



PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS
CIRCUNFERENCIAIS DE AÇOS PARA *RISERS* RÍGIDO DA CLASSE API 5L GRAU X80

Edgard Suzano da Silva

Projeto de Graduação apresentado ao curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Fernando Luiz Bastian

Co-orientador: Marcelo Augusto Neves Beltrão

Rio de Janeiro

Março de 2010

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS
CIRCUNFERENCIAIS DE AÇOS PARA *RISERS* RÍGIDO DA CLASSE API 5L GRAU X80

Edgard Suzano da Silva

PROJETO DE FORMATURA SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS DA ESCOLA DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE BACHAREL EM ENGENHARIA METALÚRGICA

Aprovada por:

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph. D.

Enrique Mariano Castrodeza, D. Sc.

Elenice Maria Rodrigues, M.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

MARÇO DE 2010

da Silva, Edgard Suzano

Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aços para *Risers* Rígidos da classe API 5L grau X80. Edgard Suzano da Silva. – Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica, 2010.

XIV, 84 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Fernando Luiz Bastian

Co-Orientador: Marcelo Augusto Neves Beltrão

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2010.

Referências Bibliográficas: p. 80-84.

1. Aço API X80. 2. Juntas soldadas. 3. *Risers* Rígidos. 4. Propagação de Trincas de Fadiga. I. Bastian, Fernando Luiz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Título. Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aços para *Risers* Rígidos da classe API 5L grau X80. Edgard Suzano da Silva. – Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica, 2010.

À minha família

Agradecimentos

Primeiramente a Deus por todos os momentos vividos, bons e ruins, que contribuíram para o meu aprendizado durante a graduação

A todos meus familiares pelo apoio e incentivo, principalmente aos meus pais Jorge e Maria Edmée, e as minhas irmãs Erika e Beatriz.

À minha noiva Ingrid pela companhia, apoio e compreensão.

Ao professor Fernando Luiz Bastian pela orientação dedicada e por todo apoio e incentivo durante a graduação e a realização deste trabalho.

Ao amigo Marcelo Beltrão pela co-orientação, ajuda e esclarecimentos durante o desenvolvimento do projeto.

A todos os amigos do Laboratório de Compósitos/Mecânica da Fratura: Ledjane, Camila Mayworm, Marcelo Miranda, Vivian, Marta, Carol, Natália, Rafael, Daniel, Luiz, Otávio, Miguel, Marcelo, Thiago Moraes, Víctor, Letícia;

Aos amigos da graduação pelo apoio e ajuda durante essa jornada.

Aos professores e técnicos do PEMM, que tanto contribuíram para minha formação acadêmica.

À PETROBRAS, especialmente ao Eng. Eduardo Hippert Jr e ao Eng. Donato, pelo projeto e pela doação do material

À NUCLEP pela doação dos consumíveis de soldagem;

À Montagnoli Soldas, em especial ao Clementino pela soldagem do material;

À Aliança Brito pela usinagem dos corpos de prova;

A todos da Ideal Hidro, especialmente ao Jorge, Wellington e Cláudio pelos problemas resolvidos na máquina servo-hidráulica;

Ao CNPq pelas bolsas de iniciação científica concedidas durante minha graduação.

Resumo do projeto de formatura apresentado à UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau Bacharel em Engenharia Metalúrgica

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS
CIRCUNFERENCIAIS DE AÇOS PARA *RISERS* RÍGIDO DA CLASSE API 5L GRAU X80

Edgard Suzano da Silva

Março/2010

Orientador: Fernando Luiz Bastian

Co-orientador: Marcelo Augusto Neves Beltrão

Curso: Engenharia Metalúrgica

A necessidade de explorar petróleo em águas ultra-profundas exige um conhecimento aprofundado dos materiais dos dutos que conduzem o petróleo do fundo do mar para as plataformas na superfície, dutos estes denominados de *risers*. Dentre os materiais utilizados na fabricação de *risers* rígidos para águas ultra-profundas destacam-se os aços que seguem a norma API (*American Petroleum Institute*), conhecidos como aços API, que devem possuir, com as suas juntas soldadas, propriedades como elevada resistência mecânica para suportar a pressão e o próprio peso, elevada resistência à corrosão para resistir ao ambiente marinho, alta resistência à fadiga, para resistir aos vórtices devido aos movimentos das marés, boa soldabilidade, entre outras propriedades. O objetivo deste trabalho é avaliar, utilizando a mecânica da fratura, o comportamento em fadiga das três regiões das juntas soldadas de *risers* rígidos de aço API grau X-80 (metal de base, metal de solda e ZTA).

Abstract of Undergraduate Project presented to UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Metallurgical Engineer

FATIGUE CRACK PROPAGATION IN CIRCUMFERENTIAL WELDED JOINTS OF STEELS
FOR RIGID RISERS CLASS API 5L GRADE X80

Edgard Suzano da Silva

March/2010

Advisor: Fernando Luiz Bastian

Co-advisor: Marcelo Augusto Neves Beltrão

Course: Metallurgical Engineering

The need for drilling in ultra deep water requires a thorough knowledge of the materials of the pipelines that carry oil from the seabed to the surface platforms, pipelines called risers. Among materials used in the manufacture of rigid risers for ultra deep water one of the most important is the steel that follow the standard API (American Petroleum Institute), known as steel API, they should have, with their welded joints, properties such as high mechanical strength to resist the pressure and weight, high corrosion resistance to withstand the marine environment, high fatigue resistance to resist the vortices due to the tides, good weldability, among other properties. The objective of this study is to evaluate, using fracture mechanics, the fatigue behavior of the three regions of the welded joints of rigid risers API grade X-80 (base material, weld metal and HAZ).

Conteúdo

Lista de Figuras.....	viii
Lista de Tabelas.....	xiii
1. INTRODUÇÃO.....	1

<u>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</u>	<u>2</u>
<u>2.1 Aços para Dutos.....</u>	<u>2</u>
<u>2.2 Juntas Soldadas.....</u>	<u>10</u>
<u> 25</u>	
<u>2.3 Princípios de fadiga.....</u>	<u>27</u>
<u> 29</u>	
<u>2.4 Curvas S – N (Curvas de Wöhler).....</u>	<u>32</u>
<u>2.5 Mecânica da fratura aplicada à fadiga.....</u>	<u>34</u>
<u>2.6 Métodos para medição do crescimento da trinca de fadiga.....</u>	<u>42</u>
<u>2.7 Propagação de trincas de fadiga em aços API 5L.....</u>	<u>43</u>
<u>3. Materiais e Métodos.....</u>	<u>46</u>
<u>3.1. Material.....</u>	<u>46</u>
<u>4. Resultados e discussões.....</u>	<u>53</u>
<u>4.1. Análise Microestrutural.....</u>	<u>53</u>
<u>4.2. Ensaios de Tração.....</u>	<u>60</u>
<u>4.3. Ensaios de Microdureza.....</u>	<u>63</u>
<u>4.4. Ensaios de Fadiga.....</u>	<u>64</u>
<u>5. Conclusões.....</u>	<u>75</u>
<u>6. Referências bibliográficas.....</u>	<u>75</u>

Lista de Figuras

Figura 1.Representação ilustrativa do processo de laminação controlada [8].....	7
Figura 2.Ilustração esquemática do processo de laminação controlada com resfriamento acelerado durante o 2° e 3° estágios de laminação [9].....	8
Figura 3.Efeito do resfriamento acelerado na microestrutura dos aços produzidos por laminação controlada [9].....	9
Figura 4. Três zonas da junta soldada [14].....	11
Figura 5.(a) Desenho esquemático da ferrita de contorno de grão, (b) Formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita do metal fundido [16].	12
Figura 6.Desenho esquemático da ferrita poligonal intragranular [16].....	13
Figura 7. Figura esquemática da morfologia das placas laterais de ferrita [16].....	14
Figura 8.Desenho esquemático da morfologia da ferrita acicular [16].....	15
Figura 9.Ilustração esquemática da variação das microestruturas esperadas na ZTA [18].....	16

Figura 10.Principais modos de fratura por fadiga em juntas soldadas: a) transversais; b) longitudinais contínuas; c) transversais com cobre-junta [20].	18
Figura 11.Desalinhamento axial em uma junta topo a topo: a) Desalinhamento construtivo, b) Desalinhamento acidental; c) Deformação de uma junta com desalinhamento sob ação de uma carga axial; d) ligação de placas de espessura diferente sem desalinhamento [20].	19
Figura 12.Desalinhamento angular numa junta topo a topo: a) Geometria da junta desalinhada; b) Distorção angular na costura longitudinal de um tubo [20].	20
Figura 13.Porosidades: (a) distribuída, (b) agrupada, (c) alinhada e (d) vermicular [22].	21
Figura 14.Inclusão de escória [22].	21
Figura 15.Falta de fusão (a) e falta de penetração (b) [22].	22
Figura 16.Classificação das trincas de soldagem de acordo com a localização: (1) trinca na cratera, (2) trinca transversal no metal depositado, (3) trinca transversal na ZTA, (4) trinca longitudinal no metal depositado, (5) trinca na margem da solda, (6) trinca sob o cordão, (7) trinca na linha de fusão e (8) trinca na raiz da solda [22].	23
Figura 17.Principais defeitos de forma [20].	24
Figura 18.Variação das tensões de origem térmica durante o processo de soldagem [20].	25
Figura 19.Representação esquemática da variação das tensões residuais transversais (σ) mostrando a superposição linear dos efeitos: Contração (C), Resfriamento superficial mais intenso (R), e Transformação de fase (T) [23].	26
Figura 20.Representação hipotética dos ciclos de tensões alternadas presentes no processo de fadiga [14].	28
Figura 21.Diferentes valores de razões de tensões [26].	29
Figura 22.Bandas de deslizamento na superfície promovidas por deformação. (a) Unidirecional e (b) Alternada [28].	30
Figura 23.Mecanismo de crescimento da trinca no modo II.	31
Figura 24.Representação esquemática de uma superfície submetida à fadiga.	32
Figura 25.Curvas de Wöhler. (I) Aço doce apresentando um limite de fadiga e (II) Liga Não-Ferrosa (alumínio) onde não encontramos limite de fadiga [27].	33
Figura 26.Influência da tensão média nas curvas de Wöhler.	34

Figura 27.Modos básicos de carregamento de trincas [30].....	35
Figura 28.Gráfico a x N, onde S é a tensão cíclica aplicada e “x” é o ponto onde ocorreu a fratura.....	37
Figura 29.Representação esquemática do comportamento da taxa de propagação da trinca de fadiga em função do logaritmo da faixa do fator de intensidade de tensão.....	37
Figura 30. Definição de amplitude do fator de intensidades de tensões [31].....	39
Figura 31.Mecanismos de fechamento de trinca de fadiga. (a) Fechamento induzido por plasticidade; (b) Fechamento induzido por rugosidade; (c) Fechamento de trinca induzido por óxido.....	41
Figura 32.Efeito da razão de tensão na taxa de propagação da trinca de fadiga. Adaptado de [35].	42
Figura 33.Propagação das trincas de fadiga para as três regiões da junta soldada circunferencial com R=0,1 e R=0,5 [26].....	44
Figura 34.Foto das duas seções dos dutos, unidos, mostrando o formato do chanfro meio-V antes da realização do procedimento de soldagem.....	47
Figura 35.Ilustração do chanfro meio-V e respectivas dimensões.....	47
Figura 36.Ilustração do perfil de solda adotado no procedimento de soldagem do tubo API X-80 apresentando as oito camadas empregadas.....	48
Figura 37.Ilustração e dimensões do corpo-de-prova utilizado para os ensaios de tração.....	49
Figura 38.Posição do entalhe nas três regiões da junta soldada e dimensões dos corpos-de-prova (fora de escala). No detalhe, as dimensões do entalhe.....	51
Figura 39.Ajuste polinomial obtido para a função de flexibilidade em função de a/W.....	52
Figura 40.Seção retirada da junta soldada para análise microestrutural com as zonas observadas subdivididas em A,B e C.....	54
Figura 41.Regões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda (escala em mm).....	54
Figura 42.Regões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda (escala em mm).....	55

Figura 43.Regões da junta soldada próximas aos passes de raiz e enchimento da solda (escala em mm).....	55
Figura 44.Microestrutura da ZTA da região de grãos finos próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica.....	56
Figura 45.Microestrutura da ZTA no passe de enchimento.....	56
Figura 46.Microestrutura da ZTA na região de grãos grosseiros.....	57
Figura 47.Microestrutura da ZTA no passe de acabamento.....	57
Figura 48.Microestrutura do metal de base do aço API X-80 em estudo, obtida por microscopia ótica.....	58
Figura 49.Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.....	58
Figura 50.Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.....	59
Figura 51.Microestrutura do metal de solda no passe de acabamento.....	59
Figura 52.Curvas de tração da região do metal de base de corpos de prova retirados longitudinalmente à direção da solda.....	60
Figura 53.Curvas de tração da região do metal de base de corpos de prova retirados transversalmente à direção da solda.....	61
Figura 54.Curvas de tração da região do metal de solda de corpos de prova retirados na direção da solda.....	61
Figura 55.Curvas de tração da região do metal de solda de corpos de prova retirados transversalmente à direção da solda.....	62
Figura 56.Curvas de tração da região da ZTA de corpos de prova retirados longitudinalmente à direção da solda.....	62
Figura 57.Microdureza Vickers das regiões da junta soldada: (A) metal de base e metal de solda e (B) ZTA, onde (r) é o passe de raiz, (e) é o passe de enchimento, (a) é o passe de acabamento, GF é a região de grãos refinados e GG é a região de grãos grosseiros.....	64
Figura 58.Curvas a vs N para R=0,2 nas três regiões da junta soldada.....	65
Figura 59.Curvas a vs N para R=0,5 nas três regiões da junta soldada.....	66
Figura 60.Curvas da/dN vs ΔK do metal de base para R = 0,2 e 0,5.....	67
Figura 61.Curvas da/dN vs ΔK do metal de solda para R = 0,2 e 0,5.....	67

Figura 62. Curvas da/dN vs ΔK da ZTA para R = 0,2 e 0,5.....	68
Figura 63. Curvas da/dN vs ΔK das três regiões para R = 0,2.....	69
Figura 64. Curvas da/dN vs ΔK das três regiões para R = 0,5.....	70
Figura 65. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base com a= 5 mm aproximadamente e R=0,2. Nota-se a presença de ramificação da trinca.....	71
Figura 66. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base com a= 4,5 mm aproximadamente e R=0,5.....	72
Figura 67. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da solda com a= 5 mm aproximadamente e R=0,2. Nota-se a presença de ramificação da trinca.....	72
Figura 68. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da solda com a= 5,5 mm aproximadamente e R=0,5. Nota-se a presença de ramificação da trinca.....	73
Figura 69. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA com a= 4,5 mm aproximadamente e R=0,2. Nota-se a presença de ramificação da trinca.....	73
Figura 70. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA com a= 3,5 mm aproximadamente e R=0,5.....	74

Lista de Tabelas

1. INTRODUÇÃO

A exploração do petróleo no Brasil teve seu crescimento com a criação da Petrobrás devido à grande necessidade demandada pelo país na década de 50. Inicialmente a produção nacional era de apenas 2700 barris por dia e a demanda já alcançava 170000 barris por dia [1], o que mostrava a grande necessidade de procura por novos poços e investimento em novas tecnologias. A descoberta de poços *offshore* e a capacidade de explorar águas cada vez mais profundas possibilitaram ao Brasil ter como meta a auto-suficiência em petróleo, meta esta que foi alcançada em abril de 2007 [2]. Para garantir a auto-suficiência até 2015, os investimentos previstos pela Petrobrás para os próximos 5 anos, entre 2008 e 2012, são de US\$ 97,4 bilhões [3].

Atualmente, com a necessidade cada vez maior de explorar petróleo em águas ultra-profundas veio também a necessidade de melhorias nos materiais dos dutos que conduzem o petróleo do fundo do mar para as plataformas na superfície, dutos estes denominados de *risers*. Dentre os materiais utilizados na fabricação de *risers* rígidos para águas ultra-profundas destacam-se os aços que seguem a norma API (*American Petroleum Institute*), conhecidos como aços API, que devem possuir propriedades como elevada resistência mecânica para suportar a pressão e o próprio peso, elevada resistência a corrosão para resistir ao ambiente marinho, alta resistência a fadiga, para resistir aos vórtices devido aos movimentos das marés, boa soldabilidade, entre outras propriedades.

As juntas soldadas de *risers* de aço podem representar um fator crítico na integridade do duto. Com a intensa movimentação das marés, os defeitos e as discontinuidades na solda tornam-se concentradores de tensões que podem dar início a trincas por fadiga na estrutura, podendo culminar na falha da mesma.

O objetivo deste trabalho é avaliar, de acordo com a mecânica da fratura, o comportamento em fadiga das três regiões das juntas soldadas de *risers* rígidos de aço API grau X-80 (metal de base, metal de solda e ZTA). Os testes serão realizados sob controle de carregamento em dois

valores de razão de tensões ($R = 0,2$ e $0,5$). Os resultados serão discutidos a partir de curvas a vs N , e da/dN VS ΔK .

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços para Dutos

A descoberta da maior reserva já encontrada no Brasil, o da bacia de tupi, em Santos, anunciada em novembro de 2007 aqueceu a indústria do petróleo. Os estudos mostram que existe uma grande reserva com as mesmas características encontradas em Santos que abrange uma extensão de 800 quilômetros, entre os estados de Santa Catarina e do Espírito Santo, que elevará o país do grau de médio para grande produtor e eventualmente exportador de petróleo [4]. Tal fato, aumenta ainda mais a busca por novas tecnologias e materiais com menores custos e que atendam aos novos desafios em águas profundas.

Os aços utilizados em *rísers* devem possuir elevada resistência mecânica para suportar as pressões internas e externas em águas profundas, além de permitir uma redução de fatores críticos como espessura, reduzindo a quantidade de material para fabricação e conseqüente redução do custo do produto, além do peso do duto, já que em águas ultra-profundas, onde quilômetros de dutos são utilizados, pode ocorrer colapso se o material do duto for muito pesado. A importância do aumento da resistência mecânica para redução da quantidade de material e preço pode ser exemplificado através do projeto do gasoduto *Britannia*, de 186 km, localizado na Escócia, onde se constatou uma economia de aproximadamente 3,5 milhões de dólares ao final do projeto pelo simples fato de se ter elevado o grau do aço de X65 para X70 [5]. Os aços com características e propriedades necessárias para a fabricação de *rísers*, mais usados atualmente, são denominados aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga). Dentre os aços ARBL utilizados na fabricação de dutos destacam-se os aços API que seguem a especificação API 5L.

2.1.1 Aços com classificação API 5L

A norma API 5L [6] classifica os aços de acordo com a sua composição química e o seu limite de escoamento. A classificação é feita através das letras A, B e X onde os dois números seguintes as letras, representam o limite de escoamento mínimo em *ksi*.

Existem ainda, dois níveis de especificação denominados PSL1 normalmente usado para situações onde o tubo não representa risco e PSL2 que deve ser usado para tubos onde o uso representa risco a vida e/ou ao meio ambiente. A especificação PSL1 apresenta limites de resistência e escoamento mínimos, enquanto a especificação PSL2 tem requisitos obrigatórios de carbono equivalente, tenacidade a fratura, limites de escoamento e resistência mínimos e máximos além de proibições a reparos por soldas. A Tabela 1 apresenta as propriedades de tração de acordo com a norma API 5L [6] com as especificações PSL1 e PSL2.

Tabela 1. Propriedades de tração para as especificações PSL1 e PSL2 de acordo com a norma API 5L [6].

GRAU	Limite de escoamento mín. ksi (MPa)		Limite de escoamento máx. ksi (MPa)		Limite de resistência mín. ksi (MPa)		Limite de resistência máx. ksi (MPa)	
	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2
A25	25 (172)	-	-	-	45 (310)	-	-	-
A	30 (207)	-	-	-	48 (331)	-	-	-
B	35 (241)	-	-	-	60 (414)	-	-	-
X42	42 (290)	42 (290)	-	72 (496)	60 (414)	60 (414)	-	110 (758)
X46	46 (317)	46 (317)	-	76 (524)	63 (434)	63 (434)	-	110 (758)
X52	52 (359)	52 (359)	-	77 (531)	66 (455)	66 (455)	-	110 (758)
X56	56 (386)	56 (386)	-	79 (544)	71 (490)	71 (490)	-	110 (758)
X60	60 (414)	60 (414)	-	82 (565)	75 (517)	75 (517)	-	110 (758)
X65	65 (448)	65 (448)	-	87 (600)	77 (531)	77 (531)	-	110 (758)
X70	70 (483)	70 (483)	-	90 (621)	82 (565)	82 (565)	-	110 (758)
X80	-	80 (552)	-	100 (690)	-	90 (621)	-	120 (827)

A norma também determina a máxima porcentagem em peso dos elementos de liga usados na produção do tubo com e sem costura. A Tabela 2 apresenta os elementos para os tubos produzidos com costura e a Tabela 3 os tubos fabricados sem costura.

Tabela 2. Máxima porcentagem em peso dos elementos de liga dos aços com costura API 5L [6] para as especificações PSL1 e PSL2.

Grau	Máximo C (%)		Máximo Mn (%)		Máximo de P (%)		Máximo S (%)	
	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2
A	0,22	-	0,90	-	0,03	-	0,03	-
B	0,26	0,22	1,20	1,20	0,03	0,025	0,03	0,015
X42	0,26	0,22	1,30	1,30	0,03	0,025	0,03	0,015
X46	0,26	0,22	1,40	1,40	0,03	0,025	0,03	0,015
X52	0,26	0,22	1,40	1,40	0,03	0,025	0,03	0,015
X56	0,26	0,22	1,40	1,40	0,03	0,025	0,03	0,015
X60	0,26	0,22	1,40	1,40	0,03	0,025	0,03	0,0154
X65	0,26	0,22	1,45	1,45	0,03	0,025	0,03	0,015
X70	0,26	0,22	1,60	1,65	0,03	0,025	0,03	0,015
X80	-	0,22	-	1,85	-	0,025	-	0,015

Tabela 3. Máxima porcentagem em peso dos elementos de liga dos aços sem costura API 5L [6] para as especificações PSL1 e PSL2.

Grau	Máximo C (%)		Máximo Mn (%)		Máximo de P (%)		Máximo S (%)	
	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2
A	0,22	-	0,9	-	0,03	-	0,03	-
B	0,28	0,24	1,2	1,2	0,03	0,025	0,03	0,015
X42	0,28	0,24	1,3	1,3	0,03	0,025	0,03	0,015
X46	0,28	0,24	1,4	1,4	0,03	0,025	0,03	0,015
X52	0,28	0,24	1,4	1,4	0,03	0,025	0,03	0,015
X56	0,28	0,24	1,4	1,4	0,03	0,025	0,03	0,015
X60	0,28	0,24	1,4	1,4	0,03	0,025	0,03	0,015
X65	0,28	0,24	1,4	1,4	0,03	0,025	0,03	0,015
X70	0,28	0,24	1,4	1,4	0,03	0,025	0,03	0,015
X80	-	0,24	-	1,4	-	0,025	-	0,015

2.1.2 Aços ARBL

A alta resistência mecânica dos aços ARBL utilizados para a fabricação de dutos depende da sua microestrutura, que por sua vez, depende do tratamento termomecânico e dos elementos de liga usados. De acordo com BILLINGHAM *at al.* [7] os princípios metalúrgicos utilizados para se obter as propriedades mecânicas básicas para os aços de alta resistência são:

- Redução do teor de carbono para melhorar a soldabilidade e a tenacidade à fratura.
- Diminuição do tamanho de grão da bainita e/ou ferrita realizado através de adição de elementos de liga (Vanádio, Alumínio e Nióbio) e por algum tratamento termomecânico.
- Diminuição do teor de impurezas (Carbono, Enxofre e Fósforo) para melhorar a tenacidade e homogeneizar a chapa ao longo da espessura.
- Adição de Níquel, Cromo, Molibdênio e Cobre para a formação de solução sólida e endurecimento por precipitados, especialmente nos níveis de aços com maiores resistências mecânicas.

Para a obtenção de valores elevados de resistência mecânica e tenacidade à fratura é necessário um refino do grão do aço e a formação de precipitados. Este refino é obtido pelo processo de laminação controlada onde o aço é levado até temperaturas na região de recristalização, onde ocorre a dissolução de elementos de liga nos grãos da austenita. Com a deformação realizada na laminação, os grãos austeníticos sofrem uma considerável redução no seu tamanho quando do resfriamento, controlado, do aço [8].

Na região de não-recristalização, os elementos Nb, V e Ti atuam nos contornos de grãos da austenita inibindo a sua recristalização durante a deformação. Assim, o aumento da quantidade de deformações alonga os grãos, elevando a área de contornos de grãos da austenita e, também, promove a formação de bandas de deformação que ocorrem no interior dos grãos austeníticos. Essas deformações localizadas acumulam elevada quantidade de energia elástica, e as mesmas funcionarão como núcleo para a formação da ferrita.

Na região de duas fases (austenita e ferrita) os elementos V e Nb promovem atraso na recristalização da ferrita formando subgrãos. Assim, a microestrutura dessa região é formada por grãos poligonais e macios de austenita juntamente com subgrãos duros de ferrita, com altas densidades de discordâncias, promovendo aumento na resistência e na tenacidade do material e resultando numa microestrutura ferrítica-perlítica [8]. O processo de laminação está ilustrado na Figura 1.

