

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS  
LONGITUDINAIS DE AÇO PARA DUTOS DA CLASSE API 5L X-70

Marcelo Augusto Neves Beltrão

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS  
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE  
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS  
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM  
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

---

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.

---

Enrique Mariano Castrodeza, D. Sc.

---

Prof. Célio Albano da Costa Neto, Ph.D

---

Prof. Flávio de Marco Filho, D. Sc.

---

Prof. Ivan Napoleão Bastos, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

FEVEREIRO DE 2005

BELTRÃO, MARCELO AUGUSTO NEVES

Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Longitudinais de Aço para Dutos da Classe API 5L X-70 [Rio de Janeiro] 2005

XVI, 106 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ), M.Sc, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2005)

Tese - Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Propagação de Trincas de Fadiga
2. Juntas Soldadas Longitudinais
3. Amplitudes Constante e Variável
4. Razão de Tensões

I. COPPE/UFRJ II. Título ( série )

*Dedico esta tese aos meus pais  
Carlos e Conceição e a minha esposa Marília*

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a DEUS por permitir o transcorrer e a conclusão desse trabalho.

Aos meus familiares que torcem pelo meu sucesso.

Aos orientadores Fernando Luiz Bastian e Enrique Mariano Castrodeza pela orientação, apoio e incentivo durante todo o trabalho, principalmente na reta final.

Aos professores do PEMM por todo conhecimento transmitido.

À Universidade Federal de Sergipe, em especial à professora Ledjane pelos ensinamentos durante a iniciação científica e aos professores Nivan, Djalma, Eduardo “Dudu” e Marina.

As amigas Isabel, Michelle e Shirleny por tudo aquilo que elas representam para mim.

Aos amigos sergipanos de longa data Euler e Fabiane.

Ao amigo Felipe, o qual devo minha gratidão.

Ao professor Flávio de Marco Filho pelos ensinamentos durante o transcorrer do trabalho.

À Aliança Brito, particularmente ao Paulo Roberto, pela usinagem dos corpos-de-prova.

Ao Grupo de Materiais do Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento do Exército por permitir o desenvolvimento do trabalho e, principalmente, aos amigos: Ivan, Francisco, Cosentino, Gustavo, Cardoso, Valmir, Mário, Zé Luís, D<sup>a</sup>. Maria, J. Vieira, Andréia, Moutinho e Egbert.

Aos amigos da van: Jalves, Rosa, Jandira, Regina, Santos, Roberto, Oliveira, Sérgio, Massayoshi, Zé Carlos, Pinho, Assunção, Yuan e Jorge pela acolhida durante todo esse tempo.

Aos amigos do Laboratório de Compósitos: Aline, Ana Beatriz, Andrés, Camila, Eliana, Felipe, Ledjane, Letícia, Patrícia, Renata e Wanderley por todos os momentos vividos.

Ao amigo Robson, pela ajuda em todos os momentos necessários, do Laboratório de Propriedades Mecânicas e a todos os funcionários do PEMM.

À CONFAB, especialmente ao Eng. Sérgio Kojima pelo fornecimento das juntas soldadas do estudo.

Ao CNPQ/CTPETRO pelo apoio financeiro para a execução do projeto  
“Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas de Dutos de Aço API X-70  
Utilizados no Transporte de Óleo e Gás” (processo número 502084/03-0).

À CAPES, pela bolsa de estudo concedida.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS  
LONGITUDINAIS DE AÇO PARA DUTOS DA CLASSE API 5L X-70

Marcelo Augusto Neves Beltrão

Fevereiro/2005

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O objetivo do deste trabalho foi estudar o comportamento em fadiga do metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada da junta soldada longitudinal de aço para dutos API 5L X-70 utilizados no transporte de óleo e gás. Os ensaios de fadiga foram realizados sob controle de carregamento em dois valores de razão de tensões ( $R=0,1$  e  $0,5$ ) com amplitude constante, ou variável, com aplicação de sobrecargas tratativas, de 75 e 100% da carga máxima. Os resultados dos testes de fadiga foram obtidos na forma de curvas  $a$  vs.  $N$  e  $da/dN$  vs.  $\Delta K$ . Pôde-se inferir das curvas  $a$  vs.  $N$  que os corpos-de-prova submetidos a  $R=0,5$  apresentaram menor vida em fadiga em comparação a  $R=0,1$  mediante aplicação de sobrecargas ou não. Verificou-se também que as sobrecargas provocaram retardo no crescimento da trinca nas três regiões da junta soldada, sendo o efeito mais pronunciado para  $R=0,1$ . As curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$ , revelaram as maiores taxas de propagação para as juntas soldadas submetidas a  $R=0,5$ .

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science of (M.Sc.)

FATIGUE CRACK PROPAGATION OF LONGITUDINAL WELDED JOINTS OF  
PIPELINE API 5L X-70 GRADE STEEL

Marcelo Augusto Neves Beltrão

February/2005

Advisors: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The objective of this work was to study the behavior in fatigue of the base metal, weld metal and heat affected zone of a longitudinal welded joint of pipeline API 5L X-70 grade steel used in the transport of oil and gas. Fatigue tests were carried under load control in two stress ratio values ( $R=0.1$  and  $0.5$ ) at constant amplitude, or variable, with application of tensile overloads of 75 and 100% of the maximum load. The results of fatigue tests were obtained as  $a$  vs  $N$  and  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  curves. From the  $a$  vs.  $N$  curves it can be inferred that the specimens tested under  $R=0.5$  had smaller fatigue lifes than the ones under  $R=0.1$ . Crack growth retardation resulted from the overloads in the three welded joint regions, the effect being more pronounced when  $R=0.1$ . Fatigue crack growth rates were larger when  $R=0.5$ .

## ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS .....	X
LISTA DE TABELAS .....	XVI
1 – INTRODUÇÃO.....	1
2 – REVISÃO DE LITERATURA .....	2
2.1 – AÇOS API PARA DUTOS .....	2
2.1.1 – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) .....	4
2.2 – ASPECTOS GERAIS DA FADIGA.....	6
2.3 – CURVAS DE WÖHLER (CURVAS S-N).....	11
2.4 – MECÂNICA DA FRATURA APLICADA À FADIGA.....	13
2.4.1 – Fechamento de Trinca por Fadiga .....	17
2.4.2 – Efeito das Sobrecargas .....	21
2.4.3 – Efeito da Razão de Tensão ( <i>R</i> ) .....	25
2.4.4 – Outros Fatores que Influenciam a Propagação das Trincas de Fadiga.....	29
2.5 – MEDIÇÃO DE CRESCIMENTO DE TRINCAS DE FADIGA.....	35
2.6 – JUNTAS SOLDADAS .....	36
2.6.1 – Defeitos de Solda.....	39
2.6.1.1 – Porosidades.....	40
2.6.1.2 – Inclusões sólidas.....	40
2.6.1.3 – Falta de fusão e penetração.....	41
2.6.1.4 – Defeitos Geométricos .....	42
2.6.2 – Tensões Residuais em Soldagem.....	43
2.7 – FADIGA EM AÇOS API.....	46
3 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	52
3.1 – MATERIAIS .....	52
3.2 – ENSAIOS DE DUREZA.....	52
3.3 – ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	52
3.4 – ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	53
3.5 – ENSAIOS DE TRAÇÃO .....	53
3.5 – ENSAIOS DE FADIGA.....	54
4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	58
4.1 – ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	58
4.2 – ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	62
4.3 – ENSAIOS DE DUREZA.....	65

4.4 – ENSAIOS DE TRAÇÃO .....	65
4.5 – ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA.....	68
4.5.1 – Propagação de Trinca de Fadiga para Valores de Razão de Tensão ( <i>R</i> ) de 0,1 e 0,5 .....	68
4.5.2 – Efeito da Aplicação de Sobrecargas (SC) na Propagação de Trinca de Fadiga .....	75
4.5.3 – Comparação entre a Propagação de Trinca de Fadiga sob Amplitudes Constante e Variável.....	88
5 – CONCLUSÕES .....	94
6 – RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	95
7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	96
APÊNDICE .....	106

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Tensão limite de escoamento mínima para classes de aço API .....	2
Figura 2.2 – Estágios I, II e III de propagação da trinca de fadiga .....	7
Figura 2.3 – Representação da superfície de fratura de um material submetido à fadiga .....	7
Figura 2.4 – Ciclo de tensões alternadas presentes no processo de fadiga .....	8
Figura 2.5 – Nucleação das trincas de fadiga mediante formação de intrusões e extrusões .....	9
Figura 2.6 – Modos de carregamentos nas superfícies da trinca: (a) modo I, (b) modo II e (c) modo III .....	10
Figura 2.7 – Mecanismo de propagação da trinca de fadiga mediante embotamento e afilamento da trinca .....	10
Figura 2.8 – Mecanismos de propagação da trinca por deslizamento reverso proposto por BROEK (1986) .....	11
Figura 2.9 – Amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ) em função do logaritmo do número de ciclos ( $N$ ) até a falha para (I) um material que apresenta o limite de fadiga e (II) para um material que não apresenta o limite de fadiga .....	12
Figura 2.10 – Efeito da tensão média ( $\sigma_m$ ) na resistência à fadiga de um material...	13
Figura 2.11 – Esquemática da amplitude do fator de intensidade de tensões ( $\Delta K$ ) em função do tempo .....	14
Figura 2.12 – Evolução da trinca de fadiga durante carregamento cíclico, onde $S$ é a tensão cíclica aplicada .....	15
Figura 2.13 – Representação esquemática em escala logarítmica da relação entre a taxa de propagação da trinca de fadiga ( $da/dN$ ) e amplitude do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) .....	16
Figura 2.14 – Definições de vários valores de $K$ .....	18
Figura 2.15 – Efeito da razão de tensão na taxa de crescimento da trinca de fadiga.	25
Figura 2.16: Efeito de $R$ nas características da taxa de crescimento da trinca de fadiga em solução salina em relação as microestruturas: (a) ferrita-perlita, (b) bainítica (32% de martensita) e (c) bainítica (65% de martensita) .....	28

Figura 2.17 – Propagação da trinca de fadiga do aço 12Ni-5Cr-3Mo em solução 3% de NaCl em função da frequência de carregamento .....	30
Figura 2.18 – Influência da frequência de carregamento na taxa de crescimento da trinca de fadiga da liga Al-Zn-Mg-Cu de alta resistência .....	31
Figura 2.19 – Curvas de propagação das trincas de fadiga no ar ambiente e no vácuo em diferentes razões de tensões, para os tratamentos térmicos de superenvelhecimento (OA) e envelhecimento incompleto (UA) .....	32
Figura 2.20 – Taxa de propagação da trinca de fadiga do aço inoxidável 304 em diferentes espessuras .....	33
Figura 2.21 – Efeito da espessura na taxa de crescimento da trinca do aço baixa-liga BS4360-50D .....	34
Figura 2.22 – Efeito do tamanho de grão ( <i>d</i> ) na taxa de propagação da trinca para o aço de baixo carbono .....	35
Figura 2.23 – As três zonas de uma junta soldada .....	37
Figura 2.24 – Classificação das juntas soldadas .....	38
Figura 2.25 – Modos de ruptura por fadiga das juntas de topo: (a) transversais, (b) longitudinais contínuas e (c) longitudinais descontínuas .....	38
Figura 2.26 – Representação de porosidades numa junta soldada .....	40
Figura 2.27 – Representação de uma inclusão sólida num cordão de solda .....	41
Figura 2.28 – Juntas soldadas apresentando falta de fusão .....	41
Figura 2.29 – Exemplos de juntas soldadas apresentando falta de penetração .....	42
Figura 2.30 – Desalinhamento axial numa junta soldada de topo: (a) desalinhamento construtivo; (b) desalinhamento acidental (desalinhamento angular) .....	42
Figura 2.31 – Distribuição das tensões residuais numa junta soldada .....	44
Figura 2.32 – Taxa de crescimento da trinca de fadiga dos corpos-de-prova de orientações <i>T-L</i> e <i>T-S</i> .....	47
Figura 2.33 – Taxa de crescimento da trinca em relação ao metal de base (PM) do aço API 5L X-52 .....	48
Figura 2.34 – Relação entre a taxa de crescimento e o comprimento da trinca de fadiga, propagando-se numa direção perpendicular ao cordão de solda, para um $\Delta K$ de 40 MPa.m <sup>1/2</sup> .....	49

Figura 2.35 – Relação entre a taxa de crescimento e o comprimento da trinca de fadiga, propagando-se numa direção perpendicular ao cordão de solda, para um $\Delta K$ de 25 MPa.m <sup>1/2</sup> .....	50
Figura 3.1 – Corpo-de-prova utilizado para os ensaios de tração .....	53
Figura 3.2 – Equipamento utilizado para os ensaios de fadiga .....	55
Figura 3.3 – Vista superior do local de marcação dos entalhes (fora de escala) .....	55
Figura 3.4 – Dimensões dos corpos-de-prova de dobramento em milímetros (fora de escala) .....	56
Figura 3.5 – Intervalos de comprimento para medição da propagação da trinca.....	57
Figura 4.1 – Região do metal de base com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%) .....	59
Figura 4.2 – Região de transição entre o metal de base e a ZTA com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%) .....	59
Figura 4.3 – Região da ZTA próxima ao metal de base com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%) .....	60
Figura 4.4 – Região da ZTA próxima ao metal de solda com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%) .....	60
Figura 4.5 – Região de transição entre o metal de solda e a ZTA com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%) .....	61
Figura 4.6 – Região do metal de solda com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%) .....	61
Figura 4.7 – Análise fractográfica do metal de base para (A) região de propagação da trinca com $\Delta K$ pequeno, (B) região de propagação da trinca com $\Delta K$ elevado e (C) região de fratura monotônica. (MEV) .....	62
Figura 4.8 – Análise fractográfica do metal de solda para (A) região de propagação da trinca com $\Delta K$ pequeno, (B) região de propagação da trinca com $\Delta K$ elevado, (C) região de fratura monotônica e (D) para a região de sobrecarga (MEV) .....	63
Figura 4.9 – Deformações causadas pela aplicação das sobrecargas (flechas). Microscopia ótica obtida em microscópio estereoscópico .....	64
Figura 4.10 – Análise fractográfica da zona termicamente afetada para (A) região de propagação da trinca com $\Delta K$ pequeno, (B) região de propagação da trinca com $\Delta K$ elevado e (C) região de fratura monotônica. (MEV) .....	64

Figura 4.11 – Perfil de dureza da junta soldada longitudinal do aço API 5L X-70 ..	65
Figura 4.12 – Ensaio de tração dos corpos-de-prova retirados do metal de base ....	66
Figura 4.13 – Ensaio de tração dos corpos-de-prova longitudinais ao cordão de solda .....	66
Figura 4.14 – Ensaio de tração dos corpos-de-prova transversais ao cordão de solda .....	67
Figura 4.15 – Curvas $a$ vs. $N$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ e $0,5$ .....	68
Figura 4.16 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de base para $R=0,1$ e $0,5$ .....	70
Figura 4.17 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de solda para $R=0,1$ e $0,5$ .....	70
Figura 4.18 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ da zona termicamente afetada para $R=0,1$ e $0,5$ .....	71
Figura 4.19 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ ...	71
Figura 4.20 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,5$ ...	72
Figura 4.21 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ e $0,5$ .....	72
Figura 4.22 – Curva $a$ vs. $N$ do metal de base para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	76
Figura 4.23 – Curva $a$ vs. $N$ do metal de solda para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	76
Figura 4.24 – Curva $a$ vs. $N$ da zona termicamente afetada para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	77
Figura 4.25 – Curvas $a$ vs. $N$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	77
Figura 4.26 – Curva $a$ vs. $N$ do metal de base para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	78
Figura 4.27 – Curva $a$ vs. $N$ do metal de solda para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	78
Figura 4.28 – Curva $a$ vs. $N$ da zona termicamente afetada para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	79
Figura 4.29 – Curvas $a$ vs. $N$ das três regiões da junta soldada para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	79
Figura 4.30 – Curvas $a$ vs. $N$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ e $0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	80

Figura 4.31 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de base para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	82
Figura 4.32 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de solda para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	82
Figura 4.33 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ da zona termicamente afetada para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	83
Figura 4.34 – Curva $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de base para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	83
Figura 4.35 – Curva $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de solda para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	84
Figura 4.36 – Curva $da/dN$ vs. $\Delta K$ da zona termicamente afetada para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	84
Figura 4.37 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de base para $R=0,1$ e $0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	85
Figura 4.38 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de solda para $R=0,1$ e $0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	85
Figura 4.39 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ da zona termicamente afetada para $R=0,1$ e $0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	86
Figura 4.40 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ com aplicação de sobrecargas .....	86
Figura 4.41 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	87
Figura 4.42 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ e $0,5$ com aplicação de sobrecargas .....	87
Figura 4.43 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de base para $R=0,1$ com e sem aplicação de sobrecargas .....	89
Figura 4.44 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de solda para $R=0,1$ com e sem aplicação de sobrecargas .....	89
Figura 4.45 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ da zona termicamente afetada para $R=0,1$ com e sem aplicação de sobrecargas .....	90
Figura 4.46 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de base para $R=0,5$ com e sem aplicação de sobrecargas .....	90
Figura 4.47 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ do metal de solda para $R=0,5$ com e sem	

aplicação de sobrecargas .....	91
Figura 4.48 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ da zona termicamente afetada para $R=0,5$ com e sem aplicação de sobrecargas .....	91
Figura 4.49 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,1$ com e sem aplicação de sobrecargas .....	92
Figura 4.50 – Curvas $da/dN$ vs. $\Delta K$ das três regiões da junta soldada para $R=0,5$ com e sem aplicação de sobrecargas .....	92

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição química dos aços API fabricados pela USIMINAS .....	3
Tabela 2.2 – Valores de $\Delta K_{th}$ em diversos tipos de aços .....	26
Tabela 3.1 – Composição química do aço API 5L X-70 (% em peso) .....	52
Tabela 3.2 – Dimensões dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração .....	54
Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas do aço API 5L X-70 obtidas no ensaio de tração .....	67
Tabela 4.2 – Valores de $\Delta K$ e $da/dN$ no ponto de convergência das taxas de propagação .....	74
Tabela 4.3 – Coeficientes da equação de Paris para as regiões da junta soldada do aço API X-70 .....	74
Tabela 4.4 – Coeficientes da Equação de Paris para aços API .....	75
Tabela 1 – Valores da correção de curvatura da trinca de fadiga .....	106

# 1 – INTRODUÇÃO

Durante a operação, os dutos são freqüentemente sujeitos a esforços repetitivos, gerando tensões cíclicas que, ao longo do tempo podem levar o material ao colapso através de processo de fadiga. Nas juntas soldadas, as trincas de fadiga freqüentemente originam-se em pontos de grande concentração de tensões criados pelo cordão de solda, em defeitos de soldagem e inclusões.

