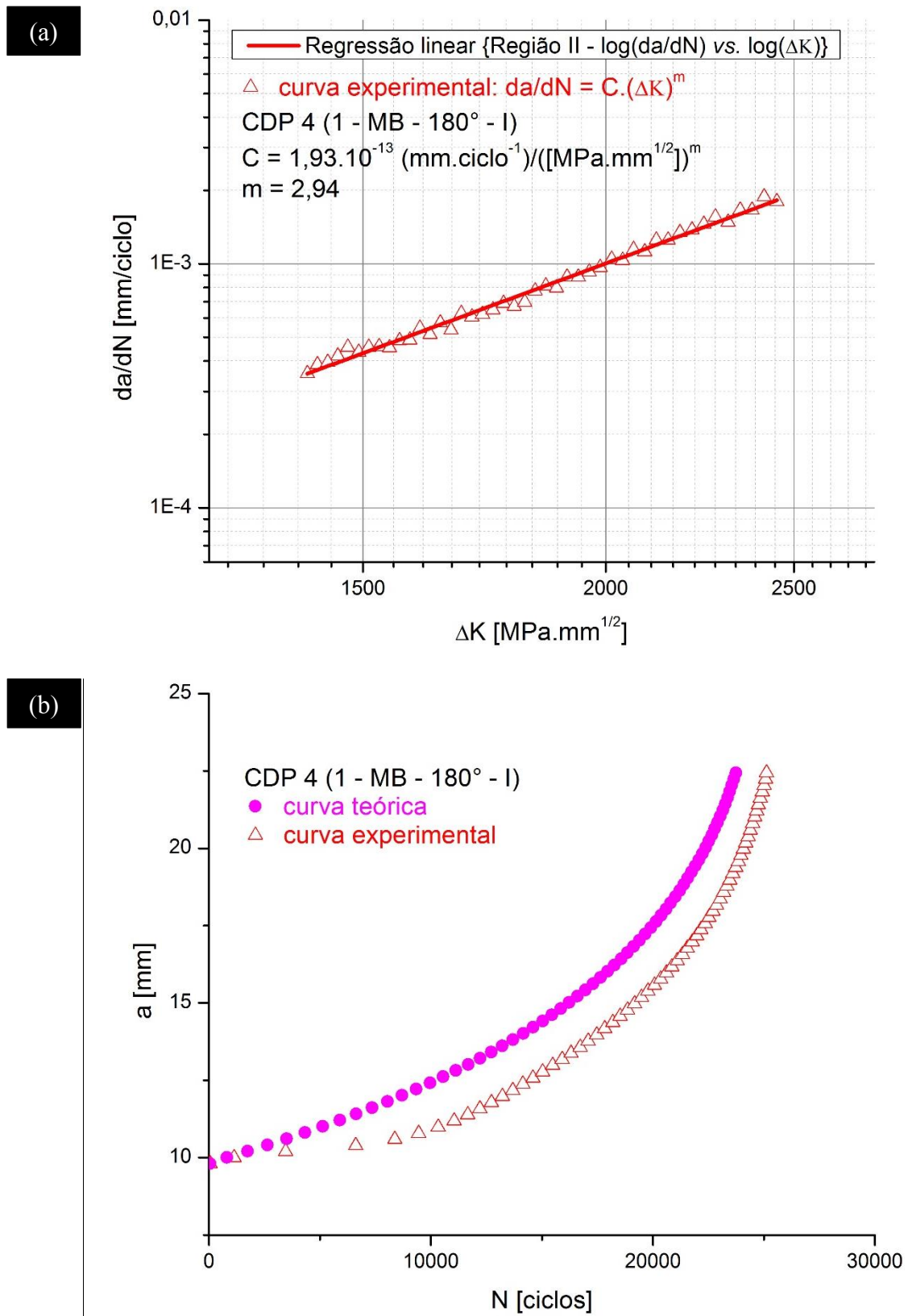


Figura 70- Corpo de prova 5: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

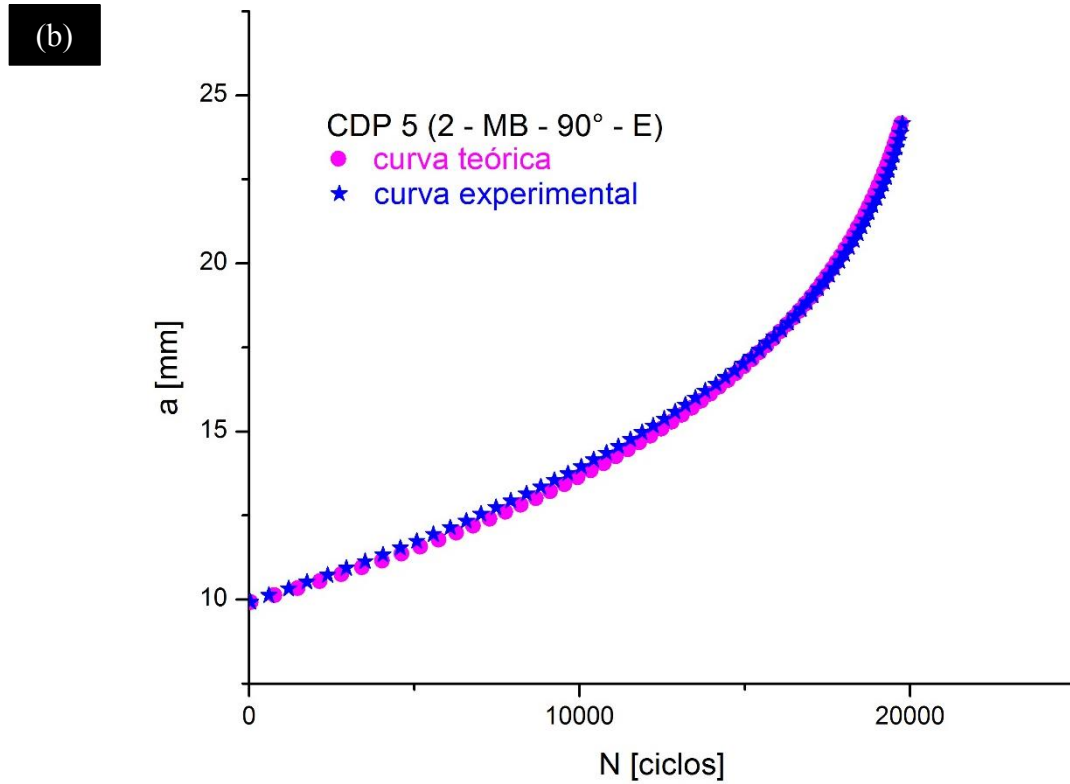
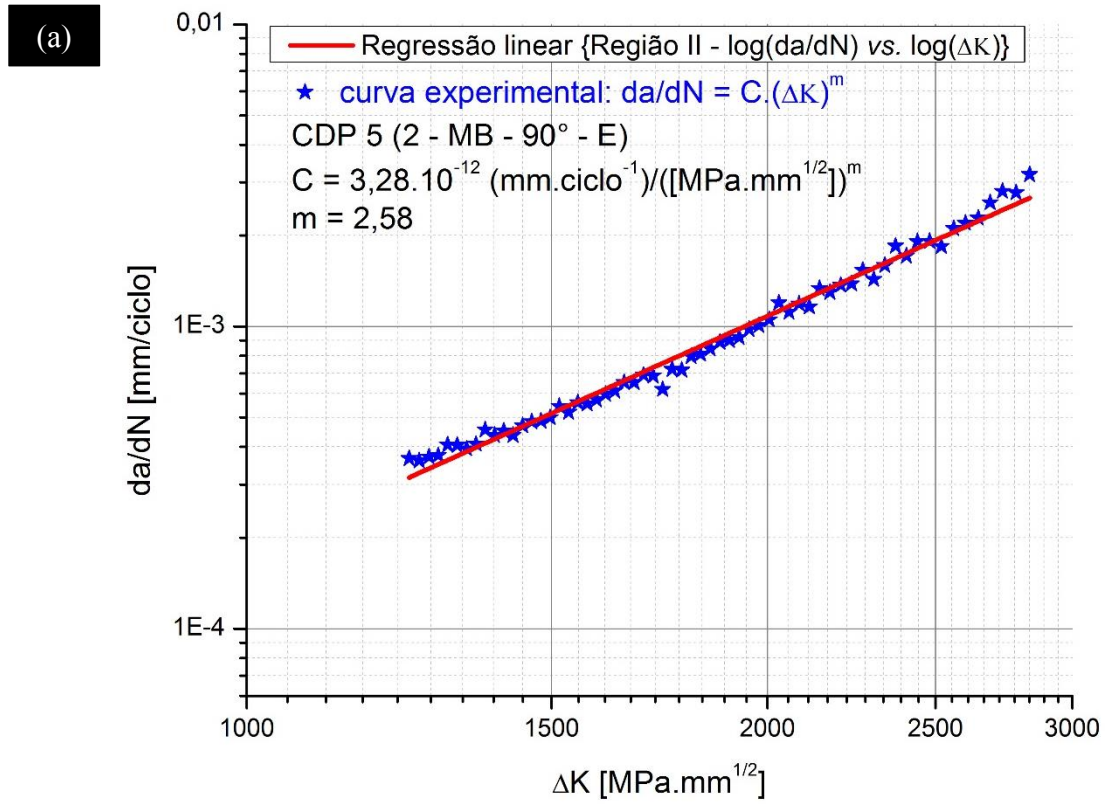


Figura 71- Corpo de prova 6: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

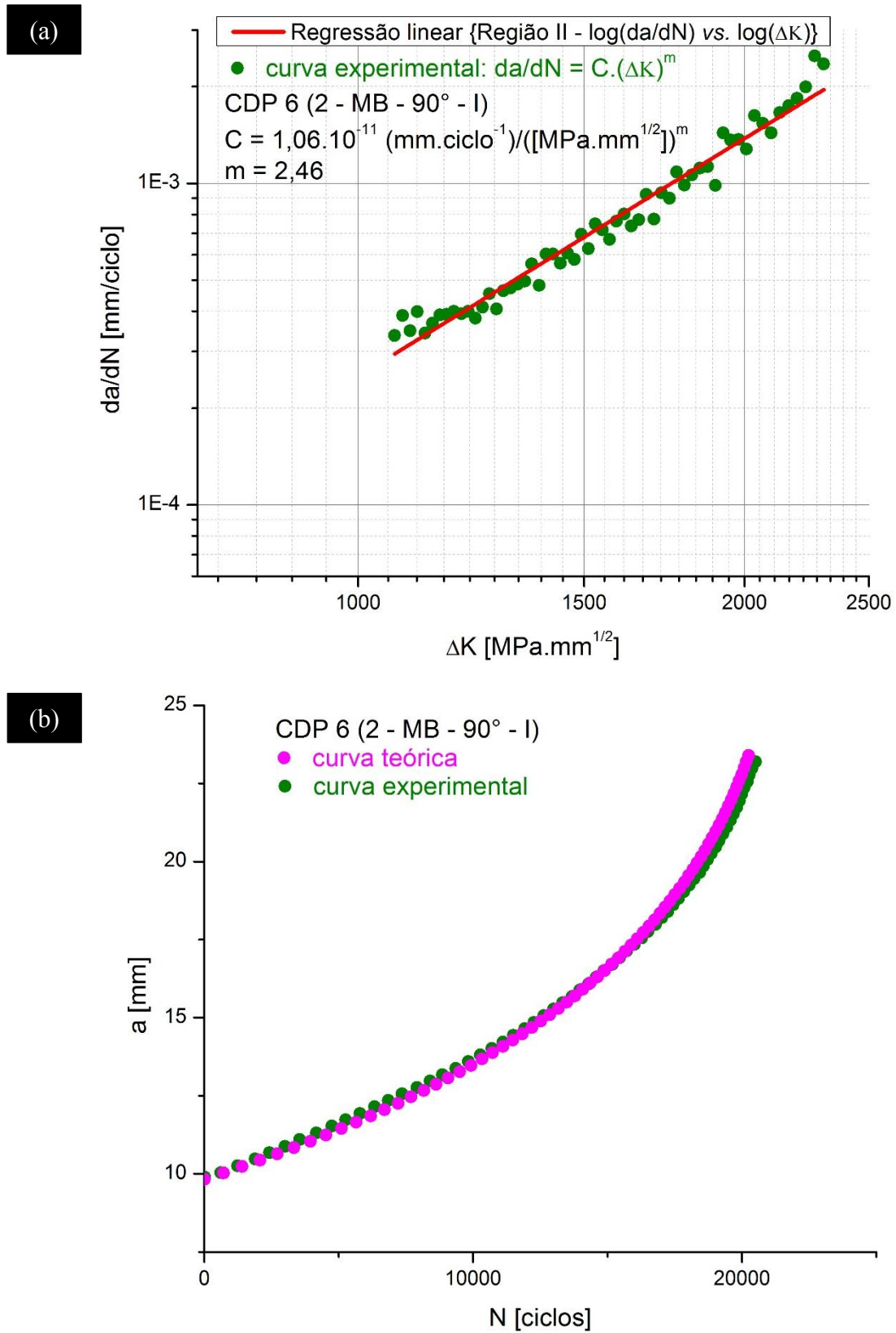


Figura 72 - Corpo de prova 7: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