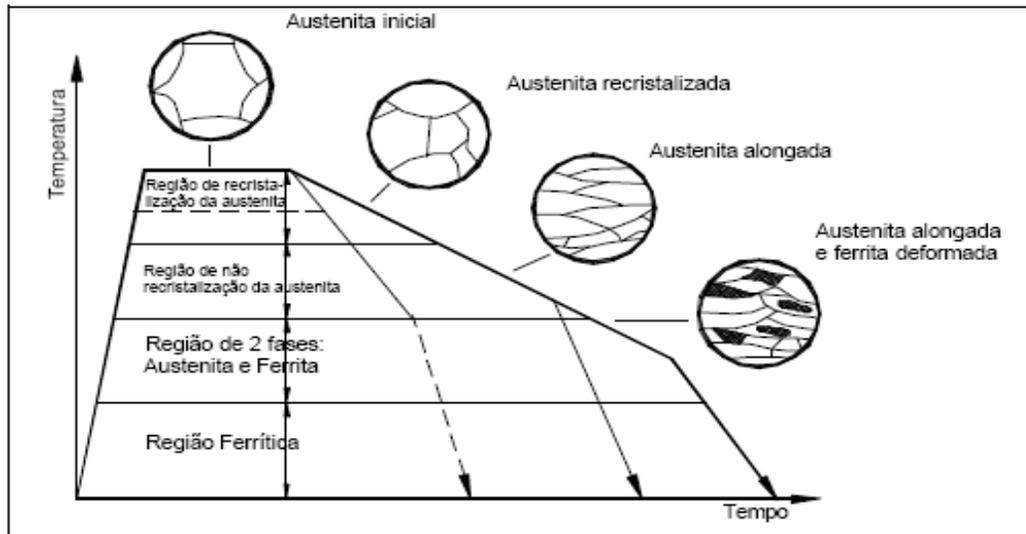


Figura 1. Representação ilustrativa do processo de laminação controlada [8].

O processo acima descrito pode sofrer algumas variáveis que resultam em propriedades e microestruturas finais diferentes. Foi mostrado por HILLENBRAND *et al* [9] que o uso de processos de resfriamento acelerado possibilita a produção do aço com grãos mais finos e com melhores propriedades de resistência à tração, tenacidade à fratura e resistência à corrosão necessárias para fabricação de aços de grau X70 ou superiores. As etapas de resfriamento acelerado estão ilustradas na Figura 2.

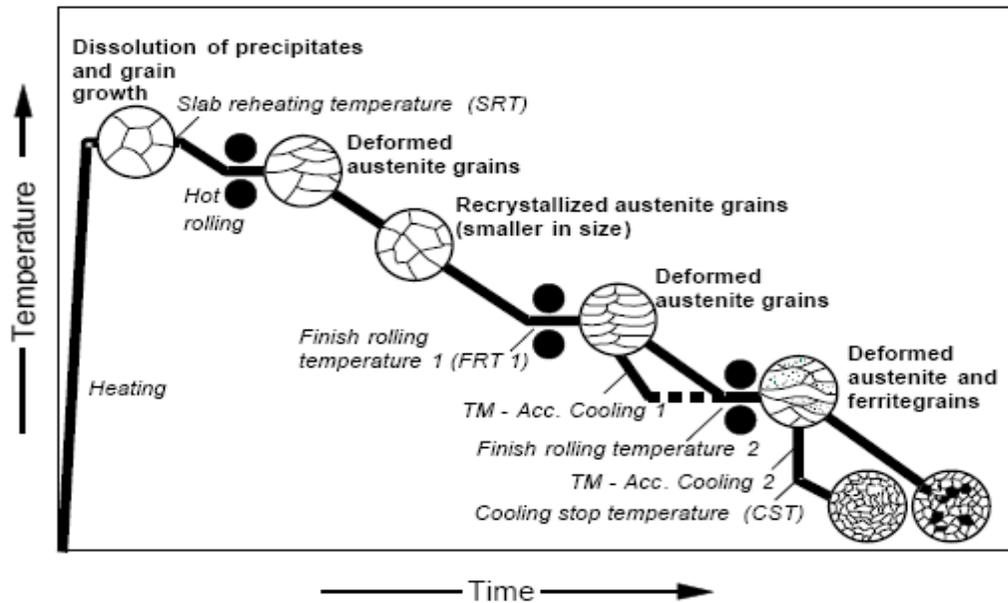


Figura 2. Ilustração esquemática do processo de laminação controlada com resfriamento acelerado durante o 2º e 3º estágios de laminação [9].

O primeiro resfriamento representado com o número 1 é responsável pelo refino dos grãos de ferrita, já o representado com o número 2 previne a formação da perlita, formando bainita. A comparação entre a microestrutura final do mesmo aço resultante do processo de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado foi mostrada por HILLENBRAND *et al* [9] e está representada na Figura 3.

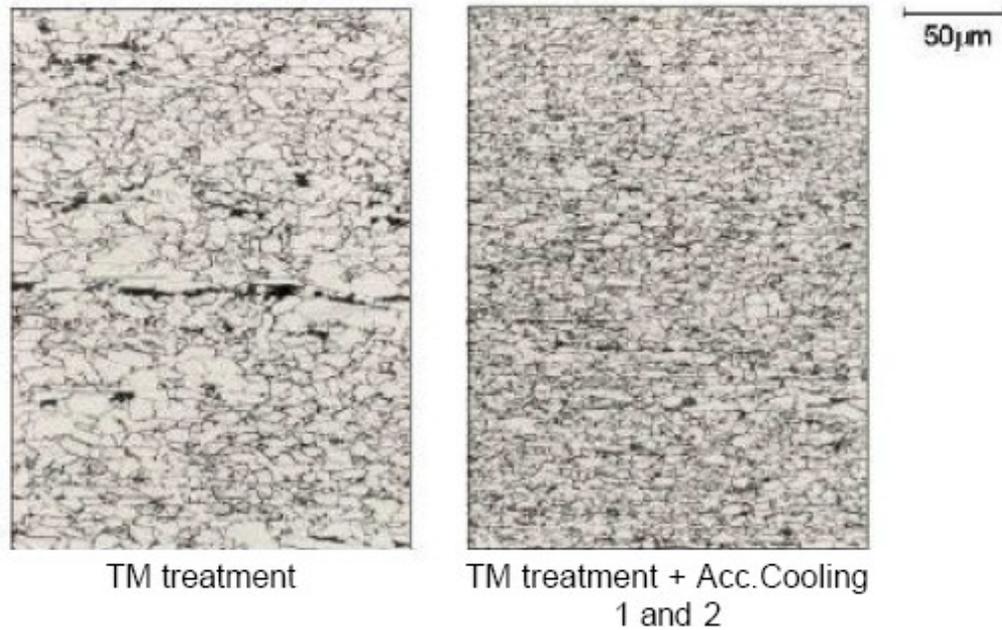


Figura 3. Efeito do resfriamento acelerado na microestrutura dos aços produzidos por laminação controlada [9].

A microestrutura do aço que não sofreu o resfriamento acelerado mostra regiões com ilhas de perlita, presentes principalmente no centro da imagem. Por outro lado, a microestrutura que representa o processo de laminação com o resfriamento acelerado apresenta refino de grão maior e substituição da estrutura ferrítica pela bainítica e, também, se apresenta mais homogênea. O fato de ser mais homogênea propicia melhores propriedades de resistência mecânica e tenacidade ao aço.

Zhao *at al.* [10] concluíram em seu trabalho que as propriedades mecânicas dos aços para dutos são fortemente afetados pelo controle do processo de laminação, pois são dependentes da temperatura inicial e final de laminação, da taxa e temperatura de resfriamento. Concluíram ainda que a microestrutura da ferrita acicular, obtida no processo de laminação controlada com resfriamento acelerado, aumenta tanto a resistência quanto a tenacidade do aço.

Foi discutido por MEDOZA *et al* [11] que a microestrutura que apresenta os melhores resultados para aços X70 é composta por grãos finos de ferrita e bainita. Segundo HILLENBRAND *et al* [12], os aços API de grau X80 produzidos por laminação controlada e com resfriamento acelerado devem possuir elevada proporção de Ti em relação ao N e adicional quantidade de Mo, pois o baixo teor de carbono equivalente assegura ao aço, além das propriedades mecânicas desejadas, boa soldabilidade.

2.2 Juntas Soldadas

A qualidade da solda é um fator muito importante nas estruturas metálicas, pois são os defeitos de solda que provocam as principais falhas por fadiga. Os defeitos na soldagem ocorrem principalmente por falhas de operações do soldador e devido às altas temperaturas que são atingidas pelo processo, causando tensões residuais na estrutura, descontinuidades na microestrutura, imperfeições e irregularidades no cordão de solda que funcionam como concentradores de tensões onde as trincas podem iniciar. Segundo GURNEY [13] a resistência à fadiga numa junta soldada é influenciada por diversos fatores e existem três diferenças principais na resistência à fadiga real para as juntas soldadas em relação aos corpos de prova para ensaios de fadiga que possui um chanfro para simular um defeito:

- As mudanças metalúrgicas resultantes do processo de soldagem podem provocar o início e a propagação de trincas além de resultar na introdução de hidrogênio no material.
- As elevadas tensões residuais próximas as regiões da junta soldada podem influenciar na resistência à fadiga do metal.
- A geometria do chanfro de um corpo de prova que simula o concentrador de tensões nas juntas soldadas nunca é igual ao concentrador de tensões real.

2.2.1 Microestrutura e características das juntas soldadas

As juntas soldadas apresentam três regiões com diferentes características que podem ser vistas na Figura 4.

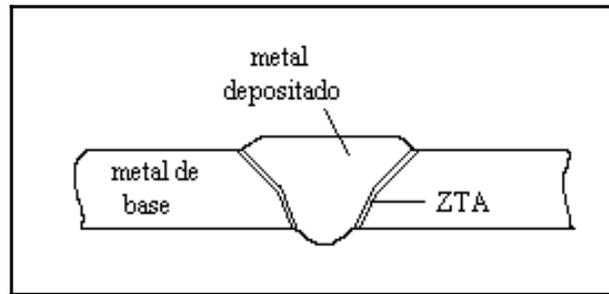


Figura 4. Três zonas da junta soldada [14].

Tem-se a região da solda, onde o material atingiu temperaturas superiores às de fusão do material. Na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA), não se atinge temperaturas de fusão, mas temperaturas suficientemente elevadas para alterar a microestrutura e as propriedades do material, quando do resfriamento subsequente. O metal de base fica mais afastado do cordão de solda e não é afetado pelo calor.

METAL DEPOSITADO

A microestrutura resultante do processo de soldagem no metal de solda contém diferentes constituintes microestruturais que são classificados pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) [15] com as seguintes denominações:

- ferrita de contorno de grão – PF(G).
- ferrita poligonal intragranular – PF(I).
- ferrita com segunda fase alinhada - FS(A).
- ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA).
- ferrita acicular – FA.
- Agregado ferrita-carboneto - FC
- Martensita – M.

Serão discutidas a seguir, de forma sucinta, as características destes constituintes microestruturais segundo Modenesi [16] e Alé *et al.*[17].

- FERRITA DE CONTORNO DE GRÃO – PF(G)

É formada em temperaturas em torno de 800 °C e nucleia nos contornos de grão austeníticos com a forma equiaxial. Como pode ser visto de forma esquemática na figura 5.

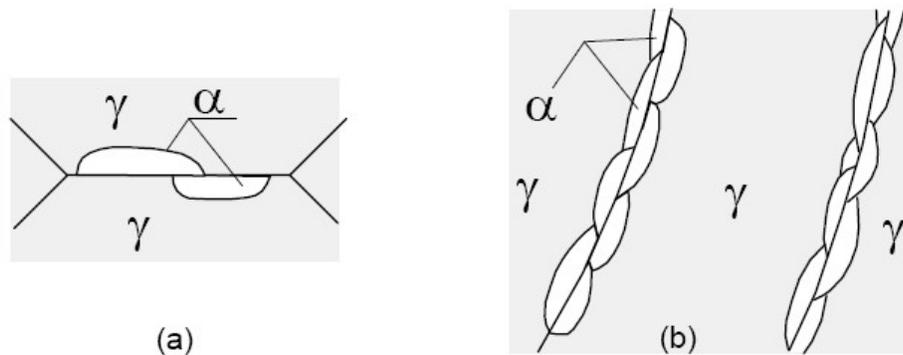


Figura 5. (a) Desenho esquemático da ferrita de contorno de grão, (b) Formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita do metal fundido [16].

Possui grãos grosseiros, além de constituintes ricos em carbono, como a perlita, e impurezas entre seus grãos formadas por segregação durante a transformação de fase. Estas características tornam indesejáveis grandes quantidades deste constituinte para soldas que exigem elevada resistência à fratura por clivagem (fratura frágil).

- FERRITA POLIGONAL INTRAGRANULAR- PF(I)

Formada no interior da austenita, quando existem sítios de nucleação e quando a austenita possui tamanho relativamente grande em relação à ferrita que esta sendo formada. A PF(I) esta representada esquematicamente na Figura 6.

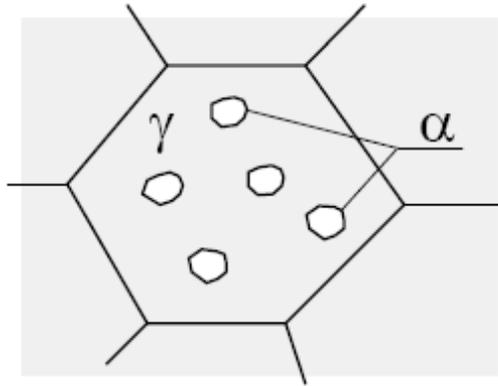


Figura 6. Desenho esquemático da ferrita poligonal intragranular [16].

A formação da ferrita de contorno de grão antecede a ferrita poligonal intragranular. Porém, como características comuns, ambas são formadas com baixas velocidades de resfriamento e/ou baixo teor de elementos de liga e possuem microconstituintes como a perlita nos contornos de grão.

- FERRITA COM SEGUNDA FASE ALINHADA – FS(A)

São estruturas favorecidas por grandes grãos austeníticos, médio teor de carbono e um super resfriamento em relação à temperatura A3. Os principais constituintes deste grupo são conhecidos como ferrita de Widmanstätten (difere das anteriores por se formar em temperaturas mais baixas e por ser constituído de placas que nucleiam nos contornos de grãos austeníticos e crescem ao longo de planos bem definidos para dentro destes grãos) e bainita superior. Ambos crescem diretamente dos grãos austeníticos ou a partir dos grãos de ferrita de contorno de grão formadas anteriormente (Figura 7).

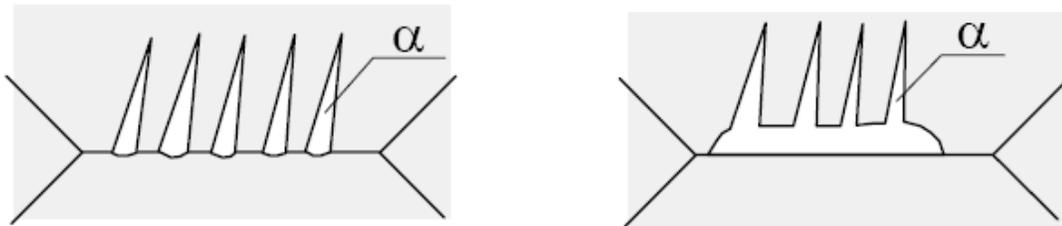


Figura 7. Figura esquemática da morfologia das placas laterais de ferrita [16].

Durante o crescimento da ferrita, a austenita entre as placas se enriquece de carbono resultando em constituintes ricos em carbono, como a perlita, e forma filmes finos duros e frágeis nos contornos de grão ferríticos que resultam em uma microestrutura de baixa tenacidade.

Outro constituinte que pertence a este grupo é a bainita superior que possui características parecidas com a ferrita de Widmanstätten, inclusive a baixa tenacidade, diferindo apenas por possuir precipitação interna de carbonetos e maior quantidade de defeitos cristalinos. A bainita superior resulta de soldas com velocidades elevadas de resfriamento e baixos teores de oxigênio ou elevados teores de elementos de liga.

FERRITA DE SEGUNDA FASE NÃO ALINHADA – FS(NA)

Ferrita que envolve completamente microfases com grãos aleatoriamente distribuídos e equiaxiais de carbonetos ou grãos de ferrita acicular ou microconstituente AM (Austenita-Martensita). Este microconstituente pode ser entendido como uma forma atípica de bainita.

- FERRITA ACICULAR – AF

Ferrita formada heterogeneamente em sítios como inclusões e precipitados localizados no interior dos grãos austeníticos. É um constituinte muito desejado por apresentar elevada tenacidade, devido à granulação fina de seus grãos e suas diferentes orientações cristalinas (Figura 8).

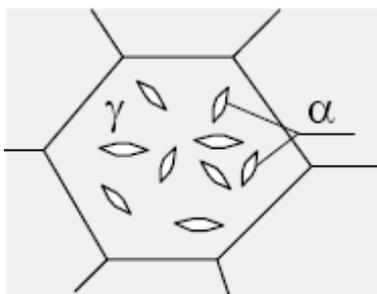


Figura 8. Desenho esquemático da morfologia da ferrita acicular [16].

- AGREGADO FERRITA CARBONETO – FC

Estes constituintes são resultantes da austenita rica em carbono que é rejeitada pela ferrita formada em altas temperaturas formando uma estrutura fina de ferrita e carbeto. Para os aços de baixo carbono e baixa liga são formados em pequenas quantidades e são de difícil visualização ao microscópio ótico.

O constituinte AM, a perlita e a bainita inferior fazem parte deste grupo dando diferentes resultados nas propriedades do material. A perlita pode ser formada com diferentes espessuras das bandas de ferrita e cementita onde as mais finas são consideradas mais tenazes. O constituinte AM é considerado crítico por apresentar baixa tenacidade.

- MARTENSITA

São formadas colônias de martensita maiores que as ripas de ferritas no interior dos grãos de austenita resultante de um resfriamento acelerado. A martensita possui baixa tenacidade e pode causar fratura frágil na estrutura. Porém, para alguns aços com baixo teor de carbono, em torno de 0,1 %, pode ocorrer junto com a formação da martensita algum carboneto dando uma estrutura com características parecidas com a bainita inferior, conhecida como martensita auto-revenida, resultando numa boa resistência à fratura frágil.

ZTA

A ZTA apresenta diferentes regiões com tamanhos de grãos diferentes que dependem da distância da poça de fusão da soldagem. A região mais próxima a poça de fusão é atingida por temperaturas elevadas, chegando ao campo austenítico, e apresenta grãos grosseiros. A região seguinte não atinge temperaturas tão elevadas para promover o crescimento de grão e apresenta grãos finos. Com o afastamento da poça de fusão, o pico de temperatura atingido é menor e tem-se então uma zona que se transforma parcialmente na austenita. Já a ferrita que não sofreu a transformação austenítica sofre um tratamento térmico de recozimento. A última região antes do metal de base não atinge o campo austenítico e é apenas recozida [17]. A ilustração das diferentes regiões da ZTA esta representada na Figura 9.

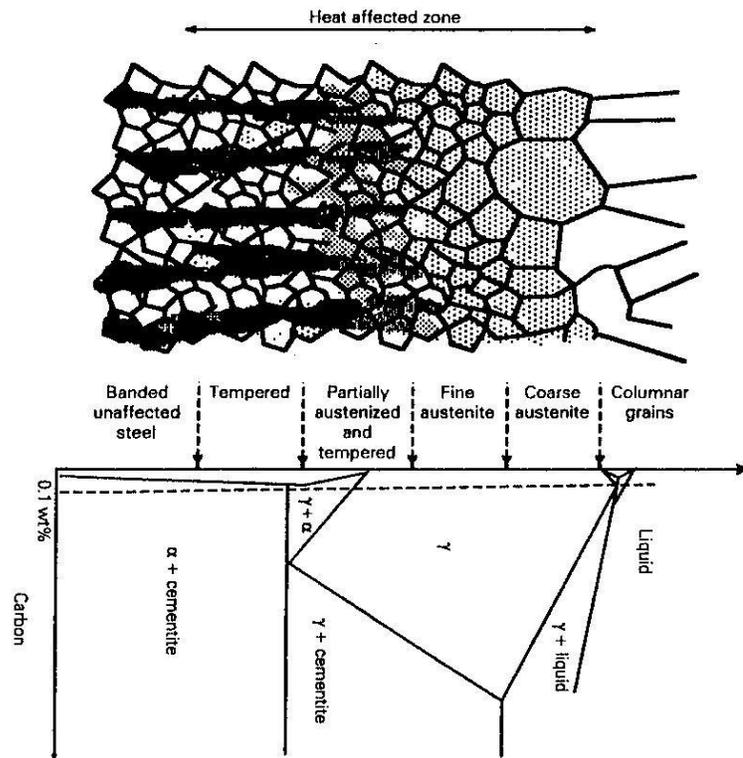


Figura 9. Ilustração esquemática da variação das microestruturas esperadas na ZTA [18].

Alé *et al.* [17] mencionam em seu trabalho que existe uma grande dificuldade de nomear as microestruturas pois diversos pesquisadores utilizam diferentes nomes e/ou não consideram diferenças entre alguns constituintes. Portanto a relação entre a microestrutura e a tenacidade será baseada nas mesmas terminologias utilizadas para as microestruturas encontradas no metal fundido. Os constituintes que apresentam melhores tenacidades são a bainita inferior e a martensita auto-revenida e os piores resultados de tenacidade são as bainitas superiores e estruturas grosseiras de ferrita e carbonetos.

A martensita tradicionalmente conhecida por sua dureza e baixa resistência à fratura frágil pode, na ZTA de aços com baixos teores de carbono, formar uma martensita denominada auto-revenida que possui boa tenacidade. A bainita inferior para aços com baixos teores de carbono apresenta as mesmas características das martensitas revenidas e apesar de nuclear facilmente trinca de clivagem, tem a sua propagação dificultada pela grande quantidade de carbeto finamente distribuídos. A ferrita acicular ou ferrita de Widmanstätten intergranular também apresenta boas propriedades de tenacidade e é muito desejada em aços onde não é possível a formação da martensita auto-revenida e bainita inferior com aços C-Mn e microligados.

A justificativa para a baixa resistência à propagação de trincas da bainita superior é devido ao baixo ângulo encontrado entre as ripas de ferrita. O constituinte AM que esta normalmente associado às bainitas superior e granular é considerado muito prejudicial à tenacidade das juntas soldadas que o contém, mesmo em pequenas quantidades, por apresentarem alta densidade de discordância e/ou maclas, tornando-o altamente duro e frágil [19].

2.2.2 Descontinuidades e defeitos nas juntas soldadas

Segundo Branco [20] mesmo a solda apresentando resistência mecânica compatível com o metal de base e defeitos mínimos, ou seja, uma solda de boa qualidade, a estrutura pode sofrer ruptura por fadiga a partir de concentradores de tensões causados por descontinuidades geométricas do cordão de solda. Os principais modos de fratura de juntas soldadas por fadiga estão representados na Figura 10.

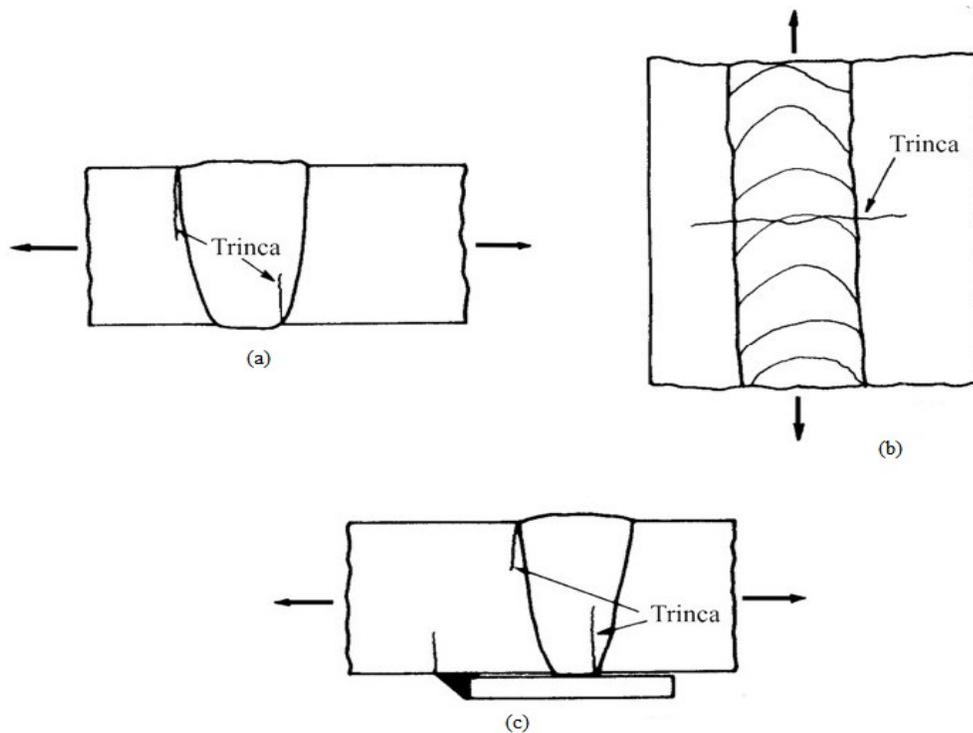


Figura 10. Principais modos de fratura por fadiga em juntas soldadas: a) transversais; b) longitudinais contínuas; c) transversais com sobrecarga [20].

- DESALINHAMENTOS

Outro fator importante a considerar na vida em fadiga de juntas soldadas é o desalinhamento nas estruturas soldadas que podem ser classificados como axiais ou angulares. Os desalinhamentos axiais são apresentados esquematicamente na Figura 11.