A Mecânica da Fratura vem ao longo do tempo se tornando uma ferramenta imprescindível na compreensão dos processos de fadiga, principalmente quando a fase de propagação da trinca é o fator mais importante, como no caso das juntas soldadas. No entanto, estimar a vida em fadiga em juntas soldadas pode ser complexo, principalmente se a estrutura apresentar muitos pontos de concentrações de tensões e propriedades do material heterogêneas.

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) utilizados na fabricação de dutos, segundo a API (*American Petroleum Institute*), seguem a especificação API 5L, e devem apresentar características como elevada resistência mecânica, elevada tenacidade à fratura, boa soldabilidade e resistência aos efeitos do meio ambiente. Essas características também se aplicam às juntas soldadas dos dutos. Quando os dutos estão sujeitos a carregamentos variáveis durante a sua operação, existe a necessidade de estudar o comportamento dos mesmos em situações de fadiga.

O presente trabalho teve como objetivo o estudo da propagação de trincas de fadiga no metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada da junta soldada longitudinal do aço API 5L X-70 utilizado na fabricação de dutos para transporte de óleo e gás. Os ensaios de fadiga, baseados nos conceitos da Mecânica da Fratura, foram realizados sob controle de carregamento, em dois valores de razão de tensões ( $R=0,1$  e  $0,5$ ). Nessas mesmas condições foi estudada também a influência de sobrecargas, na magnitude de 75 e 100% da carga máxima aplicada, de forma alternada, no comportamento em fadiga das juntas soldadas.

## 2 – REVISÃO DE LITERATURA

### 2.1 – AÇOS API PARA DUTOS

O aumento significativo na demanda mundial de dutos para transporte de petróleo e seus derivados é responsável pela busca incessante de aços com propriedades mecânicas elevadas, principalmente por operarem sob alta pressão.

Os aços microligados são aços constituídos por baixos teores de carbono e elementos de liga tais como nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V), resultando nos chamados aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos como ARBL. O desenvolvimento ininterrupto de aços microligados da classe API de graus mais elevados possibilitou a obtenção de aços com características de boa soldabilidade, resistência mecânica e tenacidade elevadas (HIPPERT Jr., 2003), tornando-os aptos para a fabricação de dutos.

A API (*American Petroleum Institute*) classifica os aços empregados na fabricação de dutos em função de sua composição química e resistência mecânica, seguindo a norma API-5L. De acordo com a norma, os algarismos identificam o aço em função do limite de escoamento mínimo aceito, em *ksi (lb/in<sup>2</sup>)*. (HIPPERT Jr., 2003), figura 2.1. Na tabela 2.1, é apresentada a composição química de alguns aços API.

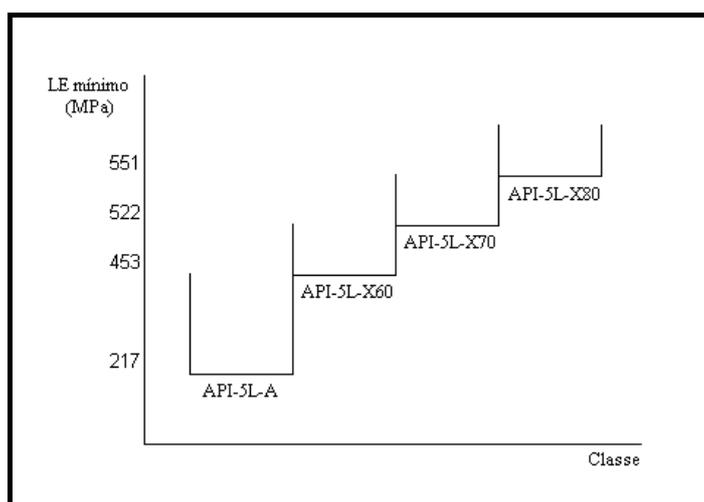


Figura 2.1: Tensão limite de escoamento mínima para classes de aço API (Disponível em <http://www.usiminas.com.br/produtos> (acesso em 08/02/2005)).

Tabela 2.1: Composição química dos aços API fabricados pela USIMINAS

Grau API 5L	Espessura (mm)	Composição Química (%)											
		C	Mn	Si	P	S	Nb	Ti	Mo	V	Ni	Cu	Cr
A	6,00~38,10	0,20	0,90	0,35	0,025	0,025	0,065	0,030					
B			1,15										
X42		0,16	1,25										
X46			1,35										
X52			1,25										
X56			1,35										
X60			1,35										
X65			6,00~25,40										
X70	0,15	1,35		0,075	0,25	0,070	0,35	0,40	0,25				

Disponível em <http://www.usiminas.com.br/produtos> (acesso em 08/02/2005)

A composição química do aço determina as características para sua aplicação. Nesse sentido, SILVA (2001) descreve a influência dos principais elementos de liga nos aços, são eles:

- Carbono (C) – O aumento do teor de carbono é a maneira mais econômica de obter resistência mecânica, principalmente no limite de escoamento, no entanto, é prejudicial à tenacidade do material. Teores elevados comprometem a soldabilidade do aço. Assim, limita-se o teor de carbono em 0,3%;
- Manganês (Mn) – o aumento do teor de manganês aumenta seguramente a resistência mecânica e resistência à fadiga. Prejudica a soldabilidade, contudo é menos prejudicial que o carbono;
- Silício (Si) – Favorece a resistência mecânica (limite de escoamento) e a resistência à corrosão, mas como os anteriores, reduz a soldabilidade;
- Enxofre (S) – Muito prejudicial aos aços. Diminui a ductilidade, tenacidade à fratura e soldabilidade.
- Fósforo (P) – Aumenta o limite de resistência, favorece a resistência a corrosão, mas diminui a soldabilidade. Diminui a ductilidade e a tenacidade à fratura. Torna o aço frágil se ultrapassar certos teores;

- Cobre (Cu) – Aumenta a resistência a fadiga e à corrosão, mas reduz a soldabilidade;
- Níquel (Ni) – Aumenta a resistência mecânica e a resistência à corrosão;
- Nióbio (Nb) – É um dos principais elementos de liga dos aços microligados, sendo quase obrigatório nos aços ARBL. Pequenos teores desse elemento aumentam concomitantemente o limite de resistência e o limite de escoamento. Permite diminuir os teores de carbono e manganês;
- Titânio (Ti) – Aumenta o limite de resistência e melhora o desempenho mecânico em temperaturas elevadas.

### **2.1.1 – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)**

A tecnologia de exploração de óleo e gás tem exigido a busca de materiais para tubulações que apresentem propriedades mecânicas apropriadas. Os aços de alta resistência e baixa liga têm demonstrado propriedades mecânicas superiores, combinando características como elevada resistência mecânica e tenacidade, atribuídas, segundo ZHAO *et al.* (2002), a fatores como composição química, controle do processo termo-mecânico de fabricação e microestrutura final adequados.

A laminação controlada, seguida por resfriamento controlado, é um dos processos mais utilizados na obtenção de aços de alta resistência e baixa liga com uma combinação desejável de resistência, soldabilidade e tenacidade e está associado com diferentes mecanismos de reforço, dentre eles o refino do grão (BAKKALOGLU, 2002). O refino do tamanho do grão, segundo COSTA NETO (1989), é a questão fundamental para otimização de propriedades nos aços de tubulação, sendo confirmado por ZHAO *et al.* (2003) que atribuem ao refino do tamanho de grão o foco principal da pesquisa em aços.

O refino do grão ferrítico é um dos procedimentos mais utilizados para o reforço do aço, pois torna possível, concomitantemente, o aumento da tenacidade e da resistência mecânica (HODGSON *et al.*, 1999). MATSUMURA e YADA (1987) atribuem o refino do grão ferrítico à transformação da austenita ( $\gamma$ ) em ferrita ( $\alpha$ ) e à recristalização dinâmica da ferrita, enquanto BAKKALOGLU (2002) menciona que a

otimização do refino do grão ferrítico é alcançada pela maximização da área do contorno de grão da austenita por unidade de volume.

O processo de laminação controlada utilizado no refino do grão ferrítico segue as seguintes etapas:

1 – Deformação na região de recristalização (acima de 950°C) – Nessa região, ciclos de deformação e recristalização são responsáveis pela diminuição dos grãos austeníticos;

2 – Deformação na região de não-recristalização (entre 950°C e 900°C) – Nessa região, há formação das bandas de deslizamento, que servirão de locais para a nucleação da ferrita; além dos contornos de grãos austeníticos;

3 – Deformação na região ( $\alpha+\gamma$ ) – Nessa região, além da formação das bandas de deformação, há a ocorrência da deformação da ferrita com o desenvolvimento de subestruturas. Durante o resfriamento, a ferrita deformada muda para subgrão e a austenita não-recristalizada transforma-se em grãos ferríticos. Quanto menor o tamanho do subgrão, maior o efeito do reforço.

A adição de pequenos teores de nióbio, vanádio e titânio ao aço para laminação controlada é outra forma de se efetuar o refino do grão. Esses elementos formam microconstituintes que, segundo COSTA NETO (1989), atuam como fixadores do contorno de grão austenítico, impedindo seu crescimento durante o processo de laminação à quente como consequência da formação de carbonitretos e, posteriormente, aumentando a resistência mecânica do aço devido ao endurecimento por precipitação. O autor menciona que o Nb (C, N) é o fixador de contorno de grão mais efetivo, seguido pelo Ti (C, N) e V (C, N), respectivamente. ZHAO *et al.* (2003) observaram o endurecimento por precipitação de um aço para dutos, onde a presença de carbonitretos de nióbio e vanádio, dispersos na matriz ferrítica, promoveu um aumento da densidade de discordâncias, devido ao bloqueio de seu movimento, resultando no aumento da resistência mecânica do aço.

A obtenção das propriedades mecânicas nos aços ARBL é dada em função da temperatura de laminação e da maneira como as microadições de Nb, V ou Ti formam carbeto, nitreto e carbonitreto (COSTA NETO, 1989). Diante do exposto,

pode ser verificado que a microestrutura do aço desempenha um papel fundamental nas suas propriedades mecânicas, relevantes ao comportamento do duto.

## **2.2 – ASPECTOS GERAIS DA FADIGA**

Os materiais solicitados por carregamento estático, após o limite de escoamento, iniciam o processo de deformação plástica e, com a continuidade do carregamento, podem sofrer colapso mecânico. No entanto, a maior parte dos materiais em engenharia é submetida a carregamentos cíclicos. Esses materiais podem fraturar, nessas condições, a uma tensão inferior ao limite de escoamento e ao limite de resistência. A esse tipo de falha dá-se o nome de fadiga.

A norma ASTM E 1150-87 (1993) define fadiga como *“o processo de mudança estrutural permanente, progressiva e localizada, produzido por tensões ou deformações flutuantes em algum ponto ou pontos do material, e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de ciclos de carregamento”*.

O processo de fadiga consiste em três etapas (estágios): nucleação (iniciação) da trinca, propagação da trinca e colapso da estrutura. A iniciação das trincas de fadiga está ligada ao acúmulo de deformação plástica, em geral na superfície do material, mediante deslizamento dos planos cristalográficos. As trincas podem ocorrer em defeitos ou inclusões no material, ou seja, em pontos de concentração de tensões, em locais não homogêneos e pontos de variação abrupta da geometria da estrutura. Na segunda etapa, as trincas geralmente se propagam perpendicularmente à direção das tensões principais de modo estável, até certa extensão, geralmente com o desenvolvimento das chamadas “marcas de praia”. O último estágio do processo de fadiga se caracteriza pela propagação da trinca de modo instável, resultando no colapso mecânico da estrutura ao superar um determinado tamanho crítico. Na figura 2.2 são apresentados os três estágios do processo de fadiga.

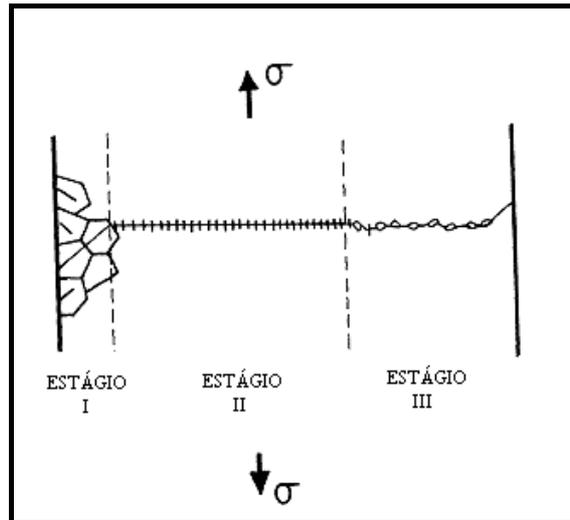


Figura 2.2 – Estágios I, II e III de propagação da trinca de fadiga (SALERNO, 2003).

A superfície do material fraturado por fadiga apresenta as três regiões de propagação das trincas, distintas, de fácil identificação, que podem ser associadas diretamente ao processo de fadiga. O esquema da superfície de fratura de um material submetido à fadiga é apresentado na figura 2.3.

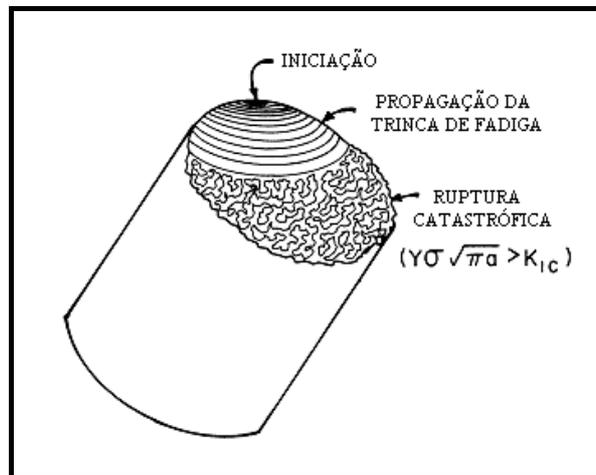


Figura 2.3 – Representação da superfície de fratura de um material submetido à fadiga.

Antes da abordagem da nucleação e propagação da trinca de fadiga, é necessário que alguns conceitos sejam esclarecidos para o melhor entendimento do fenômeno. Assim, torna-se necessário que as tensões flutuantes envolvidas no processo de fadiga sejam especificadas. Essas tensões são apresentadas na figura 2.4.

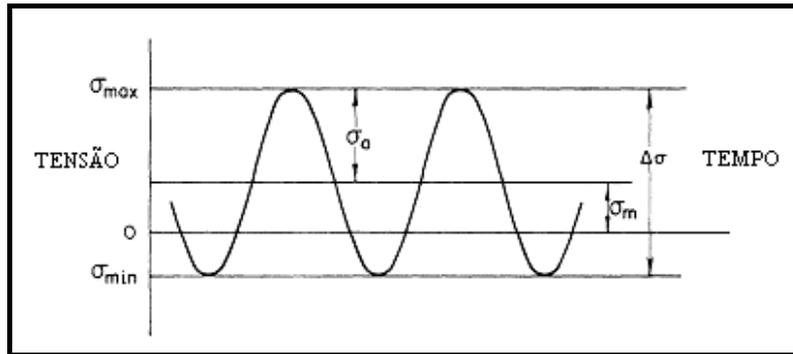


Figura 2.4: Ciclo de tensões alternadas presentes no processo de fadiga.

A partir dos ciclos de tensões observadas na figura 2.4, alguns conceitos são adotados:

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

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

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

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

onde:

$\sigma_{m\acute{a}x}$  e  $\sigma_{m\acute{i}n}$  s\~{a}o os n\acute{ı}veis m\acute{a}ximos e m\acute{i}nimos de tens\~{a}es.

Encontram-se na literatura muitos estudos sobre trincas de fadiga. Segundo DE MARCO FILHO (2002), o processo de inicia\~{c}o da fadiga do material \'\~{e} quase essencialmente' superficial, raramente com ocorr\~{e}ncia no interior do mesmo. O autor tamb\~{e}m menciona que essa etapa de nuclea\~{c}o '\~{e} aquela que consome a maior parte da vida da estrutura ou do elemento mec\~{a}nico'. Evid\~{e}ncias experimentais revelam que as trincas de fadiga iniciam-se numa regi\~{a}o extremamente pequena (menor que  $0,5\mu\text{m}$ ) (LIN *et al.*, 1986). De acordo com BHAT e FINE (2001), existem v\~{a}rias teorias que explicam o processo de nuclea\~{c}o das trincas de fadiga baseadas em modelos computacionais, al\~{e}m de modelos de discord\~{a}ncias e deslizamento.

Preferencialmente, as trincas de fadiga s\~{a}o nucleadas na superf\~{i}cie do material devido \'\~{a} deforma\~{c}o pl\~{a}stica ser mais facilitada nessa regi\~{a}o. Quando se aplica tens\~{a}o alternada, o deslizamento das discord\~{a}ncias nos planos de escorregamento \'\~{e} respons\~{a}vel pela cria\~{c}o das bandas de deslizamento persistentes que, empilhadas,

formam as extrusões e intrusões (concentradores de tensões), tornando-os sítios para a nucleação das trincas de fadiga. Um modelo de extrusões e intrusões é apresentado na figura 2.5.