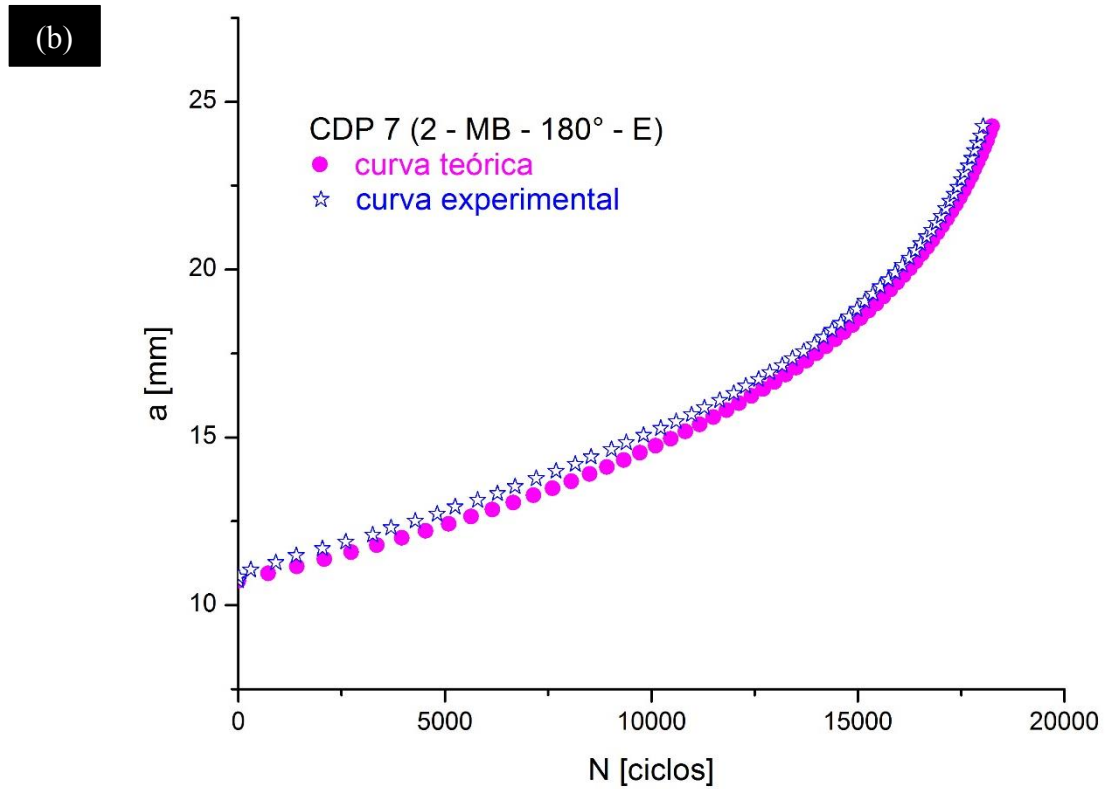
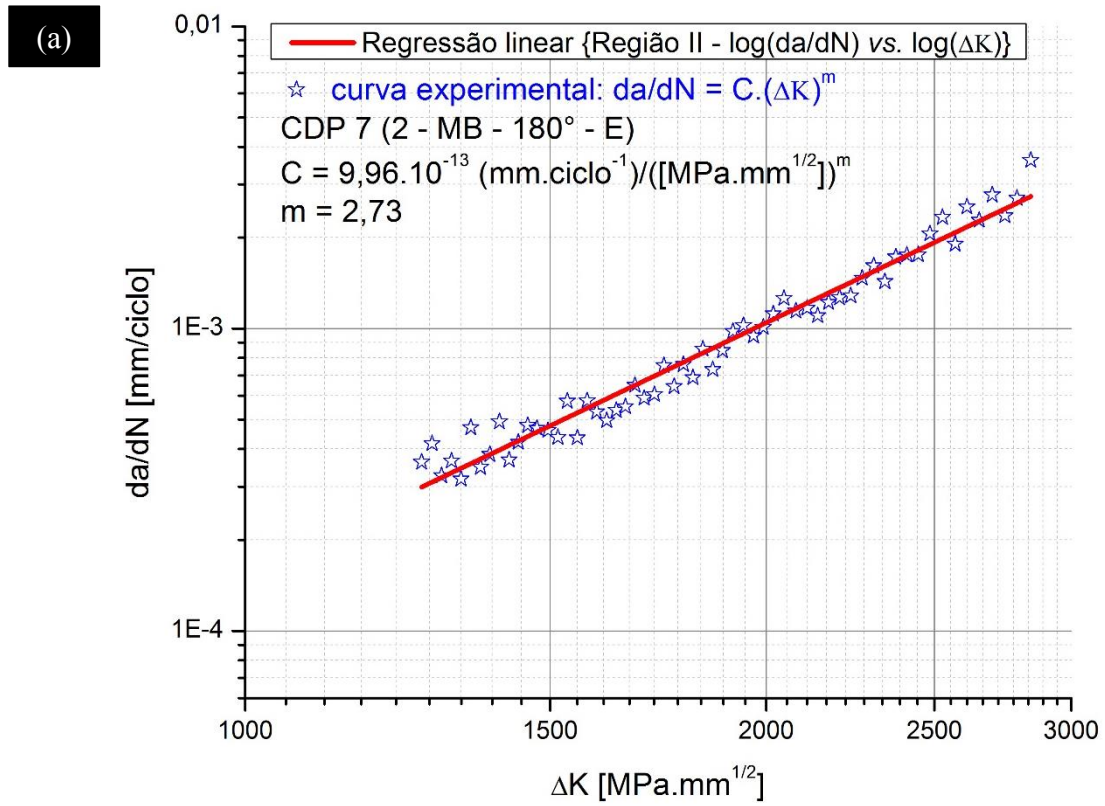
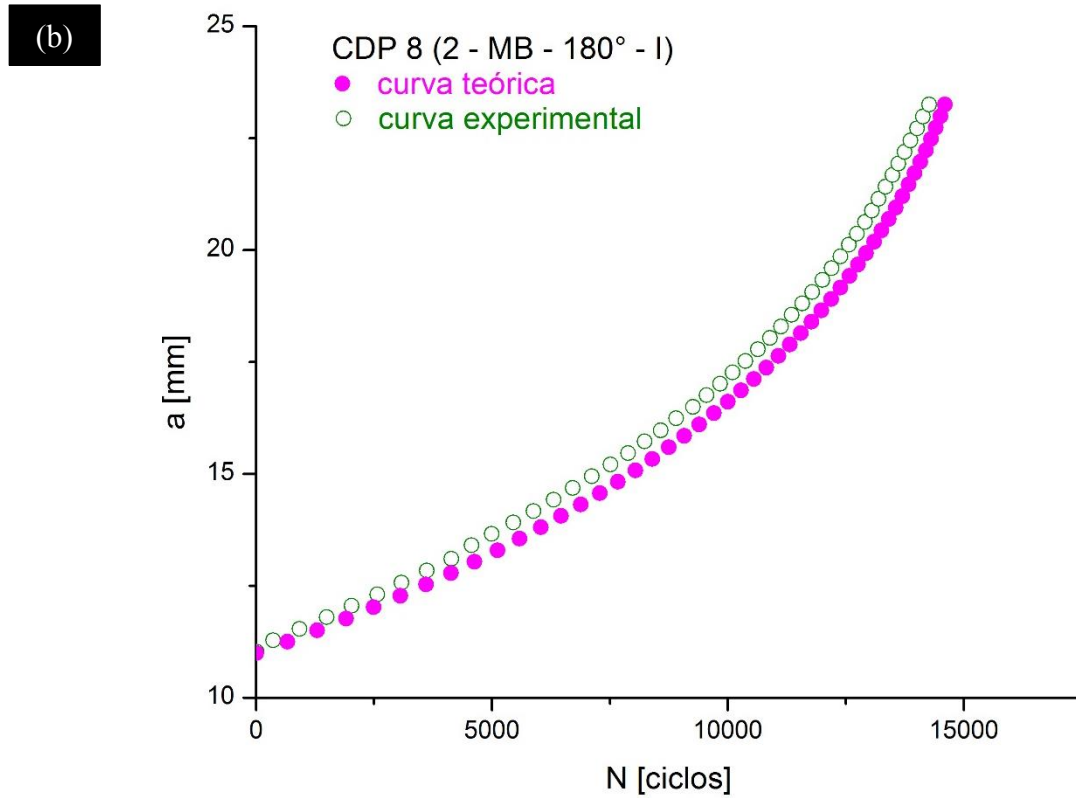
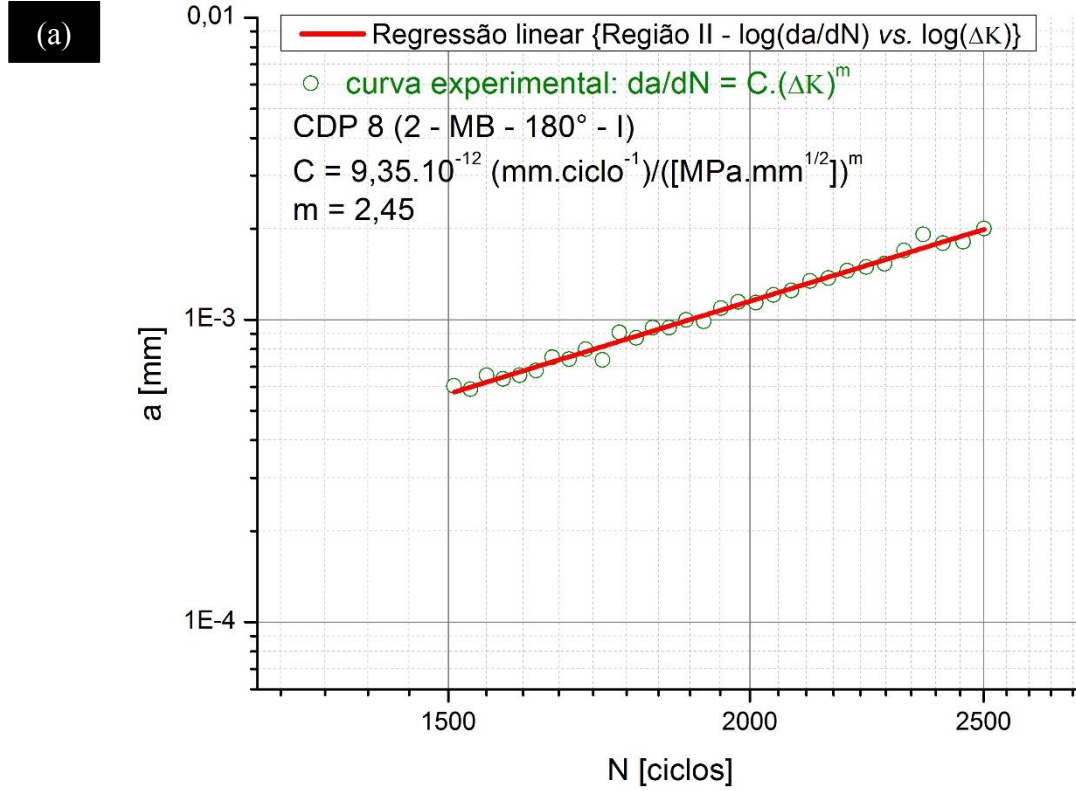


Figura 73- Corpo de prova 8: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .



Os valores dos parâmetros C e m da equação de Paris são apresentados na Tabela 13 para uma comparação direta dos resultados.

Tabela 13 - Coeficientes da equação de Paris para as diferentes regiões do metal base.

CDP/Posição		da/dN = C.(ΔK) ^m		CDP/Posição		da/dN = C.(ΔK) ^m	
		C	m			C	m
1	90°	3,04.10 ⁻¹¹	2,32	3	180°	7,35.10 ⁻¹³	2,78
2		1,50.10 ⁻¹¹	2,38	4		1,93.10 ⁻¹³	2,94
5		3,28.10 ⁻¹²	2,58	7		9,96.10 ⁻¹³	2,73
6		1,06.10 ⁻¹¹	2,46	8		9,35.10 ⁻¹²	2,45
Média (X̄)		1,48.10 ⁻¹¹	2,44	Média (X̄)		2,80.10 ⁻¹²	2,75

Observação:

$$^1 C \text{ em } \frac{mm/ciclo}{(MPa \cdot \sqrt{mm})^m}$$

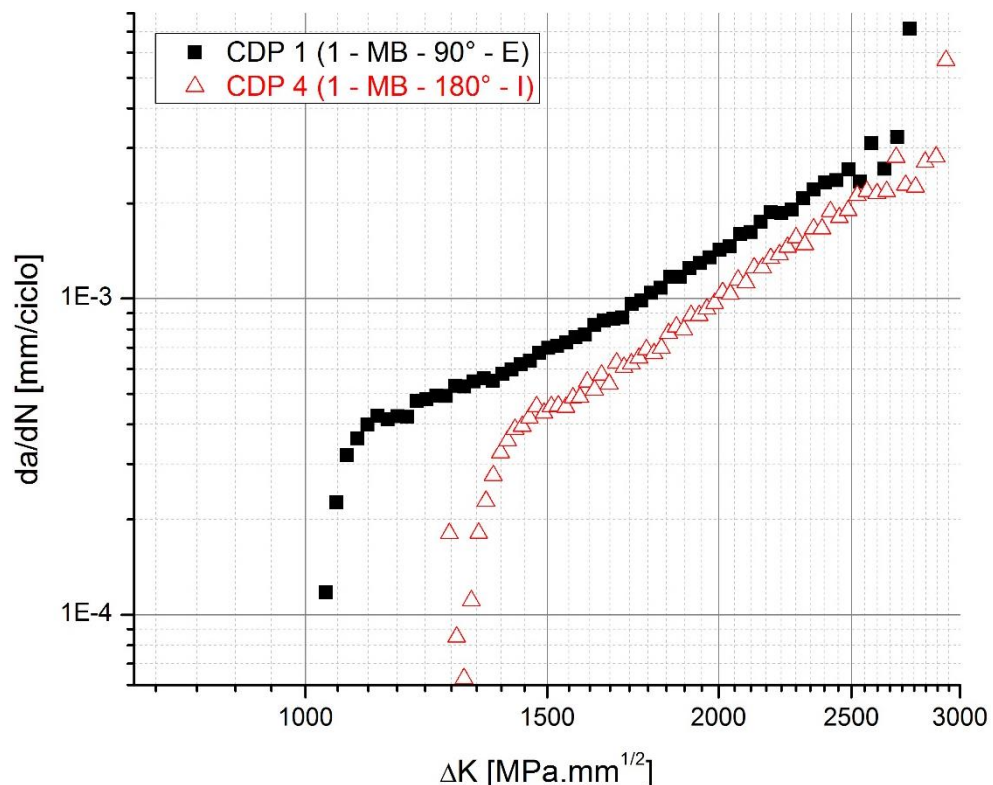
A partir dos parâmetros apresentados na Tabela 13 foram levantadas as curvas teóricas a vs. N mostradas anteriormente nas Figuras 66(b) – 73(b) com o objetivo de se avaliar o comportamento e o ajuste da curva teórica em relação à curva experimental. Embora os parâmetros C e m obtidos através do modelo de Paris estejam relacionados somente com a fase de crescimento estável da trinca, observa-se que, de maneira geral, as curvas teóricas a vs. N (as quais representam toda fase de crescimento da trinca) apresentaram um bom ajuste em relação às respectivas curvas experimentais. Essa aproximação entre o comportamento teórico e experimental permite inferir que os parâmetros C e m calculados são adequados para se prever o comportamento do crescimento estável da trinca. Dependendo do ajuste da curva teórica em relação à curva experimental, pode-se perceber um comportamento mais conservador. Nesse caso, as curvas teóricas a vs. N mostradas nas Figuras 66(b) e 69(b) revelam um comportamento mais conservador em relação à curva experimental. Dentro do contexto da segurança operacional e das práticas corriqueiras de inspeção, um comportamento mais conservador da curva teórica permite uma maior segurança, visto que, a trinca alcançaria um comprimento crítico a um número de ciclos inferior ao da curva experimental. Nesse caso, o planejamento dos intervalos de inspeção baseadas nessas curvas teóricas permitem uma maior segurança e confiabilidade.

Deve-se notar que o parâmetro C apresenta uma unidade de medida pouco usual, em que sua unidade dependerá das unidades adotadas para da/dN e ΔK, exigindo cuidado especial no

uso dessa constante (DOWLING, 2007), principalmente para fins de comparação com os resultados de outros autores.

A partir da análise dos coeficientes da equação de Paris mostrados na Tabela 13 constata-se que a taxa de propagação no MB 90°, independentemente da posição em relação à espessura da parede do tubo, tende a ser maior quando comparada à taxa no MB 180°. Essa tendência deve-se aos maiores valores para o coeficiente linear (parâmetro C) referentes ao MB 90°. Uma vez que o parâmetro C está relacionado com o deslocamento linear da curva (da/dN) vs. (ΔK) e que um aumento em seu valor tende a transladar a curva para maiores valores de propagação (da/dN), haja vista a influência no aumento da razão de carregamento na taxa de propagação, pode-se prever uma maior propagação da trinca na região a 90°. A fim de evidenciar este fato, uma análise comparativa do comportamento da propagação da trinca entre um corpo de prova referente ao MB 90° (CDP 1) e outro ao MB 180° (CDP 4) é mostrada na Figura 74.

Figura 74– Análise comparativa entre as curvas de propagação de trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$.



A análise da curva da/dN vs. ΔK mostrada na Figura 74 permite inferir que, de fato, a trinca se propaga mais rapidamente no MB 90° praticamente em toda a faixa de variação do fator intensidade de tensão. Essa constatação é mais evidente para baixos valores de ΔK .

Entretanto, conforme ΔK aumenta, o comportamento da taxa de propagação do MB 180° converge para o MB 90°. Essa convergência torna-se ainda mais pronunciada para valores de ΔK compreendidos na fase final da propagação, os quais se aproximam da tenacidade à fratura do material em modo I de carregamento (K_{IC}). Embora a análise comparativa esteja centrada apenas na região compreendida pela fase de crescimento estável da trinca, nota-se claramente que o MB 90° além de apresentar uma maior taxa de propagação da trinca (da/dN) também apresenta uma menor resistência ao crescimento da trinca nas proximidades da taxa referente ao *threshold*. As diferenças evidentes nos valores dos parâmetros da equação de Paris (Tabela 13) e no comportamento da taxa de propagação da trinca (Figura 74) permite presumir que a trinca tende a apresentar diferentes comportamentos dependendo da região na qual ela se propaga. Fato este que pode estar relacionado à deformação não homogênea do tubo ao longo da sua circunferência durante o processo de fabricação U-O-E, conforme já discutida na seção 2.3, uma vez que as condições de ensaio para cada condição são as mesmas.