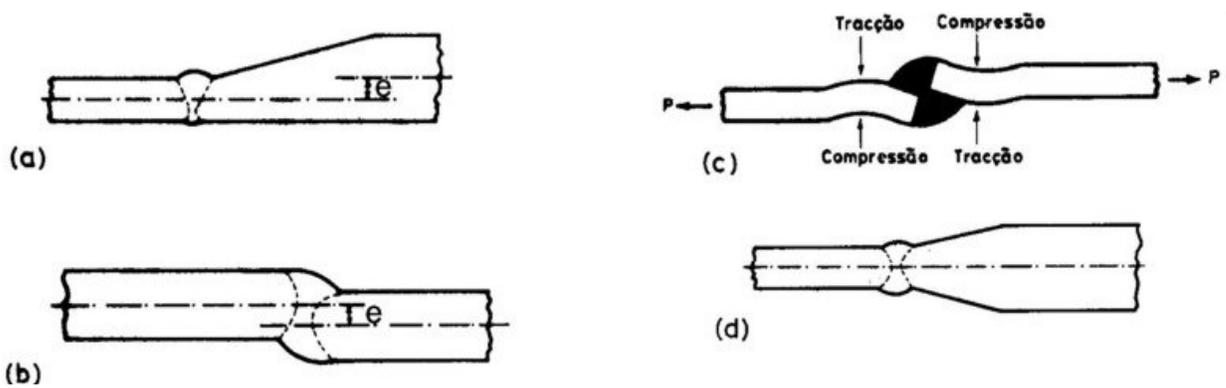


Figura 11. Desalinhamento axial em uma junta topo a topo; a) Desalinhamento construtivo, b) Desalinhamento accidental; c) Deformação de uma junta com desalinhamento sob ação de uma carga axial; d) ligação de placas de espessura diferente sem desalinhamento [20].

O desalinhamento construtivo apresentado na Figura 11a mostra o desalinhamento dos eixos longitudinais e centrais das placas com espessuras diferentes onde não ocorre distorção na junta (O valor da distância entre os eixos é representada com a letra e . Porém, as placas com diferentes espessuras, podem ser soldadas sem os concentradores de tensões causados pelo desalinhamento dos eixos das peças, como pode ser observado na Figura 11d. O desalinhamento central, Figuras 11b e c, ocorre por fixação inadequada das partes antes da soldagem e neste caso ocorre distorção da peça que prejudica a vida em fadiga da junta soldada. Segundo BRANCO [20] se o valor do desalinhamento e (Figura 11) for próximo do valor da espessura das placas, a vida em fadiga pode atingir cerca de 25% da vida de uma junta sem o desalinhamento.

O desalinhamento angular ocorre principalmente em tubos com soldas longitudinais, ou com costura, por não se conseguir a curvatura necessária para a sua correta união. Como mostrado na Figura 12.

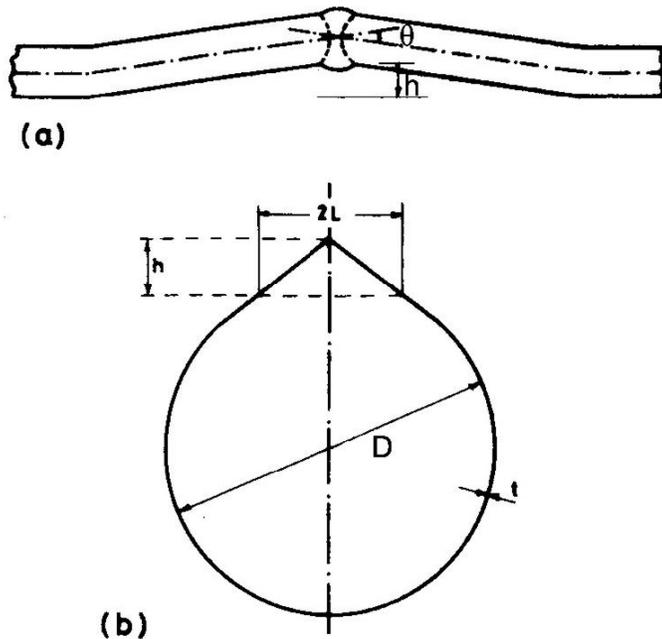


Figura 12. Desalinhamento angular numa junta topo a topo: a) Geometria da junta desalinhada; b) Distorção angular na costura longitudinal de um tubo [20].

Resultados apresentados por IIDA e IINO [21] em juntas com desalinhamento angular mostram que a resistência a fadiga diminui com o aumento do ângulo de distorção.

- POROSIDADES

As porosidades na solda são causadas por aprisionamento de gases durante a solidificação da solda. A influência das porosidades na vida em fadiga das juntas soldadas depende da forma e da maneira como estão distribuídas. A forma esférica tem menor influência que as vermiculares que diminuem a seção resistente, e as alinhadas são mais críticas do que as espalhadas. As formas de porosidades são apresentadas esquematicamente na Figura 13.

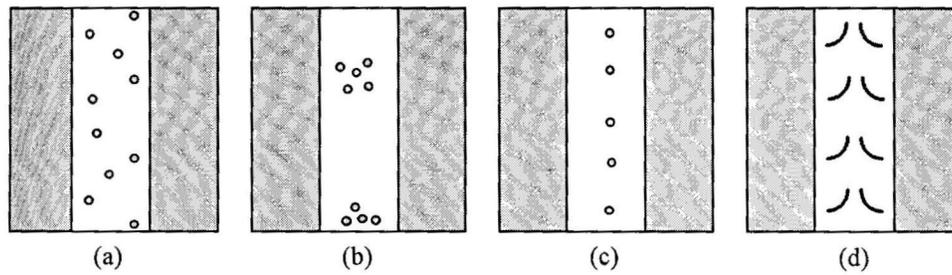


Figura 13. Porosidades: (a) distribuída, (b) agrupada, (c) alinhada e (d) vermicular [22].

- INCLUSÕES DE ESCÓRIA

As escórias são formadas nos processos de soldagem que geram produtos que não são solúveis no metal líquido. As escórias, quando não são retiradas através de limpeza, ficam aprisionadas entre os passes de solda ou entre a solda e o metal de base tornando-se concentradores de tensões que podem iniciar trincas de fadiga. Uma figura esquemática de inclusão de escória é apresentada na Figura 14.



Figura 14. Inclusão de escória [22].

- FALTA DE FUSÃO E PENETRAÇÃO INCOMPLETA

A falta de fusão é a falta de ligação atômica entre o metal de base e o metal depositado, causado pela falta de aquecimento até as temperaturas necessárias para fundir o metal de base

que resulta, principalmente, da existência de óxido, impurezas e/ou energia de soldagem insuficiente (elevada velocidade de soldagem ou baixas correntes).

A falta de penetração ou penetração incompleta é o não preenchimento da solda até a raiz por falta de fusão. É causada, principalmente, por energia de soldagem insuficiente e junta mal projetada. Os dois defeitos são grandes concentradores de tensões e estão apresentados na Figura 15.

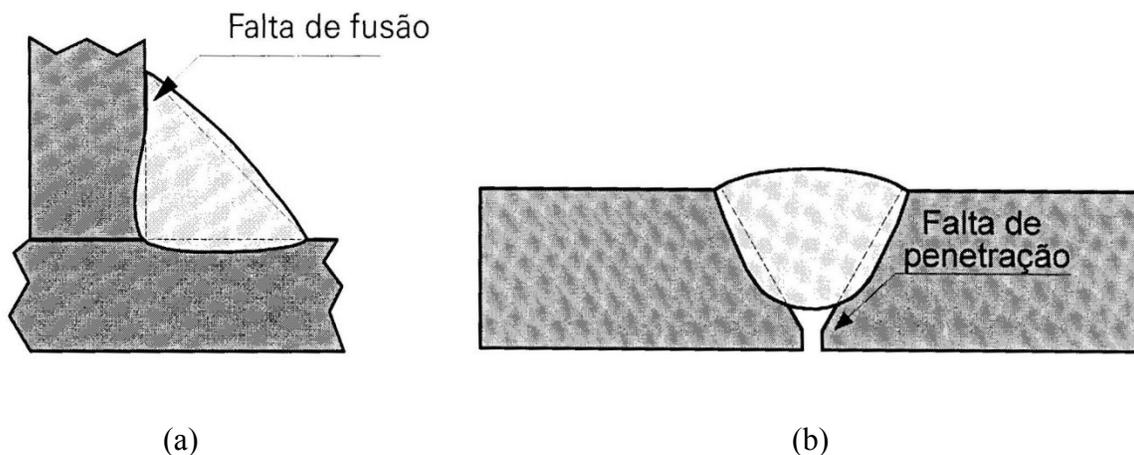


Figura 15. Falta de fusão (a) e falta de penetração (b) [22].

- TRINCAS

As trincas de soldagem (Figura 16) são consideradas os defeitos mais graves na soldagem e permitem, facilmente, a fratura frágil da estrutura soldada. As tensões que causam a trinca são provenientes das expansões e contrações resultantes do aquecimento local, das mudanças microestruturais e da presença de elementos (principalmente o hidrogênio).

Existem dois mecanismos principais que atuam na formação de trincas na soldagem, chamados fissuração a quente (ocorre mais facilmente em aços de maior teor de carbono) e a frio (mais comum em aços carbono e de baixa e média liga).

A fissuração a quente ocorre durante a solidificação pela forte contração do metal e é causada pela presença de elementos como o enxofre e o fósforo que sofrem segregação formando filmes de materiais líquidos localizados nos contornos de grãos durante a etapa final de solidificação.

A fissuração a frio ocorre pela absorção de íon H^+ durante a soldagem que sofre difusão para dentro junta soldada. Os íons de H^+ se unem formando moléculas de H_2 resultando numa expansão gasosa que provoca tensões locais que provocam o aparecimento de trincas que ocorrem principalmente em regiões de elevada dureza e baixa tenacidade, como a microestrutura martensítica.

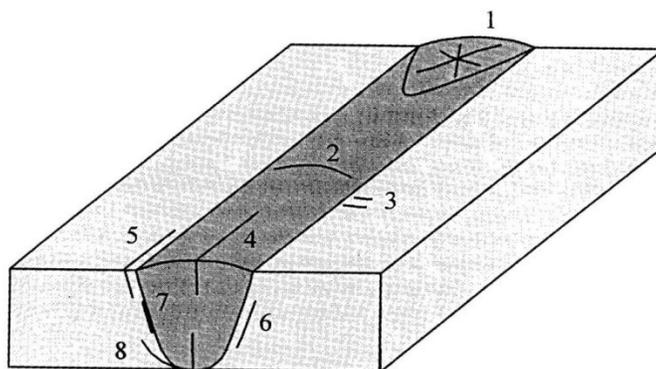


Figura 16. Classificação das trincas de soldagem de acordo com a localização: (1) trinca na cratera, (2) trinca transversal no metal depositado, (3) trinca transversal na ZTA, (4) trinca longitudinal no metal depositado, (5) trinca na margem da solda, (6) trinca sob o cordão, (7) trinca na linha de fusão e (8) trinca na raiz da solda [22].

- DEFEITOS DE FORMA

Os defeitos de forma (Figura 17) ocorrem por diversas razões e consistem na falta de conformidade geométrica da superfície externa do cordão. A resistência à fadiga é tão menor quanto maior as dimensões desses defeitos [20].

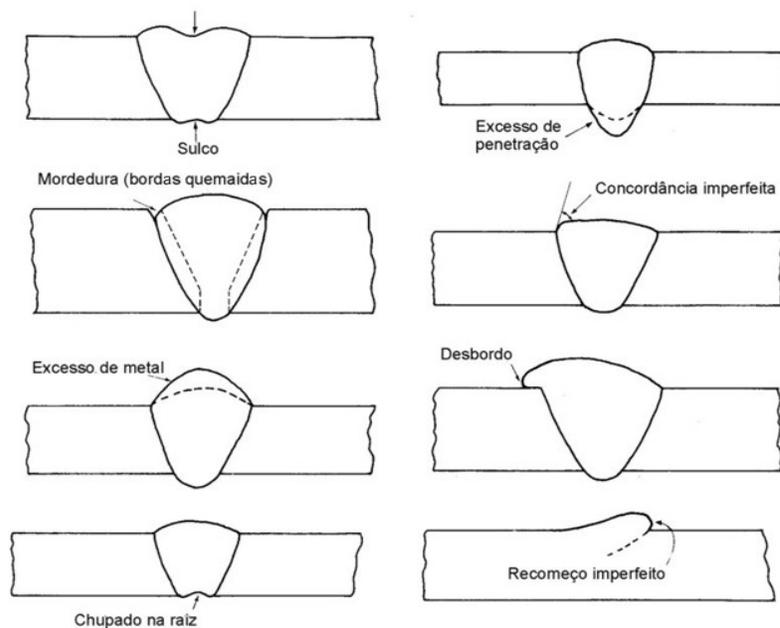


Figura 17. Principais defeitos de forma [20].

2.2.3 Tensões residuais

As tensões residuais ocorrem porque o metal dilata a medida que as temperaturas se elevam e contrai-se quando as temperaturas diminuem. Na soldagem, a região da poça de fusão atinge temperaturas elevadas, dilatando o material, que é comprimido pelas regiões mais afastadas que estão em baixas temperaturas e não acompanham a expansão volumétrica. Com o aumento da temperatura o metal se deforma elasticamente até atingir o limite de escoamento, a partir do qual começa a se deformar plasticamente. Quando o material resfria, a região que esta comprimida alivia as tensões de compressão e começa contrair mais do que a região ao redor, formando uma região trativa. Este processo pode ser observado na Figura 18 com a variação da temperatura e da tensão numa solda longitudinal.

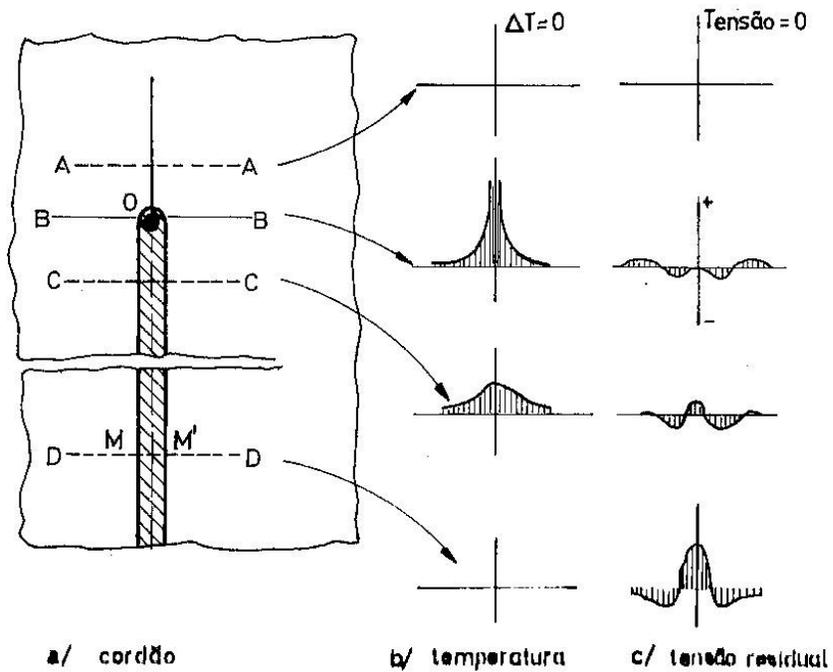


Figura 18. Variação das tensões de origem térmica durante o processo de soldagem [20].

As tensões residuais podem ocorrer, além das resultantes de diferenças de temperatura, por transformações de fases, onde microestruturas de menor volume se transformam em outras de maior volume, como a transformação da austenita (menor volume) em ferrita, bainita e martensita (maior volume), e pelo rápido resfriamento superficial. Essas tensões residuais podem ocorrer simultaneamente e podem ter seus efeitos somados (Figura 19).

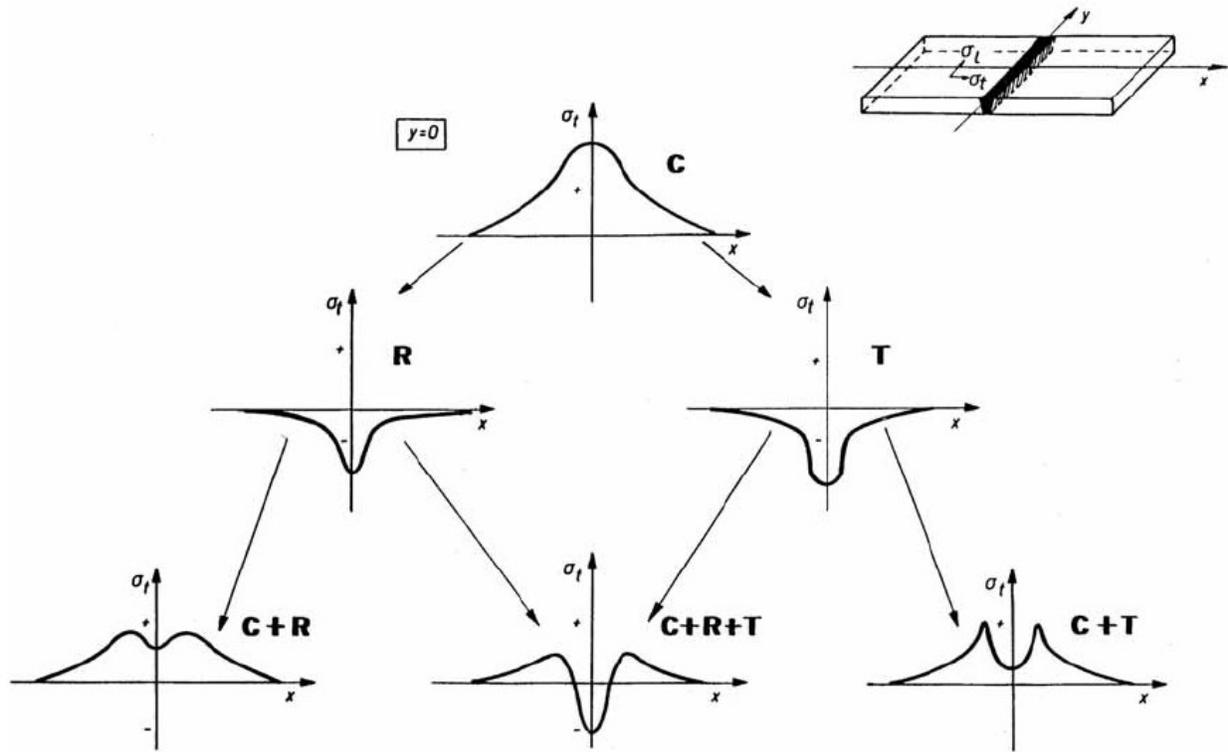


Figura 19. Representação esquemática da variação das tensões residuais transversais (σ_t) mostrando a superposição linear dos efeitos: Contração (C), Resfriamento superficial mais intenso (R), e Transformação de fase (T) [23].

As tensões residuais podem atingir valores tão elevados que levam a estrutura ao colapso por fratura frágil em soldas que possuem regiões de baixa tenacidade e à corrosão sob tensão quando o componente é usado em ambientes agressivos. As tensões residuais podem ser reduzidas com o aquecimento das partes a serem soldadas antes do processo de soldagem e com tratamentos térmicos ou mecânicos após a soldagem (Tabela 4).

Tabela 4. Métodos para aliviar tensões residuais [24].

Procedimento	Descrição	Características	Limitações	
(a)	Martelamento	Martelamento do metal depositado e de suas adjacências durante ou após a soldagem.	Método simples, pode causar refino de grão.	Inadequado para materiais de baixa ductilidade.
	Encruamento	A junta soldada é deformada plasticamente pela aplicação de cargas de tração.	Bastante eficiente para tanques esféricos e tubulações.	Inadequado para estruturas complicadas pela dificuldade de aplicar tensões uniformes.
	Vibração	Vibrações são aplicadas na estrutura causando uma ressonância de baixa frequência, o que ocasiona deformação plástica parcial da estrutura e alívio de tensões.	Operação simples.	Inadequado para chapas grossas ou grandes estruturas. O alívio de tensões não é uniforme.
(b)	Recozimento para alívio de tensões	Aquecimento a 600-700°C (aços ferríticos) ou 900°C (aços austeníticos) seguido de resfriamento lento. Pode ser local ou total.	Muito utilizado e bastante eficiente.	Inaplicável para grandes estruturas e difícil de ser executado no campo. Custo elevado.
	Recozimento a alta temperatura	Aquecimento a 900-950°C (aços ferríticos) seguido de resfriamento lento. Pode ser local ou total.	Pode eliminar completamente as tensões residuais.	Inaplicável para grandes estruturas e difícil de ser executado no campo. Custo muito elevado.
	Alívio de tensões a baixas temperaturas	Aquecimento do local da solda a 150-200°C em uma largura total de 60 a 130 mm.	Adequado para grandes estruturas.	O alívio de tensões é parcial.

(a) Processos mecânicos

(b) Processos térmicos

2.3 Princípios de fadiga

A fadiga em metais ocorre quando o material é submetido a tensões oscilantes e falha a tensões muito menores do que àquela necessária para o rompimento devido à aplicação de uma carga estática, como o que ocorre no ensaio de tração. O fenômeno de fadiga deve ser muito bem entendido, em projetos que podem sofrer carregamentos cíclicos, pois representa cerca de 90% das falhas em metais [25].

O carregamento cíclico sofrido pelos metais está representado hipoteticamente na Figura 20. A partir desta, podem ser definidos alguns parâmetros referentes a fadiga, onde σ_{\max} e σ_{\min} os níveis máximo e mínimo de tensões.

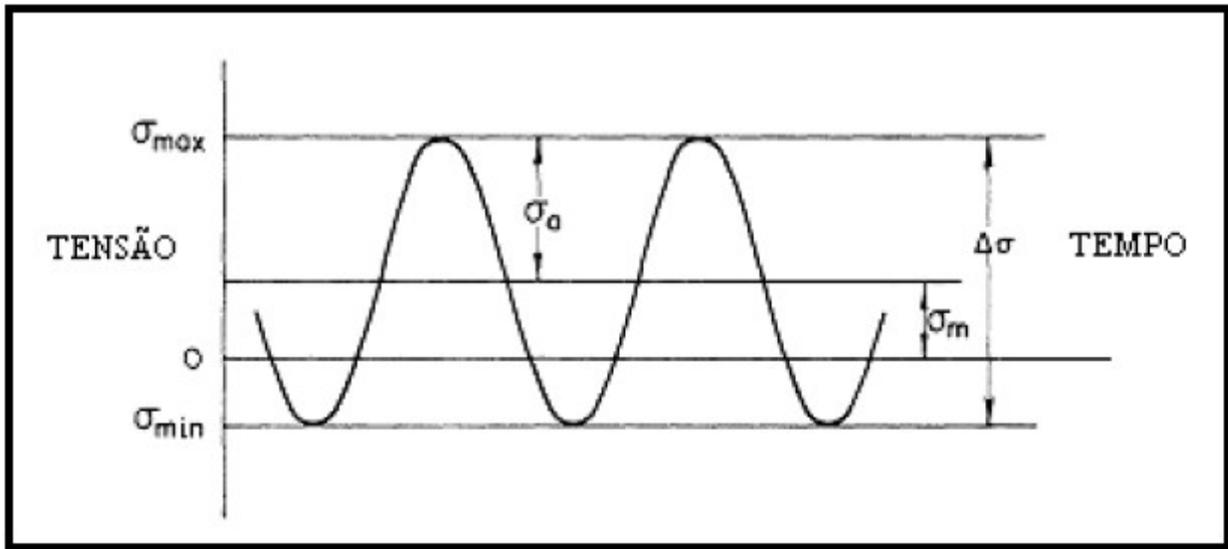


Figura 20. Representação hipotética dos ciclos de tensões alternadas presentes no processo de fadiga [14].

A partir da Figura 20, podemos definir:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (\text{tens\~{a}o m\acute{e}dia)} \quad (1)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (\text{amplitude de tens\~{a}o}) \quad (2)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (\text{intervalo de tens\~{a}o}) \quad (3)$$

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} = \frac{K_{m\acute{i}n}}{K_{m\acute{a}x}} \quad (\text{raz\~{a}o de tens\~{a}es ou dos fatores de intensidade de tens\~{a}es)} \quad (4)$$

Os valores de raz\~{o}es de tens\~{a}es podem variar entre 1 e -1, podendo estar disposta de 5 maneiras diferentes conforme a Figura 21.

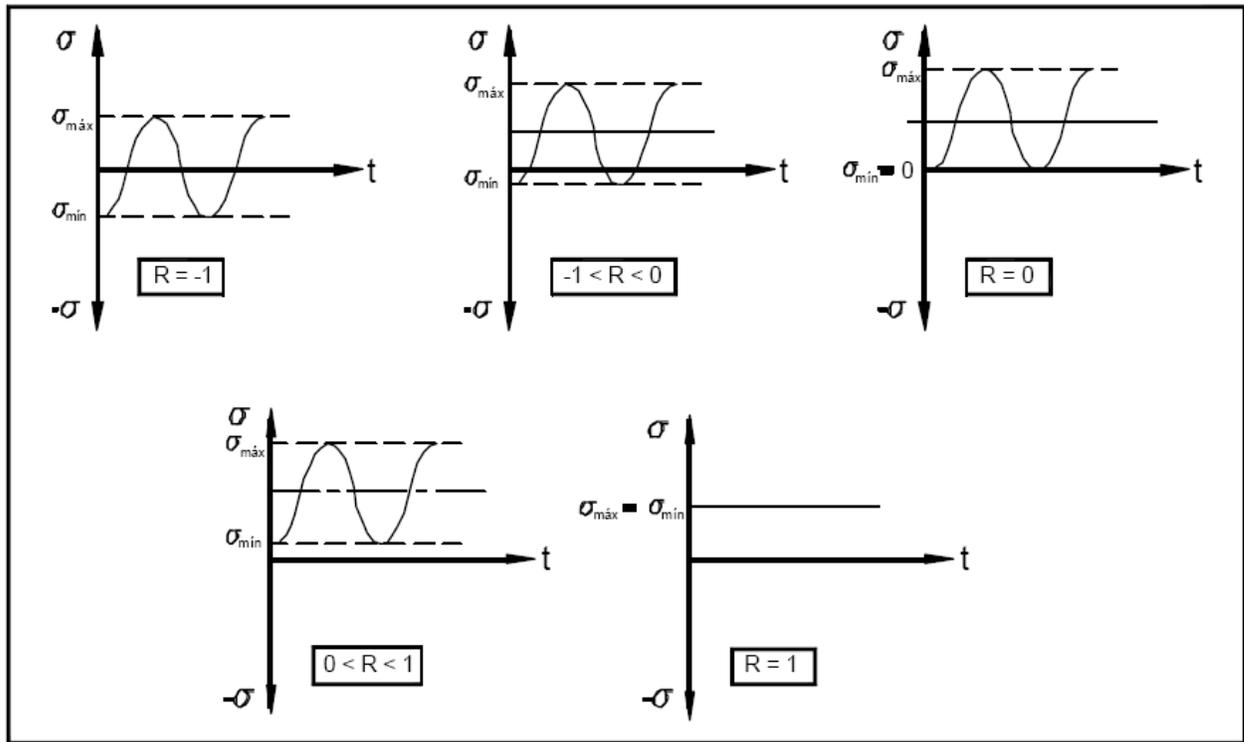


Figura 21. Diferentes valores de razões de tensões [26].