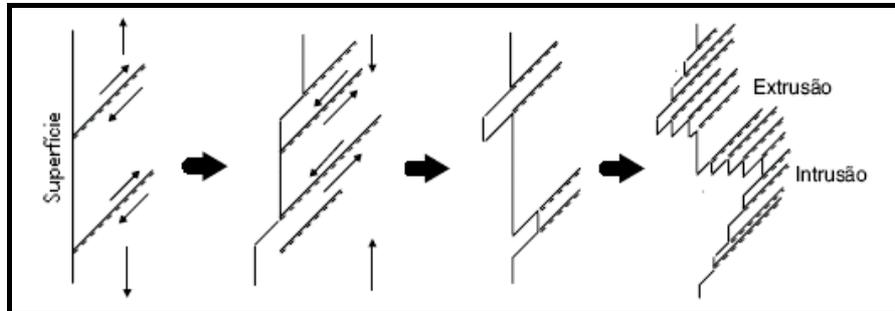


Figura 2.5 – Nucleação das trincas de fadiga mediante formação de intrusões e extrusões.

Outros modelos sobre a nucleação das trincas de fadiga podem ser encontrados na literatura. LIN *et al.* (1986), mostram que a etapa de nucleação da trinca é precedida pelo acúmulo de dipolos de discordâncias ao longo das bandas de deslizamento. Neste caso, a trinca de fadiga inicia-se quando a soma dos deslocamentos das discordâncias acumuladas excede o deslocamento teórico para causar fratura num material perfeito.

Em outro trabalho realizado por ZHANG *et al.* (1999) em aço de baixo teor de carbono, os resultados indicaram que os sítios mais favoráveis para a nucleação de trincas de fadiga são os contornos de grão. Sendo estes favoravelmente orientados, a nucleação da trinca ocorre paralelamente ao eixo de carregamento, podendo também, formar ângulos entre 45 – 90°. Exames microscópicos revelaram outros sítios de nucleação de trincas, tais como bandas de deslizamento e superfícies rugosas produzidas por deformações cíclicas.

Em relação ao estágio de propagação da trinca, existem três modos de uma carga operar sobre a mesma, determinando em tipos de carregamentos diferentes nas superfícies da trinca.

Segundo BROEK (1989), a maioria das trincas resulta do modo I de carregamento. O autor complementa que os outros dois modos não ocorrem individualmente, mas podem ocorrer em combinação com o modo I, ou seja, I – II, I – III ou I – II – III. Os três modos de carregamento são apresentados na figura 2.6.

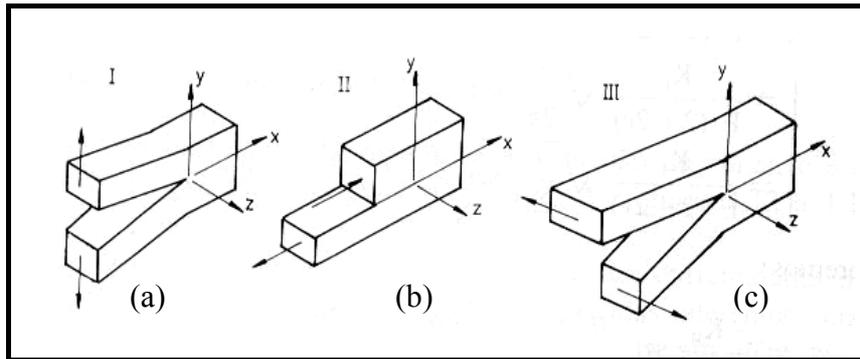


Figura 2.6 – Modos de carregamentos nas superfícies da trinca: (a) modo I, (b) modo II e (c) modo III (FERNANDES, 2002).

Na literatura, são encontradas teorias que procuram explicar os mecanismos de propagação das trincas de fadiga. LAIRD (1979) propôs que a propagação da trinca dar-se-á por processos sucessivos de embotamento plástico e afilamento da própria trinca (figura 2.7).

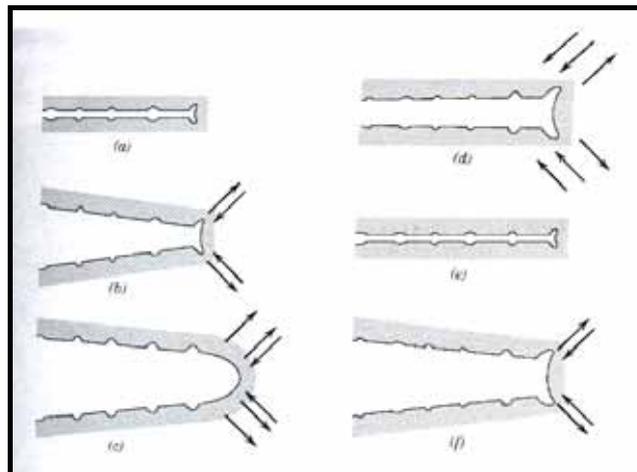


Figura 2.7 – Mecanismo de propagação da trinca de fadiga mediante embotamento e afilamento da trinca (CALLISTER Jr., 2002).

No início do carregamento cíclico a ponta da trinca apresenta a forma de uma entalhe duplo (figura 2.7.a). À medida que se aplica uma pequena tensão trativa, o pequeno entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem  $45^\circ$  com o plano da trinca (figura 2.7.b). Na máxima tensão trativa aplicada (figura 2.7.c), a trinca se embota. Quando a carga muda para compressão, as direções da deformação cisalhante na ponta da trinca são invertidas (figura 2.7.d), até a formação da nova superfície de trinca afilada com entalhe duplo (figura 2.7.e). A partir daí, a ponta

da trinca avança para um novo ciclo de tensões mediante aplicação de uma tração pequena (figura 2.7.f).

Em outro mecanismo, segundo BROEK (1986), a trinca de fadiga cresce por um processo de deslizamento reverso mostrado na figura 2.8.

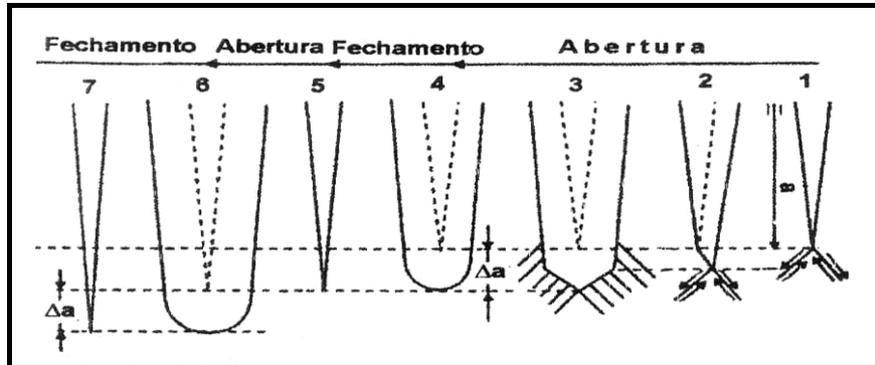


Figura 2.8 – Mecanismos de propagação da trinca por deslizamento reverso proposto por BROEK (1986).

Nesse caso, a trinca submetida a um campo de tensões pode deslizar ao longo do plano de deslizamento (direção de maior tensão cisalhante) como na figura 2.8.1–2.8.3. Em seguida, o aumento da tensão atuante promoverá a ativação de outros planos de deslizamento, devido ao encruamento, acarretando a propagação da trinca em um tamanho  $\Delta a$  (figura 2.8.4). No descarregamento, a trinca volta a ser aguda, mas a deformação plástica sofrida é irreversível (figura 2.8.5). A partir daí o ciclo recomeça novamente (figuras 2.8.6–2.8.7).

### 2.3 – CURVAS DE WÖHLER (CURVAS S-N)

Há muitos anos, August Wöhler introduziu o conceito de amplitude de tensão limite (limite de fadiga) na avaliação da resistência à fadiga das estruturas. A curva de Wöhler apresenta um gráfico relacionando a amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ) com o número de ciclos necessários para a fratura, indicando que quanto maior a magnitude da amplitude, menor será o número de ciclos que o material será capaz de suportar antes da falha.

São observados dois tipos de comportamento para a curva de Wöhler. Em alguns materiais ferrosos e ligas de titânio, a curva S-N tende a uma horizontal para um determinado número de ciclos e tensão limite, caracterizando o limite de fadiga. O

limite de fadiga é a amplitude de tensão máxima a que uma estrutura pode ser submetida a infinitos ciclos de carregamento sem ocorrer rompimento por fadiga. Portanto, abaixo desse limite, o material poderia suportar infinitos ciclos sem que viesse a fraturar. Já os materiais não-ferrosos, como o magnésio e o alumínio não apresentam o limite de fadiga. De acordo com DIETER (1976), para esses materiais, as propriedades de fadiga são especificadas como resistência à fadiga para um número arbitrário de ciclos, por exemplo,  $10^8$  ciclos.

A figura 2.9 apresenta os dois comportamentos para a curva de Wöhler.

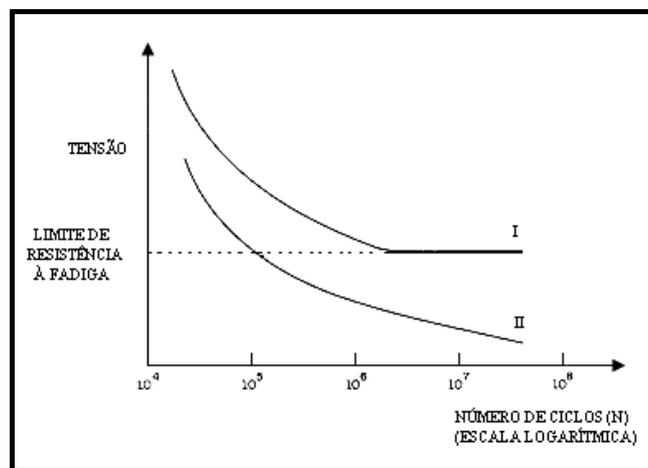


Figura 2.9 – Amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ) em função do logaritmo do número de ciclos ( $N$ ) até a falha para (I) um material que apresenta o limite de fadiga e (II) para um material que não apresenta o limite de fadiga.

O limite de fadiga do material sofre uma grande influência da tensão média, pois para uma dada amplitude de tensão, o aumento da tensão média diminuirá a vida em fadiga do material, já que será necessário uma menor quantidade de ciclos para ele falhar. Esse comportamento é verificado nas curvas S-N de Wöhler, apresentadas esquematicamente na figura 2.10.

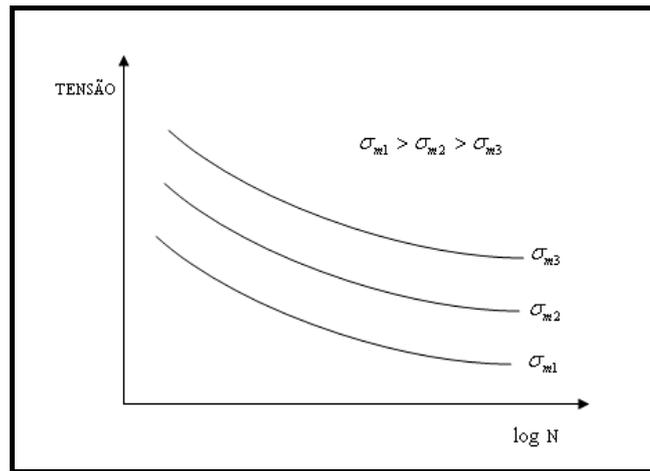


Figura 2.10 – Efeito da tensão média ( $\sigma_m$ ) na resistência à fadiga de um material.

A utilização da abordagem tradicional das curvas de Wöhler apresenta algumas limitações. Segundo DE MARCO FILHO (2002), a curva S-N de Wöhler apresenta limitações no tratamento dos dados já que não são evidenciadas as etapas de iniciação e propagação das trincas, acarretando dificuldades na avaliação do comportamento de estruturas que apresentam entalhes agudos ou trincas. MACHADO (2002) propõe que as curvas S-N não são apropriadas para descrever o estado físico da estrutura para um dado tempo  $t$ . O autor menciona que é necessário um modelo que permita a avaliação da evolução de uma trinca ao longo do tempo.

O modelo que adquire importância crescente no estudo da vida em fadiga de um material está baseado na Mecânica da Fratura, cuja metodologia de análise permite:

- acompanhar o crescimento da trinca e mecanismos de propagação atuantes;
- avaliação rigorosa das variáveis envolvidas e;
- calcular a vida residual da estrutura trincada.

## 2.4 – Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga

Na Mecânica da Fratura Linear Elástica, a introdução do conceito do fator de intensidade de tensões ( $K$ ) é de extrema importância, pois descreve o campo de tensões na ponta da trinca. É definido de acordo com a equação (5).

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

onde:

$K$  é o fator de intensidade de tensões ( $MPa\sqrt{m}$ );

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

$\sigma$  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.

Durante os ciclos de fadiga, para carregamento de amplitude constante, a variação do carregamento aplicado é responsável pela alternância na tensão entre um valor mínimo e um valor máximo, ou seja, submetendo a estrutura a uma variação de tensão constante  $\Delta\sigma$ , que em um corpo trincado, corresponde à variação entre um  $K_{min}$  e um  $K_{máx}$ . A diferença entre  $K_{máx}$  e  $K_{min}$  é denominada amplitude do fator de intensidade de tensões (figura 2.11). Portanto:

$$\Delta K = K_{máx} - K_{min} = \Delta\sigma.C.\sqrt{\pi a} \quad (6)$$

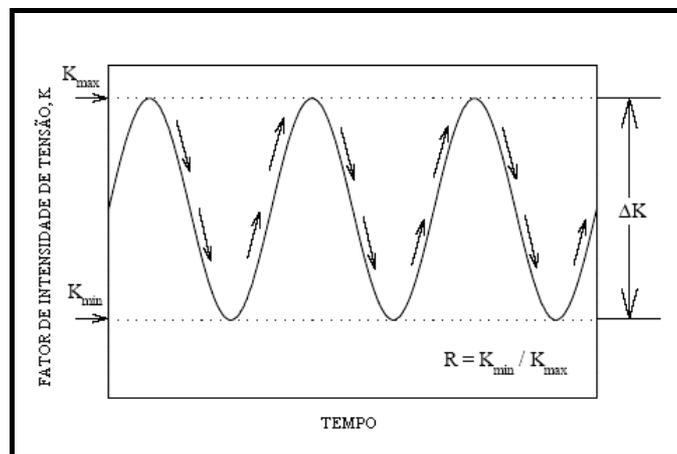


Figura 2.11 – Esquemática da amplitude do fator de intensidade de tensões ( $\Delta K$ ) em função do tempo (adaptado de NEWMAN, 2000).

Estudando o crescimento das trincas de fadiga, PARIS e ERDOGAN (1963) observaram que o crescimento da trinca por ciclo de carregamento era função de  $\Delta K$  atuando na ponta da trinca. A partir daí, utilizou-se o fator de intensidade de tensões ( $\Delta K$ ) para descrever a propagação das trincas de fadiga.

Experimentalmente, a evolução das trincas de fadiga durante carregamento cíclico pode ser representada por uma curva relacionando o comprimento da trinca ( $a$ ) em função do número de ciclos ( $N$ ), como expresso na figura 2.12.

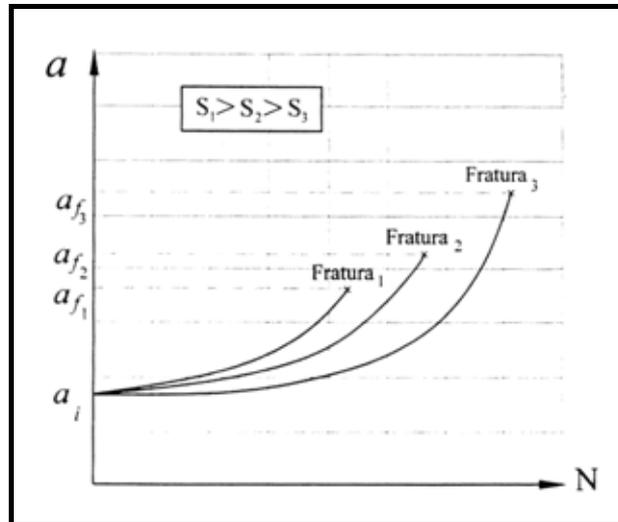


Figura 2.12 – Evolução da trinca de fadiga durante carregamento cíclico, onde  $S$  é a tensão cíclica aplicada.

O perfil das curvas apresentado na figura 2.12 mostra claramente que a tensão cíclica aplicada é um parâmetro importante no crescimento da trinca.

A partir da curva  $a$  vs.  $N$  (figura 2.12), a taxa de propagação das trincas de fadiga ( $da/dN$ ) pode ser calculada tomando a derivada em cada ponto da curva, donde pode-se verificar que  $da/dN$  depende de  $a$ , ou seja, o valor da taxa de propagação da trinca aumenta juntamente com o tamanho da trinca, pois o valor do fator de intensidade de tensões ( $K$ ) aumenta com o valor de  $a$ .

Portanto, pode-se concluir que existe uma relação entre a taxa de propagação da trinca e  $\Delta K$ . A relação entre eles é representada pela curva  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  em escala logarítmica, como na figura 2.13.

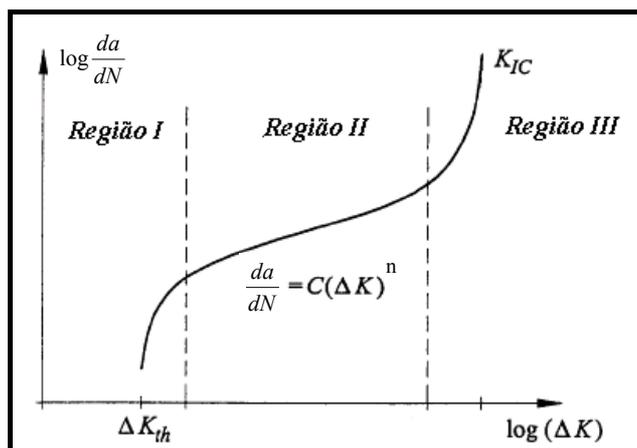


Figura 2.13: Representação esquemática em escala logarítmica da relação entre a taxa de propagação da trinca de fadiga ( $da/dN$ ) e amplitude do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ).