Segundo Dowling (2007), o parâmetro m da equação de Paris indica o grau de sensibilidade da taxa de crescimento para um dado fator de intensidade de tensão na ponta da trinca (ΔK); isto é, potencializa a taxa de propagação da trinca (da/dN) quando se promove um aumento no valor da variação da tensão ($\Delta\sigma$) durante o carregamento cíclico. Beltrão, Castrodeza e Bastian (2011) ao estudarem a influência da razão de carregamento na taxa de propagação de trincas em juntas soldadas de um tubo de aço API 5L X70 a partir de corpos de prova do tipo SE(B), demonstram que as juntas soldadas submetidas a maiores razões ($R=0,5$) apresentam as maiores taxas de propagação de trinca de fadiga. Nesse caso, o aumento da razão de carregamento de $R = 0,1$ para $R = 0,5$ proporciona tanto para o metal base quanto para o metal de solda, um decréscimo no parâmetro m e um aumento no parâmetro C conforme valores apresentados na Tabela 14.

Tabela 14- Coeficientes da equação de Paris para as diferentes razões de carregamento na junta soldada (BELTRÃO; CASTRODEZA; BASTIAN, 2011).

Aço API 5L X70	R = 0,1		R = 0,5	
	¹ C	m	¹ C	m
Metal de base	$2,06 \cdot 10^{-11}$	4,59	$3,73 \cdot 10^{-9}$	3,28
Metal de solda	$1,60 \cdot 10^{-9}$	3,22	$3,07 \cdot 10^{-9}$	3,16

Observação:

$${}^1 C \text{ em } \frac{mm/ciclo}{(MPa \cdot \sqrt{m})^m}$$

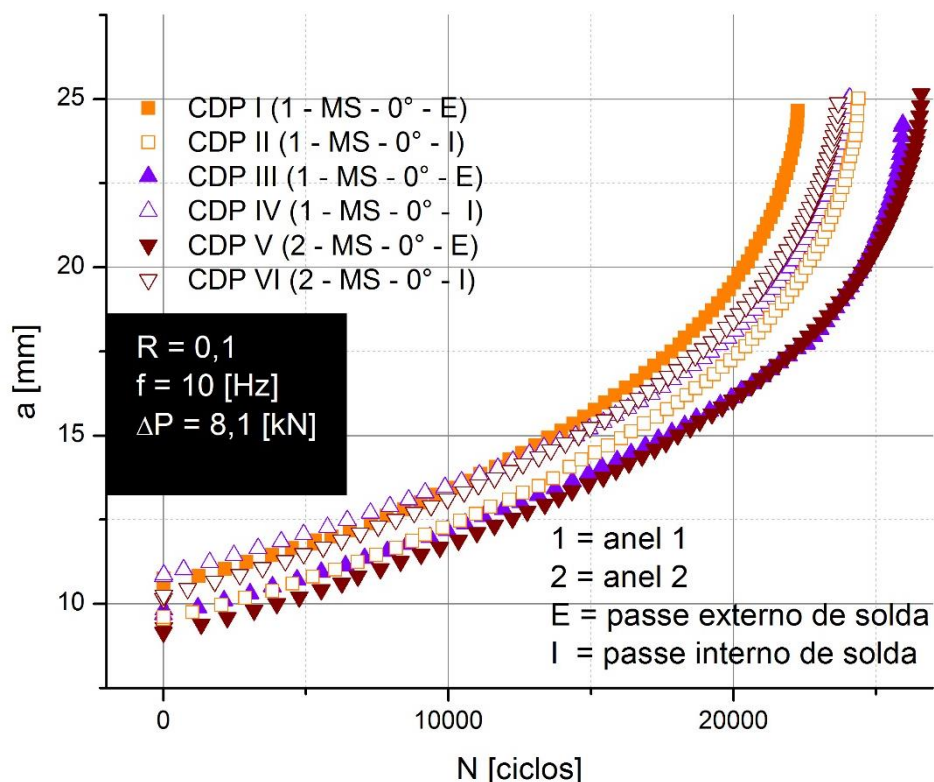
Portanto, fica evidente que a constante C da equação de Paris é efetivamente o parâmetro de maior influência na taxa de propagação da trinca, posto que um aumento no mesmo implica em um aumento na taxa de propagação da trinca. A Figura 74 evidencia essa diferença, em que, para uma mesma variação do fator intensidade de tensão a frente da trinca, o CDP 1 (90°) apresenta uma taxa de crescimento de trinca superior ao CDP 4 (180°).

Durante o processo de fabricação do tubo, as deformações mecânicas e térmicas oriundas, respectivamente, do processo de conformação U-O-E e soldagem longitudinal SAW inerentemente induzem tensões residuais as quais podem influenciar negativamente no comportamento em fadiga do material para o caso de tensões residuais trativas, conforme comentadas na seção 2.3 deste trabalho. De acordo com Amirat, Mohamed-Chateauneuf Chaoui (2006), essas tensões residuais são relativamente altas e, dependendo da sua magnitude, podem alcançar valores próximos à tensão de escoamento. No entanto, a sua influência não é evidente até que a estrutura seja submetida aos carregamentos durante operação em serviço. Em virtude da sua relativa complexidade, as tensões residuais não foram mensuradas ao longo das regiões de estudo do anel do tubo de aço API 5L X70.

4.6.2 Propagação de trincas por fadiga para $R = 0,1$ no metal de solda (MS)

O monitoramento do crescimento da trinca (a) em função do número de ciclos (N) de carregamento em fadiga para cada região do metal de solda (MS - E e MS - I) está representado na Figura 75. Deve-se observar que as letras E e I referem-se, respectivamente, aos corpos de prova com entalhes ao longo do passe externo e interno de solda.

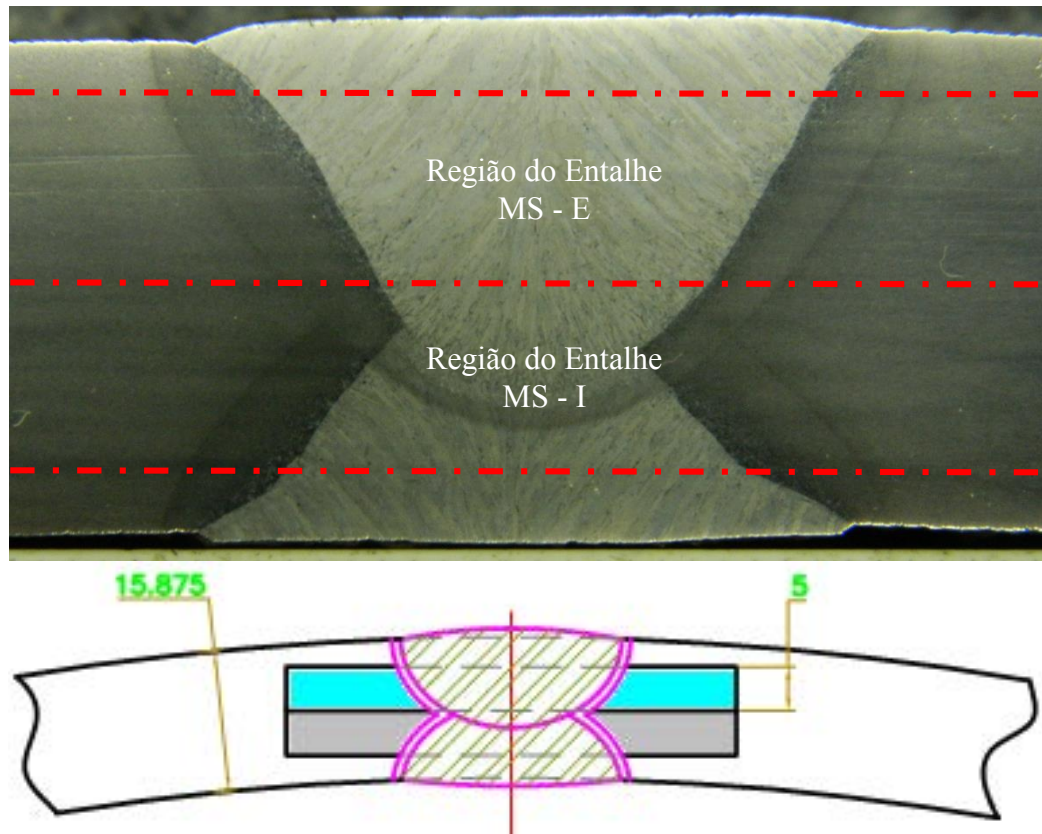
Figura 75- Curva a versus N para as diferentes regiões do metal de solda para $R = 0,1$.



A partir da análise das curvas a vs. N do metal de solda dispostas na Figura 75, percebe-se que o metal de solda referente ao passe interno de solda (MS - I) apresenta um comportamento mais uniforme em relação ao metal de solda do passe externo (MS - E). Observa-se na Figura 75 uma maior dispersão no comportamento em fadiga para a condição MS - E. Uma possível explicação para esse comportamento deve-se provavelmente à posição de retirada dos corpos de prova. Conforme se observa na Figura 76, os corpos de prova retirados no MS - I têm seus entalhes usinados próximos à região do metal de solda afetado parcialmente devido ao reaquecimento oriundo do ciclo térmico do passe externo, onde nessa região o metal de solda apresenta uma morfologia de grão mais refinada e homogênea. Conforme já discutido na seção 2.3.3, o metal de solda subsequente promove o revenimento do metal de solda

previamente formado aliviando as tensões residuais do passe anterior. Nesse caso, a trinca se propaga numa região mais homogênea e possivelmente livre de tensões residuais, o que acarreta em um comportamento mais uniforme do seu crescimento.

Figura 76– Representação esquemática da localização dos entalhes de propagação no metal de solda.



As curvas di-log (da/dN) vs. (ΔK) para cada posição analisada do metal de solda e suas respectivas curvas a vs. N teóricas estão dispostas nas Figuras 77 a 82. As curvas teóricas são obtidas de maneira análoga às obtidas para os corpos de prova referente ao metal base.

Figura 77- Corpo de prova I: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

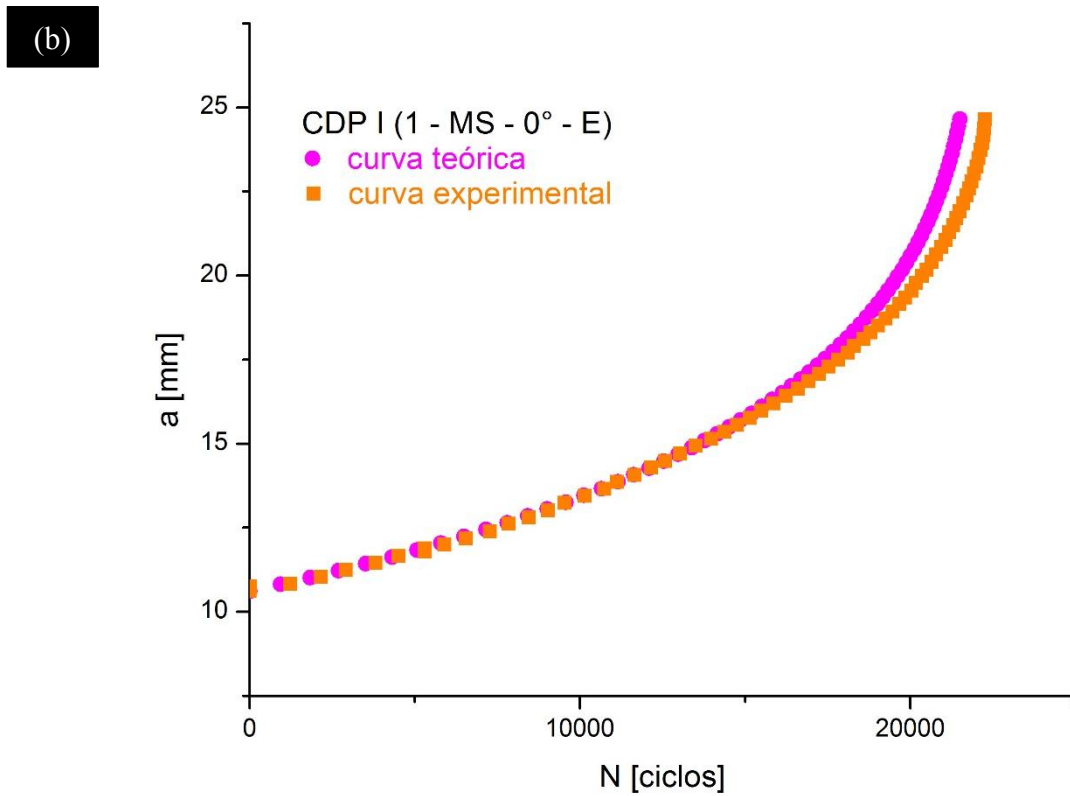
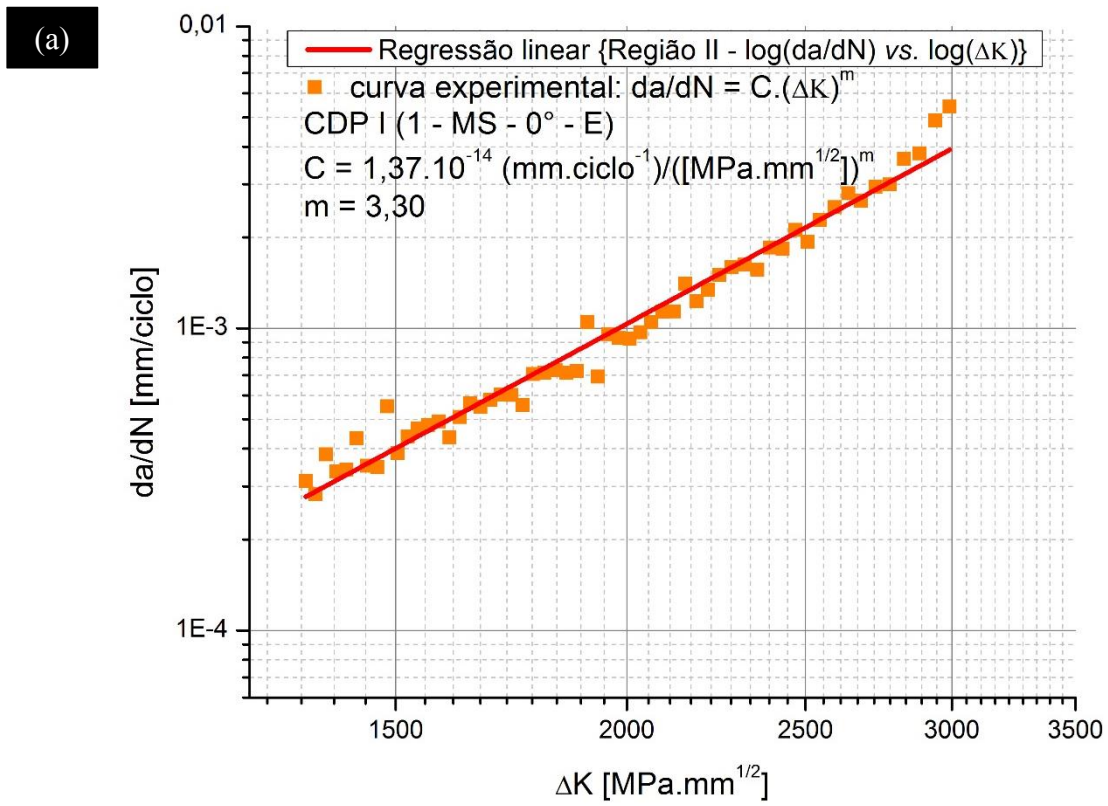