O processo de fadiga ocorre em três estágios: nucleação, crescimento e ruptura final da estrutura. Segundo Dieter [27], as trincas de fadiga geralmente são nucleadas na superfície livre e quando esta ocorre no interior, sempre tem uma interface envolvida. Quando um material sofre deformação em um único sentido, aparecem na superfície do cristal degraus decorrentes das bandas de escorregamento, como mostra a ilustração na Figura 22a. Quando ocorre inversão periódica do sentido de deformação, efeito do carregamento cíclico, as bandas de escorregamento que atingem a superfície formam reentrâncias, denominadas intrusões e extrusões, mostradas na Figura 22b. O aumento do número de ciclos torna os sulcos superficiais mais profundos e as depressões e intrusões adquirem a forma de uma trinca [28].

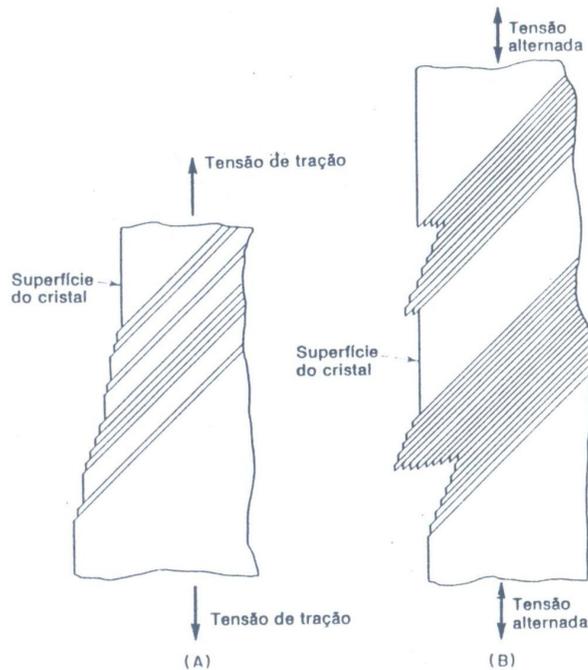


Figura 22. Bandas de deslizamento na superfície promovidas por deformação. (a) Unidirecional e (b) Alternada [28].

O estágio de crescimento da trinca pode ser sub-dividido em dois [25][27][28]. O estágio I possui um caráter cristalográfico e segue o plano de escorregamento, com alta tensão cisalhante, onde sua contribuição para a vida total da peça depende do nível de tensão aplicado. Para fadiga de alto-ciclo ou baixa-tensão o estágio I de crescimento de trinca consome a maior parte do número de ciclos, para fadiga de baixo-ciclo ou alta-tensão o número de ciclos no estágio II de crescimento é que predomina. Na prática, o estágio I é de importância secundária em relação ao estágio II. Em alguns casos onde o componente possui entalhes finos o estágio I pode não ser observado. O estágio II de crescimento segue o plano normal à tensão de tração aplicado e pode ser caracterizado por dois tipos de marcas, uma mais macroscópica conhecida como “marcas de praia” e uma mais microscópica conhecida como “estrias de fadiga”. Laird [29] apresentou um modelo, Figura 23, de propagação da trinca no estágio II. No início do carregamento cíclico a ponta da trinca apresenta o formato de entalhe duplo (Figura 23.a). Com a aplicação de uma

pequena tensão trativa, o entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem 45° com o plano da trinca (Figura 23b). Na máxima tensão trativa aplicada ocorre o embotamento da trinca (Figura 23c). Com a mudança para carga compressiva, as direções da deformação cisalhante na ponta da trinca são invertidas (Figura 23d), até a formação da nova superfície de trinca afilada com entalhe duplo (Figura 23e). A partir daí, com um novo ciclo, o mecanismo se repete e a trinca vai avançando.

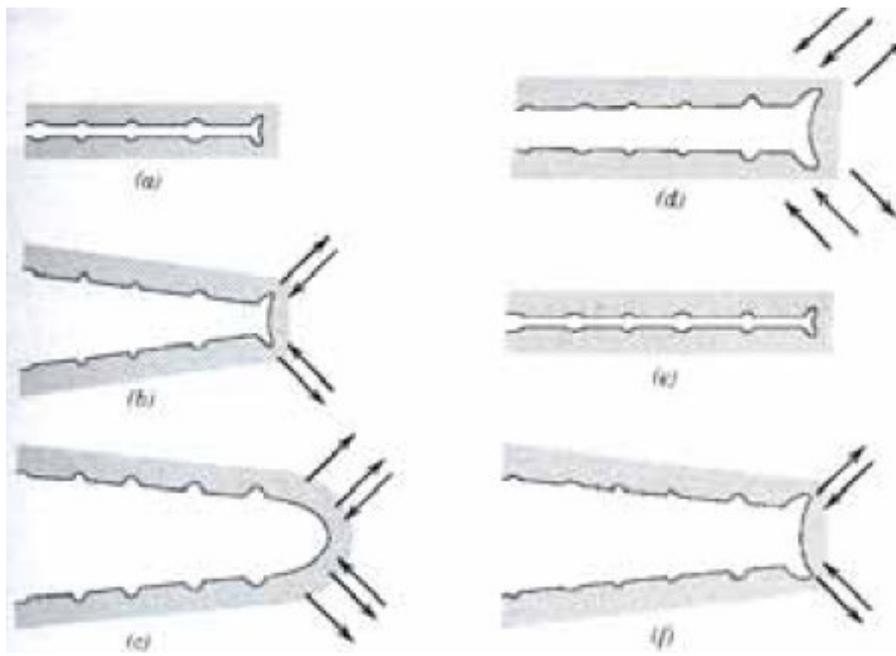


Figura 23. Mecanismo de crescimento da trinca no modo II.

A Figura 24 apresenta a representação esquemática de uma superfície característica de um corpo de prova submetido ao processo de fadiga. É possível verificar um ponto de iniciação da trinca em seguida a ocorrência das marcas de praia. Por fim, ruptura final, quando a seção remanescente não suporta as tensões aplicadas, aparece uma parte mais rugosa onde ocorreu fratura monotônica. A presença de marcas de praia e estrias na superfície de fratura de um componente confirma que a falha ocorreu por fadiga. Porém, a não observação destas não exclui a possibilidade da falha ter sido por fadiga.

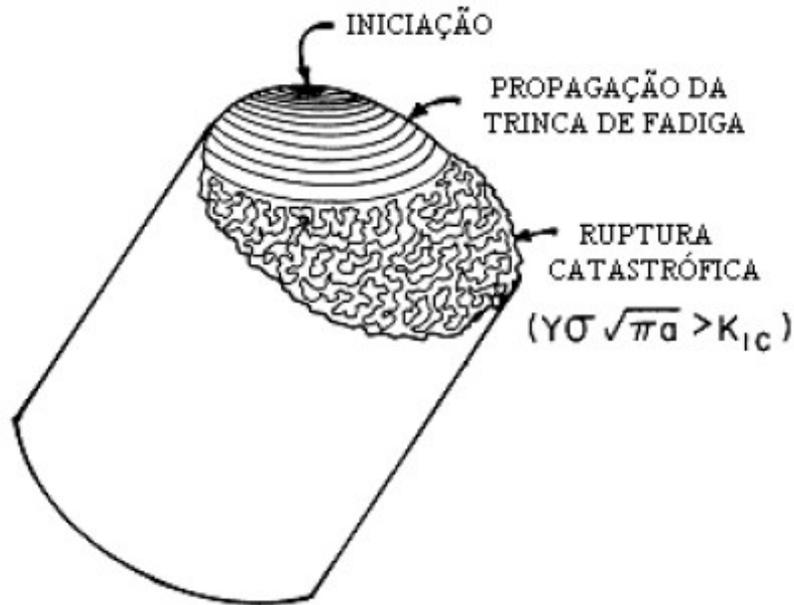


Figura 24. Representação esquemática de uma superfície submetida à fadiga.

2.4 Curvas S – N (Curvas de Wöhler)

O engenheiro alemão August Wöhler, em 1860, observou um grande número de falhas em eixos de rodas ferroviárias. As falhas o levaram a realizar uma série de ensaios em corpos de provas com amplitudes de tensões constantes onde o número de ciclos era contado. Os resultados obtidos foram plotados em diagramas que relacionavam a amplitude de tensão aplicada (σ_a) e o número de ciclos para a ruptura do material (N), as conhecidas curvas S-N. Wöhler constatou nestas curvas que a redução da amplitude de tensões aplicada nos corpos de prova aumentava o número de ciclos que o material é capaz de suportar antes de romper. Estas observações levaram-no ao conceito de limite de fadiga abaixo do qual, para uma determinada tensão, o material não romperá por fadiga. O limite de resistência a fadiga é encontrado para algumas ligas de ferro e de titânio, para a maioria das ligas não ferrosas, onde este limite não é observado, estima-se o valor de tensão onde a vida em fadiga seja aproximadamente 10^8 ciclos. A Figura 25 mostra as duas curvas características para as curvas S-N.

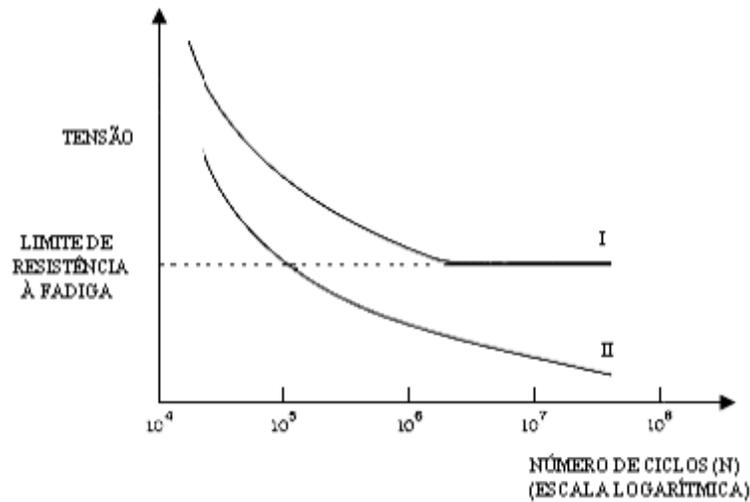


Figura 25. Curvas de Wöhler. (I) Aço doce apresentando um limite de fadiga e (II) Liga Não-Ferrosa (alumínio) onde não encontramos limite de fadiga [27].

O limite de fadiga observado nas curvas de Wöhler sofre uma grande influência da tensão média (σ_m), pois para uma dada amplitude de tensão, o aumento da tensão média diminuirá a vida em fadiga do material, já que será necessária uma menor quantidade de ciclos até ocorrer a falha. Esse comportamento é verificado nas curvas S-N na Figura 26.

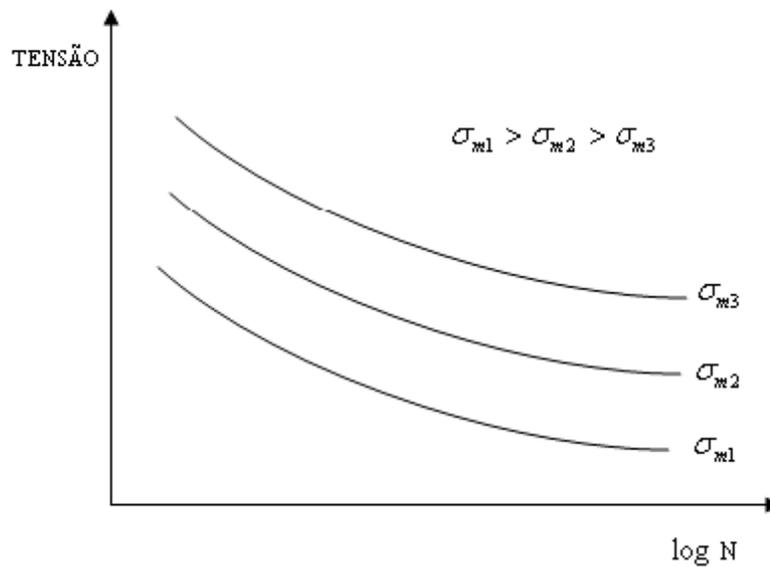


Figura 26. Influência da tensão média nas curvas de Wöhler.

Segundo Bastian [30], as curvas S-N apresentam a limitação de não fornecerem as contribuições relativas à iniciação e à propagação das trincas na vida total em fadiga. Tal limitação dificulta o entendimento do comportamento de estruturas com trincas pré-existentis ou com entalhes agudos. A mecânica da fratura linear elástica, através do conceito de fator de intensidade de tensões (K), passou a ser uma alternativa para suprir as limitações apresentada pelas curvas S-N e tornou-se uma ferramenta de grande importância para a análise da propagação das trincas de fadiga.

2.5 Mecânica da fratura aplicada à fadiga.

Nas condições apresentadas durante a propagação das trincas de fadiga os tamanhos das zonas plásticas na ponta da trinca são normalmente pequenos e o conceito de fator de intensidade de tensão pode ser aplicado sem comprometer o rigor da análise [30]. Os modos de propagação da trinca mais importantes em função dos carregamentos a que estão submetidos os corpos trincados são apresentados na Figura 27.

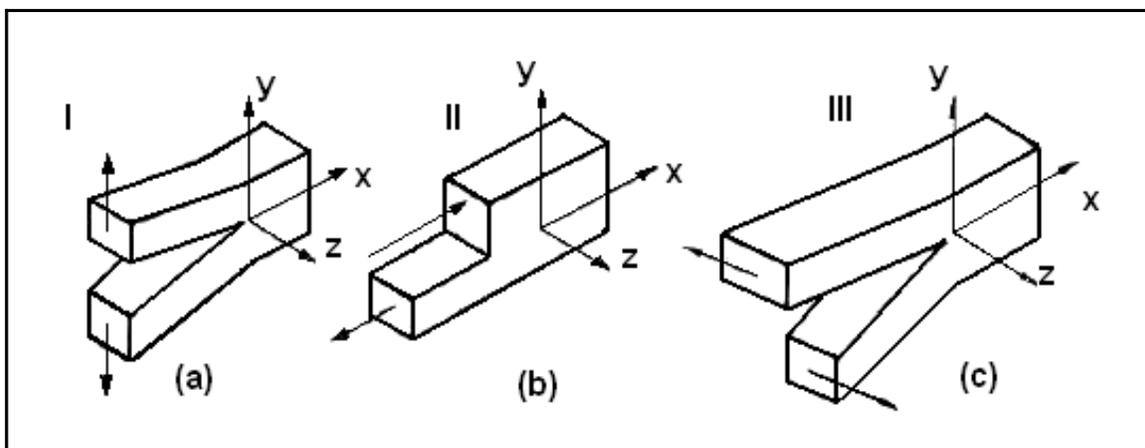


Figura 27. Modos básicos de carregamento de trincas [30].

Modo I: Carregamento em tração, deslocamento das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmos.

Modo II: Cisalhamento puro, deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação.

Modo III: Cisalhamento fora do plano, deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas.

Segundo Bastian [30], as trincas tendem a se propagar conforme o modo de fratura I de carregamento de tração. Desta forma, as análises desenvolvidas se concentram neste modo de propagação das trincas.

A descrição do campo de tensões que atua na ponta da trinca é feita através da mecânica da fratura linear elástica com a equação (5) do fator de intensidade de tensões.

$$K = C \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (5)$$

onde:

K é o fator de intensidade de tensões ($MPa \cdot m$);

$C = f(a / W)$ é o fator geométrico da trinca;

σ é a tensão uniaxial atuante perpendicular ao plano da trinca (MPa);

a é o comprimento da trinca;

W é a largura do corpo de prova.

Através do estudo de propagação de trincas de fadiga, Paris observou que o crescimento da trinca por carregamento cíclico era uma função da diferença entre K_{MAX} e K_{MIN} atuando na ponta da trinca, ou seja, da amplitude do fator de intensidade de tensão, ΔK . Assim, o valor de K varia a cada instante devido a alternância da tensão aplicada através de carregamento cíclico, ou seja, submetendo um corpo de prova trincado a uma variação de tensão constante $\Delta\sigma$, corresponde a uma variação entre um K_{MAX} e um K_{MIN} . A diferença entre estes é a amplitude do fator de intensidade de tensão, ΔK , atuando na ponta da trinca. Portanto:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} = \Delta\sigma \cdot C \cdot \sqrt{\pi a} \quad (6)$$

As curvas de comprimento de trinca (a) x Ciclos (N) representam a evolução do comprimento da trinca durante o carregamento cíclico e são obtidas experimentalmente. A Figura 28 mostra uma curva a x N com três curvas de um mesmo material com o tamanho de trinca inicial igual e com diferentes níveis de tensões $S_1 > S_2 > S_3$. Nota-se claramente que um maior nível de tensão aplicado representa um menor número de ciclos até a ruptura do material (a ruptura do material é representada com um “x” na figura). Além da tensão cíclica, o tamanho de trinca inicial e as variáveis do material são fatores que influenciam na vida em fadiga do componente [25].

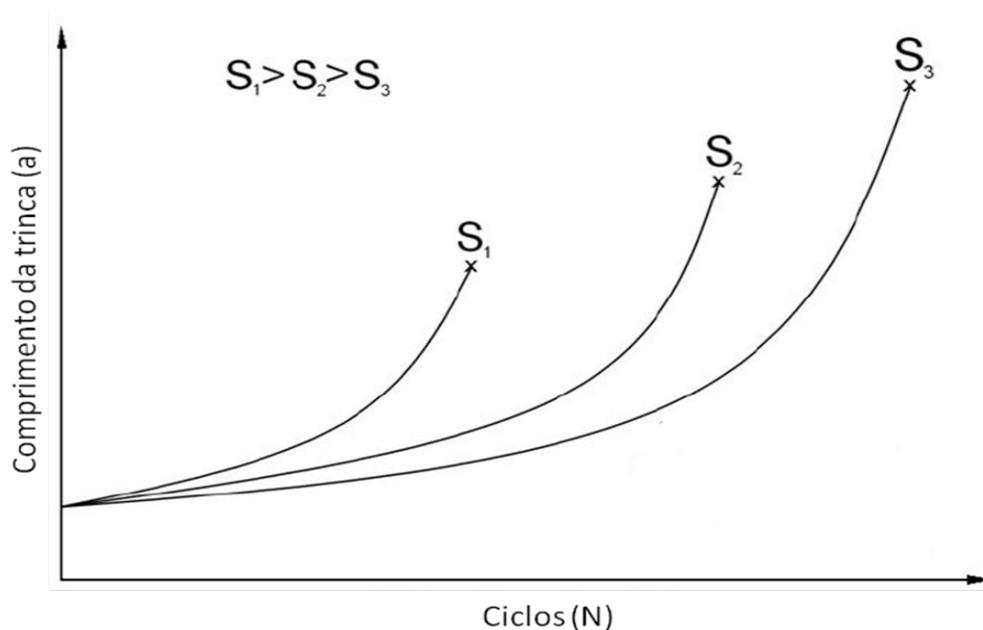


Figura 28. Gráfico a x N, onde S é a tensão cíclica aplicada e “x” é o ponto onde ocorreu a fratura.

Através das curvas da figura 28, podemos calcular a taxa de propagação das trincas de fadiga (da/dN) derivando cada ponto da curva. Tanto a taxa de propagação de trincas de fadiga (da/dN) quanto o fator de intensidade de tensões (K) aumentam com o crescimento de a . A relação existente entre o logaritmo da taxa de propagação (da/dN) e o logaritmo do fator de intensidade de tensões (ΔK) está representada na Figura 29.

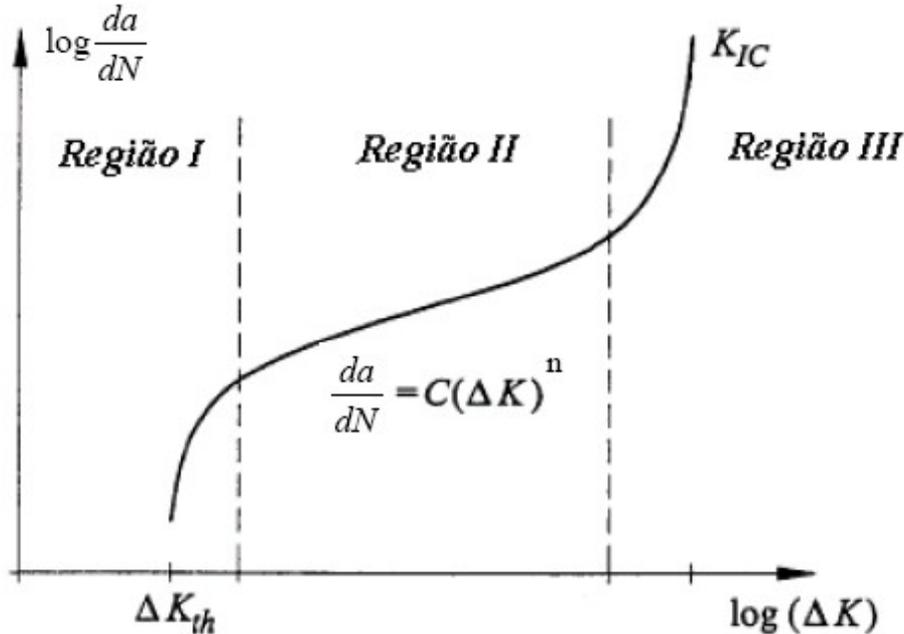


Figura 29. Representação esquemática do comportamento da taxa de propagação da trinca de fadiga em função do logaritmo da faixa do fator de intensidade de tensão.

A curva representada na Figura 29 tem uma forma sigmoide que pode ser dividida em três regiões. Na região I tem-se o valor de ΔK_{th} (*threshold*), abaixo do qual não há propagação da trinca de fadiga. Esta é uma região sensível à microestrutura do material, a razão de tensões e ao meio ambiente. A região II é muito importante para o estudo de fadiga, pois nela se concentra a

maior parte da vida útil de um componente submetida à fadiga. Essa região pode ser expressa pela equação de PARIS, Equação 7.

$$\frac{da}{dN} = C.(\Delta K)^n \quad (7)$$

Onde:

$\frac{da}{dN}$ é a taxa de propagação da trinca de fadiga;

C e n são constantes que dependem da tensão média e das condições ambientais. Matematicamente, são os coeficientes linear e angular da reta, respectivamente.

A região III apresenta pequena contribuição para a vida do material tendo uma taxa de propagação da trinca muito elevada e vida em propagação pequena. É uma região que apresenta fratura monotônica.

2.5.1 Fechamento de trinca por fadiga

Quem primeiro observou o fenômeno de fechamento de trinca foi Elber, na década de 70, quando corpos de provas foram ensaiados com carregamentos cíclicos. Foi observado que a superfície da trinca permanecia fechada durante uma parte do ciclo de carregamento e só abria completamente, durante todo o ciclo de carregamento, para elevados níveis de carga. Foi então relatada uma amplitude do fator de intensidades de tensões efetiva (ΔK_{eff}) para uma trinca completamente aberta no crescimento da trinca de fadiga. A Figura 30 representa a variação do fator de intensidades de tensões (K) com o tempo onde pode ser observado um K de abertura, chamado K_{op} , que representa o limite de onde as superfícies da trinca começam a abrir. Antes disto as superfícies da trinca permanecem fechadas e a região de fechamento (*Closure*) é representada na figura entre o K_{op} e o K_{min} .

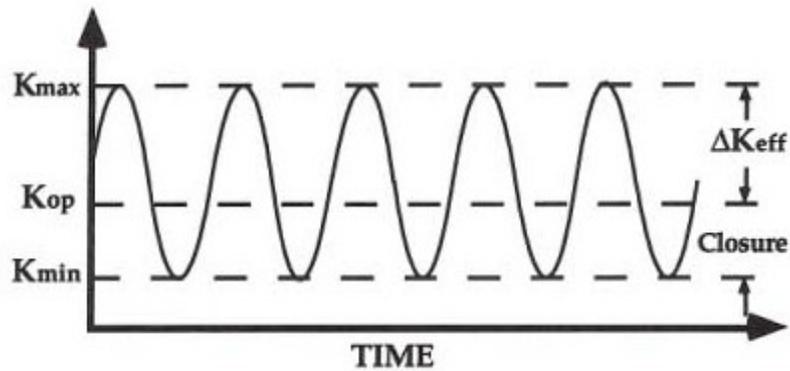


Figura 30. Definição de amplitude do fator de intensidades de tensões [31].