A curva apresentada na figura 2.13 tem uma forma sigmoide, destacando-se três regiões bem distintas. A região I apresenta o valor de  $\Delta K_{th}$  (*threshold*), abaixo do qual não há propagação da trinca de fadiga. É uma região bastante sensível à microestrutura do material (morfologia, dispersão de partículas de segunda fase, tamanho de grão e inclusões), razão de tensões e ao meio ambiente (BRAZ, 1999). LAWSON *et al.* (1996) mencionam a existência de critérios de carregamento definindo a existência de dois tipos de limite. O limite de propagação da trinca de fadiga é aquele no qual as trincas de fadiga não crescem significativamente, enquanto o limite de fadiga é aquele em que as trincas não são formadas.

A região II é aquela de maior interesse nos estudos de fadiga. Nessa região, o gráfico mostra uma relação linear entre  $\log (da/dN)$  e  $\log (\Delta K)$ , que 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 crescimento 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 taxa de propagação da trinca de fadiga no estágio II é menos sensível à microestrutura, à razão de tensões e ao meio ambiente (BRAZ, 1999). É nessa fase que se observam as estrias de fadiga.

A equação de Paris (equação 7) é a mais utilizada no estudo de propagação das trincas de fadiga devido a sua simplicidade matemática. No entanto, apresenta algumas deficiências. Não é reconhecido o efeito de  $\Delta K_{th}$  nem da tenacidade à fratura na taxa de propagação da trinca (MEGGIOLARO e DE CASTRO, 1997), além de não conseguir descrever a influência de fatores como tensão média, temperatura e meio ambiente, entre outros, na vida do elemento (DE MARCO FILHO, 2002). Segundo FERNANDES (2002), a lei de Paris pode ser conservativa caso as trincas iniciais forem pequenas ou induzirem valores próximos ao limite e, não conservativa, em valores altos de  $\Delta K$ . Há equações desenvolvidas por outros autores que incorporam parâmetros como  $\Delta K_{th}$ ,  $K_{IC}$ ,  $R$ , entre outros. Nesse sentido, FERNANDES (2002) apresenta em seu trabalho várias equações que representam modelos de propagação de trincas por fadiga.

Dentre essas equações, destaca-se a de Forman (equação 8), que pode ser utilizada no estudo das regiões II e III e do efeito de  $R$  na taxa de propagação da trinca (que será abordado mais adiante).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K_I)^n}{(1-R)K_C - \Delta K_I} \quad (8)$$

A região III apresenta uma taxa de propagação da trinca muito elevada e vida em propagação pequena, apresentando pequena contribuição para a vida do material. É uma região de superposição de mecanismos de estrias e fratura monotônica (BRAZ, 1999). Reflete a proximidade da propagação instável da trinca quando o valor de  $K_{máx}$  atinge sua tenacidade à fratura (MEGGIOLARO e DE CASTRO, 1997).

#### **2.4.1 – Fechamento de Trinca por Fadiga**

Relatos na literatura atribuem a ELBER, no início da década de 70, o pioneirismo na descoberta do processo de fechamento da trinca em ligas de alumínio, um importante fenômeno na compreensão da propagação das trincas de fadiga. Ele

constatou que num ciclo de fadiga, as trincas poderiam permanecer fechadas por carregamentos substancialmente maiores que o mínimo aplicado (MEGGIOLARO e DE CASTRO, 2001) e que durante o descarregamento a trinca se fechava antes da carga ser anulada, ou seja, ainda com aplicação de tensão trativa. Isso se deve ao fato do estado de tensões desenvolvido na ponta da trinca ser responsável pela formação da zona plástica, que vai sendo deixada para trás à medida que a trinca se propaga, levando a formação de um volume extra de material deformado plasticamente na superfície da trinca (DE MARCO FILHO, 2002), resultando no retardamento do crescimento da mesma. Esse retardamento corresponde ao período no qual a propagação da trinca é muito baixa ou aproxima-se do zero (FURTADO FILHO, 1990).

O modelo de Elber implica na suposição de que a zona plástica formada no carregamento é responsável pela redução de  $\Delta K$ , retardando o crescimento da trinca. Além disso, Elber observou que no momento em que um material é carregado entre  $K_{min}$  e  $K_{max}$ , abaixo de  $K_{op}$  (fator de intensidade de tensões para a abertura da trinca), as faces da trinca estão em contato e não há contribuição para o crescimento da trinca (figura 2.14).

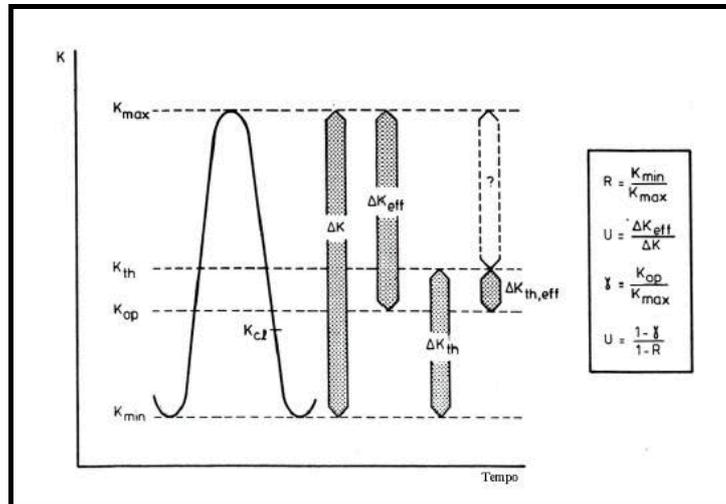


Figura 2.14 – Definições de vários valores de  $K$  (SCHIJVE, 1988).

OBS:  $K_{cl}$  é o fator de intensidade de tensão de fechamento de trinca, no primeiro contato entre as superfícies da trinca durante descarregamento

Assim:

$$\Delta K_{ef} = K_{m\acute{a}x} - K_{op} \quad (9)$$

onde:

$\Delta K_{ef}$  é a amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo;

$K_{m\acute{a}x}$  é fator de intensidade de tensão máximo;

$K_{op}$  é o fator de intensidade de tensão na abertura da trinca.

Dessa forma, é necessário adotar um valor de  $\Delta K_{ef}$  para expressar a amplitude do fator de intensidade de tensões. Nesse caso, ELBER (1971) menciona que o valor do fator de intensidade de tensões efetivo ( $\Delta K_{ef}$ ), ao contrário de  $\Delta K$ , é o parâmetro de controle na taxa de propagação da trinca. Portanto, o efeito do fechamento de trinca no processo de crescimento da trinca é a redução do  $\Delta K$  aplicado.

Elber também definiu uma relação  $U$  de fatores de intensidade de tensões dada pela equação 10

$$U = \frac{\Delta K_{ef}}{\Delta K} \quad (10)$$

se  $U=1$ ,  $\Delta K = \Delta K_{ef}$ , significando que a trinca está totalmente aberta, não existindo o fechamento da mesma.

O fator de intensidade de tensões efetivo é comumente estimado pela norma ASTM E647. De acordo com ela,  $K_{op}$  é determinado quando a intensidade de tensões associada com o carregamento que causa um desvio de 2% na curva carga-deslocamento (KUJAWSKI, 2001).

Para calcular a taxa de propagação de trinca sob amplitude de carregamento constante, baseado no conceito de fechamento de trinca, a lei de Paris (região II) é modificada em função do fator de intensidade de tensões efetivo e pode ser definida pela equação 11:

$$\frac{da}{dN} = C.(\Delta K_{ef})^n \quad (11)$$

onde:

$C$  e  $n$  são constantes do material.

Como resultado de um grande número de investigações, é reconhecida a existência de vários mecanismos responsáveis pelo processo de fechamento de trinca nos materiais metálicos (Mc EVILY, 1988). Dentre os principais, destacam-se:

- Fechamento de trinca induzido por plasticidade, proposto por Elber;
- Fechamento de trinca induzido por rugosidade;
- Fechamento de trinca induzido por óxidos;
- Fechamento de trinca induzido por fluido viscoso;
- Fechamento de trinca induzido por transformações de fase.

O fechamento de trinca induzido por rugosidade é relacionado a uma morfologia de superfície irregular ou rugosa. As microrugosidades superficiais são responsáveis pela mudança da trajetória das trincas, resultando no contato entre elas, podendo ocasionar o fechamento das mesmas (DE MARCO FILHO, 2002, BRAZ, 1999). É sugerido que a combinação do nível de rugosidade e deslocamento lateral (modo II) irreversível ao redor da trinca são responsáveis pelo fenômeno de fechamento de trinca induzido por rugosidade (LIAW, 1988).

O fechamento de trinca induzido por óxidos é geralmente relacionado a um meio agressivo: os produtos óxidos fragmentados no processo de corrosão atuam como obstáculos entre as faces da trinca (BRAZ, 1999). Pode ser associado também à oxidação da superfície da trinca, responsável pela redução do  $\Delta K$  atuante (DE MARCO FILHO, 2002).

Em relação ao fechamento de trinca induzido por fluido viscoso, DE MARCO FILHO (2002) e BRAZ (1999) mencionam que o fluido viscoso age similarmente como o mecanismo de fechamento induzido pelos óxidos.

O mecanismo de fechamento de trinca induzido por transformações de fases pode ocorrer em certas ligas metastáveis. Nessas ligas, as tensões na ponta da trinca dão origem a transformações de fase. No entanto, se há aumento de volume na transformação, o processo de fechamento de trinca pode se desenvolver quando a trinca penetra na região transformada, promovendo um retardo na propagação da trinca de fadiga (Mc EVILY, 1988).

Outros mecanismos como ramificação da ponta da trinca, tensões residuais compressivas (MEGGIOLARO e DE CASTRO, 2001, DE MARCO FILHO, 2002),

endurecimento por deformação (DE MARCO FILHO, 2002) e fechamento do contorno de grão (Mc EVILY, 1988) também são citados na explicação do efeito de fechamento de trinca. MEGGIOLARO e DE CASTRO (2001) mencionam que apesar de um grande número de mecanismos envolvidos no fenômeno de fechamento de trinca, dependendo do caso, vários desses mecanismos podem atuar simultaneamente ou competitivamente em função de fatores como microestrutura, tamanho de trinca e meio ambiente.

O conceito de fechamento da trinca proposto por Elber na década de 70 introduziu uma grande ferramenta no entendimento dos mecanismos de retardamento e propagação das trincas de fadiga. Além disso, tornou possível a compreensão da influência da razão de tensão e aplicação de sobrecargas na taxa de crescimento das mesmas, o que será abordado a seguir.

#### 2.4.2 – Efeito das Sobrecargas

É bem documentado que a aplicação de carregamento cíclico pode acarretar o processo de fadiga. No entanto, uma mudança na intensidade do carregamento invariavelmente resulta em efeitos transitórios que afetam o crescimento da trinca de fadiga e, por conseguinte, a vida em fadiga dos componentes. Por esse motivo, o estudo da quantificação desses efeitos tem sido realizado por mais de trinta anos (SADANANDA *et al.*, 1999). O caso mais simples de efeito transitório conhecido é a sobreposição de sobrecargas durante carregamento em amplitude constante (HAMMOUDA *et al.*, 2004).

A intensidade de sobrecarga aplicada é dada em forma de percentagem, e é definida de acordo com a equação 12, em função do fator de intensidade de tensões na ponta da trinca. Assim:

$$SOBRECARGA(\%) = \frac{K_{m\acute{a}x(SOBRECARGA)} - K_{m\acute{a}x}}{K_{m\acute{a}x}} \cdot 100 \quad (12)$$

Para se avaliar o efeito de interação de cargas, os ensaios de fadiga são realizados sob  $\Delta K$  constante ou sob carga constante. Já a caracterização dos efeitos de

interação de cargas é realizada através do estudo da evolução do comprimento da trinca em função do número de ciclos ( $N$ ) e, da taxa de propagação da trinca  $da/dN$  em função do tamanho da trinca ( $a$ ).

Dependendo da amplitude de sobrecarga, tipo de carregamento e da carga aplicada em relação ao limite de escoamento, dois eventos podem ser observados. Inicialmente, pode haver um aumento da velocidade de propagação da trinca até a carga atingir seu valor máximo e uma desaceleração na velocidade de propagação devido à formação de tensões residuais compressivas provocadas pela plastificação da ponta da trinca (zona plástica) após a aplicação da sobrecarga (SADANANDA *et al.*, 1999, DE MARCO FILHO, 2002, GEARY, 1992, Mc EVELY e ISHIHARA, 2002), resultando num aumento do número de ciclos até a fratura do material. A esse tipo de comportamento dar-se-á o nome de retardamento atrasado. SADANANDA *et al.* (1999) mencionam que os fatores que influenciam a plasticidade da ponta da trinca como temperatura, geometria e propriedades do material, entre outros, têm efeito direto ou indireto nos efeitos de sobrecarga.

Vários modelos de interação de carregamento têm sido desenvolvidos baseados na idéia de fechamento de trinca proposto por Elber. Os modelos mais representativos são aqueles propostos por WHEELER (1972) e WILLENBORG (1971). Em ambos os modelos, a extensão do retardo ocorre enquanto a trinca acompanhada com sua zona plástica permanece dentro da zona plástica formada pela sobrecarga. A diferença entre os dois é que o primeiro explica o retardo pela redução direta da taxa de propagação,  $da/dN$ , enquanto o modelo de Willenborg propõe que o retardo é consequência da redução do fator de intensidade de tensões efetivo pelas tensões residuais compressivas (MEGGIOLARO e DE CASTRO, 2001, KIM e SHIM, 2003). É observado que a taxa de crescimento da trinca de fadiga atinge um valor mínimo quando a trinca alcança um comprimento igual a extensão da zona plástica primária (formada pela sobrecarga), crescendo logo após ultrapassar essa extensão.

O fator de intensidade de tensões efetivo é relacionado com a tensão residual produzida pela sobrecarga. De acordo com GEARY (1992), a tensão residual reduz o fator de intensidade de tensão efetivo, causando o retardo na taxa de crescimento da trinca de fadiga subsequente à sobrecarga. O autor também menciona que o efeito da tensão residual na ponta da trinca é acentuado com o acréscimo da magnitude da sobrecarga.

Eventualmente, o retardamento da propagação da trinca pode se manifestar de outras formas. Nesse sentido, GODEFROID (1993), em seu trabalho em ligas de alumínio-lítio, discute as possibilidades existentes de retardamento, as quais serão abordadas sucintamente. Para pequenas sobrecargas, há inexistência de retardamento, não apresentando influência detectável na propagação da trinca. Já o retardamento simples consiste na diminuição instantânea da taxa de propagação da trinca logo após a sobrecarga, enquanto que a perda do retardamento consiste no retardamento seguido por uma aceleração da trinca. Há a possibilidade também de uma parada completa da trinca. No mesmo trabalho, o autor discute amplamente a influência de variáveis como tamanho da zona plástica, microestrutura e sua geometria, condições ambientais e temperatura, além de variáveis de carregamento em fadiga, como o efeito da razão de tensão ( $R$ ), nos fenômenos de sobrecarga.

De acordo com o autor, o aumento de  $R$  promove uma diminuição do retardamento. Nesse sentido, GODEFROID (1993) menciona que o aumento do valor da razão de tensão aumenta levemente o valor da tensão de fechamento de trinca, numa taxa menor do que a variação de  $R$ . No entanto, para um certo valor de  $R$ , a tensão mínima aplicada torna-se maior que a tensão de fechamento de trinca, tornando-o inexistente a partir desse momento.

Um aspecto interessante a ser abordado é o aumento do retardamento com o número de sobrecargas. Nesse caso, o retardamento será máximo num carregamento com várias sobrecargas, quando a separação entre elas for tal que a taxa de crescimento da trinca atinja um valor mínimo devido à sobrecarga precedente. Assim, pode-se dizer que a distância entre elas influi no retardamento da propagação da trinca (CASTRO, 1992).

Vários mecanismos têm sido propostos para a explicação do retardo no crescimento da trinca mediante interação de cargas (sobrecargas), incluindo modelos baseados em tensões residuais, endurecimento por deformação, fechamento da trinca induzida pela plasticidade e embotamento da ponta da trinca, entre outros, sendo descritos por investigadores como BORREGO *et al.*(2003), DE MARCO FILHO (2002), GODEFROID (1993), GEARY (1992), SURESHI (1983), MEGGIOLARO e DE CASTRO, 1997. Apesar disso, Mc EVELI e ISHIHARA (2002), BORREGO *et al.*(2003) mencionam que os mecanismos precisos responsáveis pelo retardamento do crescimento da trinca não são completamente compreendidos, gerando controvérsias.

Podem ser encontradas na literatura algumas divergências sobre a aceitação desses modelos na explicação do retardo no crescimento da trinca. Mc EVELY e ISHIHARA (2002) contestaram uma afirmação de anos atrás que o fechamento da trinca, após a sobrecarga, não teria importância no mecanismo de retardamento da trinca. Noutro exemplo, VASUDEVAN *et al.* (1994) contestaram a influência da plasticidade no mecanismo de fechamento da trinca, alegando que não é possível justificar o atraso do crescimento da mesma.

BERNARD *et al.* (1976) estudaram o efeito da aplicação de sobrecargas em aços baixa-liga de vasos de pressão e verificaram que o acréscimo do nível de sobrecargas provocou um maior retardo na propagação da trinca em fadiga devido à formação de tensões residuais compressivas na ponta da mesma.

CASTRO (1992) estudou o comportamento em fadiga nas juntas soldadas do aço estrutural BS 4360 G50D mediante aplicação de sobrecargas trativas de 100% da carga máxima aplicada para razão de tensão de 0,1. Além disso, foi avaliada a influência de tratamentos térmicos de alívio de tensões após sobrecargas no retardamento na taxa de crescimento da trinca. O tratamento térmico consistiu no aquecimento à temperatura de 650°C durante duas horas e resfriamento ao ar. Os resultados revelaram que as sobrecargas provocaram o retardamento na taxa de crescimento da trinca, além do maior aumento na vida em fadiga nas juntas soldadas, devido às tensões residuais compressivas oriundas do processo de soldagem. Foi observado que o tratamento térmico promoveu a eliminação do retardamento da trinca de fadiga.