Figura 78- Corpo de prova II: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

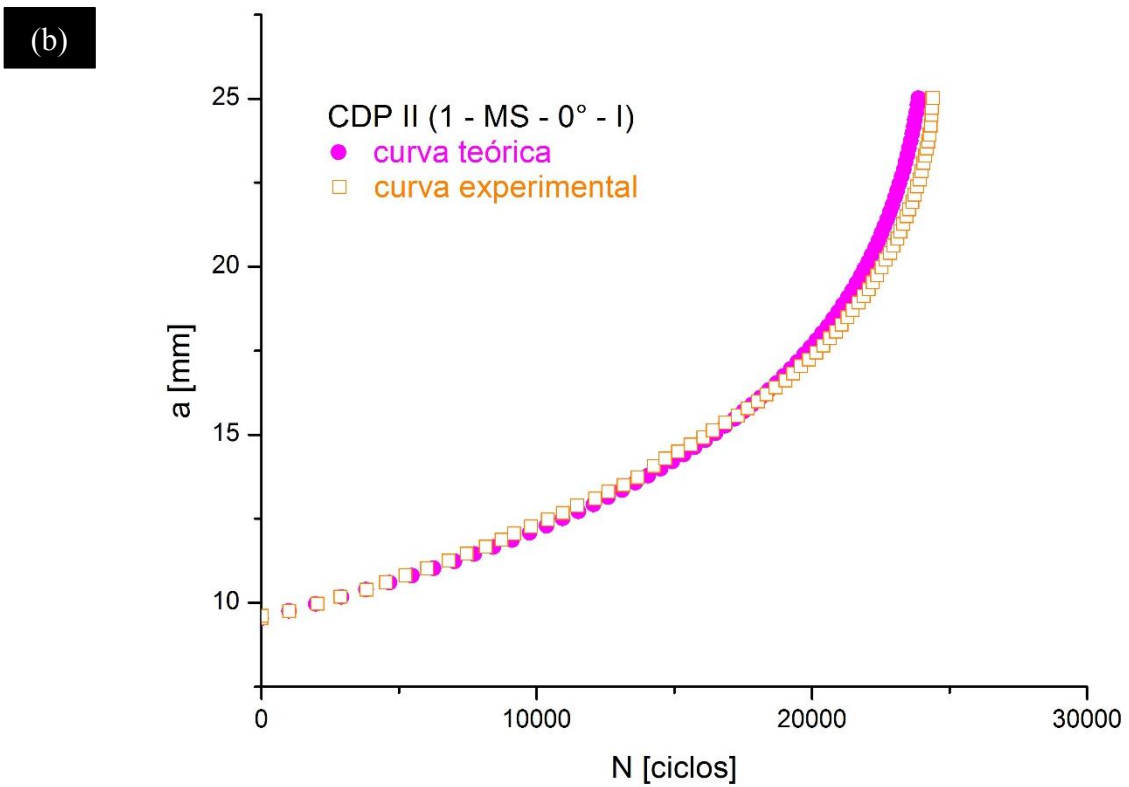
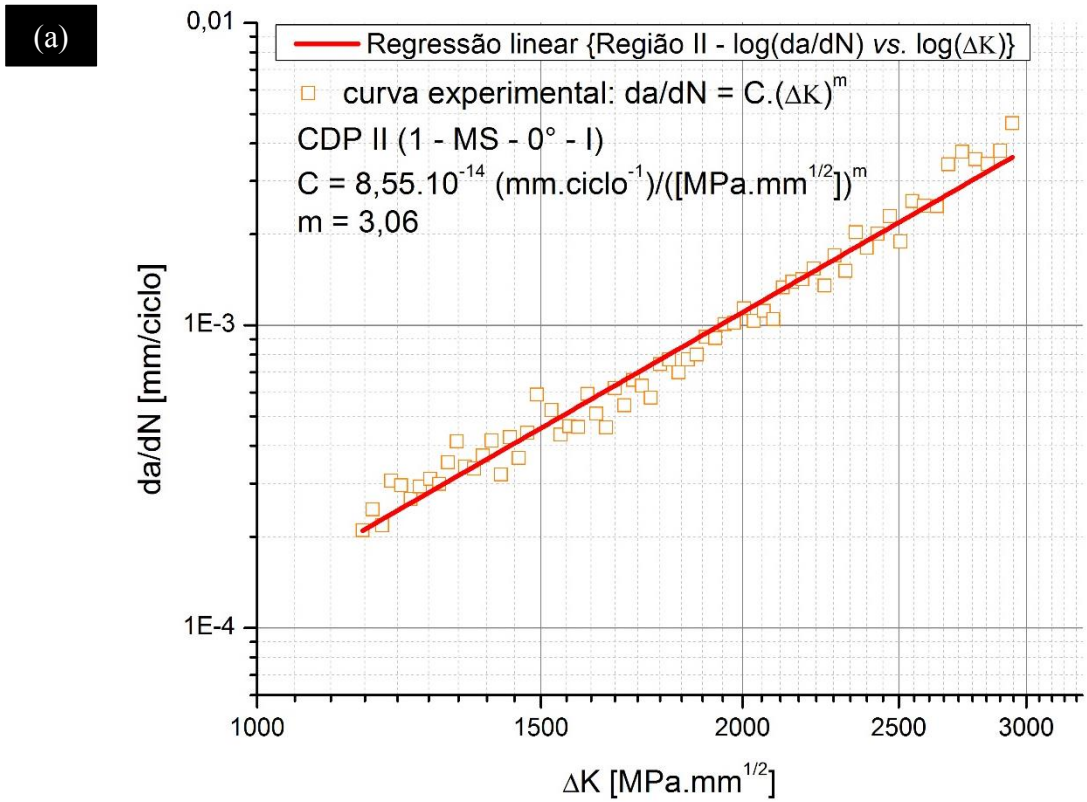


Figura 79- Corpo de prova III: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

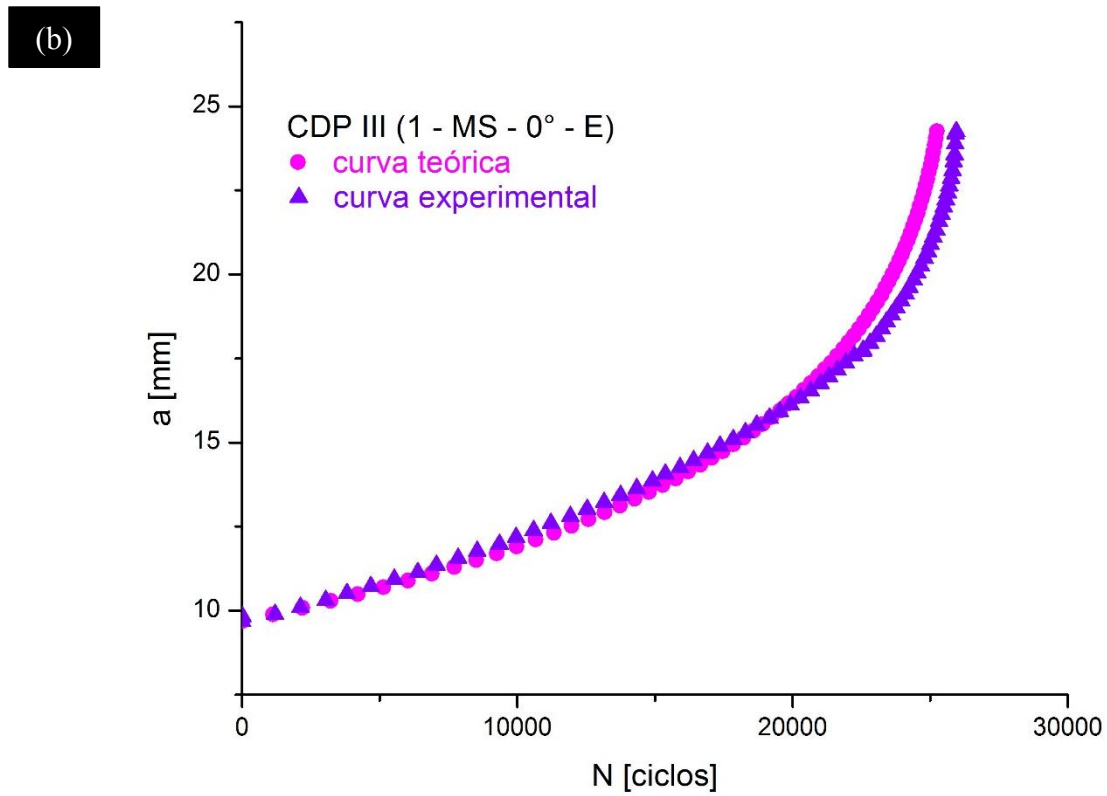
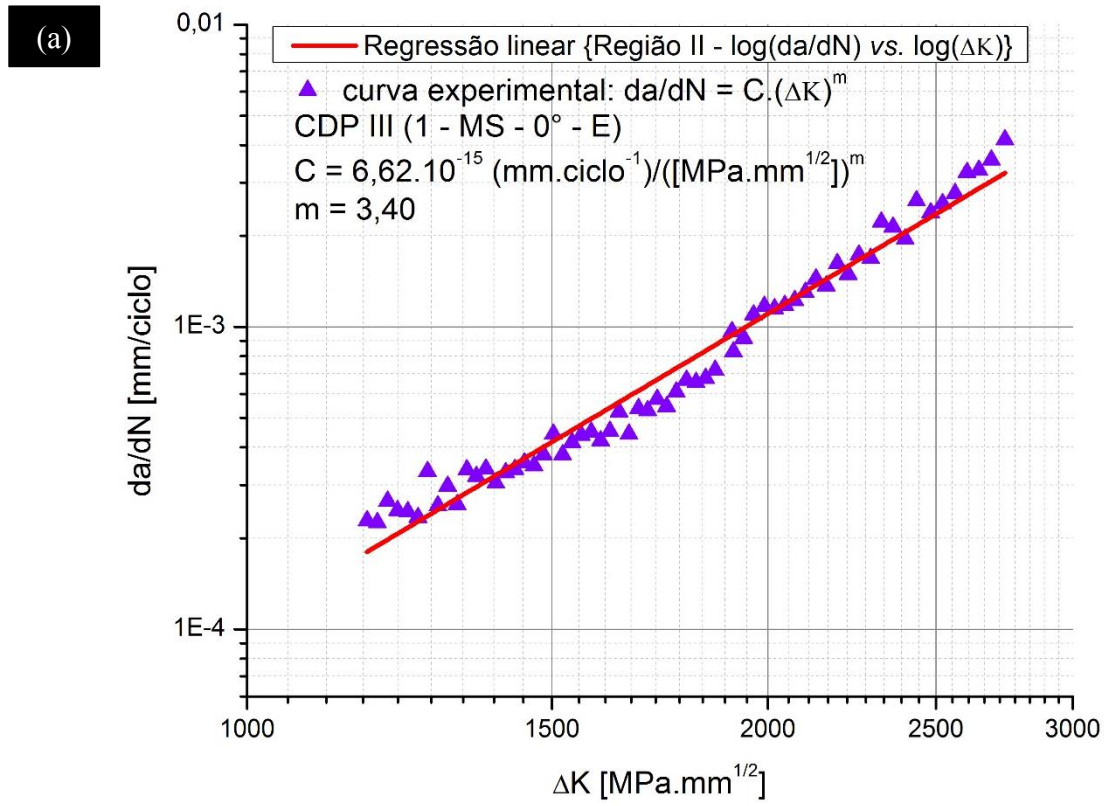


Figura 80- Corpo de prova IV: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

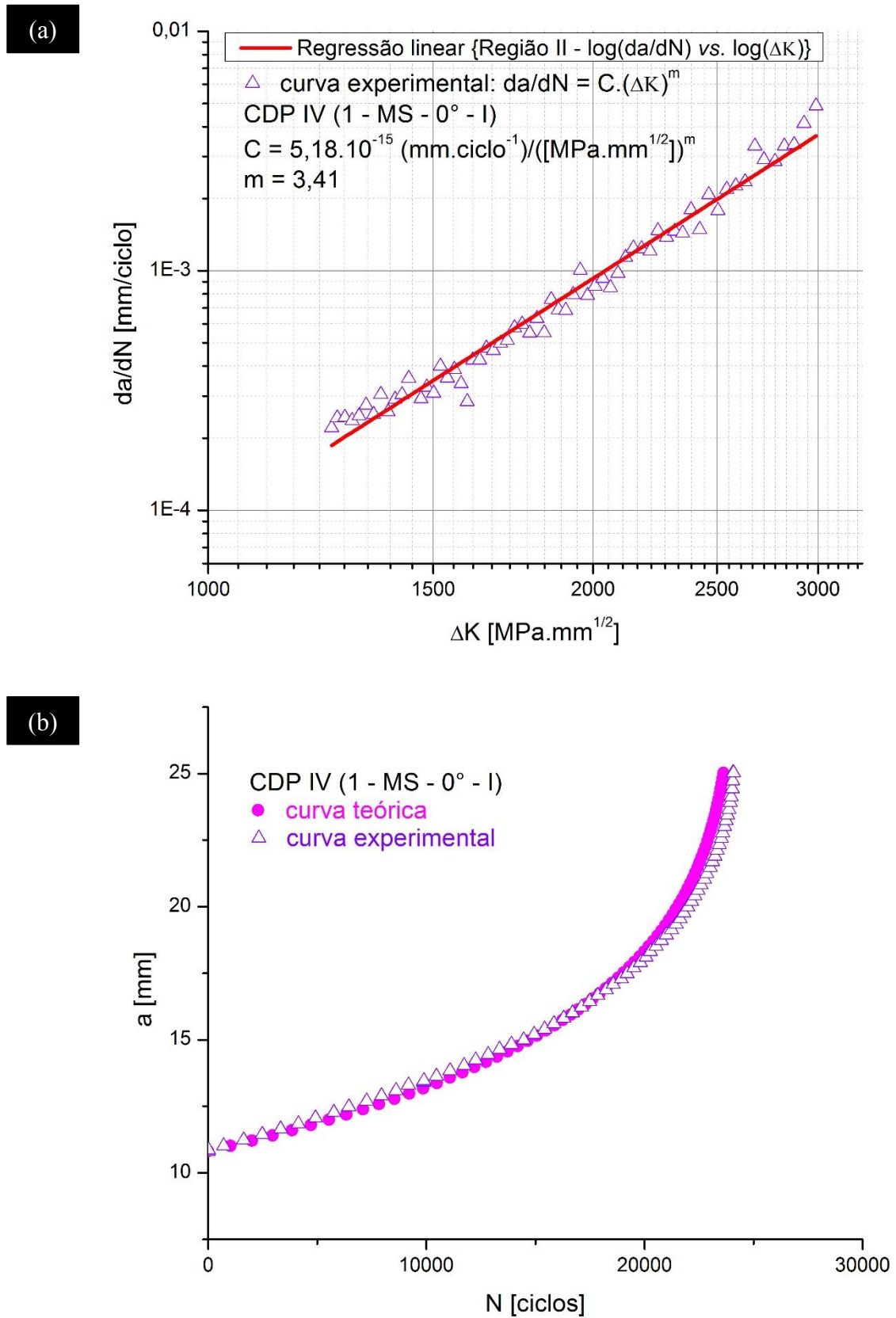


Figura 81- Corpo de prova V: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .

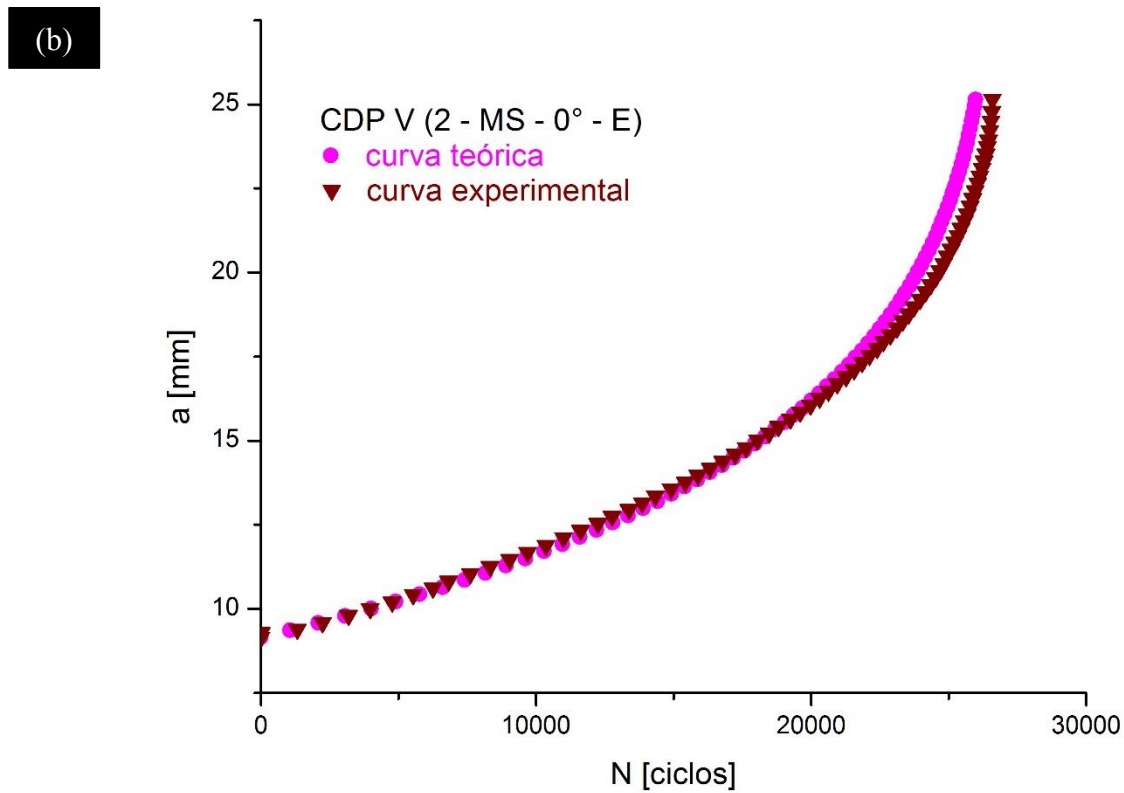
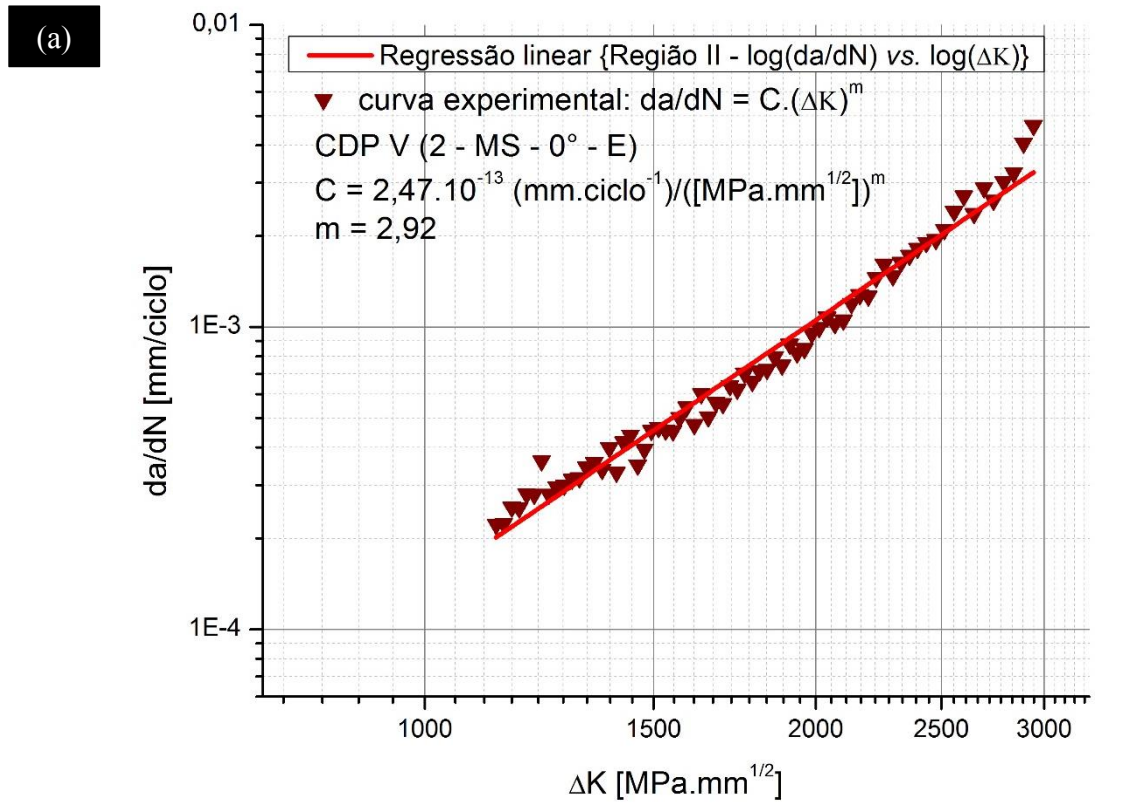
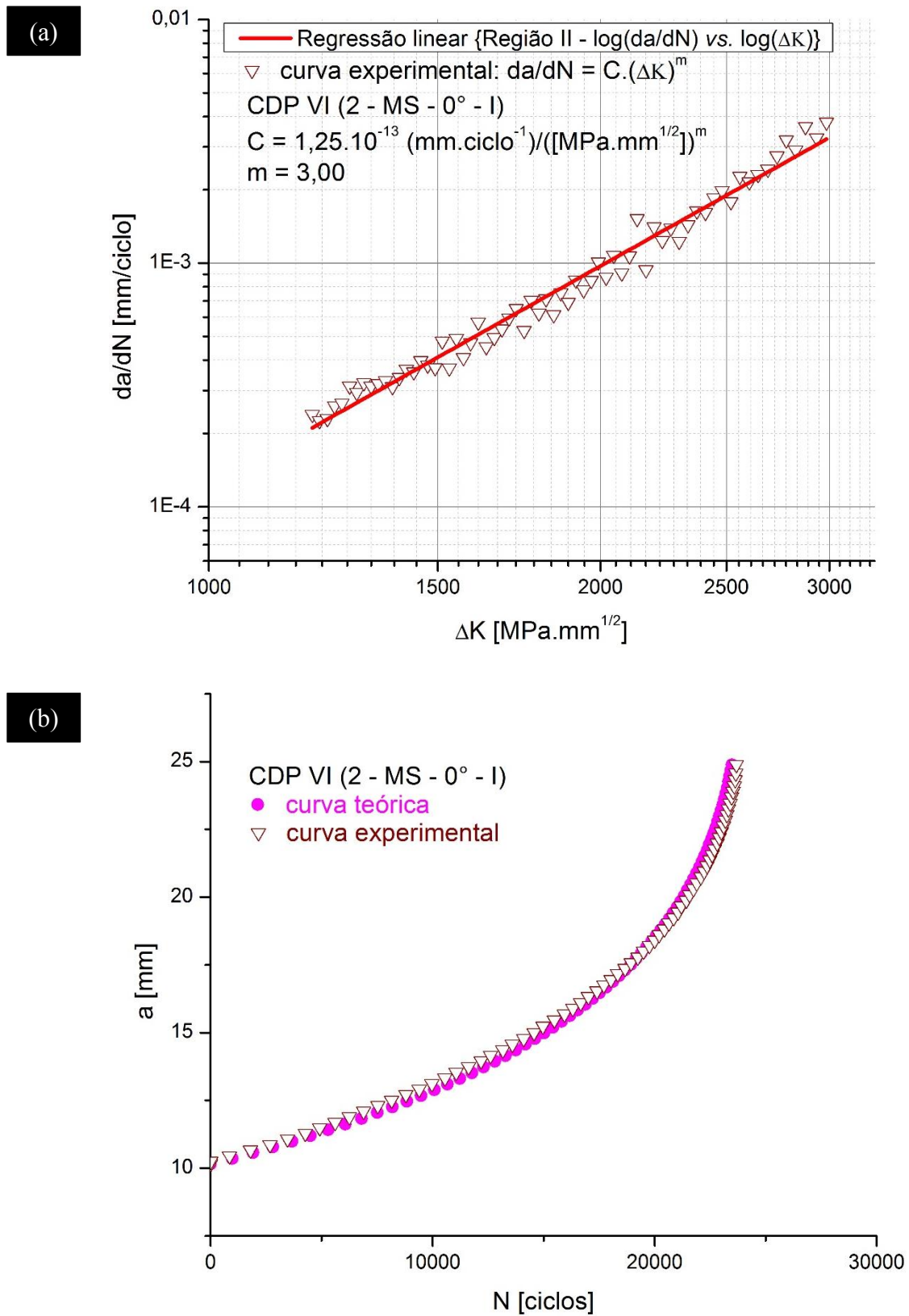


Figura 82- Corpo de prova VI: (a) Curva de propagação da trinca por fadiga $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$; (b) curva teórica de crescimento da trinca a vs. N .



Os valores dos parâmetros C e m da equação de Paris são apresentados na Tabela 14 para uma comparação direta dos resultados.

Tabela 15- Coeficientes da equação de Paris para o metal de solda (MS).

CDP/Posição		$da/dN = C.(\Delta K)^m$	
		¹ C	m
I	0°	$1,37.10^{-14}$	3,30
II		$8,55.10^{-14}$	3,06
III		$6,62.10^{-15}$	3,40
IV		$5,18.10^{-15}$	3,41
V		$2,47.10^{-13}$	2,92
VI		$1,25.10^{-13}$	3,00
Média (\bar{X})		$8,05.10^{-14}$	3,18

Observação:

$$^1 C \text{ em } \frac{mm/ciclo}{(MPa \cdot \sqrt{mm})^m}$$

Baseando-se nos resultados dos parâmetros C e m da equação de Paris contidos na Tabela 15, pode-se presumir que o metal de solda apresenta, de maneira geral, uma menor taxa de propagação da trinca por fadiga em relação ao metal base. Analogamente aos resultados do metal base, observa-se na tabela 15 que os maiores coeficientes C da equação de Paris estão associados aos menores coeficientes n.

4.6.3 Comparação da propagação de trincas por fadiga entre MB e MS

Para melhor compreensão do comportamento em fadiga das diferentes regiões do anel do tubo de aço API 5L grau X70, foram dispostas em único gráfico três curvas (da/dN vs. ΔK) em escala logarítmica referentes ao MB (90°), MB (180°) e ao MS (0°). Adicionalmente, os valores dos parâmetros C e m de todas as condições estão dispostos na Tabela 16 para efeito de comparação e análise dos mesmos.

Figura 83- Análise comparativa da curva de propagação da trinca por fadiga da/dN vs. ΔK (em escala logarítmica) dos corpos de prova CDP 1, CDP 3 e CDP IV.

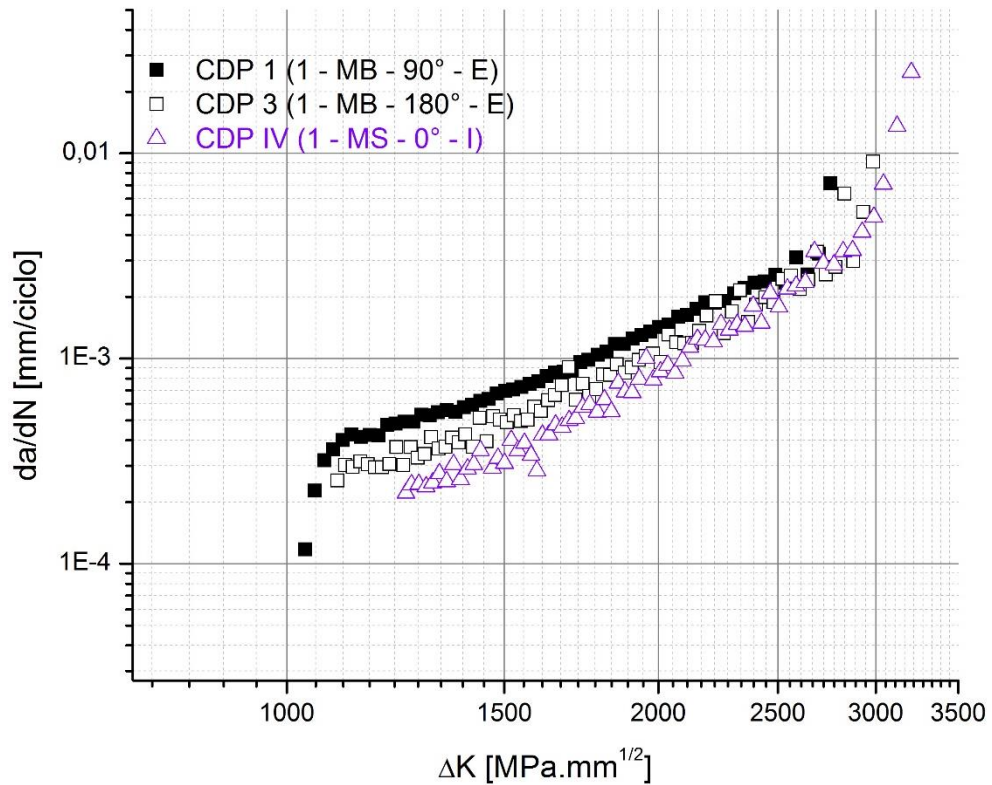


Figura 84- Análise comparativa da curva de propagação da trinca por fadiga da/dN vs. ΔK (em escala logarítmica) dos corpos de prova CDP 2, CDP 4 e CDP I.

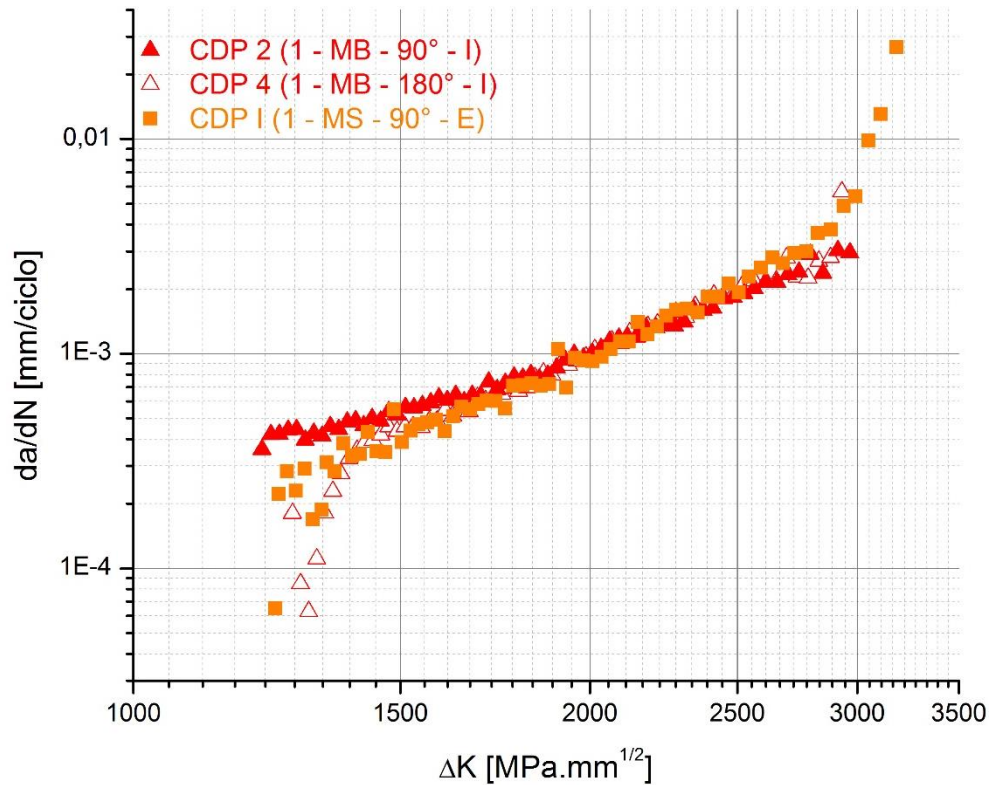


Tabela 16- Coeficientes da equação de Paris para as diferentes regiões do anel do tubo de aço API X70 (MB 90° - MB 180° - MS 0°).