Assim, para o caso de K_{op} ser maior que o K_{min} , a variação do fator de intensidades de tensões passa a ser o efetivo, ΔK_{eff} , da expressão (8) e não o ΔK comentado anteriormente na expressão (6).

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (8)$$

Elber também introduziu uma relação entre ΔK_{eff} e ΔK , dada pela fração U , expressa pela equação (9), e propôs uma modificação na equação de Paris, equação 7, conforme mostra a equação (10).

$$U \equiv \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{K_{max} - K_{op}}{K_{max} - K_{min}} \quad (9)$$

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^n \quad (10)$$

Anderson [31], Newton *et al.* [32] e outros autores mencionam a existência de fontes de fechamento de trinca e entre elas as consideradas mais relevantes são: fechamento induzido por

plasticidade, fechamento induzido por rugosidade e fechamento induzido por óxido. Os mecanismos destas fontes são descritos resumidamente a seguir:

a) Fechamento induzido por plasticidade: O prematuro contato entre as faces da trinca é devido ao deslocamento residual permanente que surge das zonas plásticas nas regiões logo atrás da frente de propagação da trinca. O fechamento induzido por plasticidade executa seu papel sob condições de tensão plana, isto é, para corpos de prova com pequena espessura. Para corpos de prova de grande espessura o crescimento da trinca ocorre sob condições de deformação plana e o fechamento é restrito à parte da superfície na vizinhança da trinca;

b) Fechamento induzido por rugosidade: O efeito do fechamento induzido por rugosidade está associado à topografia da superfície de fratura. Como a superfície de fratura nunca é polida, a sua rugosidade natural também causa contato prematuro das faces da trinca. O fechamento ocorre quando os deslocamentos de abertura na ponta da trinca tornam-se comparáveis com o tamanho das asperezas da superfície de fratura. Anderson [31] menciona que materiais com grão grosseiro apresentam fechamento de trinca bem maiores do que os de grãos refinados pois produzem uma maior rugosidade na superfície durante a propagação de trinca em fadiga.

c) Fechamento induzido por óxido: A presença de produtos de corrosão no interior das trincas em crescimento resulta no aprisionamento de suas superfícies. Existem diferentes espécies de produtos de corrosão como partículas de óxidos formadas durante fadiga em altas temperaturas ou camadas de óxidos formadas em temperatura ambiente que se tornam mais espessas em função da oxidação por atrito;

A Figura 31 mostra esquematicamente os mecanismos das três fontes citadas anteriormente.

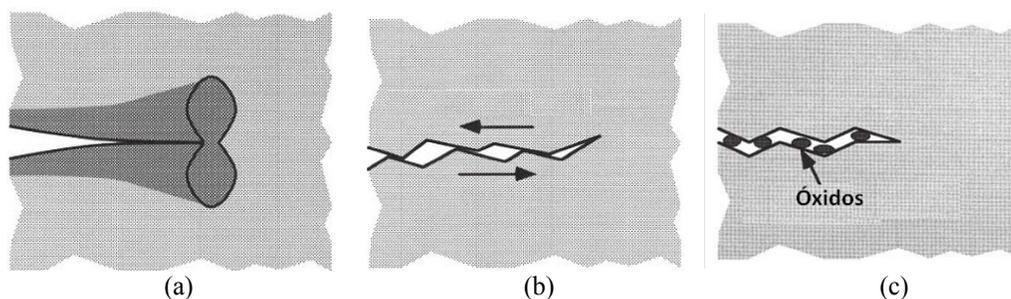


Figura 31. Mecanismos de fechamento de trinca de fadiga. (a) Fechamento induzido por plasticidade; (b) Fechamento induzido por rugosidade; (c) Fechamento de trinca induzido por óxido.

Gritti *et al.* [33] analisaram o comportamento em fadiga de dois aços bifásicos ferrita-martensita com diferentes adições de cromo e silício. Eles notaram que o efeito de fechamento de trinca rapidamente aumentava à medida que ΔK se aproximava do limiar ΔK_{th} e comentaram que os mecanismos empregados para explicar este comportamento incluem o fechamento de trinca induzido por oxidação, tortuosidade e deflexão da trinca.

Foi mencionado por Viana *et al.* [34] que o nível de fechamento de trinca é afetado pelas influências concorrentes e competitivas de diversos fatores, como a microestrutura do material, a geometria do corpo de prova, a geometria da ponta da trinca, o tamanho da trinca, condições de carregamento (máxima intensidade de tensões, razão R entre tensões, variação na amplitude de carregamento), e condições do teste (ambiente e temperatura).

Segundo Anderson [31] as trincas curtas apresentam diferentes comportamentos de fechamento de trinca em relação as trincas longas. As trincas longas apresentam fechamento de trinca bem superior aos das trincas curtas particularmente em baixos níveis de ΔK .

2.5.2 Efeito da razão de tensão.

A razão de tensão, R , é um dos fatores que podem influenciar a taxa de propagação de fadiga. O gráfico da Figura 32 mostra o efeito que o aumento da razão de tensão proporcionou na taxa de propagação de fadiga. Pode-se observar que nas regiões I e III o efeito do aumento é bem significativo e que na região II não se observam grandes efeitos. Como pode-se perceber, na região I o valor do limiar de propagação, ΔK_{th} , decresce quando a razão de tensão aumenta e na região III o posicionamento da curva depende do valor de variação do ΔK , que provoca um valor de $K \approx K_{IC}$.

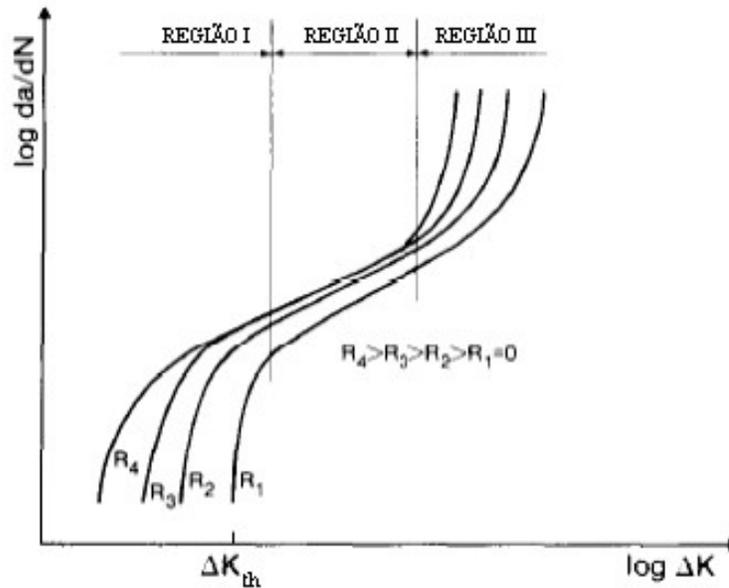


Figura 32. Efeito da razão de tensão na taxa de propagação da trinca de fadiga. Adaptado de [35].

Segundo Kujawski e Ellyin [35], a influência da razão R no *threshold* pode ser descrita pela equação geral na forma:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} f(R) \quad (11)$$

Onde ΔK_{th} é o valor de *threshold* para um dado valor de R e ΔK_{th0} é o valor de *threshold* para $R = 0$.

2.6 Métodos para medição do crescimento da trinca de fadiga.

Existem muitas técnicas para obtenção do crescimento das trincas de fadiga, dentre eles, método de observação visual, medidas de flexibilidade (*compliance*), diferença de potencial com corrente contínua ou alternada, correntes parasitas, ultra-som e emissão acústica [36]. Os mais utilizados são: observação visual, diferença de potencial e o método da flexibilidade (*compliance*).

A técnica de observação visual é simples e econômica e consiste em acompanhar o crescimento da trinca através de marcações feitas na superfície polida do corpo de prova. A técnica de queda de potencial é baseada no princípio de que quando a trinca se propaga, a área transversal do corpo de prova diminui, sua resistência elétrica e, conseqüentemente, sua diferença de potencial entre dois pontos separados pela trinca aumenta. Esta diferença de potencial é comparada com a voltagem de um corpo-de-prova onde não há propagação de trinca e através de uma curva de calibração é obtido o comprimento da trinca de fadiga.

No presente trabalho a técnica da flexibilidade (*compliance*) será utilizada para medir o comprimento da trinca de fadiga. O método é baseado no princípio da mudança dos sinais de deslocamento no corpo-de-prova na medida em que o mesmo é carregado, onde esse deslocamento está correlacionado com o comprimento de trinca. É um método que utiliza um sistema de aquisição e processamento dos sinais digitais de carga e deslocamento.

2.7 Propagação de trincas de fadiga em aços API 5L.

Alguns trabalhos referentes à propagação de trincas por fadiga dos aços utilizados na fabricação de dutos, que seguem a especificação API 5L, podem ser encontrados na literatura e ajudam no entendimento do comportamento em fadiga destes aços.

Ensaio de fadiga utilizando um aço com a especificação API 5L X65 foram feitos por DE MARCO FILHO [26]. Os ensaios foram realizados com corpo de prova do tipo flexão de três pontos, SE(B), com razões de tensões iguais a 0,1 e 0,5 para cargas com amplitude constante e com aplicação de sobrecargas de 50% e 100% da carga máxima aplicada. A propagação da trinca foi analisada nas três regiões da solda circunferencial feita no duto (MB, ZTA e MS). A curva da/dN vs ΔK para aplicação de carga com amplitude constante para ambas razões de tensões, obtidas pelo autor, pode ser vista na Figura 33.

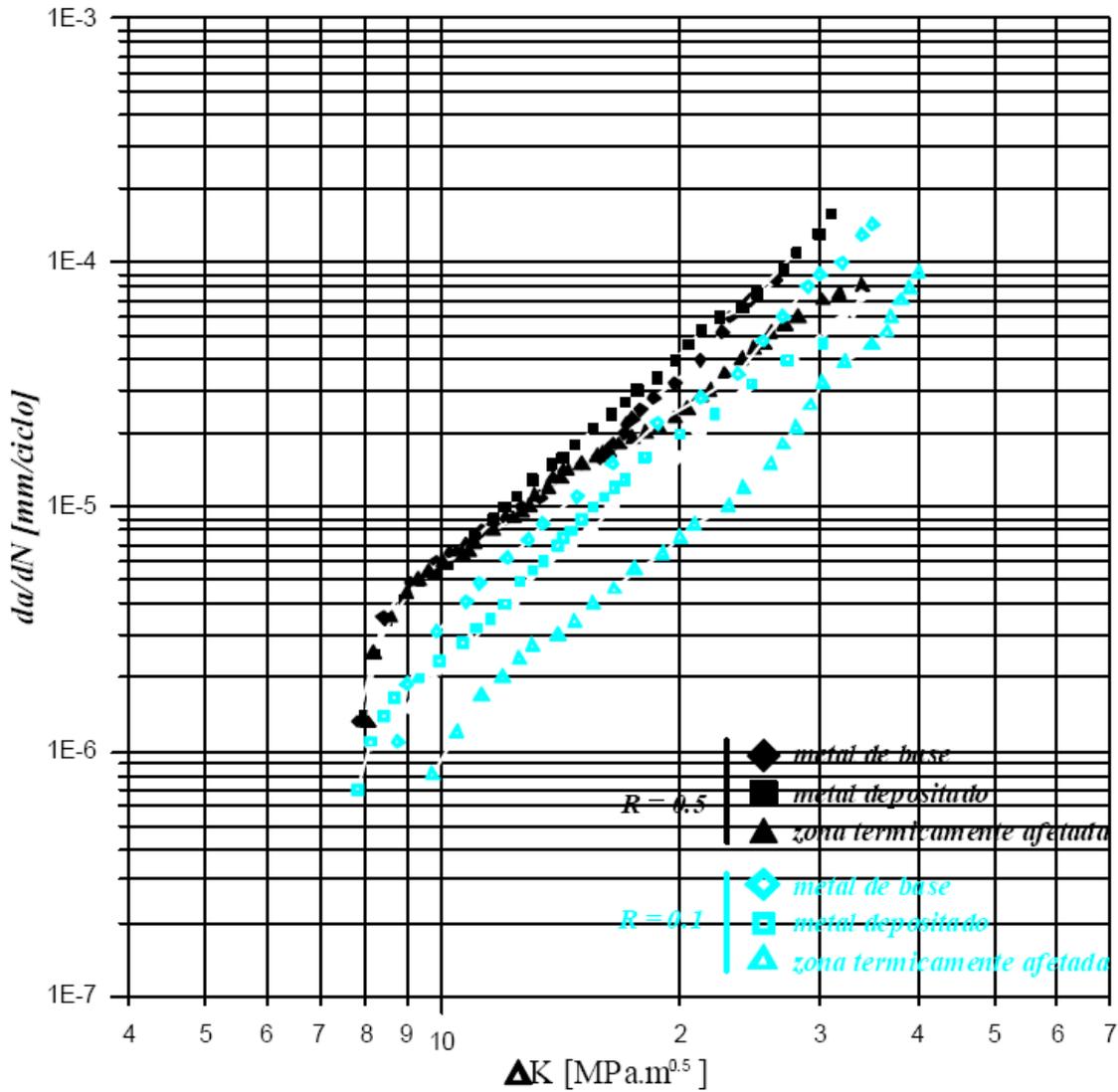


Figura 33. Propagação das trincas de fadiga para as três regiões da junta soldada circunferencial com $R=0,1$ e $R=0,5$ [26].

Os resultados revelaram que as taxas de propagação da trinca de fadiga para $R=0,5$ foram maiores para todas as regiões da junta soldada. As taxas de propagação são maiores para o metal de base e para o metal de solda para os dois valores de R estudados sendo mais acentuada a diferença em relação à ZTA para valores de $R=0,1$.

Em relação às sobrecargas aplicadas o autor concluiu que estas diminuem a taxa de propagação da trinca e observou que quanto maior a sobrecarga aplicada mais acentuada será a diminuição. Foi observada a presença de tensões residuais trativas e compressivas resultantes da aplicação das sobrecargas mas não houve influência destas na taxa de propagação das trincas.

REIS [37] utilizando corpos-de-prova compacto de tração, C(T), analisou o comportamento em fadiga de um aço API 5L X70 com razões de tensões iguais a 0,3, 0,5 e 0,7 para amplitude de carregamento constante. As curvas da/dN vs ΔK apresentaram comportamento semelhante na região II e na região III a propagação da trinca foi maior para maiores valores de R. Ou seja, na região III o valor de ΔK , comparando as três razões de tensões estudadas, foi menor para R=0,7, intermediário para R=0,5 e maior para R=0,3.

Outro trabalho com corpos-de-prova de aço com especificação API 5L X70 foi realizado por BUSCHIAZZO [38]. O aço foi soldado e o estudo foi feito nas três regiões da junta soldada (MB, ZTA e MS). Os corpos-de-prova utilizados no ensaio de fadiga em amplitude constante foram do tipo C(T) e os valores das razões foram 0,1 e 0,5. O autor concluiu neste trabalho que nas três regiões da junta soldada a taxa de propagação foi maior para a razão de tensões igual a 0,5 e que o efeito da razão de tensões foi mais perceptível para ZTA e MS do que para o MB.

BELTRÃO [14] avaliou o comportamento em fadiga da junta soldada longitudinal de um aço de alta resistência e baixa liga que segue a especificação API 5L X70. Os ensaios foram realizados utilizando corpos de prova do tipo flexão de três pontos com dois valores diferentes de razão de tensões iguais a 0,1 e 0,5 em amplitude constante e com sobrecargas de 75% e 100% da carga máxima aplicada. As sobrecargas foram aplicadas a cada 2,5 mm de crescimento de trinca para evitar a interação entre estas. Os resultados obtidos pelo autor mostraram que para $R= 0,1$ a vida em fadiga foi maior do que para $R= 0,5$ com ou sem sobrecarga. O metal de base teve um taxa de propagação da trinca maior do que a ZTA e o MS com ou sem sobrecarga. Foi observado um atraso na taxa de propagação da trinca após a aplicação da sobrecarga, mas o efeito do atraso foi diminuindo para maiores valores de ΔK até um patamar onde não se observou mais o atraso.

3. Materiais e Métodos

3.1. Material

O material utilizado na fabricação dos *risers* rígidos sem costura ensaiados neste trabalho é um aço API 5L X-80 de composição química apresentada na Tabela 5. O duto de aço sem costura utilizado no presente trabalho tinha aproximadamente 20,6mm de espessura e 324mm de diâmetro externo.

Tabela 5. Composição química do aço API 5L X-80 (% em peso)

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Ceq
Corrida 1	0,10	1,47	0,012	0,002	0,37	0,01	0,09	0,07	0,008	0,078	0,035	0,003	0,390
Corrida 2	0,09	1,47	0,012	0,002	0,34	0,01	0,09	0,07	0,002	0,076	0,030	0,002	0,380

3.2. Procedimento de Soldagem

Os corpos-de-prova foram retirados a partir da junta soldada circunferencial formada a partir de duas seções do duto. O chanfro utilizado para o processo de soldagem apresentou a configuração conhecida como “meio-V”, com o objetivo de possibilitar a propagação da trinca inteiramente na ZTA, permitindo uma melhor análise desta região. A Figura 34 mostra a foto dos dutos unidos antes da realização do processo de soldagem para melhor visualização do chanfro “meio-V”, enquanto a Figura 36 mostra as dimensões do chanfro adotadas. Para a realização do passe de raiz e reforço de raiz foi utilizado o processo TIG, enquanto para os passes de enchimento e acabamento foi empregado o eletrodo revestido. Após a realização do procedimento de soldagem o tubo foi submetido a um tratamento térmico de alívio de tensões com temperaturas na faixa de 120-150 °C por duas horas com posterior análise de falhas de soldagem feitas por ensaios não-destrutivos (líquido penetrante, partículas magnéticas e ultrassom).

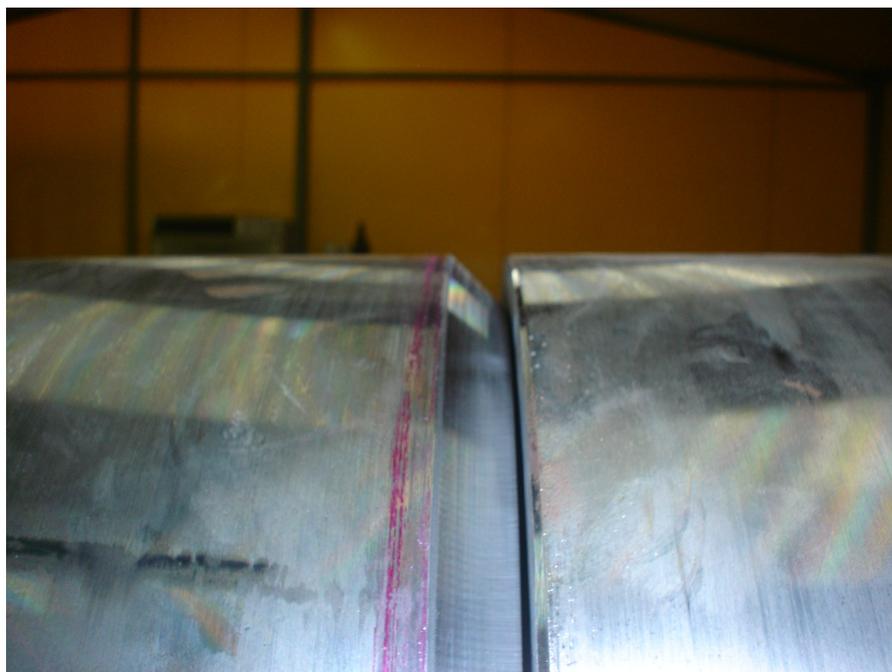


Figura 34. Foto das duas seções dos dutos, unidas, mostrando o formato do chanfro meio-V antes da realização do procedimento de soldagem.

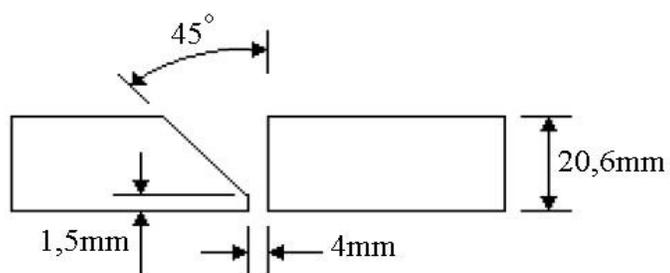
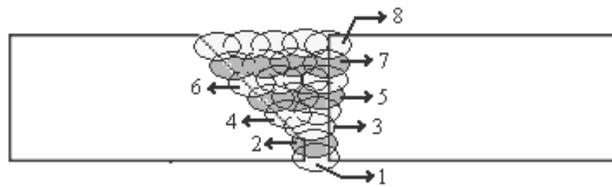


Figura 35. Ilustração do chanfro meio-V e respectivas dimensões.

A ilustração do perfil de solda adotado no procedimento de soldagem é apresentada na Figura 36.



Legenda:

- 1- passe de raiz
- 2- reforço de raiz
- 3- passe de enchimento (um)
- 4 passes de enchimento (dois)
- 5- passes de enchimento (três)
- 6 e 7- passes de enchimento (quatro)
- 8- passes de acabamento (cinco)

Figura 36. Ilustração do perfil de solda adotado no procedimento de soldagem do tubo API X-80 apresentando as oito camadas empregadas.

3.3. Análise Microestrutural

Essa análise visou a identificação e determinação dos constituintes microestruturais das três regiões da junta soldada. As amostras foram preparadas através de lixamento em lixas d'água e polidas em pasta de diamante. Foi utilizado o ataque químico de Nital a 2% para facilitar a identificação das microestruturas. A identificação da microestrutura foi feita através de um microscópio estereoscópico ZEISS modelo STEMI SV6 KL 1500 com auxílio de uma máquina digital NIKON modelo Coolpix para a captura das imagens. A determinação dos constituintes foi realizada num microscópio ótico da marca OLYMPUS, modelo BX60M, com ampliações de 100X, 200X e 500X.

3.4. Ensaio de tração

Foi realizado em temperatura ambiente numa máquina EMIC DL de 100 KN seguindo a norma ASTM E 8M [39] com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas da junta soldada. A velocidade de deslocamento do travessão durante o ensaio foi de 1mm por min. Os registros de deformação nos corpos de prova foram obtidos a partir de um extensômetro de 23,6mm de abertura (L_0) e o valor do módulo de elasticidade (E) foi determinado pela técnica de

ultra-som. Os corpos-de-prova utilizados (Figura 37) foram retirados de cinco direções distintas. Nas regiões do metal de base (MB) e metal de solda (MS), os corpos-de-prova foram retirados nas direções longitudinal e transversal à solda, enquanto na região da ZTA, os corpos-de-prova foram retirados na direção longitudinal à solda.

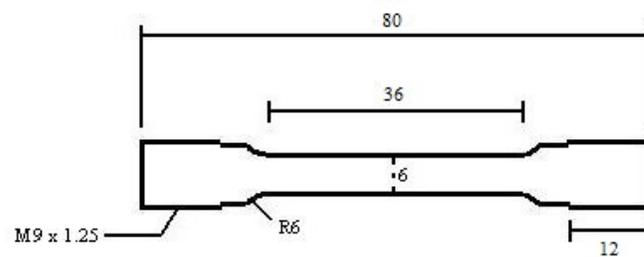


Figura 37. Ilustração e dimensões do corpo-de-prova utilizado para os ensaios de tração.

3.5. Ensaios de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados no Laboratório de Microscopia do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE/UFRJ num microdurímetro da marca LEITZ. . Para a realização das indentações, utilizou-se um peso de 50g sobre a amostra por um período de 30s. O valor médio de dureza em cada região foi obtido a partir de um mínimo de dez indentações na amostra.

3.6. Ensaio de Fadiga

O equipamento utilizado nos testes de fadiga foi uma máquina servo-hidráulica INSTRON 1332 com célula de carga de 25kN. Os ensaios foram realizados sob controle de carga em amplitude constante (onda senoidal), frequência de 15Hz e valores de razões de tensões de $R=0,2$ e $R=0,5$ nas três regiões das juntas soldadas a saber: metal de base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA). Os testes foram executados em duplicata, totalizando 12 (doze) experimentos.

Os corpos-de-prova do tipo flexão de três pontos SE(B) foram confeccionados dentro das dimensões estabelecidas pela norma ISO 12108-2002 [40]. Estes foram atacados com uma solução de Nital a 2% para a revelação das três regiões da junta soldada, possibilitando o posicionamento e usinagem do entalhe. Em seguida, o corpo-de-prova foi usinado nas dimensões finais de ensaio (entalhe disposto na região central do corpo-de-prova). A localização do entalhe nas regiões do metal de solda (MS) e ZTA bem como as dimensões dos corpos-de-prova são apresentadas na Figura 38.

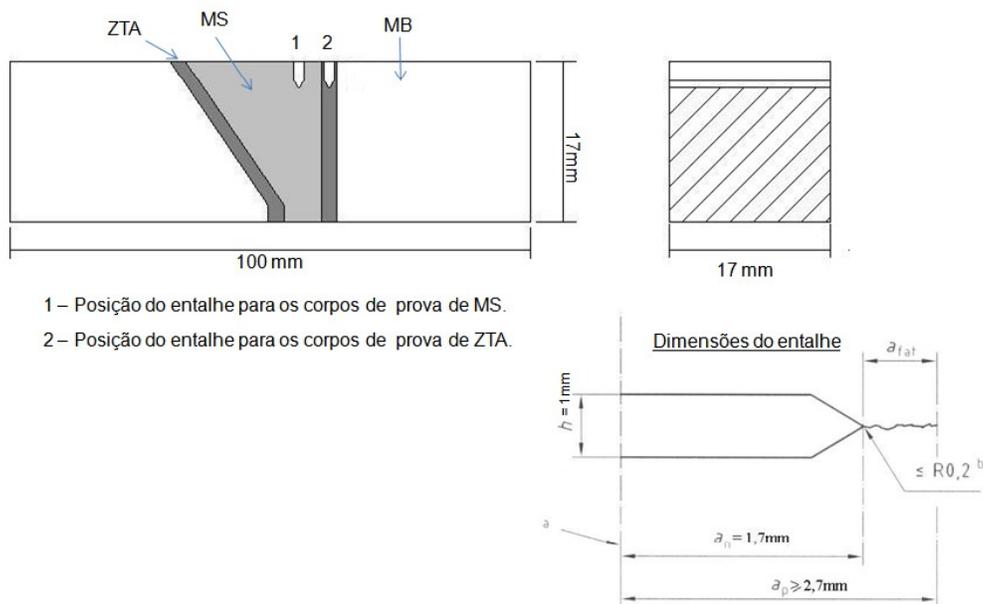


Figura 38. Posição do entalhe nas três regiões da junta soldada e dimensões dos corpos-de-prova (fora de escala). No detalhe, as dimensões do entalhe.