GODEFROID (1993) estudou o comportamento de propagação de trincas de fadiga em diferentes histórias de carregamento na liga de alumínio-lítio Al-8090-T351 mediante aplicação de sobrecargas para diferentes valores de razão de tensão entre 0,1 e 0,7. Inicialmente, os resultados revelaram, sob amplitude constante, que o aumento no valor de R promoveu o aumento na taxa de propagação da trinca de fadiga devido à diminuição do fenômeno de fechamento de trinca. Posteriormente, a aplicação de sobrecargas simples de tração resultou no retardo na propagação de trinca, no entanto, para os maiores valores de sobrecargas, o retardamento foi maior. Para duas sobrecargas, constatou-se que existe uma distância mínima entre as sobrecargas responsáveis onde se dará o máximo de retardamento (a soma dos efeitos de tensões compressivas residuais e fechamento de trinca é máxima). Foi verificado também que a aplicação de uma sobrecarga de compressão após uma sobrecarga de tração reduziu o

número de ciclos de retardamento, em função da diminuição do fenômeno de fechamento da trinca.

### 2.4.3 – Efeito da Razão de Tensão ( $R$ )

É de conhecimento dos especialistas que a taxa de crescimento das trincas de fadiga varia com a razão de tensão ( $R$ ), definida pela equação 4. Seu efeito é observado em muitos tipos de aços incluindo os de baixos teores de carbono, ferríticos e perlíticos e de ultra-alta resistência, entre outros (KUJAWSKI e ELLYIN, 1987). A figura 2.15 apresenta o efeito da razão de tensão na taxa de propagação das trincas de fadiga.

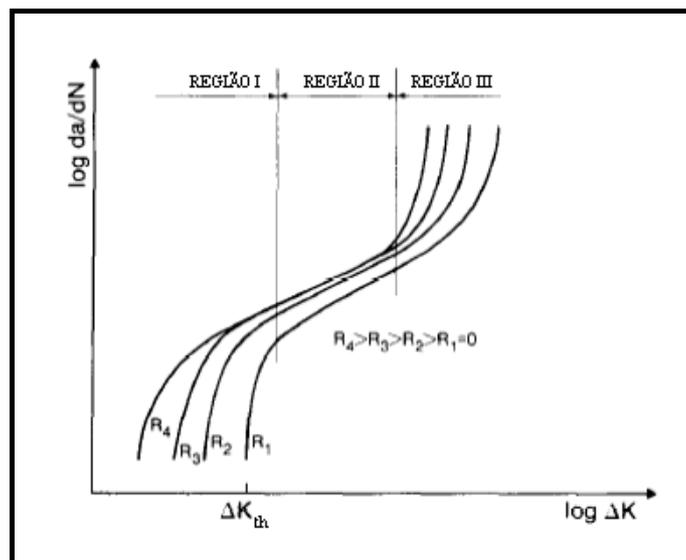


Figura 2.15 – Efeito da razão de tensão na taxa de crescimento da trinca de fadiga (KUJAWSKI e ELLYIN, 1987).

A influência da razão de tensão no crescimento da trinca de fadiga é claramente observada na figura 2.15, pois o aumento da razão de tensão foi responsável pelo acréscimo na taxa de propagação da trinca nas três regiões da curva. No entanto, esse efeito é mais pronunciado nas regiões I e III. Na região I, o valor de  $\Delta K_{th}$  decresce quando o valor de  $R$  aumenta (vide tabela 2), enquanto que na região III, o posicionamento da curva depende do valor de  $\Delta K$  que provoca um valor de  $K_{máx}$  aproximadamente igual à tenacidade à fratura do material (BRANCO et al., 1986). FURTADO FILHO (1990) aborda amplamente a relação entre  $R$  e  $\Delta K_{th}$ .

Tabela 2.2 – Valores de  $\Delta K_{th}$  em diversos tipos de aços (BRANCO et al., 1986).

AÇOS	$R=K_{min} / K_{máx}$	$\Delta K_{th}$ (MPa . m <sup>1/2</sup> )
Aço de baixo teor de carbono (macio)	0,13	6,6
	0,35	5,2
	0,49	4,3
	0,64	3,2
	0,75	2,8
Aço A533B (aço de baixa liga para reservatórios sob pressão)	0,10	8,0
	0,30	5,7
	0,50	4,8
	0,70	3,1
	0,80	3,1
Aço A508 (aço ao carbono de média liga)	0,10	6,7
	0,50	5,6
	0,70	3,1
Aço D6AC (aço de liga de alta resistência)	0,03	3,4

Várias relações são propostas para relacionar  $R$  e  $\Delta K_{th}$ . De acordo com KUJAWSKI e ELLYIN (1987) a influência da razão  $R$  no *threshold* pode ser descrita pela equação geral na forma:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} f(R) \quad (13)$$

onde  $\Delta K_{th}$  é o valor de *threshold* para um dado valor de  $R$  e  $\Delta K_{th0}$  é o valor de *threshold* para  $R = 0$ .

GARWOOD (1979) e VOSIKOVSKY (1980) mencionam que:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} - BR \quad (14)$$

onde  $B$  é o coeficiente de inclinação da reta. Essa relação varia com o tipo de aço. Para o caso do aço API 5L X – 70, o coeficiente de inclinação  $B$  é 4 (quatro).

Em outra relação, KLESNIL e LUKAS (1972), relacionam o valor de *threshold* com a razão de tensão da seguinte forma:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} (1 - R)^\mu \quad (15)$$

onde  $\mu$  é um parâmetro utilizado para ajustar os dados experimentais. Ao ar, o valor de  $\mu$  varia entre 0,3 e 1, enquanto no vácuo esse valor é zero.

Muitos materiais testados em vácuo não sofrem influência de  $R$  no crescimento da trinca de fadiga, enquanto que ao ar,  $\Delta K_{th}$  tende a decrescer com o aumento de  $R$ . Mas, para alguns materiais e para  $R > 0,5$ , a sensibilidade é menos pronunciada (KUJAWSKI e ELLYIN, 1987). Diante do exposto conclui-se que a influência de  $R$  em  $\Delta K_{th}$  é também dependente do ambiente e das condições de teste (FURTADO FILHO, 1990).

Conceitos como tensão compressiva residual e efeitos do meio ambiente têm sido desenvolvidos para explicar o efeito da razão de tensão ( $R$ ) na taxa de crescimento da trinca (KUJAWSKI e ELLYIN, 1987, BULLOCH, 1994, ZHANG *et al.*, 2003). No entanto, depois da descoberta pioneira de Elber, a maioria das pesquisas relacionadas ao efeito da razão de tensões é baseada no conceito do fechamento de trinca (KUJAWSKI, 2001). O fenômeno de fechamento de trinca é importante em baixos valores de  $\Delta K$ , onde o crescimento da trinca de fadiga aproxima-se do *threshold* (GEARY, 1992). Deve ficar claro que o fenômeno de fechamento de trinca explica o efeito de  $R$  na taxa de propagação da trinca de fadiga para baixos valores de razão de tensão, já que para valores elevados de  $R$ , o fechamento de trinca passa a ser inexistente devido aos motivos explicados anteriormente.

BULLOCH (1991) estudou a influência do ambiente (ar seco e ambiente marinho) e de duas microestruturas bainíticas granulares e uma microestrutura ferrita-perlita na taxa de crescimento da trinca próximo ao *threshold*, num aço baixa liga BS1509 para dois valores de  $R$ , 0,1 e 0,86. Os resultados revelaram que o ambiente não exerceu influência na taxa de crescimento de trinca para  $R$  igual a 0,86, independente da microestrutura. No entanto, para o valor de  $R$  mais baixo houve uma influência significativa no valor de  $\Delta K_{th}$ , já que esses valores no ambiente marinho foram cerca de 30% maiores que aqueles referentes ao ar seco, além de apresentarem uma taxa de crescimento da trinca de fadiga cerca de quatro vezes menor que no ambiente de ar seco (figura 2.16).

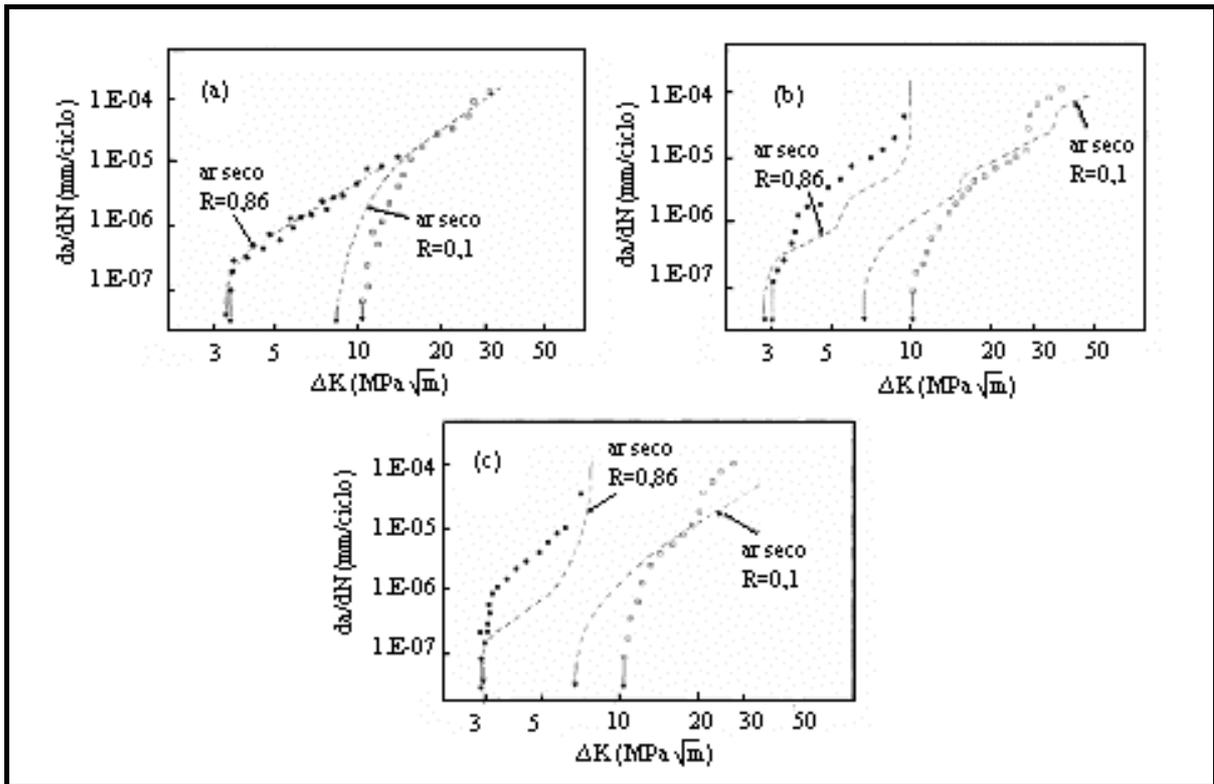


Figura 2.16 – Efeito de  $R$  nas características da taxa de crescimento da trinca de fadiga em solução salina em relação as microestruturas: (a) ferrita-perlita, (b) bainítica (32% de martensita) e (c) bainítica (65% de martensita) (BULLOCH, 1991).

Segundo o autor, esse comportamento foi esperado, considerando que para valores de  $R$  elevados, a microestrutura tem pequena influencia no  $\Delta K_{th}$ . Além disso, BULLOCH (1991) lembra que os efeitos do meio ambiente no valor de *threshold* são relacionados ao conceito de fechamento de trinca. No entanto, para valores de  $R$  elevados, os efeitos do fechamento de trinca são insignificantes. Os efeitos do ambiente no valor de *threshold* para baixo valor de  $R$  são atribuídos ao efeito de fechamento de trinca induzido por óxido.

LIAW (1988) discute a influência da microestrutura (limite de escoamento e tamanho de grão) e meio ambiente (temperatura), entre outros, na taxa de propagação da trinca de fadiga no cobre na região de  $\Delta K_{th}$  para diferentes valores de  $R$ . Ele observou que em relação à microestrutura, para valores de  $R$  baixos, o aumento do limite de escoamento do material geralmente decresce a resistência à propagação da trinca próximo ao *threshold*, enquanto que o aumento do tamanho de grão promove o efeito inverso. Em relação à temperatura, para valores baixos de  $R$ , de 24 a 121° C e de 121 a

343° C, houve acréscimo e decréscimo na taxa de propagação da trinca, respectivamente. Para valores de  $R$  elevados, houve diminuição da influência da microestrutura e do meio ambiente na taxa de crescimento da trinca de fadiga.

BULLOCH (1994) estudou o efeito da microestrutura na propagação das trincas de fadiga próximo à região do *threshold*, para diferentes valores de  $R$  em quatro classes de ferritas poligonais: ferrita poligonal pura, ferrita poligonal binária contendo 1% de sílcio, ferrita poligonal binária contendo 2% de sílcio e microestrutura ferrita-perlita apresentando limites de escoamento de 144, 216, 308 e 453 MPa, respectivamente. Os resultados revelaram que, para baixos valores de  $R$ , as microestruturas com maiores limites de escoamento apresentaram maiores valores de  $\Delta K_{th}$ , enquanto que para  $R > 0,6$ , não houve influência do limite de escoamento no valor de *threshold*.

#### **2.4.4 – Outros Fatores que Influenciam a Propagação das Trincas de Fadiga**

Sob amplitude de carregamento constante, outros fatores além da razão de tensão, influenciam a propagação de trinca de fadiga, são eles: frequência, meio ambiente (ambientes agressivos) e espessura, entre outros.

De acordo com BASTIAN *et al.* (1989), fatores como tensão média e agentes corrosivos têm efeito marcante na taxa de crescimento da trinca. No entanto, a frequência não tem grande influência na taxa de propagação ao ar, diferentemente do observado em ambientes corrosivos. BRANCO *et al.* (1986), por sua vez, mencionam que a influência da frequência está relacionada com o meio ambiente, mas em certos materiais como aços de construção, a taxa de crescimento é influenciada pela frequência, independentemente do efeito do meio ambiente.

Numa maneira geral, quanto menor for a frequência de carga aplicada, maior será a taxa de crescimento da trinca de fadiga, pois de acordo com BASTIAN *et al.* (1989) e BRANCO *et al.* (1986) nas frequências mais baixas, o tempo disponível para o ataque do meio agressivo é maior.

BASTIAN *et al.* (1989) apresentam o estudo da propagação da trinca de fadiga num aço 12Ni-5Cr-3Mo em solução 3% de cloreto de sódio (NaCl) ensaiado com frequências de carga entre 0,1 – 10Hz. Os resultados são apresentados na figura 2.17.

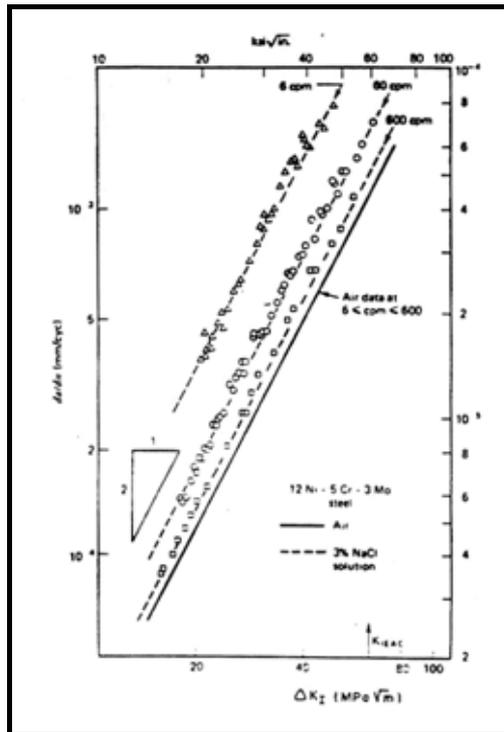


Figura 2.17 – Propagação da trinca de fadiga do aço 12Ni-5Cr-3Mo em solução 3% de NaCl em função da frequência de carregamento (BASTIAN *et al.*, 1989).

Os resultados mostraram o aumento na taxa de propagação das trincas de fadiga em presença da solução de NaCl, sendo mais pronunciado para a frequência de 0,1Hz. Para a frequência de 10Hz, a taxa de propagação aproximou-se àquela ao ar. Nota-se também que a frequência não influenciou a taxa de propagação da trinca ao ar (a taxa é a mesma para as frequências entre 0,1 e 10Hz). O autor menciona que esse comportamento também é observado em outros aços, ligas de alumínio e titânio.

GINGELL e KING (1997) estudaram o efeito da frequência na taxa de propagação da trinca de fadiga numa liga de alumínio Al-Zn-Mg-Cu de alta resistência, com valor de razão de tensão constante, submetidas a ambiente marinho e temperatura ambiente. Os resultados revelaram que o aumento da frequência provocou uma maior resistência à corrosão-fadiga, embora as taxas de crescimento nas frequências de 0,1 e 1Hz apresentassem comportamentos semelhantes (figura 2.18). As taxas de crescimento da trinca ao ar foram independentes das frequências utilizadas, entre 0,1 e 20 Hz.

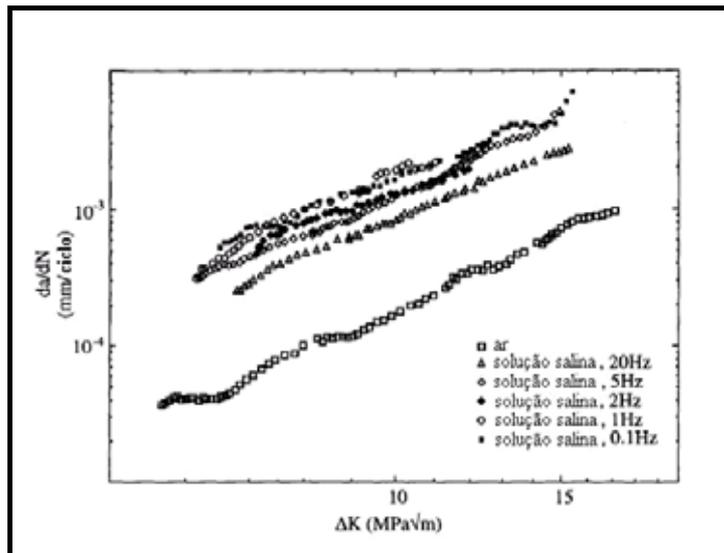


Figura 2.18 – Influência da frequência de carregamento na taxa de crescimento da trinca de fadiga da liga Al-Zn-Mg-Cu de alta resistência (adaptado GINGELL e KING, 1997).