Região II - $da/dN = C.(\Delta K)^m$								
MB 90°			MB 180°			MS 0°		
CDP	C	m	CDP	C	m	CDP	C	m
1	$3,04 \cdot 10^{-11}$	2,32	3	$7,35 \cdot 10^{-13}$	2,78	I	$1,37 \cdot 10^{-14}$	3,30
2	$1,50 \cdot 10^{-11}$	2,38	4	$1,13 \cdot 10^{-13}$	3,05	II	$8,55 \cdot 10^{-14}$	3,06
5	$3,28 \cdot 10^{-12}$	2,58	7	$9,96 \cdot 10^{-13}$	2,73	III	$6,62 \cdot 10^{-15}$	3,40
6	$1,06 \cdot 10^{-11}$	2,46	8	$9,35 \cdot 10^{-12}$	2,45	IV	$5,18 \cdot 10^{-15}$	3,41
						V	$2,47 \cdot 10^{-13}$	2,92
						VI	$1,25 \cdot 10^{-13}$	3,00
(\bar{X})	$1,48 \cdot 10^{-11}$	2,44	(\bar{X})	$2,80 \cdot 10^{-12}$	2,75	(\bar{X})	$8,05 \cdot 10^{-14}$	3,18

A análise das curvas experimentais de propagação de trinca (da/dN vs. ΔK), Figuras 83 e 84, e dos seus respectivos parâmetros mostrados na Tabela 16 deixa evidente que a trinca tende a propagar-se mais rapidamente na região a 90° e, contrariamente ao comportamento dessa região, a trinca no metal de solda tende a se propagar mais lentamente em virtude das menores taxas registradas. Em relação à análise das curvas das Figuras 83 e 84, a diferença no

comportamento da taxa de propagação fica mais evidente para baixos valores de ΔK . Essa região é extremamente sensível à microestrutura do material (morfologia e tamanho de grão, dispersão de partículas de segunda fase e inclusões), razão de carregamento e meio ambiente. Entretanto, conforme ΔK aumenta, a diferença torna-se menos pronunciada, visto que o comportamento das curvas, principalmente do metal base, tende a se convergir para altos valores de ΔK . Ainda em relação à análise dos coeficientes da equação de Paris apresentados na Tabela 16, pode-se observar que o comportamento em fadiga na região de crescimento estável da trinca (região II) é fortemente influenciado pela microestrutura ainda que de forma menos acentuada que a região I. Essa observação justifica-se na diferença pronunciada nos valores dos coeficientes C e m apresentados pelo metal base e metal de solda submetidos a uma mesma razão de carregamento ($R = 0,1$). Buscando correlacionar a microestrutura à taxa de propagação, pode-se afirmar que as maiores taxas de propagação são verificadas para uma microestrutura à base de ferrita e perlita, com ferrita sob a morfologia poligonal (α_p) e quase-poligonal (α_q). Contrariamente, as menores taxas de propagação da trinca foram registradas para o metal de solda constituído por diversas morfologias ferríticas como a ferrita primária de contorno de grão (PF(G)), ferrita primária intragranular (PF(I)), ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e não alinhada (FS(NA)) e ferrita acicular (AF), essa última presente em maior quantidade e responsável por conferir alta resistência mecânica e elevada tenacidade do metal de solda. Segundo Wang et al. (2009), os aços que contêm uma microestrutura composta essencialmente por ferrita acicular apresentam uma melhor combinação entre resistência mecânica e tenacidade, além de oferecer superior resistência à corrosão por H_2S e à fadiga, quando comparada a uma microestrutura baseada em ferrita equiaxial (poligonal) e perlita.

De maneira geral, os parâmetros C e m do modelo de Paris determinados tanto para o metal base quanto para o metal de solda apresentaram uma relação inversamente proporcional, em que os maiores valores calculados de C foram acompanhados pelos menores valores de m, conforme resultados apresentados na Tabela 16. Essa mesma observação pode ser constatada nos resultados obtidos por Beltrão; Castrodeza e Bastian (2011).

Exemplificando o efeito dos parâmetros C e m no comportamento do crescimento da trinca, são realizadas simulações baseadas nas curvas experimentais a vs. N dos corpos de prova referentes ao metal de solda (CDP I e CDP IV). No caso da análise comparativa entre o CDP 1, CDP 3 e o CDP IV já demonstrada anteriormente na Figura 83, são atribuídos os parâmetros C e m do CDP 1 e do CDP 3 na curva experimental a vs. N do CDP IV (Figura 80). O resultado dessa simulação está demonstrado na Figura 85. Procedimento análogo foi realizado na análise comparativa entre o CDP 2, CDP 4 e CDP I cujo gráfico está representado pela Figura 86.

Figura 85- Análise comparativa da curva de crescimento da trinca por fadiga a vs. N dos corpos de prova CDP 1, CDP 3 e CDP VI.

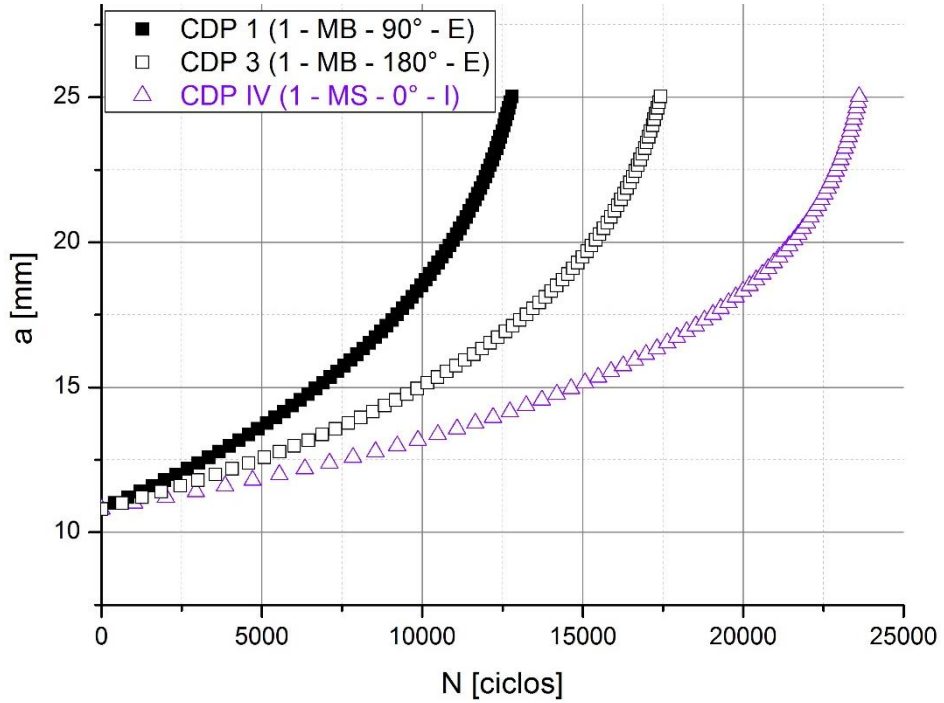
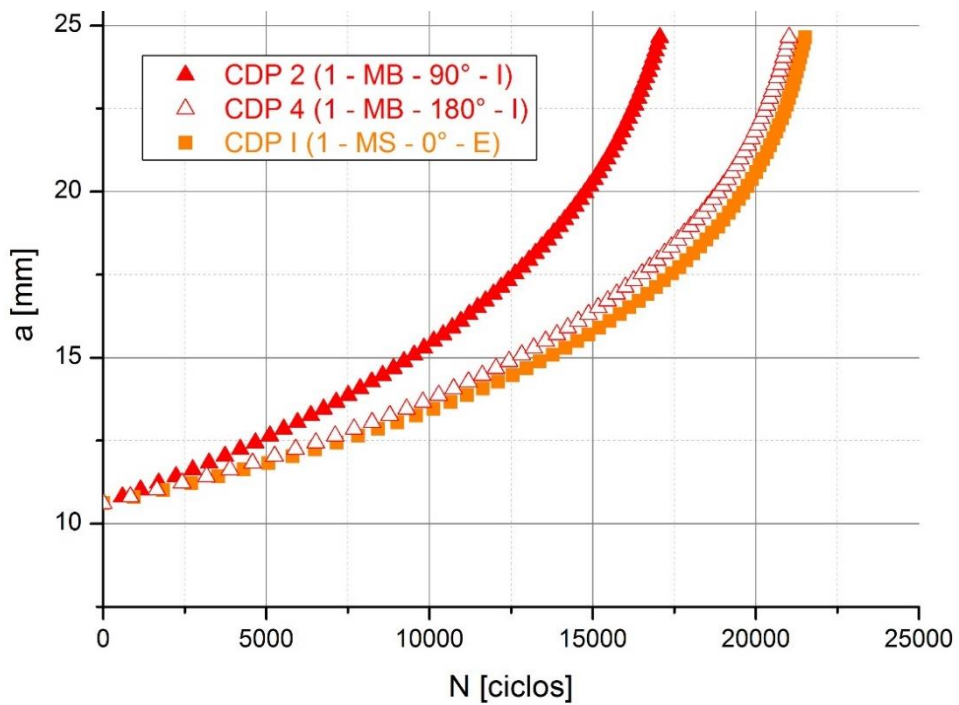


Figura 86- Análise comparativa da curva de crescimento da trinca por fadiga a vs. N dos corpos de prova CDP 2, CDP 4 e CDP I.



4.7 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

A análise fractográfica é dada a partir de duas superfícies de fratura oriundas de dois corpos de prova de propagação de trinca, sendo um referente ao metal base (CDP 7) e outro ao metal de solda (CDP III). As imagens obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) referem-se às regiões de propagação da trinca na fase inicial (baixa variação do fator de intensidade de tensão - ΔK), fase intermediária (média ΔK) e fase final (alta ΔK). Essas microfractografias são mostradas nas Figuras 87 a 89, onde cada condição (MB e MS) é comparada para um mesmo nível da variação do fator intensidade de tensão.

O aspecto fractográfico do CDP 7 MB em relação ao CDP III MS revela, independentemente da variação do fator intensidade de tensão, uma maior quantidade de trincas secundárias o que pode contribuir para um comportamento mais frágil da fratura. Essas trincas secundárias, as quais estão representadas por círculos nas microfractografias, são trincas perpendiculares à superfície de fratura que podem ter sido originadas pela ramificação da trinca principal.

Embora o crescimento da trinca por carregamento cíclico seja governado pelo mecanismo contínuo de estrias e que essas são consideradas um aspecto morfológico marcante na superfície de fratura por fadiga, tal morfologia não é tão evidente nas microfractografias apresentadas nas Figuras 87 a 89, principalmente no metal de solda. Ainda que difícil de serem visualizadas nitidamente, as estrias de fadiga estão presentes em todas as fases de propagação da trinca no metal base, todavia, só é possível distingui-las nitidamente na fase intermediária.

Os micromecanismos de fratura em ambas amostras são aparentemente os mesmos, em que as trincas de fadiga se propagam predominantemente por mecanismo transgranular, acompanhadas de pouca formação de estrias de fadiga devido em parte à microestrutura composta essencialmente de ferrita e perlita. No caso do metal de solda, observa-se a presença de linhas de deformação (áreas mais claras) onde não é possível notar nitidamente a presença de *dimples*, no entanto observa-se a presença de inclusões que estão indicadas por pequenos quadrados nas microfractografias.

Figura 87 - Região de propagação na fase inicial (ΔK baixa): (a) CDP 7 MB (5000x); (b) CDP III MS (5000x).

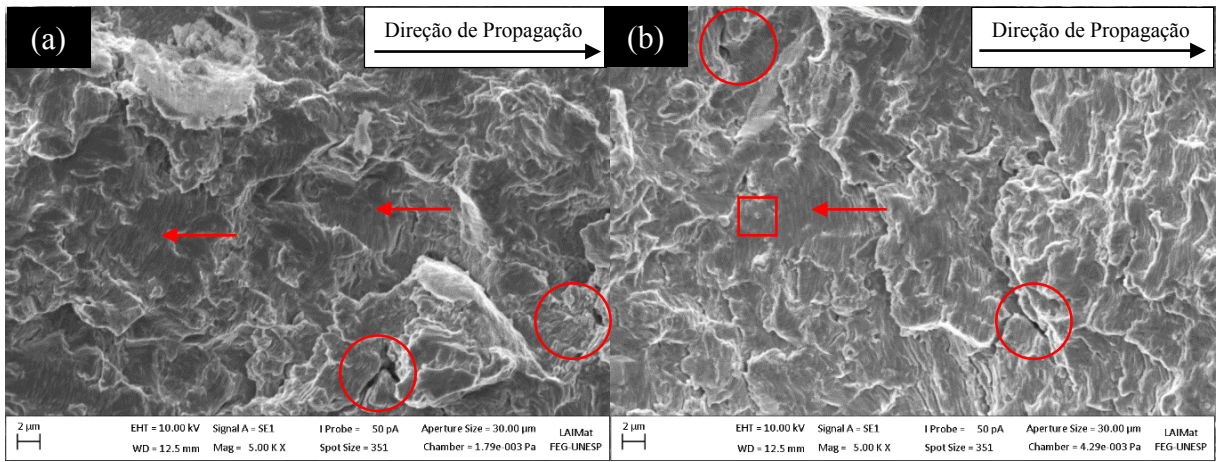


Figura 88- Região de propagação na fase intermediária (ΔK média): (a) CDP 7 MB (5000x); (b) CDP III MS (5000x).