Para a determinação do comprimento de trinca, foi utilizado o método da flexibilidade (*compliance*). A função de flexibilidade (a/W) foi obtida experimentalmente na faixa de valores usados no ensaio, Figura 39, e é expressa pelo polinômio 12. A flexibilidade, μ , foi retirada da norma ASTM E 1820-05 [41].

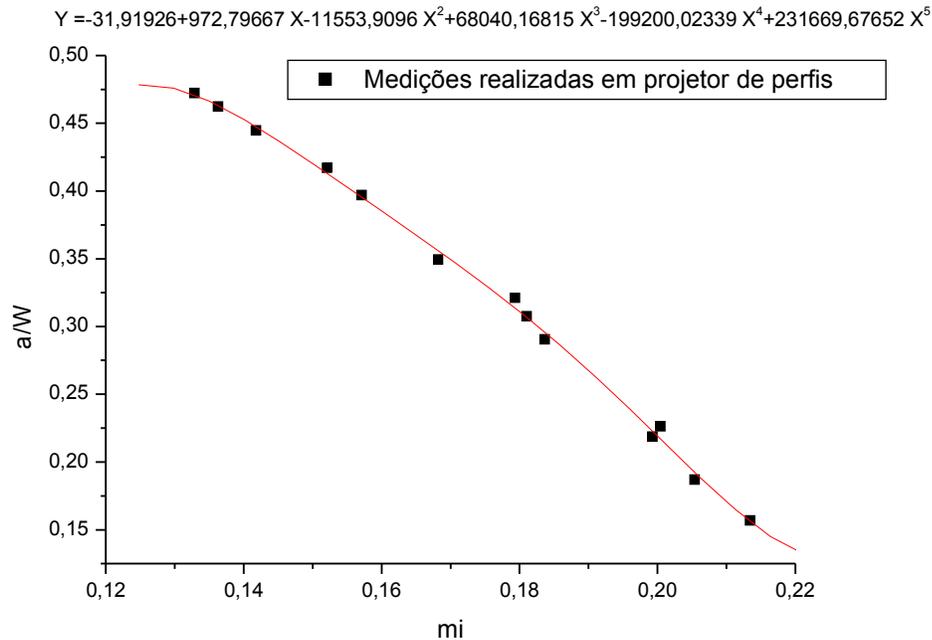


Figura 39. Ajuste polinomial obtido para a função de flexibilidade em função de a/W .

$$a/W = -31,91926 + 972,79667\mu - 11553,9096\mu^2 + 68040,16815\mu^3 - 199200,02339\mu^4 + 231669,67652\mu^5. \quad (12)$$

O fator de intensidade de tensões utilizado nos testes de fadiga foi calculado a partir da relação matemática apresentada pela norma ISO 12108-2002 [40] para o corpo de prova tipo SE(B) – *three point bend*, Equações 13 e 14.

$$K = \frac{P}{BW^{1/2}} g\left(\frac{a}{W}\right) 10^{3/2} \quad (13)$$

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{6\alpha^{1/2}}{[(1+2\alpha)(1-\alpha)^{3/2}]} [1,99 - \alpha(1-\alpha)(2,15 - 3,93\alpha + 2,7\alpha^2)] \quad (14)$$

Onde $\alpha = a/W$, para $0 \leq \alpha \leq 1$ e $S = 4W$.

4. Resultados e discussões

4.1. Análise Microestrutural

A identificação das regiões da junta soldada feita através de uma seção retirada da junta soldada como pode ser visto na Figura 40. As áreas indicadas nesta figura mostram três zonas classificadas como A, B e C que foram observadas no microscópio estereoscópico e que estão apresentadas nas Figuras 41 a 43. As Figuras apresentam de forma bem definida as três regiões da junta soldada onde é possível verificar o metal de base, os passes da soldagem e a presença de ZTA de grãos finos e grosseiros.

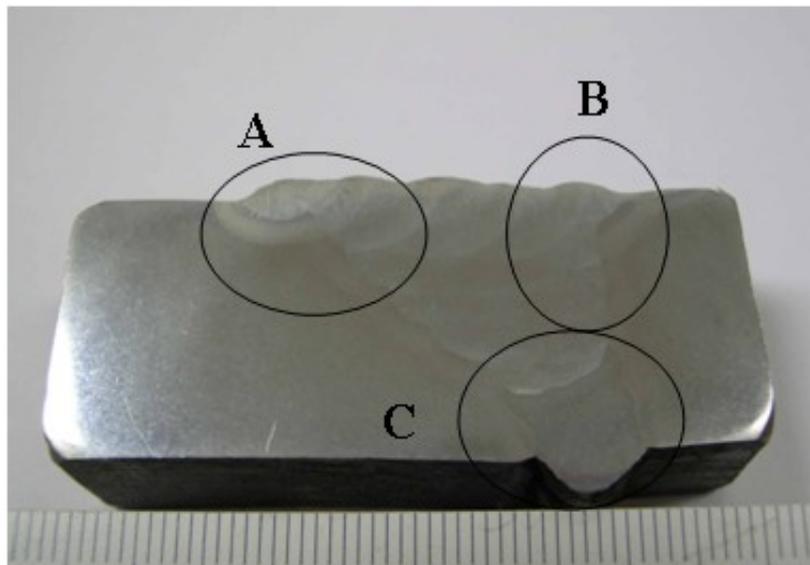


Figura 40. Seção retirada da junta soldada para análise microestrutural com as zonas observadas subdivididas em A,B e C.

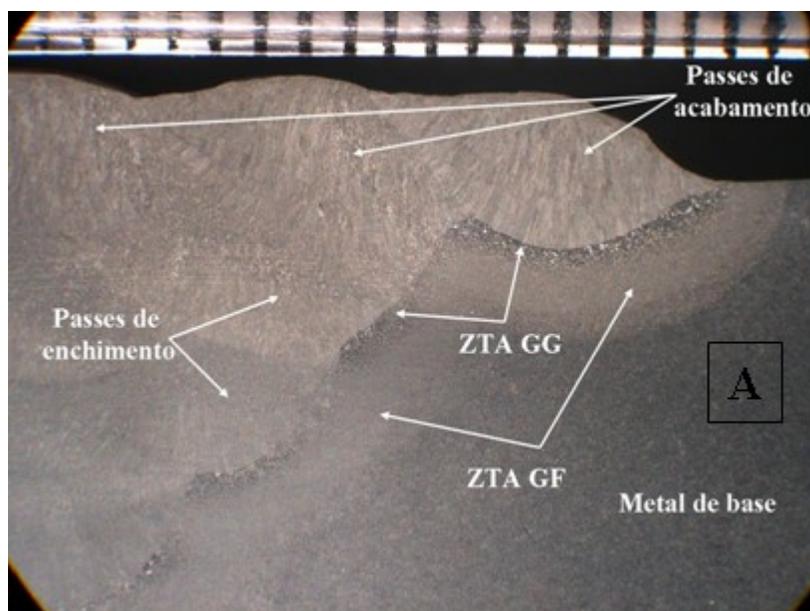


Figura 41. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda (escala em mm).

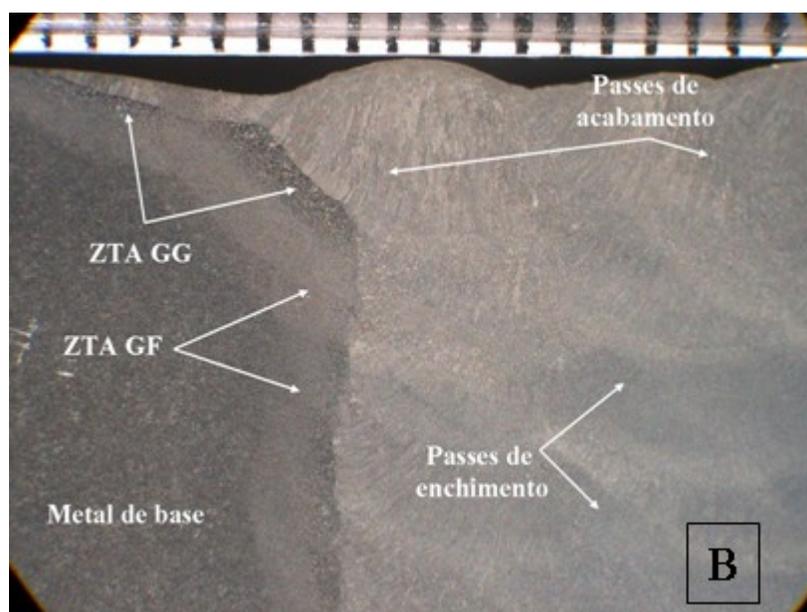


Figura 42. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda (escala em mm)

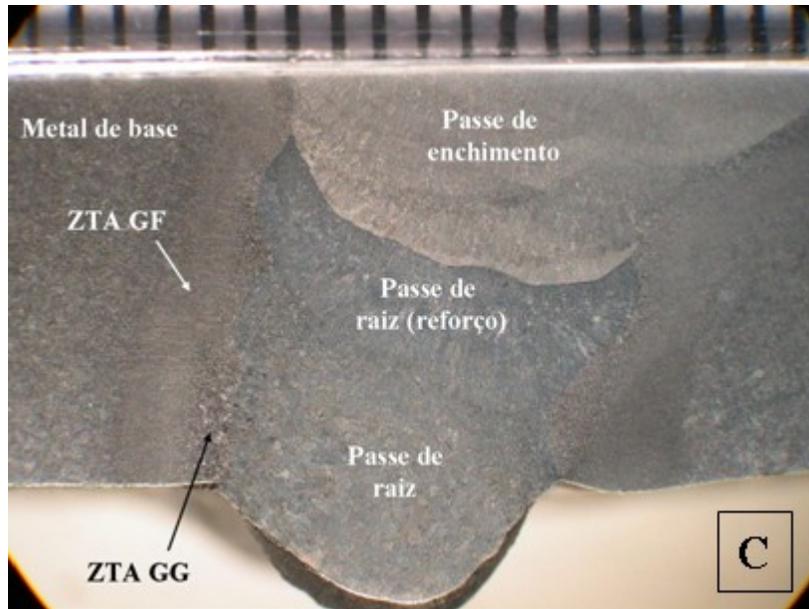


Figura 43. Regiões da junta soldada próximas aos passes de raiz e enchimento da solda (escala em mm).

A análise microestrutural das três regiões da junta soldada, feitas por microscopia ótica, estão apresentadas nas Figuras 44 a 51. A simbologia adotada é apresentada na Tabela 6.

Tabela 6. Simbologia adotada para a identificação microestrutural da junta soldada circunferencial do aço API X80 estudado.

SIMBOLOGIA	MICROESTRUTURA
F	ferrita
P	perlita
FS(A)	ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA)	ferrita com segunda fase não-alinhada
AF	ferrita acicular
PF(G)	ferrita primária de contorno de grão

PF(I)	ferrita poligonal intragranular
B	bainita

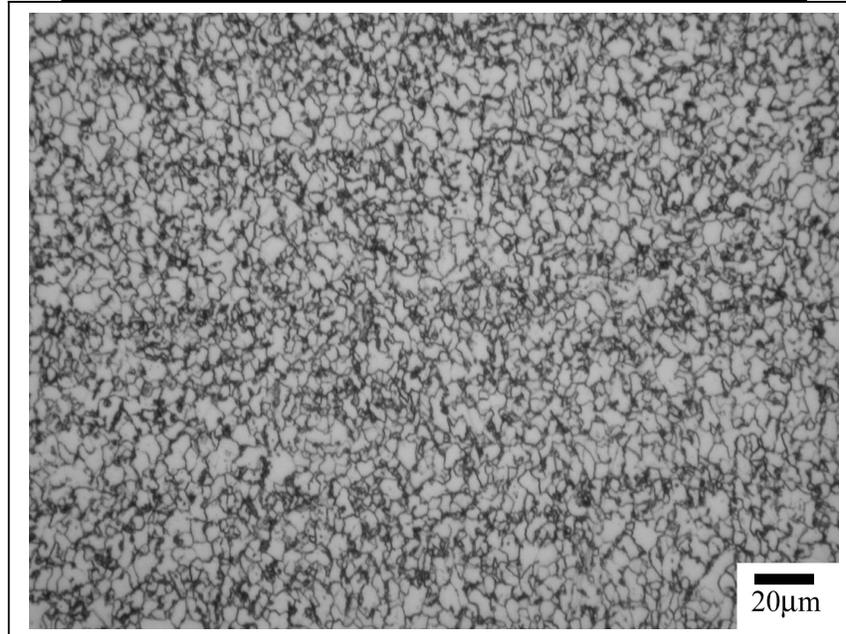


Figura 44. Microestrutura da ZTA da região de grãos finos próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica.

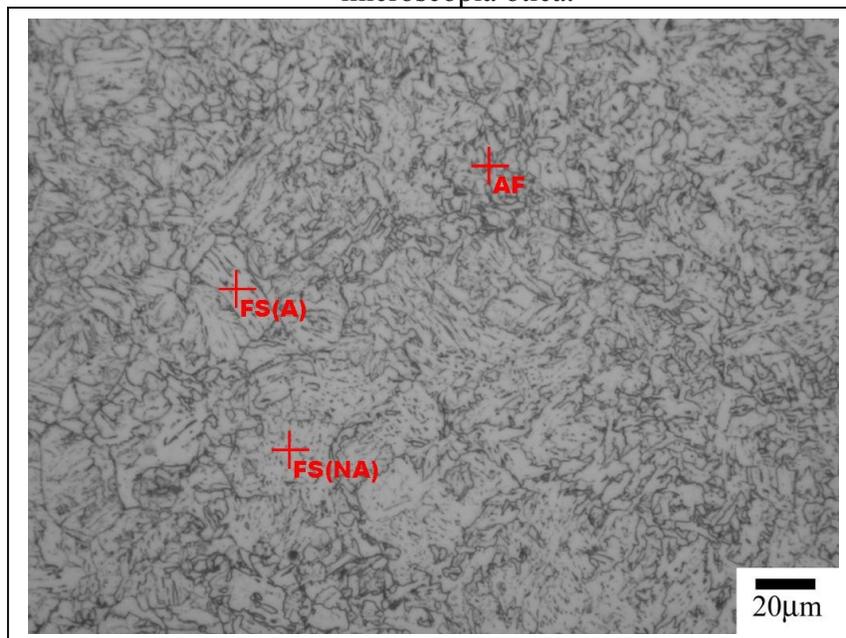


Figura 45. Microestrutura da ZTA no passe de enchimento.

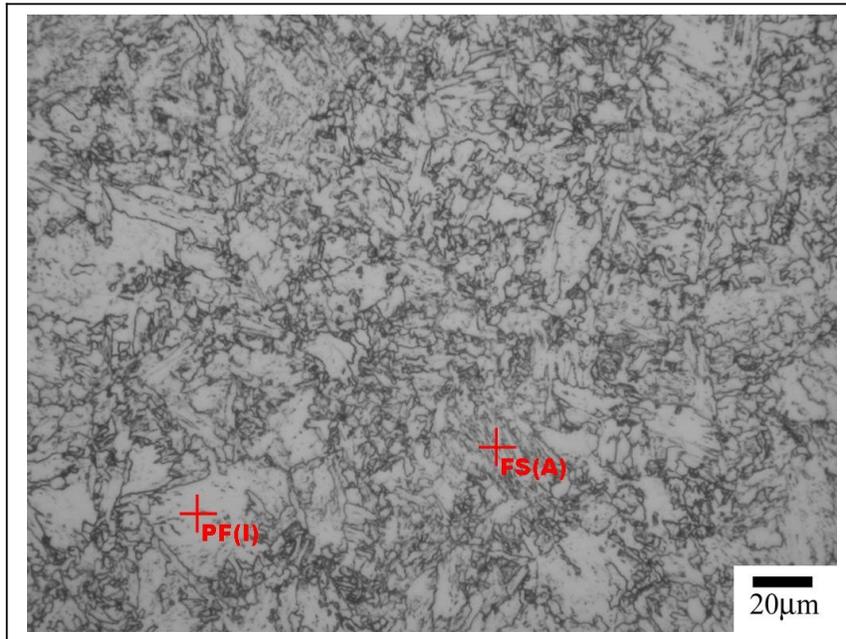


Figura 46. Microestrutura da ZTA na região de grãos grosseiros.

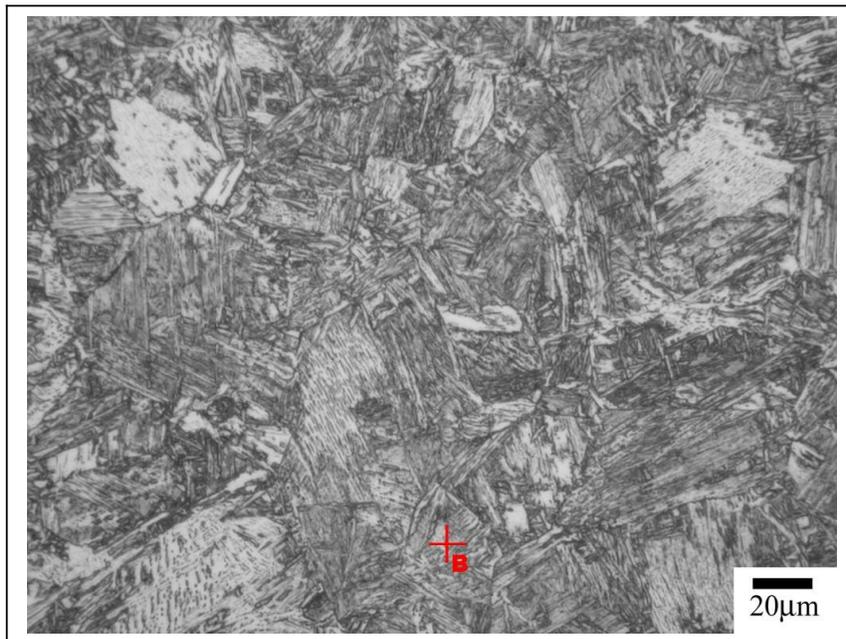


Figura 47. Microestrutura da ZTA no passe de acabamento.

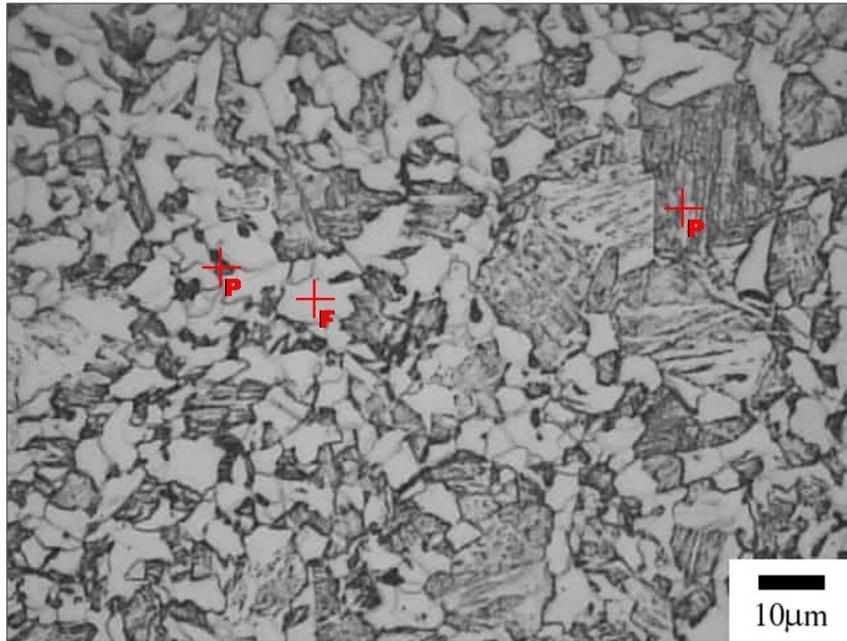


Figura 48. Microestrutura do metal de base do aço API X-80 em estudo, obtida por microscopia ótica.

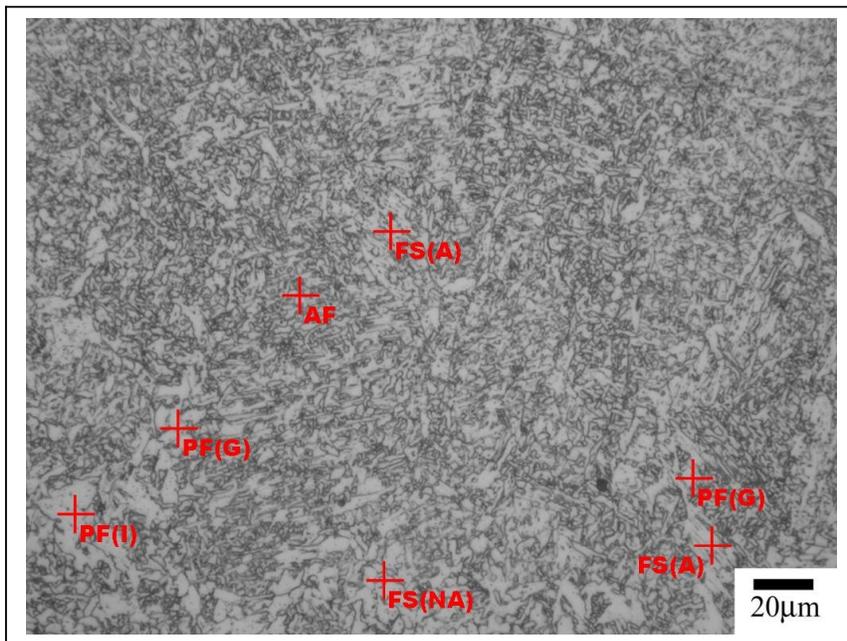


Figura 49. Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.

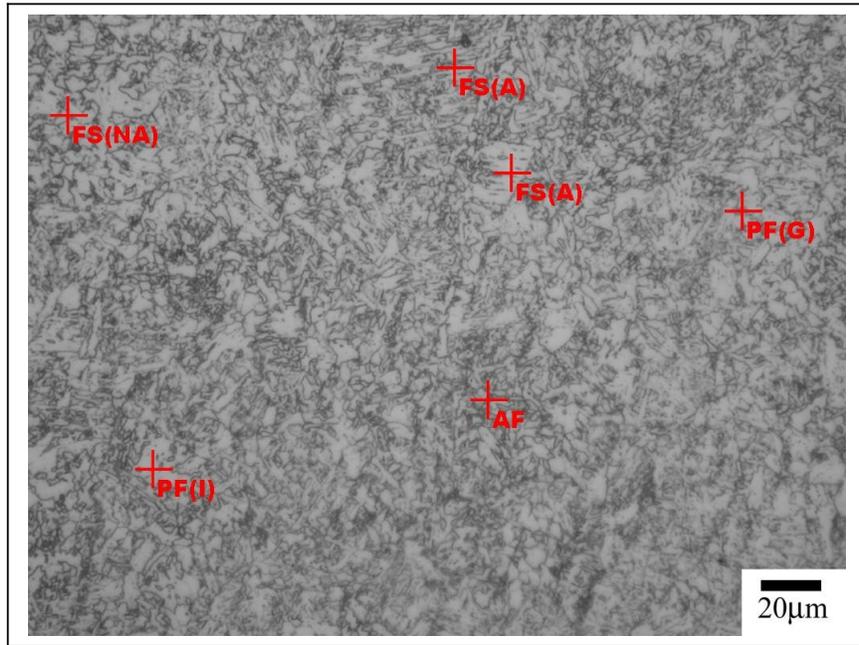


Figura 50. Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.

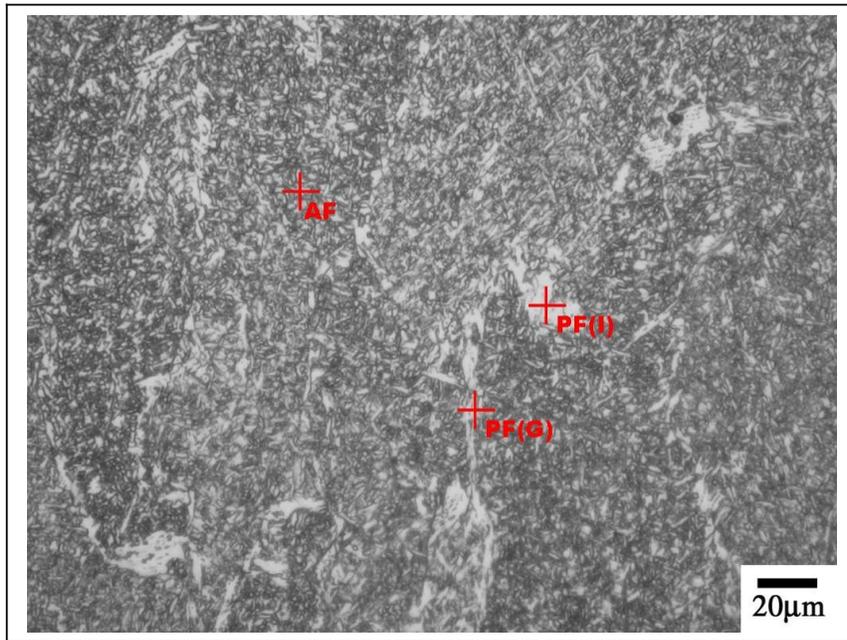


Figura 51. Microestrutura do metal de solda no passe de acabamento.