A influência das variáveis metalúrgicas na propagação de trincas de fadiga está relacionada com a deformação plástica, ou seja, qualquer variação metalúrgica que dificulte o processo de deformação plástica, automaticamente irá aumentar a resistência à fadiga, visto que, a iniciação das trincas de fadiga envolve deformação plástica localizada.

FONTE *et al.* (2003) estudaram o efeito da microestrutura e do ambiente (ar e vácuo) no crescimento da trinca de fadiga numa liga de alumínio 7049. Foram executados dois tratamentos térmicos (superenvelhecimento e envelhecimento incompleto) com a finalidade de produzir ligas com limites de escoamento semelhantes para evitar qualquer efeito da resistência no crescimento da trinca, diferindo somente no modo de deformação de deslizamento (“slip deformation”). Os resultados são apresentados na figura 2.19.

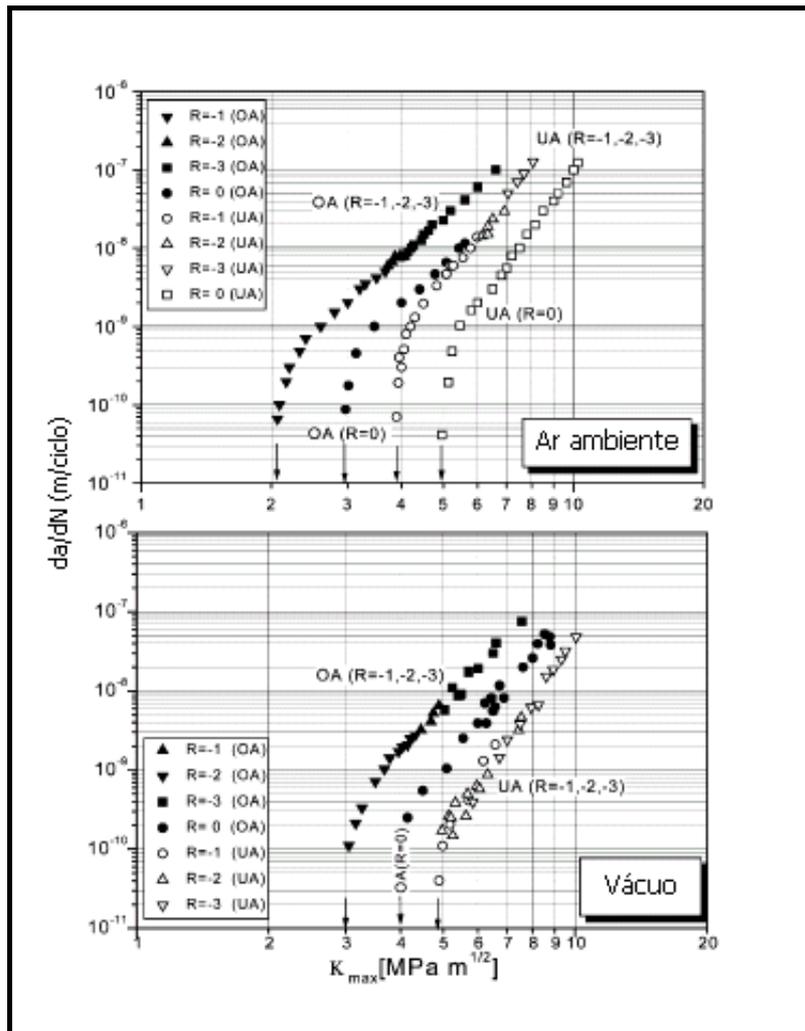


Figura 2.19 – Curvas de propagação das trincas de fadiga no ar ambiente e no vácuo em diferentes razões de tensões, para os tratamentos térmicos de superenvelhecimento (OA) e envelhecimento incompleto (UA) (adaptado de FONTE et al., 2003).

A partir das curvas da figura 2.19, pode ser verificado o efeito da microestrutura e ambiente nas taxas de crescimento da trinca de fadiga próximo à região do *threshold*. No vácuo, ambas as microestruturas apresentaram valores de  $\Delta K_{th}$  maiores que ao ar ambiente, pois neste último, a presença de umidade levou a uma significativa redução no valor de *threshold*. A redução do valor de *threshold* para a liga envelhecida incompletamente foi maior pela ocorrência da ramificação da trinca, promovendo um retardo no crescimento da mesma. Para os valores de  $R < 0$ , a taxa de crescimento da trinca é constante, devido carregamento de abertura apresentar valores aproximadamente constantes. O efeito da microestrutura, segundo os autores, é função do controle que a mesma exerce sobre os diferentes mecanismos de deformação: a resistência à propagação da trinca de fadiga numa liga apresentando deslizamento

planar (liga com envelhecimento incompleto) é maior em comparação com a liga apresentando deslizamento ondulado (liga superenvelhecida).

Com relação à espessura, PARK e LEE (2000) mencionam que os resultados sobre a sua influência na taxa de crescimento da trinca de fadiga são contraditórios, já que trabalhos anteriores revelaram taxas de crescimento acelerada ou reduzida em função da espessura, ou até mesmo nenhum efeito. Nesse sentido, os autores investigaram o efeito da espessura na taxa de propagação da trinca de fadiga com carregamento de amplitude constante em corpos-de-prova  $C(T)$  de aço inoxidável tipo 304. Os resultados mostraram que a taxa de crescimento foi maior para os corpos-de-prova de maior espessura (figura 2.20). Resultado semelhante foi encontrado por RADON e WOODTLI (1984) num aço baixa liga BS4360-50D (figura 2.21).

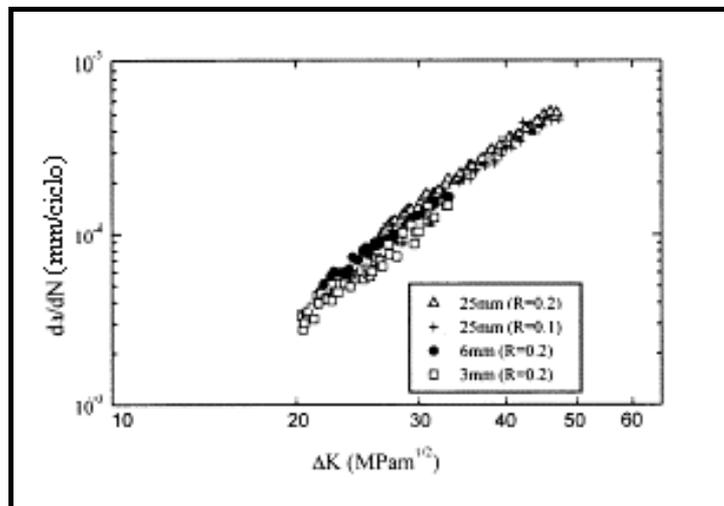


Figura 2.20 – Taxa de propagação da trinca de fadiga do aço inoxidável 304 em diferentes espessuras (PARK e LEE, 2000).

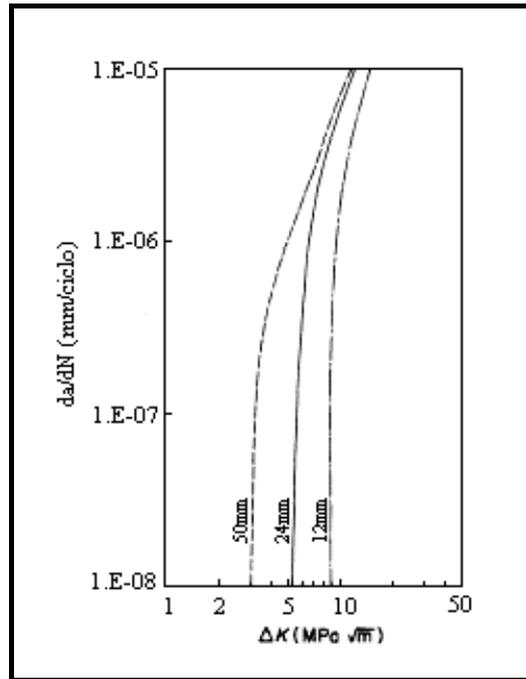


Figura 2.21 – Efeito da espessura na taxa de crescimento da trinca do aço baixa-liga BS4360-50D (adaptado de RADON e WOODTLI, 1984).

A taxa de propagação é menor em corpos-de-prova finos (estado plano de tensões) do que em corpos-de-prova espessos (estado plano de deformações). BRANCO et al. (1986) relatam que essa diferença é em função do modo de carregamento da trinca: para um mesmo valor de  $\Delta K$ , no estado plano de deformações, o mecanismo de ruptura é “essencialmente contínuo”, predominando o modo I de carregamento, enquanto no estado plano de tensões, a propagação dar-se-á nos modos I e II. Assim, o valor de  $K$  na ponta da trinca é reduzido, apresentando uma menor velocidade de propagação.

RADHAKRISHNAN (1984) estudou o efeito do tamanho de grão na taxa de propagação da trinca próximo à região do *threshold*, além da transição do estágio I para o estágio II na curva de propagação ( $da/dN$  vs.  $\Delta K$ ) num aço de baixo carbono, de composição (% peso): C 0,09, Mn 0,2, Si 0,12, P e S < 0,03. Os resultados revelaram que os valores de  $\Delta K_{th}$  aumentaram com o aumento do tamanho do grão (figura 2.22).

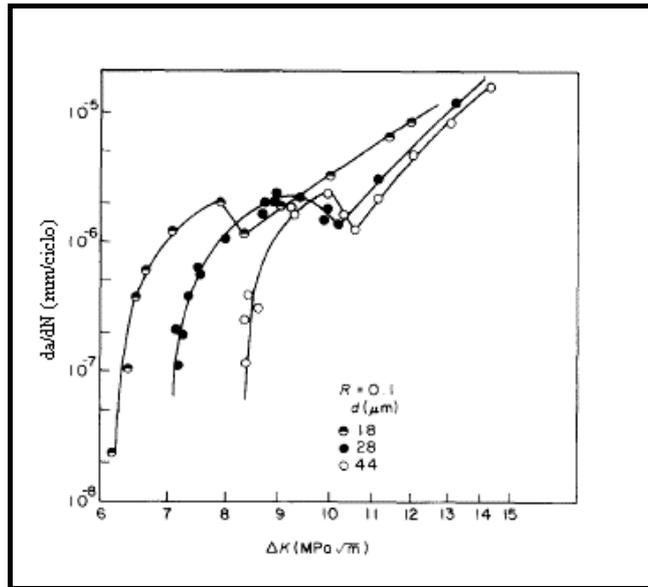


Figura 2.22 – Efeito do tamanho de grão ( $d$ ) na taxa de propagação da trinca para o aço de baixo carbono (RADHAKRISHNAN, 1984)

Além disso, foi observado um retardo do crescimento da trinca na transição do estágio I para o estágio II de propagação, em função da zona plástica na ponta da trinca. Segundo o autor, no estágio I de propagação (região do *threshold*), o tamanho da zona plástica é menor que o tamanho do grão, enquanto na transição ambos têm o mesmo tamanho. No entanto, quando a trinca cresce, haverá um aumento do tamanho da zona plástica que, eventualmente tornar-se-á maior que o grão. Desse modo, quando o valor de  $\Delta K$  aumenta, a zona plástica tende a crescer, expandindo-se em direção aos grãos adjacentes. Nesse processo, a zona plástica encontra uma resistência do contorno de grão que retarda o crescimento da zona, resultando numa queda na taxa de propagação da trinca. O autor cita trabalhos realizados em que foram observados os mesmos fenômenos na região de transição.

## 2.5 – MEDIÇÃO DE CRESCIMENTO DE TRINCAS DE FADIGA

Existem disponíveis diversas técnicas para medição da propagação de trincas de fadiga, dentre as quais destacam-se a observação visual da trinca e a técnica de queda de potencial.

O método mais simples de medição de crescimento de trinca é a observação visual com auxílio de microscópio. Nessa técnica, a propagação da trinca é medida por

meio de marcações realizadas em intervalos de mesmo comprimento na superfície polida do corpo-de-prova.

Outro método bastante utilizado é a técnica da queda de potencial ou diferença de potencial. Esta técnica envolve a aplicação de uma corrente constante num corpo-de-prova trincado. Com a propagação da trinca, a diferença de potencial em pontos de contato situados na vizinhança na ponta da trinca aumenta. Essa diferença de potencial é comparada com a voltagem de um corpo-de-prova onde não há crescimento de trinca e através de uma curva de calibração determina-se o comprimento de trinca. É uma técnica simples, de baixo custo e que não requer avanços eletrônicos. É descrita detalhadamente por WILKOWSKI e MAXEY (1983) e HALLIDAY e BEEVERS (1980).

Os dois métodos descritos anteriormente são aqueles utilizados mais freqüentemente. No entanto, métodos como medida de CTOD, ultrassom, emissão acústica também são utilizados na medida de comprimento de trinca. RICHARDS (1980) faz uma breve descrição dessas técnicas.

## **2.6 – JUNTAS SOLDADAS**

A Sociedade Americana de Soldagem (AWS – *American Welding Society*) define o processo de soldagem como: “*Processo de união de materiais utilizado para obter coalescência localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição.*”

A soldagem é um processo empregado freqüentemente em diversas estruturas como pontes, aeronaves, vasos de pressão, estruturas *offshore* e dutos, entre outros, permitindo uniões permanentes nos materiais. As estruturas soldadas freqüentemente estão sujeitas a carregamentos cíclicos e podem sofrer um processo de fadiga que representa uma das falhas mais comuns em estruturas soldadas (XIAOYAN *et al.*, 1996). A vida de uma estrutura soldada é usualmente governada pelo tempo necessário para iniciação e crescimento de uma trinca a partir de descontinuidades ou concentradores de tensões pré-existentes, no qual um crescimento instável da trinca resulta na ocorrência de fratura (SHI *et al.*, 1990).

Do ponto de vista microestrutural, uma junta soldada é constituída por três zonas heterogêneas conhecidas por metal de solda, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base. As três zonas da junta soldada estão identificadas na figura 2.23.

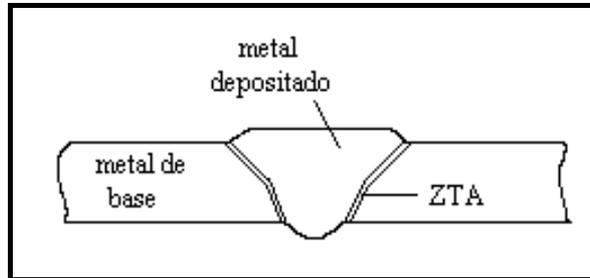


Figura 2.23 – As três zonas de uma junta soldada.

- **Metal depositado** (Metal de solda) – Como o próprio nome diz, essa é a região onde o material de solda é depositado. Nessa região, a temperatura alcançada ultrapassa a de fusão do material;
- **Metal de base** – Região mais distante do cordão de solda, que não é afetada pelo calor e cuja temperatura de pico não ultrapassa a crítica do material;
- **Zona termicamente afetada (ZTA)** – Região mais próxima ao metal depositado que é submetida a temperaturas muito elevadas (superiores à temperatura crítica e próximas a de fusão). Por esse motivo, apresentam microestruturas e/ou propriedades modificadas.

As juntas soldadas podem ser classificadas em função da orientação do cordão de solda em relação à direção de carregamento. A classificação das juntas soldadas é apresentada na figura 2.24.

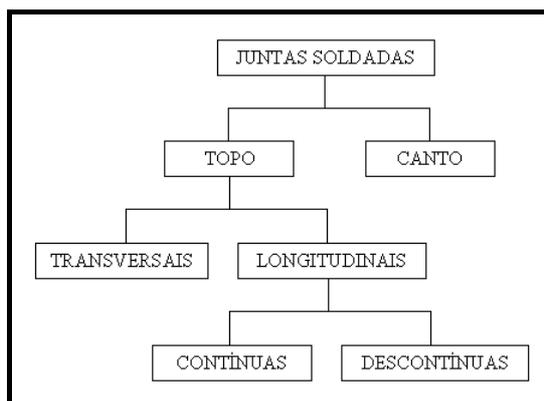


Figura 2.24 – Classificação das juntas soldadas (adaptado de BRANCO *et al.*, 1986).

De acordo com a figura 2.24, as juntas de topo podem ser classificadas em longitudinais (cordão de solda orientado segundo a direção do carregamento) e transversais (cordão de solda orientado perpendicularmente à direção de carregamento). Concomitantemente, essa classificação leva em consideração o modo de ruptura por fadiga. Nas juntas transversais, as trincas de fadiga iniciam-se no pé do cordão de solda, propagando-se na direção da espessura do material. Nas juntas longitudinais contínuas, no entanto, as trincas iniciam-se numa posição de “paragem – arranque” do eletrodo no processo de soldagem e nas juntas longitudinais descontínuas, na extremidade do cordão de solda. A figura 2.25 apresenta exemplos das juntas de topo longitudinais e transversais e os modos de ruptura por fadiga das juntas de topo, respectivamente.