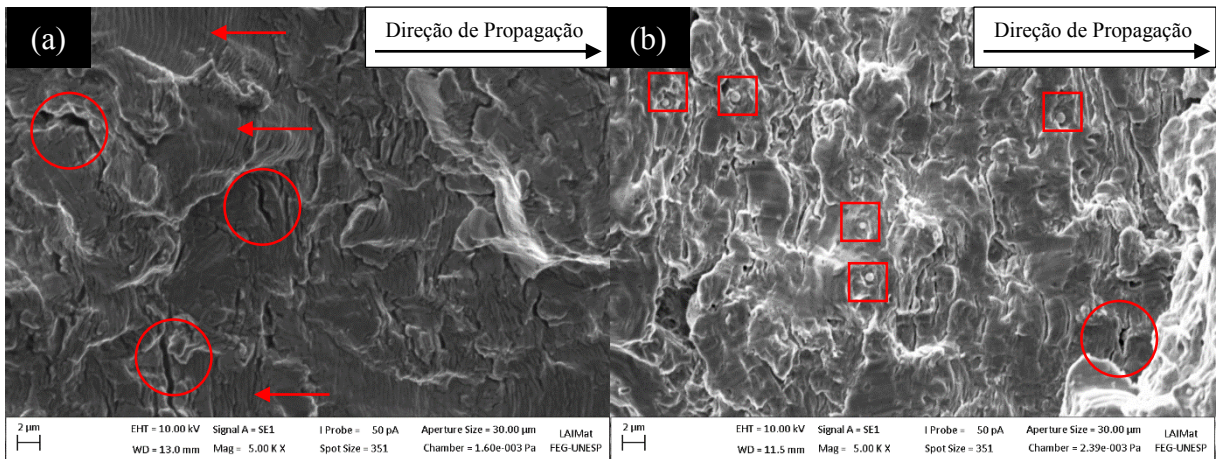
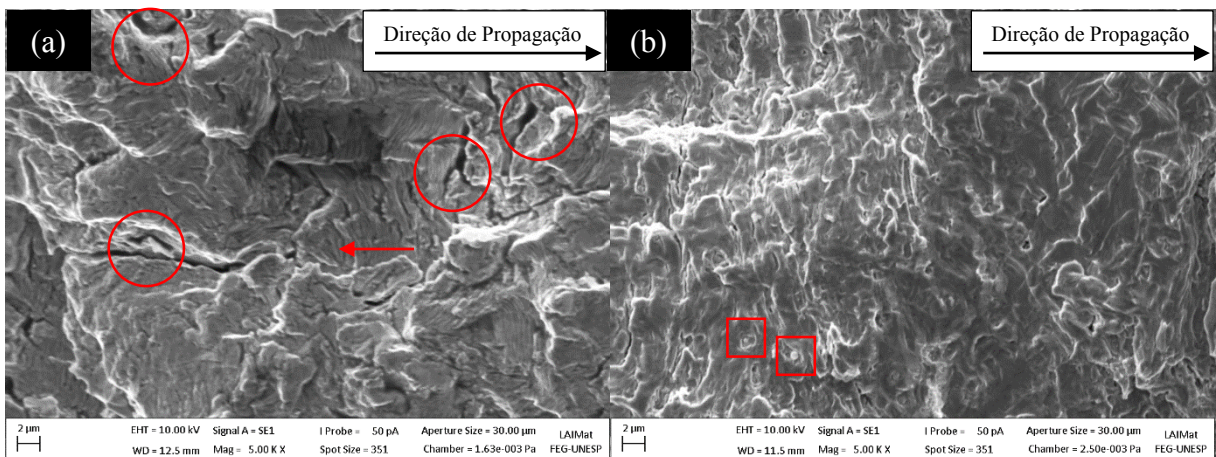
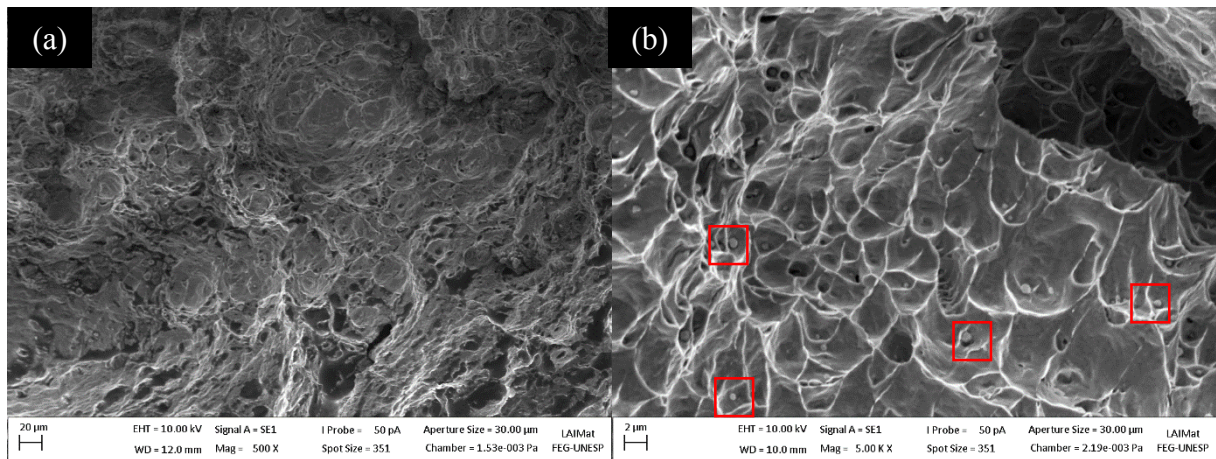


Figura 89- Região de propagação na fase final (ΔK alta): (a) CDP 7 MB (5000x); (b) CDP III MS (5000x).



Já a porção final da superfície de fratura ocasionada por tração monotônica também é analisada visando a identificação do micromecanismo de fratura predominante. A microfractografia do CDP 7 MB mostrada pela Figura 90 (a) revela um aspecto morfológico com a presença de *dimples*, o que indica um micromecanismo de fratura dúctil. No caso da microfractografia do CDP III mostrada na Figura 90 (b), é possível notar um aspecto morfológico com um elevado nível de deformação plástica ocasionada pela presença das inclusões. Nesse caso, observa-se um micromecanismo dúctil por coalescência das microcavidades (*dimples*) as quais envolvem as inclusões dispersas no interior da matriz metálica.

Figura 90– Fractografia na região de ruptura por tração monotônica: (a) CDP 7 MB (500x); (b) CDP III MS (5000x).



5. CONCLUSÃO

O estudo do comportamento em fadiga a partir da propagação de trincas nas diferentes regiões do tubo de aço API 5L X70 permite relatar as seguintes conclusões:

1. A partir das curvas a vs. N foi possível inferir que houve uma tendência do metal base localizado a 180° da junta soldada em apresentar uma maior resistência ao crescimento da trinca em relação ao metal base localizado a 90° ;
2. Percebeu-se não haver uma tendência do comportamento em fadiga para uma posição específica ao longo da espessura, visto que, independentemente da localização do metal base, o comportamento do crescimento em função do número de ciclos apresentou comportamentos variados ao longo da espessura;
3. A partir da análise dos coeficientes da equação de Paris determinados para o metal base, constatou-se que as taxas de propagação no metal base localizado à 90° da junta soldada, independentemente da posição em relação à espessura da parede do tubo, foram superiores às taxas determinadas na posição angular de 180° ;
4. A partir da curva da/dN vs. ΔK para o metal base (90° e 180°) foi observado que a trinca propagou-se mais rapidamente no metal base localizado a 90° da junta soldada para a fase inicial e intermediária da propagação (baixos e médios valores de ΔK). No entanto, para maiores valores de ΔK , próximo à região III, o comportamento do metal base (180°) convergiu para o comportamento do metal base (90°) a partir de taxas de propagação mais próximas às indicadas pelo metal base (90°).
5. A correlação da microestrutura à taxa de propagação permitiu observar que as maiores taxas de propagação foram verificadas para uma microestrutura à base de ferrita e perlita, com ferrita sob a morfologia poligonal e quase-poligonal. Contrariamente, as menores taxas de propagação da trinca foram registradas para o metal de solda constituído essencialmente por ferrita acicular (AF) bem como, em menor quantidade, de morfologias ferríticas como a ferrita primária de contorno de grão PF(G), ferrita primária intragranular PF(I), ferrita com segunda fase alinhada FS(A) e não alinhada FS(NA). Correlação esta que corrobora a superior resistência à fadiga da ferrita acicular comparativamente à microestrutura baseada em ferrita equiaxial (poligonal) e perlita.
6. De maneira geral, os parâmetros C e m do modelo de Paris determinados tanto para o metal base quanto para o metal de solda apresentaram uma relação inversamente

proporcional, em que os maiores valores calculados de C foram acompanhados pelos menores valores de m.

7. A análise fractográfica referente à região II do crescimento da trinca por fadiga revelou uma maior incidência de trincas secundárias para o metal base do que para o metal de solda, contribuindo para o aspecto mais frágil da propagação da trinca no metal base;
8. A presença de inclusões no metal de solda contribuiu para um micromecanismo de fratura de aspecto mais dúctil em relação ao metal de base, uma vez que tais partículas além de atuarem no micromecanismo dúctil por coalescência de microcavidades (*dimples*) são fontes nucleadoras de ferrita acicular que, por sua vez, favoreceu em uma maior resistência à propagação da trinca por fadiga.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Medir experimentalmente as tensões residuais ao longo das regiões do tubo onde foram avaliadas as taxas de propagação, visando correlacioná-las aos comportamentos característicos de suas respectivas regiões;

Estudar o comportamento em fadiga das regiões propostas, sob controle de carregamento às diferentes razões (por exemplo $R = 0,1$ e $0,5$) com amplitude constante e variável a partir de sobrecargas trativas para avaliar a influência do carregamento;

Determinação do *threshold* (ΔK_{th}) sem a influência das tensões residuais a partir da técnica experimental de redução de carga;

Estudar o comportamento à fadiga em juntas soldadas circunferências (*girth weld*).

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABO-ELKHIER, M.; HAMADA, A. A.; EL-DEEN, A. B. Prediction of fatigue life of glass fiber reinforced polyester composites using modal testing. **International Journal of Fatigue**. In print.

AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, GÁS NATURAL E BIOCOMBUSTÍVEIS. Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis. Rio de Janeiro, ANP, 2013. ISSN 1983-5884. Disponível em: <www.anp.gov.br>. Acesso em: 24 ago. 2012.

AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, GÁS NATURAL E BIOCOMBUSTÍVEIS. PORTARIA ANP Nº 9, DE 21.1.2000 - DOU 24.1.2000. Regulamento Técnico ANP nº 001/2000, que define os termos relacionados com as reservas de petróleo e gás natural, estabelece critérios para a apropriação de reservas e traça diretrizes para a estimativa das mesmas. 2000.

AL-MANSOUR, M.; ALFANTAZI, A. M.; EL-BOUJDANI, M. Sulfide stress cracking resistance of API-X100 high strength low alloy steel. **Materials and Design**, v. 30, n. 10, p. 4088-4094, Dec. 2009.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5L**: Specification for line pipe. 44th ed, Washington D.C: API Publishing Services, October, 2008. 154 p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104**: Welding of pipelines and related facilities. 20th ed, Washington D.C: API Publishing Services, November, 2005. 70 p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook - Properties and Selection Iron. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. v. 1. Ohio: ASM International, 1990. 1063 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3 - 11**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1806 - 09**: Standard Practice for Sampling Steel and Iron for Determination of Chemical Composition. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1823 - 13**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E647 - 13e1**: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M – 13a**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E92-82 (2003)**: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E399**: Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials. Philadelphia, USA, 2012.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX**: Welding and Brazing Qualifications. ASME, New York, NY, 2010. 357 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D1.1:2000**: Structural Welding Code-Steel. AWS, Miami, FL, 2000. 450 p.

AMIRAT, A.; CHATEAUNEUF, A. M.; CHAOUI, K. Reliability assessment of underground pipelines under the combined effect of active corrosion and residual stress. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 83, n. 2, p. 107-117, Feb. 2006.

ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: Fundamentals and applications**. 3rd edition. Florida: CRC Press, 2005. 640 p.

BAY, Y. Use of high strength steel. In: _____. **Pipelines and Risers**. Elsevier Ocean Engineering Book Series, v. 3. Elsevier Science, 2001. p. 353-380.

BEDEN, S.M.; ABDULLAH, S.; ARIFFIN, A.K. Fatigue crack growth rate of API X70 steel pipelines under spectrum loading. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 96-97, p. 7-12, Aug.-Sept. 2012.

BEIDOKHTI, B.; KOUKABI, A. H.; DOLATI, A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 8, p. 4027-4035, Apr. 2009.

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, Mar. 2009b.

BELTRÃO, 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 & Structure**, v. 34, n. 5, p. 321-328, May 2011.

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**, v. 58, n. 1, p. 29-39, Jan. 2007.

BOTT, I. S. High grade steel development. **Materials Science Forum**, v. 426-432, p. 1463-1468, 2003.

BOTT, I. S.; SOUZA, L. F. G.; TEIXEIRA, J. C. G.; RIOS, P. R. High-strength steel development for pipelines: A Brazilian perspective. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36, n. 2, p. 443-454, Feb. 2005.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. BS 5135 1984: Specification for arc welding of carbon and carbon manganese steels. British Standards Institution, January, 1984. 52 p.

BROEK, D. **Elementary engineering fracture mechanics**. 4th revised edition. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1986, 516 p.

CAMPBELL, F. C. Fatigue. In: _____. **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys**. Ohio: ASM International, 2008. p. 243-264.

CHAN, K. S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation. **International Journal of Fatigue**, v. 32, n. 9, p. 1428-1447, Sept. 2010.

CHAPETTI, M. D.; OTEGUI, J. L.; MOTYLICKI, J. Fatigue assessment of an electrical resistance welded oil pipeline. **International Journal of Fatigue**, v. 24, n. 1, p. 21-28, Jan. 2002.

CHEN, C. C.; POLLACK, A. Influence of welding on steel weldment properties. In: _____. **Welding-brazing and soldering**. ASM Handbook. Metals Park, Ohio, 1993, v.6, p. 416-428.

CIESLAK, M. J. Cracking phenomena associated with welding. In: _____. **Welding-brazing and soldering**. ASM Handbook, Metals Park, Ohio, 1993, v.6, p. 88-96.

COHEN, M.; HANSEN, S. S. "Microstructural Control in Microalloyed Steels," **MiCon 78: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control**, ASTM STP 672, Halle Abrams, G. N. Maniar, D. A. Nail, and H. D. Solomon, Eds., American Society for Testing and Materials, 1979, p.34-52.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2ª edição. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646 p.

DALLAM, C. B - The Lincoln Electric Company; DAMKROGER, B. K. - Sandia National Laboratories. **Characterization of Welds**. . In: _____. **Welding-brazing and soldering**. ASM Handbook, Metals Park, Ohio, 1993, v.6, p. 97-106.

DET NORSKE VERITAS. **Offshore Standard DNV OS-F101: Submarine Pipeline Systems**. October, 2013. 372 p.

DHUA, S. K.; MUKERJEE, D.; SARMA, D. S. Weldability and microstructural aspects of shielded metal arc welded HSLA-100 steel plates. *ISIJ International*, v. 42, n. 3, p. 290-298. 2002.

DIAN, G. H. **Influência do aporte de calor e da velocidade de soldagem na tenacidade da solda HF-ERW**. 2012. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

DONATO, G. H. B.; MAGNABOSCO, R.; RUGGIERI, C. Effects of weld strength mismatch on J and CTOD estimation procedure for SE (B) specimens. **International Journal of Fracture**, v. 159, p. 1-20. July 2009.

DONG, C. F.; LIU, Z. Y.; LI, X. G.; CHENG, Y. F. Effects of hydrogen-charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen-induced cracking. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 34, n. 24, p. 9879-9884, Dec. 2009.

DOWLING, N.E. Mechanical behavior of materials: Engineering methods for deformation, fracture and fatigue. 3rd ed. Upper Saddle River, NJ: Pearson Prentice Hall; London: Pearson Education, 2007. 912 p.

DUGGAN, T. V.; BYRNE, J. “**Fatigue as a Design Criterion**”. London: The MacMillan Press Ltd., 1977, 164 p.

EAGAR, T. W - Massachusetts Institute of Technology. Energy sources used for fusion welding. In: _____. **Welding-brazing and soldering**. ASM Handbook, Metals Park, Ohio, 1993, v.6, p. 3-6.

EASTERLING, K. E. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Butterworth-Heinemann, 1983. 208 p.

ESAB - Elektriska Svetsnings-Aktiebolaget. **Biblioteca virtual, apostila: Arco Submerso**. Disponível em: <<http://www.esab.com.br>>. Acesso em: 13 jul. 2013.

FAIRCHILD, D. P.; BANGARU, N. V.; KOO, J. Y.; HARRISON, P. L.; OZEKICIN, A. A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels. **Welding Journal**, v. 70, p. 321s-329s, Dec. 1991.