4.2. Ensaio de Tração

Os gráficos de tensão nominal *versus* deformação nominal obtidos através de ensaios de tração estão apresentados nas Figuras 52 a 56.

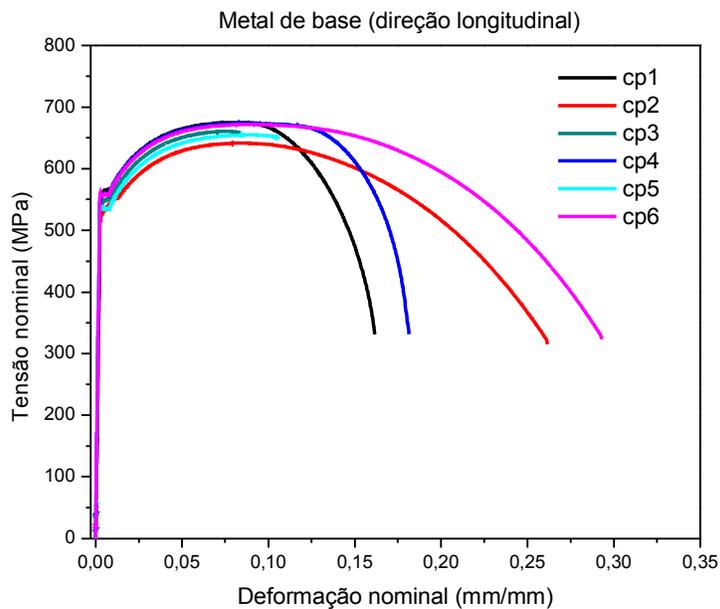


Figura 52. Curvas de tração da região do metal de base de corpos de prova retirados longitudinalmente à direção da solda.

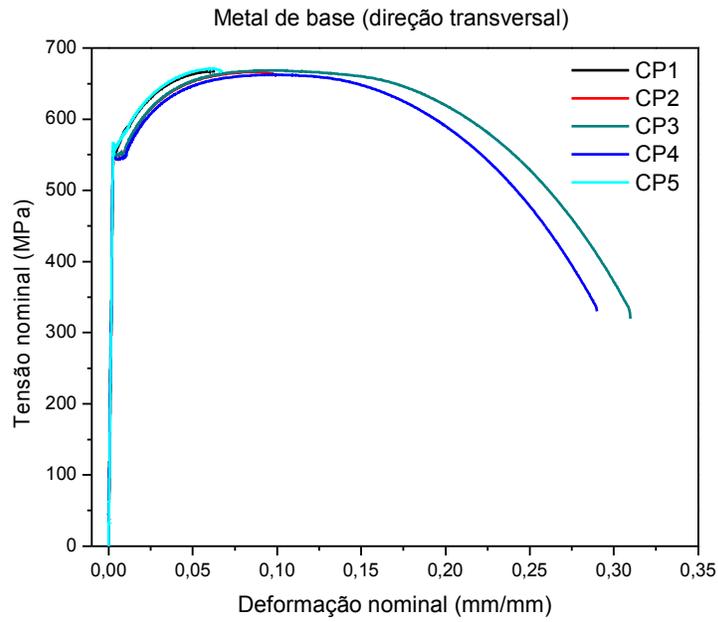


Figura 53. Curvas de tração da região do metal de base de corpos de prova retirados transversalmente à direção da solda.

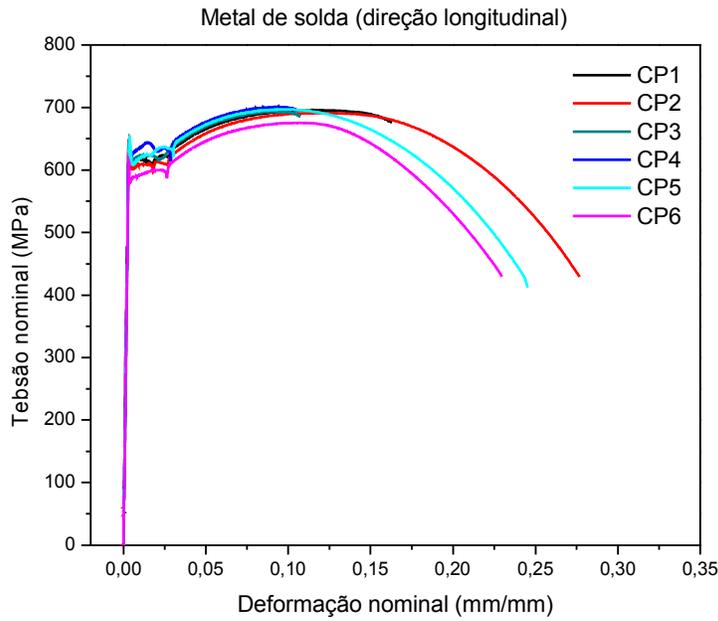


Figura 54. Curvas de tração da região do metal de solda de corpos de prova retirados na direção da solda.

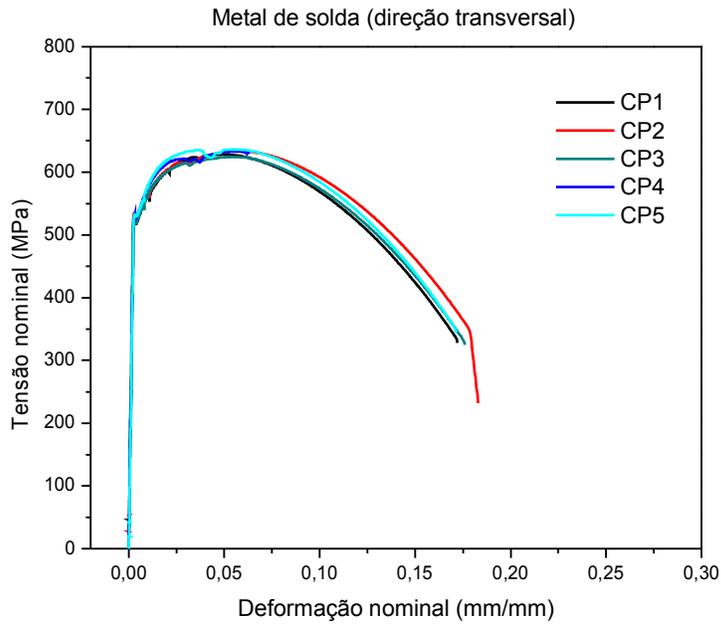


Figura 55. Curvas de tração da região do metal de solda de corpos de prova retirados transversalmente à direção da solda.

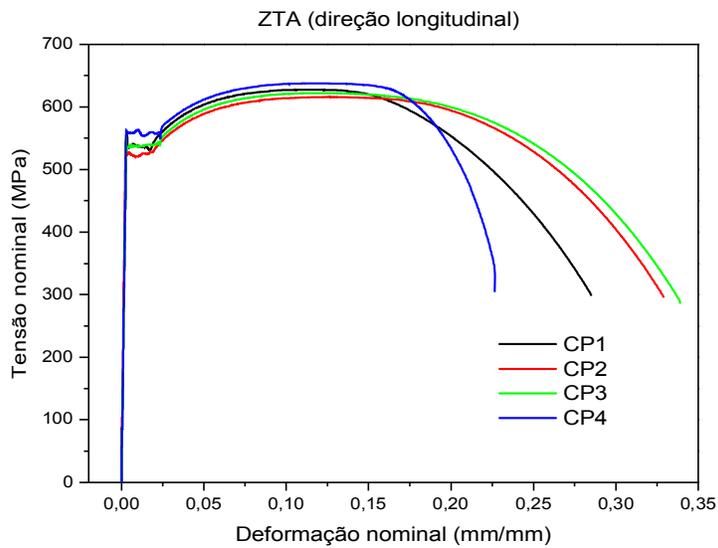


Figura 56. Curvas de tração da região da ZTA de corpos de prova retirados longitudinalmente à direção da solda.

As propriedades mecânicas, das três regiões da junta soldada estudada, obtidas através dos dados do ensaio de tração são apresentadas na Tabela 7, onde (L) e (T) são os corpos-de-prova

retirados nas direções longitudinal e transversal à solda, respectivamente, $\sigma_{LE(s)}$ é o limite de escoamento superior, $\sigma_{LE(i)}$ é o limite de escoamento inferior, σ_{LR} é o limite de resistência, ϵ_{LR} é a deformação na tensão máxima e ϵ_{frat} é a deformação na fratura.

Tabela 7. Propriedades mecânicas das regiões da junta soldada circunferencial do aço API 5L X80 estudadas (em MPa).

Região	$\sigma_{LE(s)}$	$\sigma_{LE(i)}$	σ_{LR}	ϵ_{LR}	ϵ_{frat}
MB(L)	550±15,4	552±11,6	663±13,4	0,08±0,00	0,24±0,06
MB(T)	547±24,7	547±2,6	667±3,32	0,07±0,01	0,30±0,01
MS(L)	638±15,2	605±15,0	691±8,8	0,10±0,01	0,24±0,02
MS(T)	530±6,2	553±6,7	631±4,7	0,05±0,00	0,17±0,01
ZTA	555±7,9	538±7,2	626±9,3	0,11±0,01	0,32±0,03

Através dos resultados obtidos na Tabela 7 é possível comparar as propriedades mecânicas do metal de solda e da ZTA em relação ao metal de base. Através dos resultados verifica-se a boa qualidade da junta soldada. Observa-se que no caso do MS na direção longitudinal foram obtidas propriedades superiores ao metal de base pois os valores da tensão limite de resistência e limite de escoamento do metal de solda são superiores aos valores obtidos para o metal de base. A deformação na fratura foi a mesma.

4.3. Ensaio de Microdureza

Os resultados do ensaio de microdureza realizado nas três regiões da junta soldada são apresentados na Figura 57.

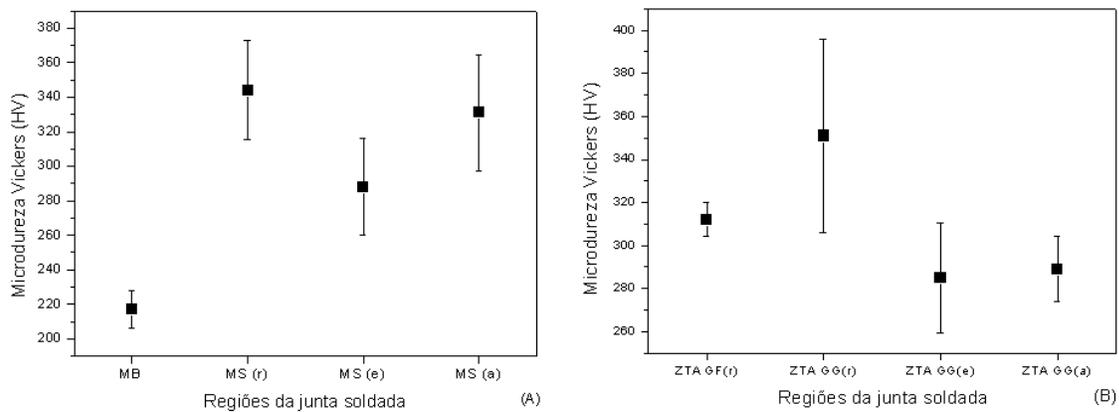


Figura 57. Microdureza Vickers das regiões da junta soldada: (A) metal de base e metal de solda e (B) ZTA, onde (r) é o passe de raiz, (e) é o passe de enchimento, (a) é o passe de acabamento, GF é a região de grãos refinados e GG é a região de grãos grosseiros.

Com a análise da Figura 57 é possível observar que o menor valor de microdureza foi encontrado na região do metal de base com média de 217HV, enquanto os maiores valores ocorreram nas regiões da ZTA de grãos grosseiros do passe de raiz (351HV), metal de solda do passe de raiz (344HV) e metal de solda da região de acabamento (331HV), nessa ordem.

4.4. Ensaios de Fadiga

O comportamento em fadiga das três regiões da junta soldada (metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada - ZTA) foi avaliado de acordo com os conceitos da mecânica da fratura. Nesse sentido, os resultados serão apresentados através da relação entre a amplitude do fator de intensidade de tensões (ΔK) e taxa de propagação da trinca de fadiga (da/dN) expressa pela curva da/dN vs ΔK .

As Curvas a vs N obtidas no ensaio de fadiga, das três regiões da junta soldada, para $R=0,2$ e $R=0,5$ são apresentadas nas Figuras 58 e 59 respectivamente.

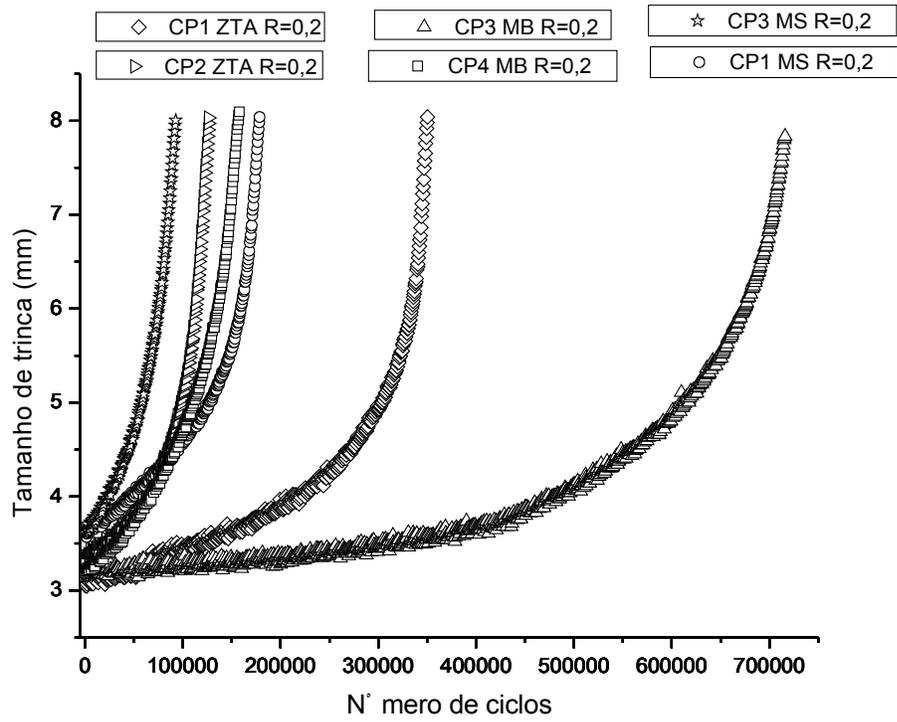


Figura 58. Curvas a vs N para $R=0,2$ nas três regiões da junta soldada.

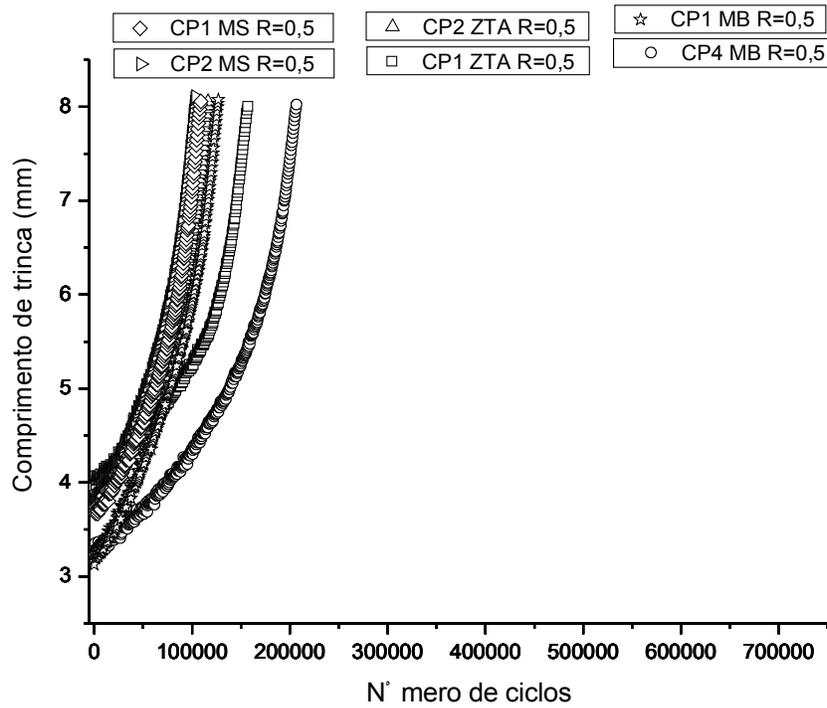


Figura 59. Curvas a vs N para $R=0,5$ nas três regiões da junta soldada.

A partir das curvas a vs N obtidas (Figuras 58 e 59) foi possível o cálculo das curvas da/dN vs ΔK . As Figuras 60 a 62 mostram as curvas da/dN vs ΔK do metal de base, metal de solda e ZTA, respectivamente para os dois valores de R estudados, $R = 0,2$ e $0,5$, onde será avaliada a influência de R para cada região separadamente.

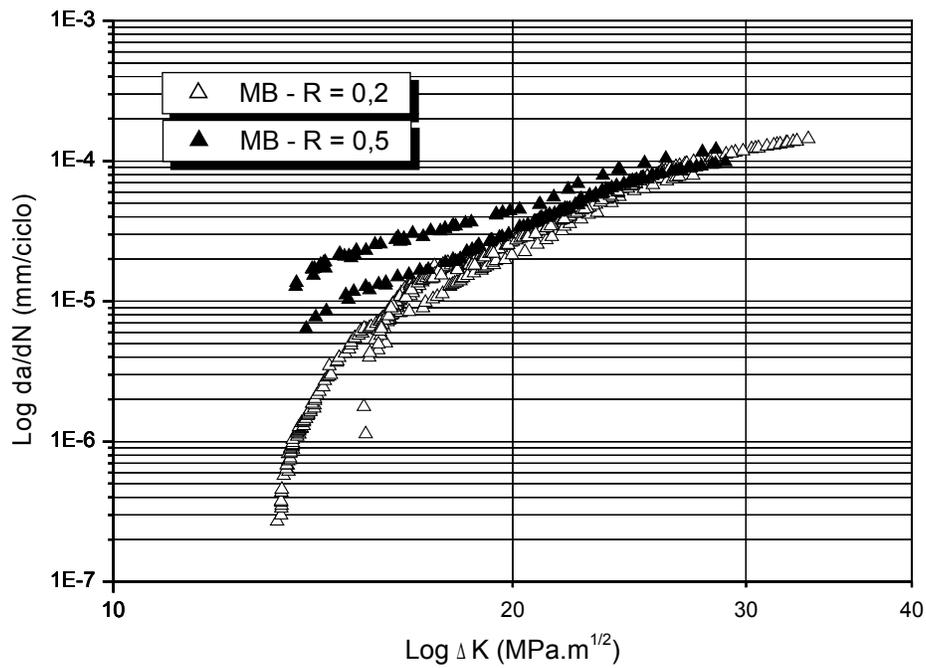


Figura 60. Curvas da/dN vs ΔK do metal de base para $R = 0,2$ e $0,5$.

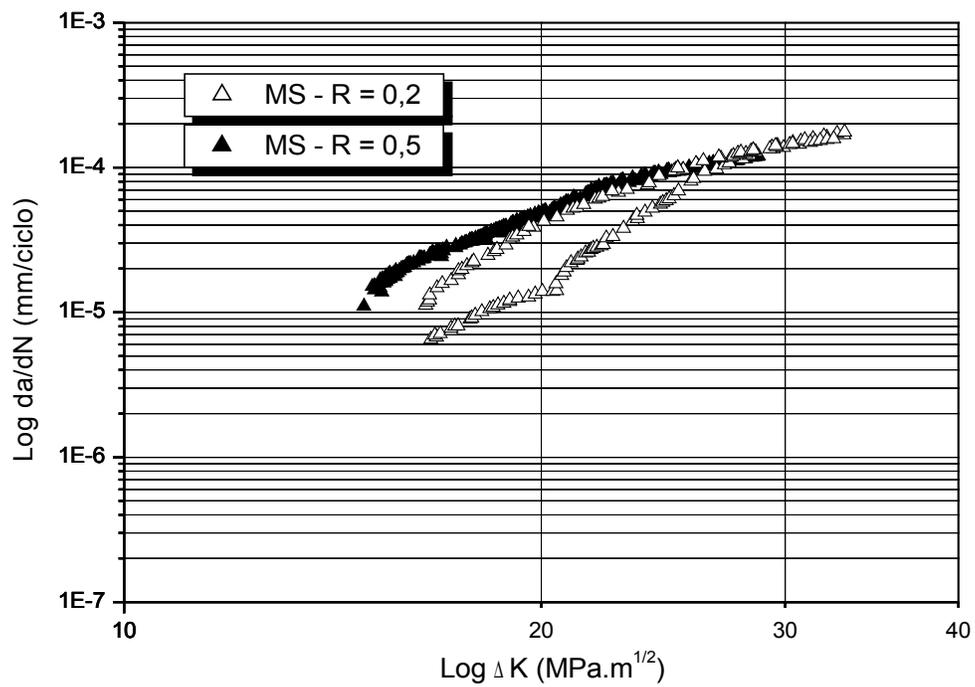


Figura 61. Curvas da/dN vs ΔK do metal de solda para $R = 0,2$ e $0,5$.

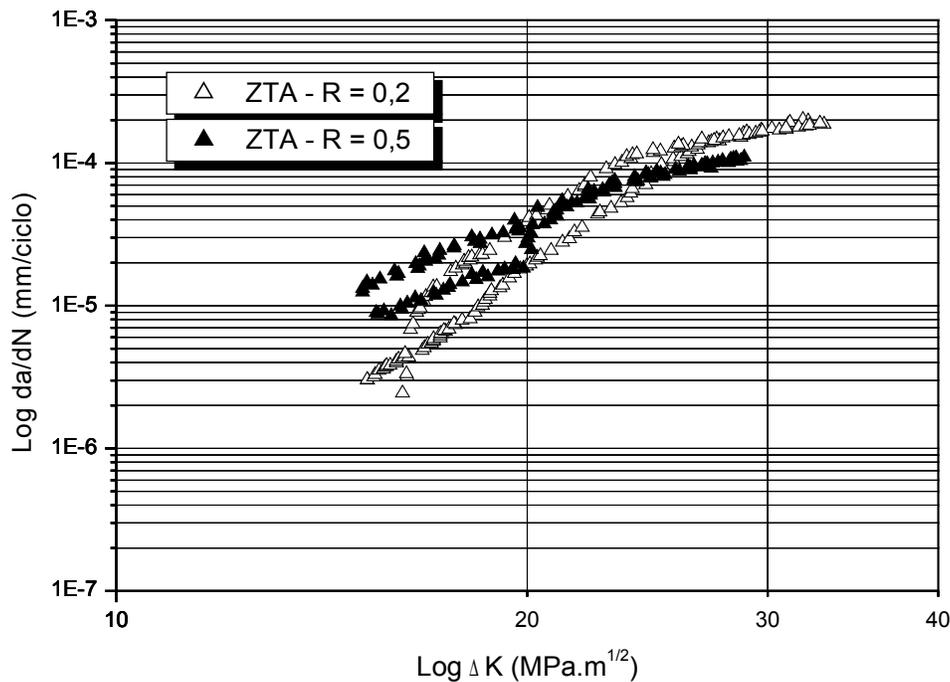


Figura 62. Curvas da/dN vs ΔK da ZTA para $R = 0,2$ e $0,5$.

Em todas as curvas apresentadas nas Figuras 60 a 62 observou-se, para $R = 0,5$, uma maior taxa de propagação da trinca da fadiga nas regiões de baixos valores de ΔK , em comparação à $R = 0,2$. Nesses materiais, de acordo com a forma das curvas obtidas, esses baixos valores de ΔK situam-se, provavelmente, na faixa de transição entre as regiões I e II da curva de Paris. Nota-se também que as taxas de propagação da trinca referentes a valores de ΔK mais elevados (região II) tendem à similaridade. Dessa maneira, o comportamento observado nas Figuras 60 a 62 está de acordo com a literatura, ou seja, a influência de R nas curvas da/dN vs ΔK é maior na região I do que na região II da curva de Paris[20][31][42]. Assim, no início da curva, a taxa de propagação das trincas de fadiga é superior para os maiores valores de razão de tensões aplicado, enquanto a região II é menos influenciada por R .

A Figura 63 apresenta as curvas de todas as regiões reunidas submetidas a $R = 0,2$ para comparação, enquanto na Figura 64 são apresentadas todas as curvas referentes à $R = 0,5$.