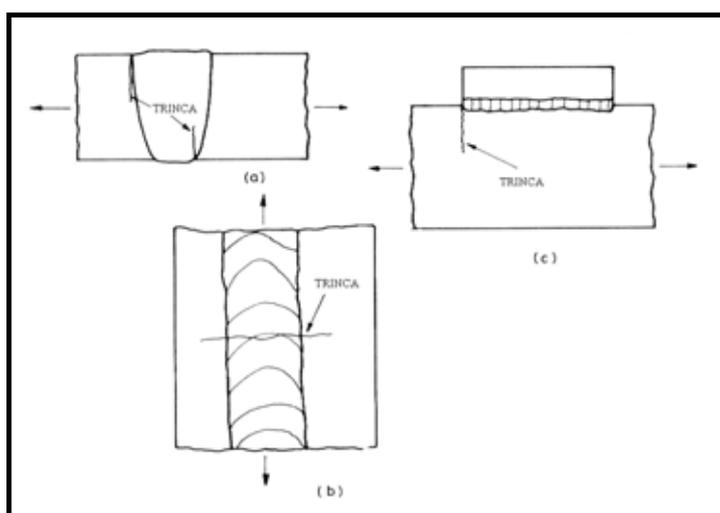


Figura 2.25 – Modos de ruptura por fadiga das juntas de topo: (a) transversais, (b) longitudinais contínuas e (c) longitudinais descontínuas (BRANCO *et al.*, 1986).

É importante ressaltar que em todos os modos de ruptura das juntas de topo apresentadas na figura 2.25, a trinca de fadiga origina-se em zonas de maior

concentração de tensões, em locais onde haja defeitos de solda ou pontos de descontinuidade geométrica, propagando-se no modo I, ou seja, numa direção normal à direção de carregamento (BRANCO *et al.*, 1986), como fora apresentado na figura 2.6.

Em qualquer um dos casos, as trincas de fadiga originar-se-ão em zonas onde as tensões sejam máximas, desde que a amplitude dessas tensões e o número de ciclos de aplicação de carga sejam elevados. Existindo um defeito de solda, a concentração de tensões pode ser mais elevada e, assim, a iniciação das trincas de fadiga será mais facilitada, pois o aumento da tensão facilitará a movimentação das discordâncias (BRANCO *et al.*, 1986). Já a propagação das trincas ocorrerá pelo metal de base, metal depositado ou zona termicamente afetada (ZTA), dependendo da geometria da junta, condições de sollicitação e estado metalúrgico do material.

Encontram-se disponíveis métodos para melhorar o comportamento à fadiga das juntas soldadas. Tais métodos podem ser agrupados em (FURTADO FILHO, 1990):

- métodos que modificam a geometria do cordão de solda, reduzindo o fator de concentração de tensões e removendo os defeitos existentes, tais como: esmerilhamento, refusão por TIG e refusão por plasma;
- métodos que modificam o campo de tensões residuais como martelamento e jateamento

Os métodos referidos acima são abordados detalhadamente por FURTADO FILHO (1990) e FERNANDES (2002).

### **2.6.1 – Defeitos de Solda**

Numa estrutura soldada, os defeitos de solda são responsáveis pelo surgimento de descontinuidades geométricas que atuam como concentradores de tensões que facilitam a iniciação e conseqüente a propagação de trincas, diminuindo a resistência à fadiga da estrutura. Podem ser produzidos durante a operação de soldagem, causados por fatores ligados ao processo, forma e execução da solda adotados e são freqüentemente localizados no metal de base, no metal depositado ou na zona termicamente afetada (BRANCO *et al.*, 1986).

A seguir serão introduzidos os conceitos mais importantes dos tipos de defeitos existentes em estruturas soldadas, mas a influência desses defeitos na resistência à fadiga das juntas não será abordada aqui. No entanto, esse assunto

encontra-se descrito na literatura por GURNEY (1968) e BRANCO *et al.* (1986) com maior riqueza de detalhes.

#### 2.6.1.1 – Porosidades

Dentre os defeitos de solda mais encontrados em juntas soldadas, destacam-se as porosidades. Poros (figura 2.26) são formados durante a contração do metal no processo de soldagem ou mediante a liberação de gases como hidrogênio e nitrogênio formados a partir de reações ocorridas durante a solidificação da solda.

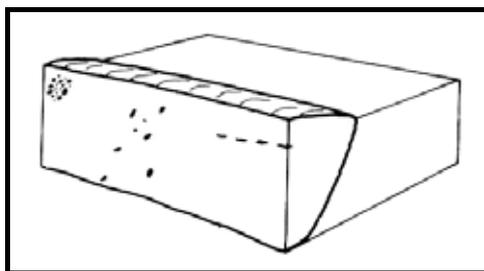


Figura 2.26 – Representação de porosidades numa junta soldada (BRANCO *et al.*, 1986).

Em estruturas de aço soldadas, vários fatores contribuem para a formação de porosidades como teores de enxofre elevados no metal de base ou no eletrodo, bem como uma umidade excessiva no recobrimento do eletrodo (BRANCO *et al.*, 1986, GURNEY, 1968). A existência de porosidades em pequenas quantidades não é prejudicial ao material. No entanto, acima de limites determinados por normas técnicas, a quantidade de poros pode levar ao surgimento de trincas de fadiga (DE MARCO FILHO, 2002).

#### 2.6.1.2 – Inclusões sólidas

As inclusões sólidas (inclusões de escória, inclusões de óxidos e inclusões metálicas de cobre e tungstênio, entre outros metais) são defeitos provocados pelo aparecimento de partículas estranhas ao processo de soldagem que estão localizadas no interior do metal fundido, comumente causados pela limpeza imperfeita entre os passes de solda. As inclusões de escória são os defeitos encontrados com mais frequência em estruturas soldadas e são causadas principalmente pela limpeza imperfeita da solda entre sucessivos passes (GURNEY, 1968). Na figura 2.27 pode ser visto uma representação esquemática de uma inclusão sólida.

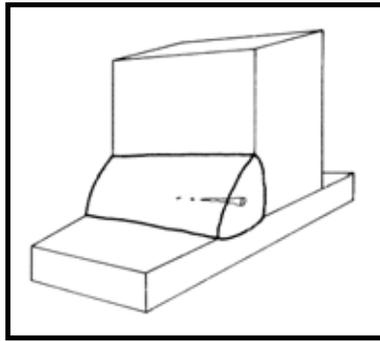


Figura 2.27 – Representação de uma inclusão sólida num cordão de solda (BRANCO *et al.*, 1986).

### 2.6.1.3 – Falta de fusão e penetração

Outros defeitos importantes nas estruturas soldadas são denominados falta de fusão e falta de penetração (penetração incompleta). O primeiro é caracterizado pela descontinuidade (falta de ligação), em escala atômica, entre o metal depositado e o metal de base. É um defeito importante, que deve ser evitado, pois atua como um intenso concentrador de tensões (DE MARCO FILHO, 2002).

A principal causa de falta de fusão nos aços é a presença de substâncias estranhas (escórias, por exemplo) à superfície a ser soldada, impedindo que o metal atinja a temperatura de fusão. A escolha errônea da corrente de soldagem é um outro agente causador desse defeito. Na figura 2.28 são exemplificadas juntas soldadas apresentando falta de fusão.

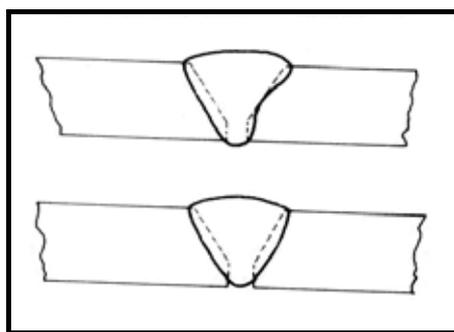


Figura 2.28 – Juntas soldadas apresentando falta de fusão (BRANCO *et al.*, 1986).

A falta de penetração (figura 2.29) é um defeito que consiste no incompleto preenchimento da raiz da junta soldada pelo metal depositado resultando num interstício entre eles (redução da área útil da solda) e conseqüentemente numa concentração de tensões.

É interessante observar que não são todos os casos em que a penetração incompleta pode ser considerada como defeito (em vasos de pressão, por exemplo, ela é utilizada na ligação entre suas conexões). Desse modo, a penetração incompleta só pode ser considerada como defeito se for observada em juntas que, necessariamente, devem ter a penetração completa (BRANCO *et al.*, 1986, GURNEY, 1968).

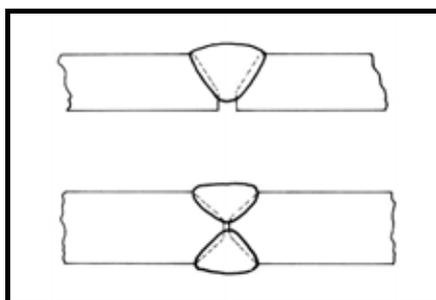


Figura 2.29 – Exemplos de juntas soldadas apresentando falta de penetração (BRANCO *et al.*, 1986).

#### 2.6.1.4 – Defeitos Geométricos

Os defeitos geométricos ocorrem a partir do desalinhamento axial ou angular da forma do cordão de solda. Ambos os tipos de desalinhamento promovem uma concentração de tensões na região, provocando uma diminuição da resistência à fadiga da solda (DE MARCO FILHO, 2002).

O desalinhamento axial dar-se-á devido à imposição construtiva ou por erro construtivo, acidentalmente provocado pela fixação inadequada das peças antes da solda (BRANCO *et al.*, 1986). São apresentados esquematicamente na figura 2.30.

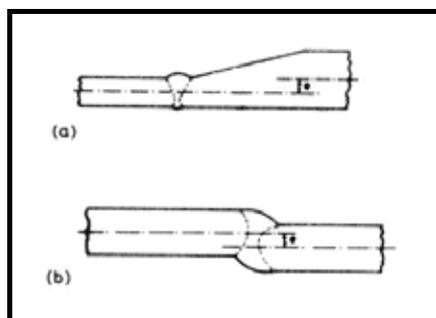


Figura 2.30 – Desalinhamento axial numa junta soldada de topo: (a) desalinhamento construtivo; (b) desalinhamento angular (GURNEY, 1968).

Em relação ao desalinhamento angular (figura 2.30.b), esse tipo de defeito tende ser encontrado em soldas longitudinais de tubos. Nesse caso, a resistência à fadiga diminui com a diminuição do ângulo de reforço da solda (DE MARCO FILHO, 2002).

## 2.6.2 – Tensões Residuais em Soldagem

Tensões residuais são definidas como tensões existentes num componente ou parte dele sem que haja qualquer carregamento exterior, resultante de deformações térmicas ou mecânicas acompanhadas por deformações plásticas do metal (BRANCO *et al.*, 1986, GURNEY, 1968). Podem ter as mais diversas origens, tais como: operações de laminação, conformação, corte, operações de soldagem e tratamentos térmicos (WOODTLY *et al.*, 1986).

As tensões residuais são classificadas em três tipos (FONSECA, 2000, DE MARCO FILHO, 2002, FERNANDES, 2002):

- Tensões residuais do tipo 1: são tensões homogêneas, ou seja, constantes em grandeza e direção, que se estendem em grandes áreas (vários grãos do material). Esses tipos de tensões são denominadas macroscópicas e estão em equilíbrio com todos os esforços atuantes no material.;
- Tensões residuais do tipo 2: são tensões quase homogêneas, que se estendem numa pequena área, isto é, em um grão ou parte dele. São equilibradas através de um certo número de grãos. São denominadas tensões microscópicas;
- Tensões residuais do tipo 3: são tensões heterogêneas, geradas a partir de defeitos cristalinos do material, estendendo-se na área de algumas distâncias atômicas em um grão. São equilibradas dentro do próprio grão e são denominadas tensões submicroscópicas ou tensões micro-localizadas.

As tensões residuais podem ter origem a partir de operações de soldagem. Tais operações, realizadas a altas temperaturas, promovem o desenvolvimento, devido efeito de ciclo térmico, de contrações e dilatações na junta soldada (metal de base e metal depositado), responsáveis por deformações que podem não ser acomodadas sem exceder o limite de escoamento do material, resultando assim em deformações permanentes ou tensões residuais. As tensões residuais são originadas quando as

deformações plásticas são suprimidas parcial ou totalmente (BRANCO *et al.*, 1986) e, quanto maior o nível de restrição imposto à junta soldada, maior será o nível de tensões residuais resultantes. Assim, existem três condições suficientes para a formação das tensões residuais em juntas soldadas, são elas (FURTADO FILHO, 1990):

- o material deve ser deformável termicamente;
- o material deve atingir o domínio plástico por efeito das tensões de origem térmica;
- não deve existir uniformidade no campo de tensões criados.

Segundo FONSECA (2000), existem três fontes principais de tensões residuais em soldagem. As tensões residuais de contração são provenientes do resfriamento de zonas diferentemente aquecidas e plastificadas durante o processo de soldagem. Outra fonte de tensões residuais é aquela oriunda do resfriamento mais rápido da superfície, em virtude do resfriamento não ser homogêneo ao longo da espessura do material. Nesse caso, as tensões serão maiores se a espessura da chapa também for maior. A terceira fonte de tensões residuais é aquela originada a partir de transformação de fases, promovendo o aumento de volume do material transformado. A expansão da área transformada do material é impedida pelas “regiões frias” do material, resultando num esforço de compressão.

A distribuição das tensões residuais nas juntas soldadas é apresentada ilustrativamente na figura 2.31.

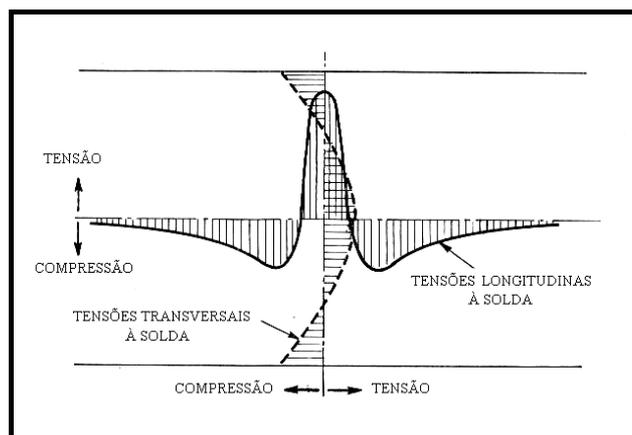


Figura 2.31 – Distribuição das tensões residuais numa junta soldada (GURNEY, 1968).

As tensões residuais longitudinais na parte central da junta atingem o valor máximo (tensões residuais de tração), freqüentemente semelhante à tensão limite de escoamento do material, enquanto as bordas apresentam um valor de tensão mínimo

(tensões residuais de compressão) a uma distância cerca de três vezes a largura do cordão de solda (FONSECA, 2000). Já as tensões residuais transversais apresentam na parte central da junta uma pequena amplitude de tensões de tração (cerca de 1/3 do limite de escoamento) (FONSECA, 2000) e no restante são equilibradas por tensão de compressão (BRANCO *et al.*, 1986).

As tensões residuais desempenham um papel muito importante no comportamento à fadiga das estruturas soldadas. Conseqüentemente, muitos estudos são realizados para compreensão das mesmas. Os resultados mostram que a vida em fadiga e a resistência à fadiga podem ser melhoradas pela redução da influência da tensão residual de tração nos componentes soldados, TENG *et al.*(2002), ou pela introdução de tensões residuais compressivas nas regiões das juntas soldadas (NINH e WAHAB, 1995). TENG *et al.*(2002) mencionam que as tensões residuais podem reduzir a vida em fadiga das estruturas soldadas, particularmente quando uma tensão residual de tração da magnitude do limite de escoamento exista nas regiões da raiz da solda.

Considerando que as trincas de fadiga freqüentemente surgem na superfície do corpo, é de se esperar que as tensões residuais superficiais têm influência na vida em fadiga do mesmo. Nesse sentido, WOODTLI *et al.*, (1986) citam que as tensões residuais superficiais são importantes na propagação das trincas de fadiga, pois as tensões residuais compressivas causam o fechamento e o retardamento na taxa de crescimento da trinca, enquanto as tensões residuais trativas têm o efeito inverso.

OHTA *et al.* (1982) estudaram o crescimento da trinca de fadiga nas juntas soldadas de topo num aço HT80 (trinca central) e os resultados revelaram que as propriedades de propagação da trinca de fadiga das juntas soldadas (metal de solda e ZTA) foram inferiores em comparação com o metal de base, causadas pela distribuição de tensão residual trativa na parte central das juntas soldadas ao redor da ponta da trinca.

CASTRO (1992) estudou o comportamento em fadiga do aço BS 4360 G50D no metal de base e na ZTA com dois aportes de calor (30 e 50 KJ/cm) e razões de tensão de 0,1 e 0,5, mediante amplitude de carregamento constante e foi observado que para  $R = 0,1$ , o metal de base apresentou uma menor vida em fadiga em relação as juntas soldadas pois, segundo o autor, as tensões residuais compressivas podem diminuir a taxa de propagação da trinca. Foi constatado também que a maior vida em fadiga relacionou-se com o maior aporte de calor aplicado. Para  $R = 0,5$ , o mesmo comportamento foi observado, ou seja, maior vida em fadiga para as juntas soldadas

com aporte de 50 KJ/cm, embora a diferença seja mínima. Houve uma diminuição da contribuição das tensões residuais compressivas. Comparando-se os resultados entre  $R$  iguais a 0,1 e 0,5, menores vidas em fadiga foram observadas para os ensaios realizados neste último.

As trincas de fadiga, no entanto, podem propagar-se sob tensões compressivas. GURNEY (1968) diz que as trincas podem surgir em regiões de tensões trativas, propagando-se em regiões de compressão. Nesse caso, sob ação de tensões residuais trativas, as trincas abrem até que sejam aliviadas. Sob carga cíclica, as trincas fecham e reabrem quando a carga é retirada. A explicação do autor é que as trincas permanecem tensionadas, propagando-se.

FONSECA (2000) menciona que nas juntas soldadas, as tensões residuais de tração são relevantes tanto na direção longitudinal, quanto na direção transversal, embora as primeiras sejam mais relevantes. O autor acrescenta que no momento quando uma estrutura soldada contendo tensões residuais for solicitada, haverá uma interação entre as tensões resultantes da carga aplicada e as tensões residuais presentes, promovendo uma alteração no valor de  $R$ , principalmente em locais onde as tensões residuais forem de tração.

## **2.7 – FADIGA EM AÇOS API**

Poucos trabalhos são disponíveis na literatura sobre a propagação das trincas de fadiga em aços API.

VOSIKOVSKI e RIVARD (1981) estudaram a taxa de crescimento de trincas de fadiga em corpos-de-prova com as orientações  $T-L$  e  $T-S$  de uma chapa de aço API 5L X-65 de dutos, com amplitude de carregamento constante e valor de  $R$  igual a 0,05 (figura 2.32).