FAZZINI, P. G.; BELMONTE, J. C.; CHAPETTI, M. D.; OTEGUI, J. L. Fatigue assessment of a double submerged arc welded gas pipeline. **International Journal of Fatigue**, v. 29, n. 6, p. 1115-1124, June 2007.

FINE, M. E.; CHUNG, Y. W. Fatigue failure in metals. In: _____. **Fatigue and fracture - ASM Handbook**. Metals Park, Ohio, 1996. v.19, p. 63-72.

FREIRE, J. L. F. **Engenharia de dutos**. 1. ed. Rio de Janeiro: ABCM, 2009. 528 p.

GHIDINI, T.; DONNE, C. D. Fatigue life predictions using fracture mechanics methods. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 76, n. 1, p. 134-148, Jan. 2009.

GODOY, J. M.; CAVALHEIRO, B. C.; PEREIRA, M. S. Avaliação da fissuração por fadiga em tubos durante transporte marítimo. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, v. 15, n. 1, p. 2-10, jan./mar. 2010.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D. Accelerated cooling of steel plates: The time has come. **Journal of ASTM International**, v. 5, n. 8, p. 7, Sept. 2008.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. S. Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Revista Tubo & Companhia**, 5:26, p.53-56 set.-out. 2009.

GRÄF, M.; SCHRÖDER, J.; SCHWINN, V.; HULKA, K. Production of large diameter pipes grade X70 with high toughness using acicular ferrite microstructures. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON APPLICATION AND EVALUATION OF HIGH GRADE LINEPIPES IN HOSTILE ENVIRONMENTS. **Proceedings...** Yokohama, Nov. 8-9, 2002, Yokohama, Japan, 13p.

GRAY, J. M.; SICILIANO, F. High strength microalloyed pipeline: half a century of evolution. In: PIPELINE TECHNOLOGY CONFERENCE, 2009, Ostend, Belgium. **Proceedings...** London: Elsevier, 2009. p. 20-45.

HAN, S. Y.; SOHN, S. S.; SHIN, S. Y.; BAE, J.; KIM, H. S.; LEE, S. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 551, p. 192-199, Aug. 2012.

HASHEMI, S.H. Correction factors for safe performance of API X65 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 86, n. 8, p. 533-540, 2009.

HASHEMI, S.H. Strength-hardness statistical correlation in API X65 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 3, p. 1648-1655, Jan. 2011.

HASHEMI, S.H.; MOHAMMADYANI, D. Characterization of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 98, p. 8-15, Oct. 2012.

HAZE, T.; AIHARA, S. Influence of toughness and size of local brittle zones on HAZ toughness of HSLA steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING, 17, 1988, Houston **Proceedings...** Houston.

HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 786p

HERYNK, M. D.; KYRIAKIDES, S.; ONOUFRIOU, A.; YUN, H. D. Effects of the UOE/UOC pipe manufacturing processes on pipe collapse pressure. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 49, n. 5, p. 533-553, May 2007.

HILLENBRAND, H.-G.; LIESSEM, A.; BIERMANN, K.; HECKMANN, C. J.; SCHWINN, V. Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PIPELINE TECHNOLOGY, 4, 2004, Ostend. **Proceedings...** Ostend, May 2004. p. 1-9.

HOEPPNER, D. W. Industrial significance of fatigue problems. In: _____. **Fatigue and Fracture – ASM Handbook**. Metals Park, Ohio, 1996. v.19, p. 3-4.

HU, J.; DU, L. X.; WANG, J. J.; GAO, C. R. Effect of welding heat input on microstructures and toughness in simulated CGHAZ of V–N high strength steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 577, p.161–168, Aug. 2013.

HULKA, K. Sour Gas Resistant Steel. Niobium Information 18/01, Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2001, 8 p.

IMAI, S. General properties of TMCP steels. In: INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 12, 2002, Kitakyushu. **Proceedings...** Kitakyushu: International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE), 2002. p. 392-396.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING (IIW). **Guideline for classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope**. Welding in the World, v. 24, n. (7/8), p.144-149, 1986.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **Petroleum and natural gas industries ISO 3183: Steel pipe for pipeline transportation systems**, 2012. 179 p.

ISMAR, H.; BURZIC, Z.; KAPOR, N. J.; KOKELJ, T. Experimental investigation of high-strength structural steel welds. **Journal of Mechanical Engineering**, v. 58, n. 6, p. 422-428, June 2012.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA J.; WANHILL R. **Fracture Mechanics**. 2nd edition. New York: Spon Press, 2004. 365 p.

JIANG, Y.; CHEN, M. Researches on the fatigue crack propagation of pipeline steel. **Energy Procedia**, v. 14, p. 524-528, 2012.

JUTLA, T. Caterpillar Incorporation. Fatigue and fracture control of weldments. In: _____. **Fatigue and Fracture - American Society for Metals, ASM Handbook**. Metals Park, Ohio, 1996. v.19, p. 434-449.

KARA, F.; NAVARRO, J.; ALLWOOD, R. L. Effect of thickness variation on collapse pressure of seamless pipes. **Ocean Engineering**, v. 37, n. 11-12, p. 998-1006, Aug. 2010.

KIM, Y. M.; SHIN, S. Y.; LEE, H.; HWANG, B.; LEE, S.; KIM, N. Effects of molybdenum and vanadium addition on tensile and charpy impact properties of API X70 linepipe steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38A, n. 8, p. 1731-1742, Aug. 2007.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2nd Edition. John Wiley & Sons, 2003. 480 p.

KOZASU, I. Processing – Thermomechanical Controlled Processing. In: Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels, vol. 7, VCH, Weinheim, p. 186-217, 1992.

KRAUSS, G. Microstructures, Processing, and Properties of Steels. In: _____. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. Section: Carbon and Low-Alloy Steels**. ASM Handbook, Metals Park, Ohio, 1990, v.1, p. 126-139.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2005. 613 p.

KYRIAKIDES, S.; CORONA, E. Pipe and tube manufacturing processes. In: _____. **Mechanics of Offshore Pipelines**. 1st edition. Elsevier Science, 2007. Volume 1 Buckling and Collapse, p. 59-88.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 5th edition. Cambridge: Chapman and Hall, 1993. 389 p.

LAURITO, D.F.; BAPTISTA, C. A. R. P.; TORRES, M. A. S.; ABDALLA, A. J. Microstructural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel. **Procedia Engineering**, v. 2, n. 1, p. 1915-1925, Apr. 2010.

LEE, J. **Introduction to Offshore Pipelines and Risers**. Disponível em <<http://www.jylopipeline.com>>. Acesso em: 29 out. 2013.

LESLIE, W. C. Physical metallurgy of steels. In: CAHN, R. W.; HAASEM, P. **Physical Metallurgy**. 4th Revised and Enhanced Edition. Amsterdam: North-Holland, 1996. v. 2, chapter. 17, p. 1555–1620.

LESLIE, W. C. **The Physical Metallurgy of Steels**. McGraw-Hill Book Company, New York, 1981. 396 p.

LESNEWICH, A. Influence of welding on steel weldment soundness. In:____. **Welding-brazing and soldering**. ASM Handbook, Metals Park, Ohio, 1993, v.6, p. 408-415.

LI, A.; WANG, W.; WANG, X.; ZHAO, D. Fatigue and brittle fracture of carbon steel process pipeline. **Engineering Failure Analysis**, v. 12, n. 4, p. 527-536, Aug. 2005.

LLEWELLYN, D. T.; HUDD, R. C. Low-carbon structural steels. In:____. **Steels: Metallurgy and Applications**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 3rd edition 1998. p. 137 – 198.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3ª Edição Atualizada – 2º Reimpressão. Minas Gerais: UFMG, 2013. 363 p.

MATROSOV, M. YU.; LYASOTSKII, I. V.; KICHKINA, A. A.; D'YAKONOV, D. L.; EFIMOV, A. A. Microstructure in low-carbon low-alloy high-strength pipe steel. **Steel in Translation**, v. 42, n. 1, p. 84-93, Jan. 2012.

MEGSON, T. H. G. Fatigue. In:____. **Aircraft Structures for Engineering Students**. Fifth Edition. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2012. p. 455-478.

MILELLA, P. P. **Fatigue and Corrosion in Metals**. Springer, 2012. 844 p.

MOEINIFAR, S.; KOKABI, A. H.; HOSSEINI, H. R. M. Effect of tandem submerged arc welding process and parameters of Gleeble simulator thermal cycles on properties of the intercritically reheated heat affected zone. **Materials and Design**, v. 32, n. 2, p. 869-876, Feb. 2011.

NAM, Y. H.; KIM, Y.; NAHM, S. H. Evaluation of fracture appearance transition temperature to forged 3Cr–1Mo–0.25V steel using ultrasonic characteristics. **Materials Letters**, v. 60, n. 29-30, p. 3577-3581, Dec. 2006.

NASCIMENTO, M. P. **Retrabalhos em estruturas aeronáuticas soldadas do aço ABNT 4130 - em foco: berços de motores de aeronaves**. 2004. 241 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

NEWMAN Jr., J. C. The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective, **Progress in Aerospace Science**, v. 34, n. 5-6, p. 347-390, July 1998.

NOGUEIRA, A. C.; MCKEEHAND, D. S. Design and construction of offshore pipelines. In: _____. **Handbook of Offshore Engineering**. Elsevier Science, 2005. p. 891-937.

OGBORN, J. S. The Lincoln Electric Company. Submerged Arc Welding. In: _____. **Welding-brazing and soldering**. ASM Handbook, Metals Park, Ohio, 1993, v.6, p. 202-209.

PAREDES, M.; RUGGIERI, C. Further results in J and CTOD estimation procedures for SE(T) fracture specimens – Part II: Weld centerline cracks. **Engineering Fracture Mechanics**, Oxford, v. 89, p. 24-39, Mar. 2012.

PARIS, P.; ERDOGAN, F. A critical analysis of crack propagation laws. **Journal of Basic Engineering, Trans. ASME**, Series D, v.85, p.528-534, 1963.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. **Introdução à mecânica da integridade estrutural**. São Paulo: Editora da Universidade Estadual Paulista, 1995. 192 p.

PAYNE, A. O. The fatigue of aircraft structures. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 8, p. 157-203, 1976.

PETROBRAS S.A **Plano de Negócios 2012 - 2016**. Disponível em: <<http://www.investidorpetrobras.com.br/pt/plano-de-negocios/plano-de-negocios-2012-2016.htm>>. Acesso em: 24 ago. 2012.

PINHEIRO, B. de C.; PASQUALINO, I. P. Fatigue analysis of damaged steel pipelines under cyclic internal pressure. **International Journal of Fatigue**, v. 31, n. 5, p. 962-973, May 2009.

PIOVATTO, R. R. **Desenvolvimento de metodologia experimental para aplicação de espécimes SE(T) para avaliação de integridade estrutural em dutos**. 2007. 151 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.

SAMUELS, L. E. **Optical microscopy of carbon steels**. Ohio: Metals Park, American Society for Metals, 1980. 594 p.

SANFORD, R. J. **Principles of fracture mechanics**. New Jersey: Prentice Hall, 2002. 404 p.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. 2nd edition. Springer, 2009. 621 p.

SCHIJVE, J. Four lectures on fatigue crack growth: I. Fatigue crack growth and fracture mechanics. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 11, n.1, p.169-181, 1979.

SCHÜTZ, W. A History of Fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 54, n.2, p. 263-300, May 1996.

SHI, Y; HAN, Z. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel. **Journal of materials processing technology**, v. 207, n. 1-3, p. 30-39, Oct., 2008.

SHIN, S. Y.; WOO, K. J.; HWANG, B.; KIM, S.; LEE, S. Fracture-toughness analysis in transition-temperature region of three american petroleum institute X70 and X80 pipeline steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 40A, n. 4, p. 867-876, Apr. 2009.

SOEIRO, J. C. J.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D. Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, v. 18, n. 02, p.176-195, abr./jun. 2013.

SONG, P. S and WEN, C. C. Crack closure and crack growth behaviour in shot peened fatigued specimen. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 63, n. 3, p. 295-304, June, 1999.

SUNG, H. K.; SOHN, S. S.; SHIN, S. Y.; LEE, S.; KIM, N. J.; CHON, S. H.; YOO, J. Y. Effects of finish rolling temperature on inverse fracture occurring during drop weight tear test of API X80 pipeline steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 541, p. 181-189, Apr. 2012.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2nd edition. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 679 p.

TENARIS CONFAB. **Tubos para Condução e Distribuição I Line Pipe**. Disponível em <<http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/prodser/linepipe.aspx>> Acesso em: 19 de set. 2013.

THAULOW, C.; ZHANG, Z. L.; RANESTAD, Ø.; HAUGE, M. “**J-Q-M Approach for failure assessment of fusion line cracks: Two-material and three-material modes,**” *Fatigue and Fracture Mechanics: 30th Volume, ASTM STP 1360*, P. C. Paris and K. L. Jerina, Eds., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 2000, p. 102-114.

TOSCANO, R. G. Collapse and post-collapse behavior of steel pipes under external pressure and bending. Application to deep water pipelines. 2009. 214 f. Doctoral Thesis – Facultad de Ingeniería – Universidad de Buenos Aires – Argentina, 2009. Disponível em :<http://www.simytec.com/docs/collapse_and_post-collapse.pdf>. Acesso em: 19 de set. 2013.

TOTTEN, G. E. Fatigue crack propagation. **Advanced Materials & Processes magazine**, p. 39-41, May 2008.

TRIM, A. D.; BRAATEN, H.; LIE, H.; TOGNARELLI, M. A. Experimental investigation of vortex-induced vibration of long marine risers. **Journal of Fluids and Structures**, v. 21, n. 3, p. 335-361, Nov. 2005.

VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; SAMAJDAR, I.; DOHERTY, R. D. Thermo-mechanical processing of steel. In: ____. **Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials**. Oxford: Elsevier Science, 2007. p. 405-448.

VISHNU, P. R. Solid-State Transformation in Weldments. In: ____. **Welding-brazing and soldering**. ASM Handbook, Metals Park, Ohio, 1993, v.6, p. 70-87.

WANG, W.; YAN, W.; ZHU, L.; HU, P.; SHAN, Y.; YANG, K. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel. **Materials and Design**, v. 30, n. 9, p. 3436-3443, Oct. 2009.

WEN, S.W.; HILTON, P.; FARRUGIA, D. C. J. Finite element modelling of a submerged arc welding process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 119, n. 1, p. 203-209, Dec. 2001.

WIDGERY, D. J. Linepipe Welding Beyond 2000. **Svetsaren ESAB Group**, v. 54, n. 3, p. 8-10, 1999.

WILMMS, R. High strength steel for steel constructions. In: Nordic Steel Construction Conference (NSCC2009), 11, 2009, Malmö, Sweden. **Proceedings...** Uppsala: Elanders Sverige AB, 2009. p. 597-604.

YURIOKA, N. Impact of welding research on steel composition development. **Materials and Design**, v. 6, n. 4, p. 154-171. Aug. – Sept., 1985.

YURIOKA, N. Physical metallurgy of steel weldability. **ISIJ International**, v. 41, n. 6, p. 566-571, June 2001.

ZHAO, Z.; WANG, Z.; ZHANG, H.; QIAO, L. Effect of deformation and cooling rate on the transformation behavior and microstructure of X70 steels. **Journal of University of Science and Technology Beijing**, v. 14, n. 5, p. 410-413, Oct. 2007.

ZHONG, Y.; SHAN, Y.; XIAO, F.; YANG, K. Effect of toughness on low cycle fatigue behavior of pipeline steels. **Materials Letters**, v. 59, n. 14-15, p. 1780-1784, June 2005.