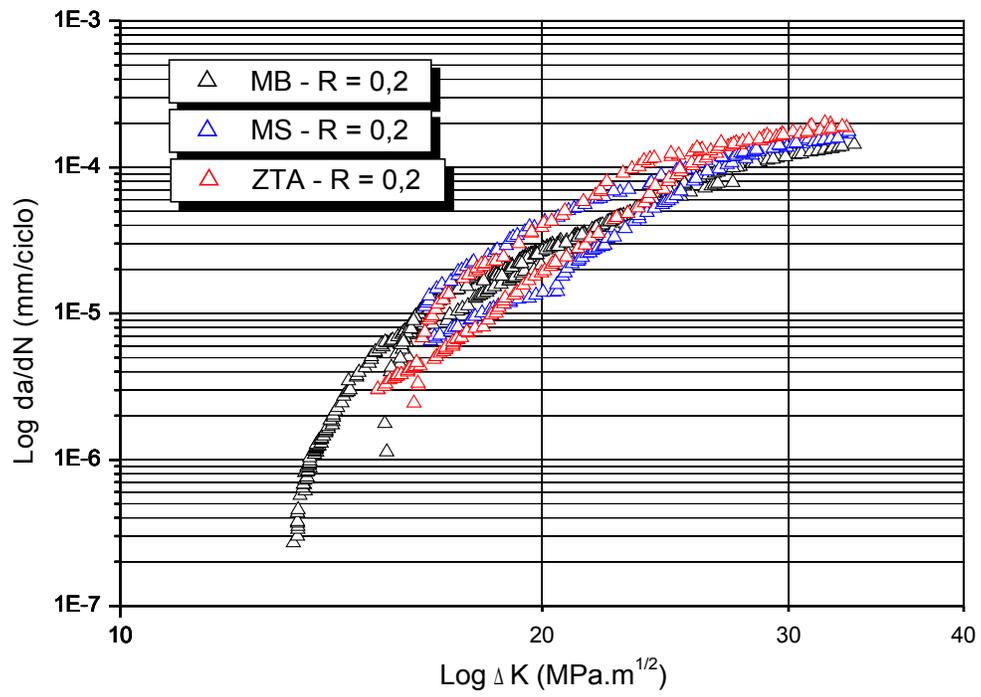


Figura 63. Curvas da/dN vs ΔK das três regiões para $R = 0,2$.

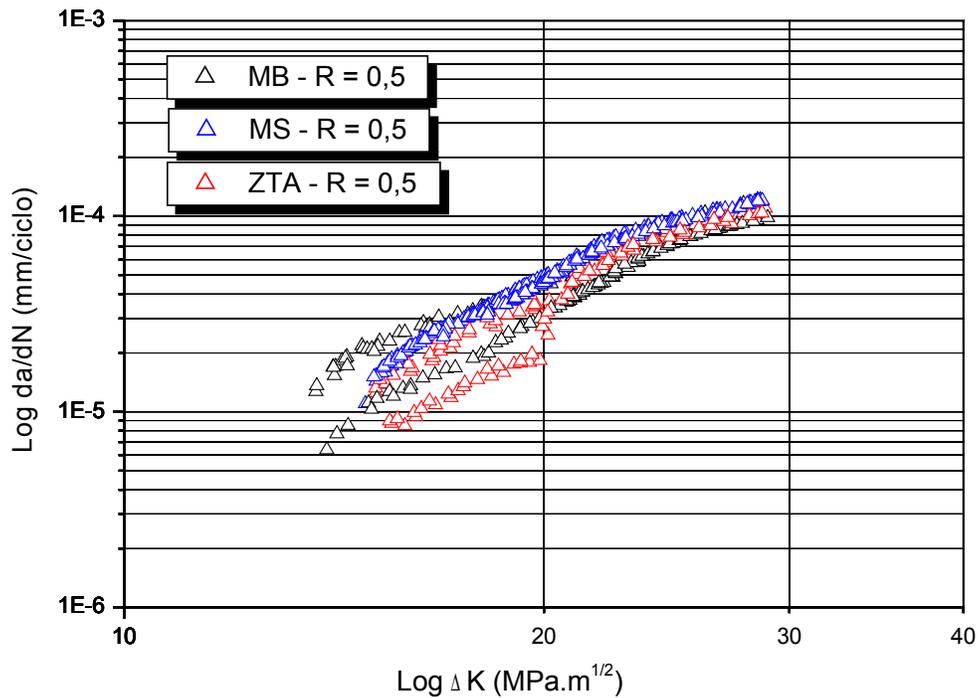


Figura 64. Curvas da/dN vs ΔK das três regiões para $R = 0,5$.

De acordo com a Figura 63, para $R = 0,2$, todas as regiões da junta soldada apresentaram comportamento relativamente semelhante dentro da faixa de ΔK estudada, ou seja, não houve uma grande diferença de taxa de propagação entre as três regiões. Nota-se também que as curvas da/dN vs ΔK de todas as regiões tendem a uma maior similaridade para valores de ΔK mais elevados (referente à região II). Isso também é observado no caso dos materiais submetidos à $R = 0,5$, Figura 64.

De acordo com os resultados apresentados anteriormente, percebe-se que assim como a razão de tensões, R , a microestrutura exerceu pouca influência no comportamento em fadiga dos materiais na região II da curva de Paris, o que está de acordo com a literatura [20][42][43]. Neste trabalho isso fica mais evidenciado quando é feita uma comparação entre todas as curvas, Figuras 63 e 64. Observa-se que em torno de $25\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, para os dois valores de razão de

tensões, a taxa de crescimento da trinca em todas as curvas está em torno de 1×10^{-4} mm/ciclo, ou seja, bastante semelhante.

As Figuras 65 a 70 mostram o caminho de propagação da trinca, observado através de microscopia ótica, nas três regiões com $R=0,2$ e $R=0,5$ dentro da faixa de ΔK estudado.

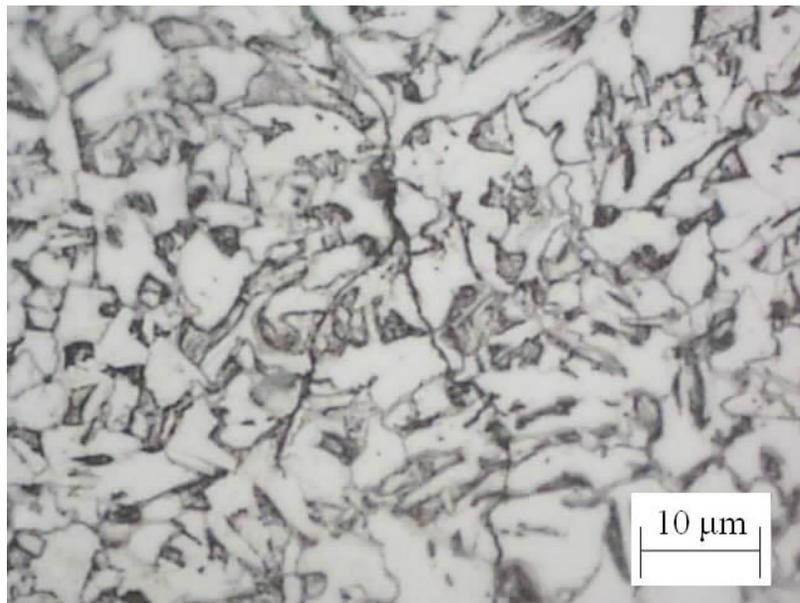


Figura 65. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base com $a \approx 5$ mm aproximadamente e $R=0,2$. Nota-se a presença de ramificação da trinca.

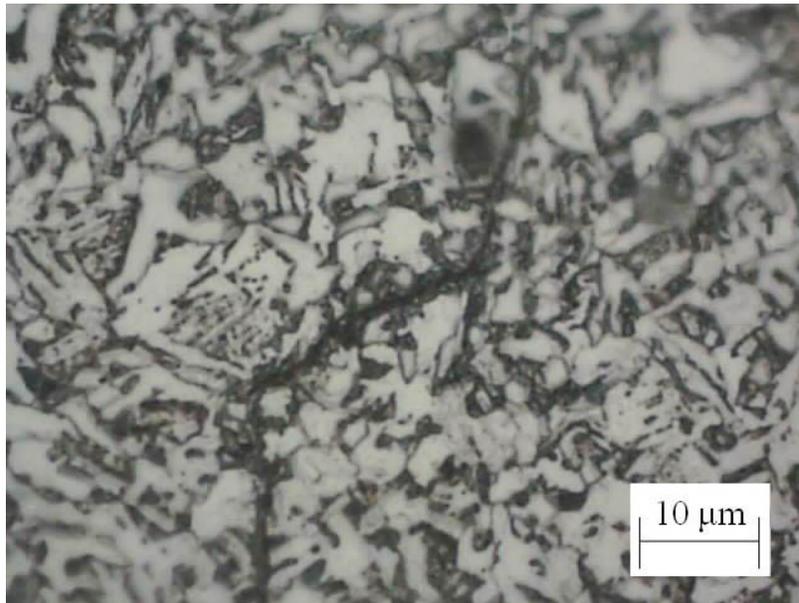


Figura 66. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base com $a=4,5$ mm aproximadamente e $R=0,5$.

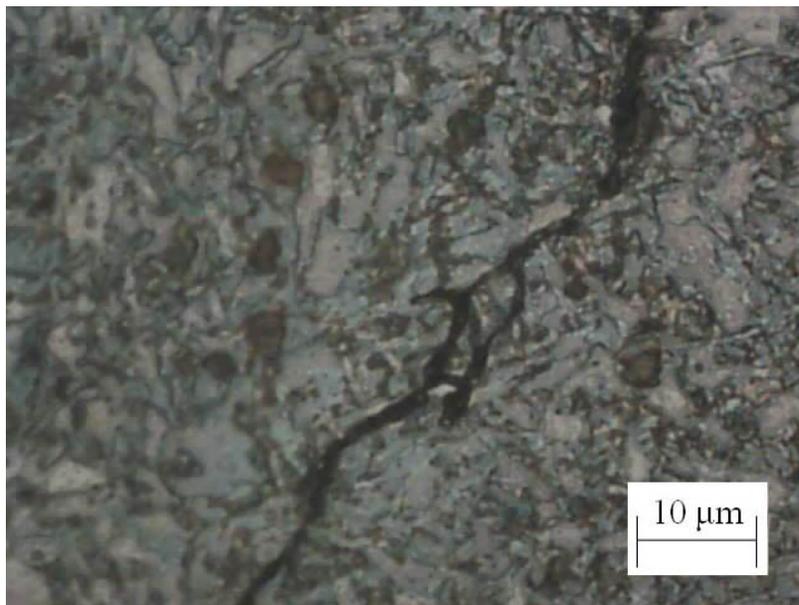


Figura 67. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da solda com $a=5$ mm aproximadamente e $R=0,2$. Nota-se a presença de ramificação da trinca.

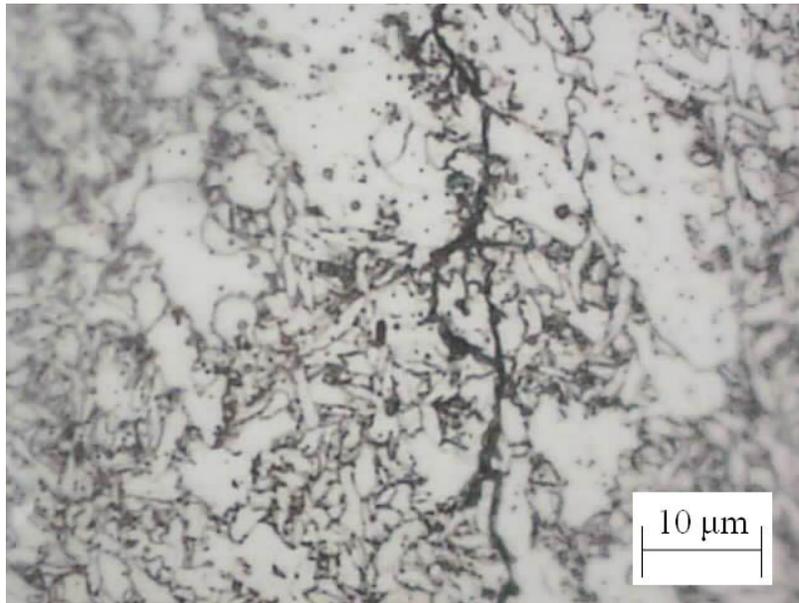


Figura 68. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da solda com $a=5,5$ mm aproximadamente e $R=0,5$. Nota-se a presença de ramificação da trinca.

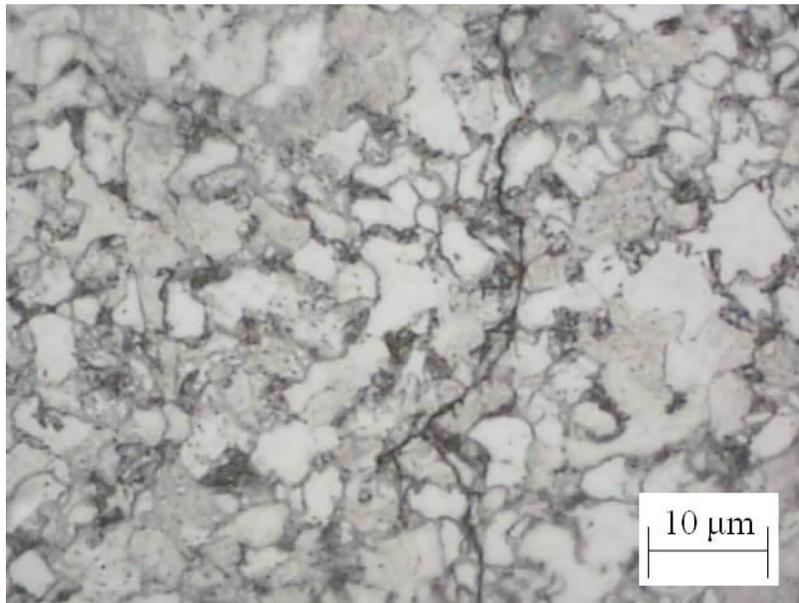


Figura 69. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA com $a=4,5$ mm aproximadamente e $R=0,2$. Nota-se a presença de ramificação da trinca.

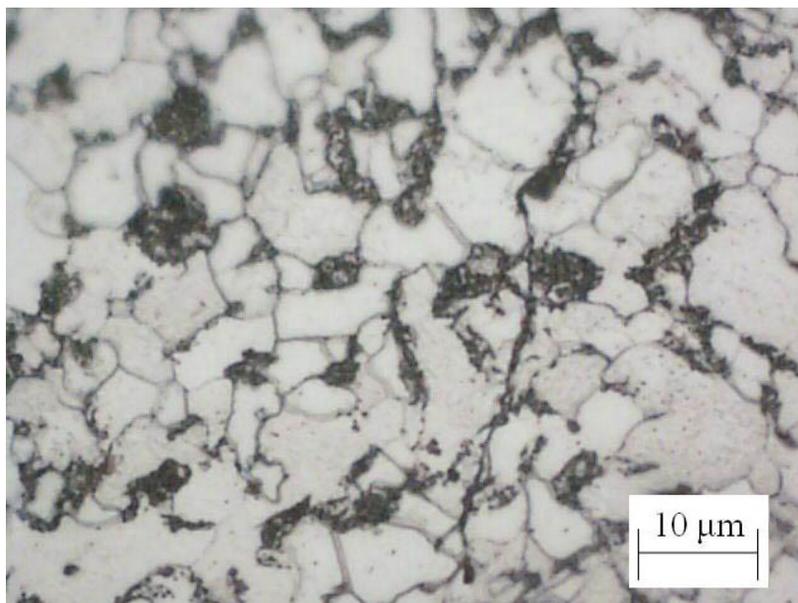


Figura 70. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA com $a=3,5$ mm aproximadamente e $R=0,5$.

É possível observar o caminho tortuoso da trinca que em certos momentos apresentou ângulos de deflexão elevados e também ramificações. MUTOH *et al* [44] mencionam que uma trajetória de trinca tortuosa induz a ocorrência do contato entre as superfícies da trinca, bem como a ocorrência de fechamento de trinca o que promove maior resistência ao crescimento da trinca de fadiga. Segundo os autores, a ocorrência de ramificação da trinca também promove retardo no crescimento da fissura.

ZHONG *et al* [45] mencionam que o efeito de contornos de grão de alto ângulo, ou seja, grande desorientação entre grãos vizinhos, na propagação de trincas de fadiga promove grande deflexão na trajetória das trincas. De acordo com eles, a deflexão da trajetória da trinca promove o contato entre as superfícies da trinca durante o ciclo de carregamento, acarretando no fenômeno conhecido por fechamento de trinca por rugosidade, o que diminui a força motriz local para a propagação da trinca. Conseqüentemente, um aumento da resistência à propagação da trinca é observado.

5. Conclusões

A partir dos resultados alcançados, pode-se concluir que:

Em todas as regiões da junta soldada circunferencial, para baixos valores de ΔK , a taxa de propagação da trinca foi maior para $R = 0,5$, em comparação a $R = 0,2$, tendendo a uma maior proximidade ao atingir valores de ΔK mais elevados, dentro do intervalo estudado;

As variáveis R e microestrutura mostraram ter pouca influência no comportamento em fadiga das juntas soldadas na região II da curva de Paris;

Em torno de $25\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, a taxa de propagação da trinca de fadiga de todas as regiões, para ambos valores de R estudados ($R = 0,2$ e $0,5$), é de aproximadamente 1×10^{-4} mm/ciclo.

O caminho de propagação da trinca nas três regiões da junta soldada, na faixa de ΔK estudados, revelou uma trajetória tortuosa apresentando, em certos momentos, ângulos de deflexão de trinca elevados, os quais podem promover o retardo do crescimento da trinca

6. Referências bibliográficas

[1] *História do petróleo no Brasil*, disponível em <http://www.comciencia.br/reportagens/petroleo/pet06.shtml> >, acesso em 13/01/2008.

[2] *Petróleo sem dependência*, disponível em <http://www.radiobras.gov.br/especiais/autosuficiencia/> >, acesso em 13/01/2008.

- [3]<http://www.agenciabrasil.gov.br/noticias/2007/08/14/materia.2007-08-14.7233659242/view>, acesso em 13/01/2008.
- [4]REVISTA NEGÓCIOS OFFSHORE, Ano 2, n.11, p.10, 2007.
- [5]BAI, Y., KNAUF, G., HILLENBRAND, H-G., “Materials and Design of High Strength Pipelines”, disponível em <http://www.europipe.de/www/download/EP-TP_30-00_en.pdf >, acesso em 09/02/2008.
- [6]API SPECIFICATION 5L, *Specification for Line Pipe*, 42 ed, 2000.
- [7]BILLINGHAM, J., SHARP,J.,P.,SPURRIER, J., KILGALLON,P.,J., “Review of the performance of high strength steels used offshore”, disponível em <<http://www.hse.gov.uk/research/rrpdf/rr105.pdf>>, acesso em 13/02/2008.
- [8]COSTA NETO, C. A., *Estudo do Comportamento à Fratura da Junta Soldada de um Tubo de Aço que Atende a Especificação API 5L no Grau X70*, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1989.
- [9]HILLENBRAND, H-G., GRÄF, M., KALWA, C., “Development and Production of High Strength Pipeline Steels”, disponível em <http://www.europipe.com/www/download/EP_TP43_01en.pdf>, acesso em 13/02/2008.
- [10]ZHAO, M. C., YANG, K., SHAN, Y-Y., “The Effects of Thermo-mechanical Control Process on Microstructures and Mechanical Properties of a Commercial Pipeline Steel”, *Materials Science and Engineering A* v. 335, pp. 14 – 20, 2002.
- [11]MEDOZA, R., ALANIS, M., PEREZ, ALVAREZ, O., GONZALEZ, C., JUAREZ-ISLAS, J.,A., “ On the Processing of Fe-C-Mn-Nb Steels to Produce Plates for Pipeline With Sour Gas Resistance” *Materials Science and Engineering A* v. 337, pp. 115 – 120, 2002.
- [12]HILLENBRAND, H-G., GRAEF, M.K., GROB-WEEGE, J., KNAUF, G., MAREWSKI, U., “Development of Linepipe for Deep-water Applications”, disponível em <http://www.europipe.de/www/download/EP_TP_42_01_en.pdf>, acesso em 15/02/2008.
- [13]GURNEY, T. R., “Fatigue of Welded Structures”, Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1968.
- [14]BELTRÃO, M. A. N., *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Longitudinais de Aços para Dutos da Classe API 5L-X70*. Dissertação apresentada para obtenção

do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2005.

[15]IIW Sub-Commission IXJ "Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals". IIW Doc. IX-1533-88, 1988. *Apud in* Modenesi, P. J., “Soldabilidade dos aços Transformáveis”, Disponível em <<http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/textos/metferritic.pdf>> , acesso em 12/03/2008.

[16]MODENESI, P. J., “Soldabilidade dos aços Transformáveis”, Disponível em <<http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/textos/metferritic.pdf>> , acesso em 12/03/2008.

[17]ALÉ, R. M., JORGE, J. C. F., REBELLO, J. M. A. “Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga” *Soldagem e Materiais* v.1, nº3, pp. 38 – 49.

[18]BHADESHIA H. K. D. H., HONEYCOMBE R., *Steels Microstructure and Properties*, 3 ed., Elsevier, 2006.

[19]REBELLO, J. M. A., SAUER, A., “O constituinte austenita-ferrita (AM)” *Matéria*, v.1, n.1, p.15-21, jul. 1996. Disponível em <WWW.materia.coppe.ufrj.br>, acesso em 13/03/2008.

[20]BRANCO, C. M. *et al.*, *Fadiga de Estruturas Soldadas*, Fundação C. Gulbenkian, 1987.

[21]IIDA, K., IINO, N., *Effect of angular distortion on fatigue strength of transverse butt welds in high strength steels*, *Actas da Jap. Weld. Soc.*, Vol. 8, No. 2, p. 7, 1977. *Apud in* BRANCO, C. M. *et al.*, *Fadiga de Estruturas Soldadas*, Fundação C. Gulbenkian, 1987.

[22]MARQUES, P. V. *et al.*, “Soldagem Fundamentos e Tecnologia”, Editora UFMG, Belo Horizonte, Brasil, 2005.

[23]MACHERAUCH, E., WOHLFAHRT, H., “Different Sources of Residual Stress as a Result of Welding”, In: *International Conference, The Welding Institute: Residual Stresses in Welded Construction and Their Effects*, Paper 11, pp. 267-282, London, November 1977. *Apud in* BUSCHIAZZO, A. A., *Crescimento de Trinca por Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais em Aço da Classe API 5L-X70 Para Risers Rígidos*. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

[24]OKUMURA, T.; TANIGUSGI, C. *Engenharia de soldagem e aplicações*. Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora, 1982. *Apud in* MARQUES, P. V. *et al.*, “Soldagem Fundamentos e Tecnologia”, Editora UFMG, Belo Horizonte, Brasil, 2005.

[25] CALLISTER Jr., W., *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*. 5 ed. Rio de Janeiro, LTC, 2002.

[26]DE MARCO FILHO, F., *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L Grau X-65 para Utilização em Riser Rígidos*. Dissertação apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Mecânica, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.

[27]DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*, 2 ed., Guanabara Koogan, Rio de Janeiro, 1981.

[28]REED-HILL, R.E. *Princípios de Metalurgia Física*, 2 ed., Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1982.

[29]LAIRD, C. *Fatigue crack propagation*, *ASTM Spec. Tech. Publ.* 415, pp.131-168, 1967. *Apud in* DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*, 2 ed., Guanabara Koogan, Rio de Janeiro, 1981.

[30]BASTIAN, F. L., CAMINHA, H. M., MORAES, M., Apostila Mecânica da Fratura, PEMM-COPPE, 1989.

[31]ANDERSON, T. L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. USA, 2nd Ed., CRC Press, 1995.

[32]J. A. NEWMAN, W. T. RIDDELL, and R. S. PIASCIK, *Analytical and experimental study of near-threshold interactions between crack closure mechanisms*, Technical report TM-2003-211755, ARL-TR-2774, NASA, 2003

[33]GRITTI, J. A.; MELO, T. M. F.; MACHADO, F. A.; SILVA, A. P. F. S.; GUIMARAES, C. R.; CÂNDIDO, L. C.; GODEFROID, L. B. “Propagação e fechamento de trinca de fadiga em dois aços bifásicos pré-deformados e com tratamento de "bake hardening"”. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais* (São Paulo), v. 2, p. 71-75, 2006.

[34]VIANA, T.G., GODEFROID, L.B., BARROSO, E.K.L., AL-RUBAIE, K.S., “Caracterização do Fechamento de Trinca de Fadiga numa Liga Al 7475 Pré-deformada e com Shot Peening.”, *Revista Matéria*, v. 10, n. 3, pp. 454 – 462, 2005. Disponível em <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10683>.

- [35]KUJAWSKI, D., ELLYIN, F., “A Fatigue Crack Growth Model with Load Ratio Effects”, *Engineering Fracture Mechanics* v. 28, n. 4, pp. 367 – 378, 1987.
- [36]RICHARDS, C. E., “Some Guidelines to the Selection of Techniques”. In: *The Measurement of Crack Length and Shape During Fracture and Fatigue*, Engineering Materials Advisory Services LTD, pp. 461 – 468, 1980.
- [37]REIS, F.T.C., *Propagação de Trincas de Fadiga em Aços para Dutos da Classe API 5L X-70*. Trabalho de conclusão de curso, DEMM/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.
- [38]BUSCHIAZZO, A. A., *Crescimento de Trinca por Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais em Aço da Classe API 5L-X70 Para Risers Rígidos*. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.
- [39]ASTM E 8M, *Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials*, 1999.
- [40]ISO 12108, *Metallic materials – Fatigue testing – Fatigue crack growth method*, 2002.
- [41]ASTM E 1820-99, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, 1999.
- [42]SURESH,S., *Fatigue of Materials*. 2ed. UK, Cambridge University Press, 1998.
- [43]HERTZBERG,R.W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4ed., New York, John Wiley & Sons, Inc, 1996.
- [44]MUTOH, Y., KORDA, A.A., MIYASHITA, Y., SADASUE, T. Stress Shielding and Fatigue Crack Growth Resistance in Ferritic–pearlitic Steel. *Materials Science and Engineering: A*, p. 114-119, 2007.
- [45]ZHONG, Y.; XIAO, F.; ZHANG, J.; SHAN, Y.; WANG, W.; YANG, K. In situ TEM Study of the Effect of M/A Films at Grain Boundaries on Crack Propagation in an Ultra-fine Acicular Ferrite Pipeline Steel, *Acta Materialia*, v. 54, p.435-443, 2006.