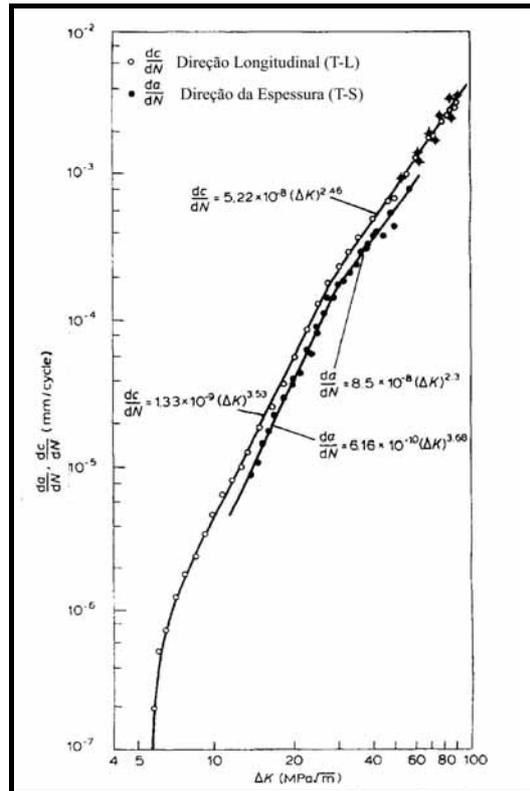


Figura 2.32 – Taxa de crescimento da trinca de fadiga dos corpos-de-prova de orientações *T-L* e *T-S* (VOSIKOVSKI e RIVARD, 1981).

Os resultados revelaram que o crescimento da trinca na direção *T-S* apresentou uma menor taxa de crescimento. No entanto, para valores de  $\Delta K$  elevados, a taxa de crescimento da trinca na direção *T-S* ultrapassa a da direção longitudinal (*T-L*). No mesmo trabalho, foram medidas as taxas de crescimento para trincas superficiais nas mesmas orientações e pôde ser verificado que o comportamento nas taxas de propagação foram semelhantes, particularmente para valores de  $\Delta K$  baixos. Já para valores de  $\Delta K$  mais elevados, a taxa de crescimento para ambas as direções foram suavemente mais baixas.

DE MARCO FILHO (2002) estudou o comportamento em fadiga, mediante ensaios com amplitude de carregamento constante, para diferentes valores de  $R$  (0,1 e 0,5), nas regiões do metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada das juntas soldadas circunferenciais de tubos de aço API 5L X-65 utilizados na fabricação de *risers*, além da influência da aplicação de sobrecargas no comportamento de crescimento da trinca em fadiga. Os resultados mostraram que as regiões do metal de base e metal de solda apresentaram as maiores taxas de propagação, sendo isso mais acentuado para o menor valor de  $R$  (0,1). Ficou comprovada a influência da razão de

tensões, onde para  $R$  igual a 0,5, as taxas de propagação da trinca são maiores para todas as regiões da junta soldada. Revelaram também que a aplicação de sobrecargas promoveu uma desaceleração na taxa de crescimento da trinca, que ficou mais pronunciada para o maior valor de sobrecarga. Em relação às tensões residuais, estas não exerceram influência alguma na diminuição da taxa de propagação da trinca, pois, segundo o autor, foram observadas tensões residuais compressivas e trativas, no sentido de fechamento da trinca.

SHI *et al.* (1990) investigaram a propagação de trincas de fadiga, com amplitude de carregamento constante, em regiões da junta soldada de topo do aço API 5L X-52 para dutos, apresentando o cordão de solda na direção de laminação do aço. O estudo foi focado em dois pontos: o efeito das tensões residuais na taxa de propagação da trinca, e sua relação com a posição da trinca e sua orientação com respeito ao cordão de solda e o crescimento da trinca na região de ligação das juntas soldadas (região do metal de solda e ZTA do metal de base) ao longo da direção da solda. Os resultados mostraram que a taxa de crescimento da trinca do metal de base, MB, não é sensível à direção de laminação do aço (figura 2.33). Verificaram também que no metal de solda (MS) e na região de ligação das juntas soldadas (*cross-bond*), onde a trinca se propaga ao longo de cordão de solda, a taxa de crescimento da trinca aumenta na medida que a trinca cresce e é menor que a do metal de base.

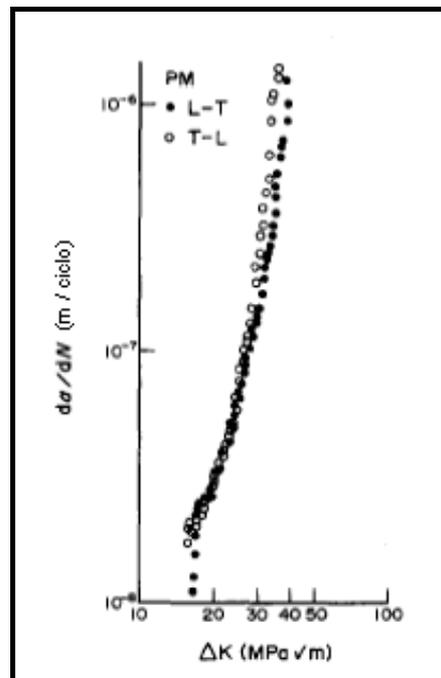


Figura 2.33 – Taxa de crescimento da trinca em relação ao metal de base (PM) do aço API 5L X-52 (SHI *et al.*, 1990).

Os autores atribuíram esse comportamento ao efeito de tensões residuais compressivas existentes na ponta da trinca, causando o fechamento. No entanto, quando o efeito da tensão residual foi removido, MB, MS e a região *cross-bond* (CB) continuavam a apresentar taxas diferentes, indicando que a taxa de propagação dessas regiões depende também das diferentes microestruturas existentes entre o metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada.

Para corpos-de-prova cuja trinca propagava-se perpendicularmente à direção do cordão de solda, cruzando MB e CB, foram utilizados dois valores constantes de  $\Delta K$  e os resultados revelaram um pequeno decréscimo da taxa de propagação com o aumento do comprimento da trinca e um crescimento gradual da taxa quando a trinca interceptou a zona soldada, para o valor mais elevado de  $\Delta K$  aplicado (figura 2.34). Foi verificado também que o efeito da tensão residual de compressão na taxa de crescimento da trinca de fadiga é mais pronunciado para baixos valores de  $\Delta K$ , pois ao aproximar da região da zona termicamente afetada, a trinca de fadiga parou de crescer (figura 2.35).

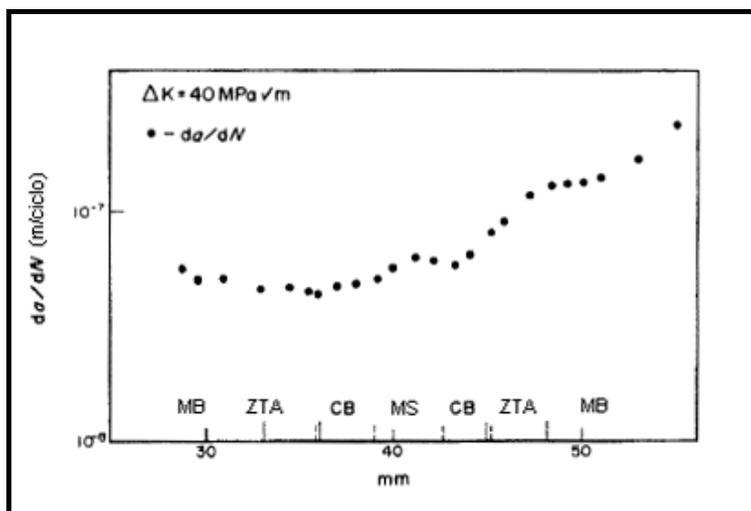


Figura 2.34 – Relação entre a taxa de crescimento e o comprimento da trinca de fadiga, propagando-se numa direção perpendicular ao cordão de solda, para um  $\Delta K$  de  $40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . (adaptado de SHI et al., 1990).

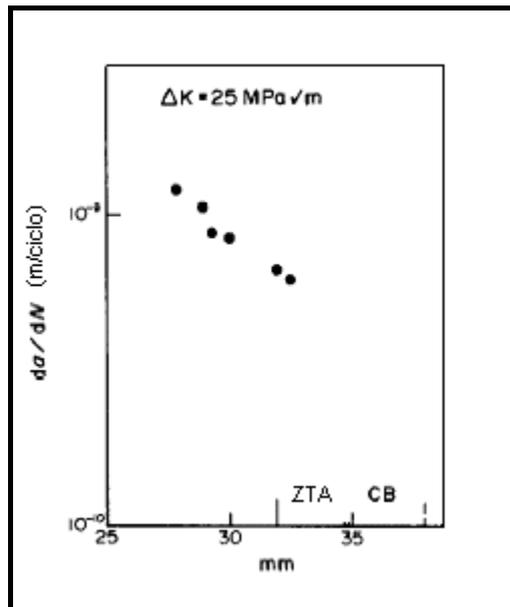


Figura 2.35 – Relação entre a taxa de crescimento e o comprimento da trinca de fadiga, propagando-se numa direção perpendicular ao cordão de solda, para um  $\Delta K$  de  $25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . (adaptado de SHI et al., 1990).

A partir dos resultados, segundo SHI *et al.* (1990), fica claro que o efeito das tensões residuais na taxa de crescimento da trinca é função da posição da trinca e sua orientação com respeito ao cordão de solda.

Embora seja de conhecimento que as tensões residuais compressivas sejam importantes para o aumento da resistência à fadiga das juntas soldadas, FONSECA (2000) menciona que existem divergências na literatura quanto a isso. Nesse sentido, o autor procurou esclarecer tais divergências, por meio de técnicas de difração de raios-X, quanto ao comportamento do estado compressivo de tensões residuais durante carregamentos em fadiga. A técnica de raios-X para tensões residuais é abordada detalhadamente por MELO (1999). Foi analisado o comportamento das tensões residuais de compressão, introduzidas por *shot peening*, em corpos-de-prova de aço API 5L X-70 de diferentes configurações, a saber: cordão de solda longitudinal ao tubo, cordão de solda longitudinal à montagem da tubulação e com encontro dos cordões de solda anteriores. Os resultados mostraram que, a partir do momento que as tensões residuais longitudinais de compressão foram aliviadas total ou parcialmente, ou se tornaram trativas, surgiram trincas de fadiga que se propagaram transversalmente à direção do corpo-de-prova, como ocorreu em todas as análises, para os corpos-de-prova carregados com 70 e 80% do limite de escoamento do metal de base, a partir de  $10^6$  ciclos e 140.000 ciclos ou menos, respectivamente.

Todas as análises revelaram que o estado de tensões residuais compressivas não se alterou com cargas de 43% e 56% da tensão limite de escoamento até  $2 \times 10^6$  ciclos e que houve uma alteração lenta, a partir de  $10^6$  ciclos, para os corpos-de-prova carregados com 60% da tensão de escoamento. Para os corpos-de-prova com cordões de solda encontrados, cuja configuração apresentava o cordão longitudinal de fabricação do tubo na direção longitudinal do corpo-de-prova, os resultados revelaram um alívio de tensões para algumas direções e uma inversão de tensões (compressivas para trativas), entre 100.000 e 180.000 ciclos, para outras direções. Nesse caso, não houve surgimento de trincas.

De acordo com FERNANDES (2002), as normas de teste de fadiga em juntas soldadas recomendam a utilização de corpos-de-prova que apresentem dimensões reais, mas o desenvolvimento de programas de ensaios em escalas reais é muito dispendioso. Por esse motivo, deve-se buscar um corpo-de-prova, cuja relação  $L/t$ , onde  $L$  é o comprimento ao longo do eixo longitudinal do cordão de solda e  $t$  a espessura da junta soldada, apresente as mesmas relações da estrutura real. O autor menciona que a tensão residual é o principal parâmetro controlador das dimensões do corpo-de-prova nos ensaios de fadiga nas juntas soldadas que garanta um perfil de tensões residuais idêntico ao da estrutura real. Assim, FERNANDES (2002) propôs uma metodologia para análise de tensões residuais nas juntas soldadas do aço API 5L X-60, baseado no método da furação instrumentada conhecida por *hole-drilling*, a partir de uma avaliação completa das propriedades monotônicas e à fadiga deste aço com o objetivo de ter um controle preciso das tensões residuais. Esta metodologia de análise de tensões residuais limita sua aplicação a tensões residuais menores que cerca de 1/3 do limite de escoamento do material. Entretanto, nas juntas soldadas, as tensões residuais podem ser da mesma ordem ou até maiores que a tensão limite de escoamento. Desse modo, o autor estendeu a aplicabilidade deste método às tensões residuais desta ordem através do desenvolvimento de um modelo numérico por elementos finitos.

Não foram encontrados na literatura trabalhos relacionados à propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas longitudinais.

### **3 – MATERIAIS E MÉTODOS**

#### **3.1 – MATERIAIS**

Os materiais utilizados no desenvolvimento da tese foram juntas soldadas longitudinais de um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) cujo metal de base atende à especificação API 5L X-70, utilizados na fabricação de dutos para transporte de óleo e gás. Estas juntas foram fornecidos pela Tenaris CONFAB em forma de placas. A composição química do aço do estudo está apresentada na tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço API 5L X-70 (% em peso)

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb + V + Ti	C <sub>eq</sub> *
0,08	0,28	1,66	0,019	0,001	0,022	0,09	0,41

\* C<sub>eq</sub> – carbono equivalente

#### **3.2 – ENSAIOS DE DUREZA**

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados no Laboratório de Propriedades Mecânicas do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais nas três regiões da junta soldada com a finalidade de determinar essa propriedade. As medidas foram executadas num equipamento WPM com carga de 20 kgf numa linha imaginária, cortando as três regiões da junta, a cada 1mm partindo do metal de solda em direção ao metal de base. Cada valor de dureza corresponde a média de duas leituras.

#### **3.3 – ANÁLISE METALOGRÁFICA**

A análise metalográfica foi realizada com o objetivo de determinar os constituintes microestruturais das três regiões da junta soldada. O equipamento utilizado foi um microscópio ótico OLYMPUS, modelo BX60M, com ampliações de 100x, 200x, 500x. Primeiramente, os corpos-de-prova foram polidos sucessivamente em lixas

d'água de granulação grosseira até uma granulação mais fina, finalizando o polimento com pasta de diamante. Posteriormente, realizou-se ataque químico nos corpos-de-prova com uma solução de Nital 2% para revelar as regiões da junta soldada.

### **3.4 – ANÁLISE FRACTOGRÁFICA**

Os ensaios de Microscopia Eletrônica de Varredura (SEM) foram realizados com a finalidade de caracterizar a superfície de fratura das três regiões da junta soldada. As análises foram conduzidas no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais num microscópio JEOL JSM – 646OLV. A análise fractográfica foi complementada com caracterizações efetuadas num microscópio estereoscópico ZEISS modelo STEMI SV6 KL 1500 com auxílio de uma máquina digital NIKON modelo Coolpix.

### **3.5 – ENSAIOS DE TRAÇÃO**

Com a finalidade de caracterizar as propriedades mecânicas de tração do material, os ensaios foram realizados no Laboratório de Propriedades Mecânicas do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, na temperatura ambiente (24°C), utilizando uma máquina EMIC DL 10000 de 100KN de capacidade e extensômetro EMIC de  $L_0 = 24\text{mm}$ . A velocidade do travessão utilizada foi de 1mm/min.

Os corpos-de-prova de tração foram retirados de placas planificadas e dimensionados de acordo com a norma ASTM E 8M, conforme figura 3.1 e tabela 3.2.



Figura 3.1 – Corpo-de-prova utilizado para os ensaios de tração.

Foram realizados ensaios de tração no metal de base e nas direções longitudinal e transversal ao cordão de solda, em triplicatas. A nomenclatura adotada na identificação dos corpos-de-prova é especificada a seguir:

- B – corpos-de-prova retirados do metal de base;
- SL – corpos-de-prova retirados da junta soldada longitudinal na direção do cordão de solda;
- ST – corpos-de-prova retirados da junta soldada longitudinal na direção transversal ao cordão de solda.

Tabela 3.2 – Dimensões dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração

Corpo-de-prova		Dimensões dos corpos-de-prova (mm)		
		$\phi_{\text{médio}}$	$L_{\text{útil}}$	Área (mm <sup>2</sup> )
Metal de Base (MB)	cp 1	6,01	42,19	28,37
	cp 2	6,00	41,53	28,27
	cp 3	6,01	42,24	28,37
Longitudinal à solda (SL)	cp 1	6,00	43,54	28,27
	cp 2	6,00	42,68	28,27
	cp 3	6,01	41,40	28,37
Transversal à solda (ST)	cp 1	5,99	42,69	28,18
	cp 2	5,99	42,19	28,18
	cp 3	6,01	42,32	28,37

As dimensões dos corpos-de-prova foram obtidas com o auxílio do projetor de perfis da marca NIKON, modelo 6C.

### 3.5 – ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga, bem como o pré-trincamento foram realizados no Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento do Exército (IPD/CETEx) numa máquina servo-hidráulica MTS modelo 810, capacidade máxima de 100KN, de acordo com as recomendações das normas ASTM E647 e BS 6835. Na figura 3.2, é apresentado o equipamento utilizado nos ensaios de fadiga.



Figura 3.2 – Equipamento utilizado para os ensaios de fadiga.

Os corpos-de-prova utilizados na propagação das trincas de fadiga foram fabricados a partir das placas recebidas. Depois de usinados, os corpos-de-prova foram atacados quimicamente com uma solução de Nital 2% para revelação da solda, com o objetivo de marcar a localização do entalhe nas três regiões da junta soldada (figura 3.3), passando por uma última etapa de polimento para facilitar a visualização do crescimento da trinca. Foram utilizados corpos-de-prova de flexão em três pontos (SE(B)) do metal de base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA), projetados de acordo com a norma BS 6835, com as dimensões apresentadas na figura 3.4.

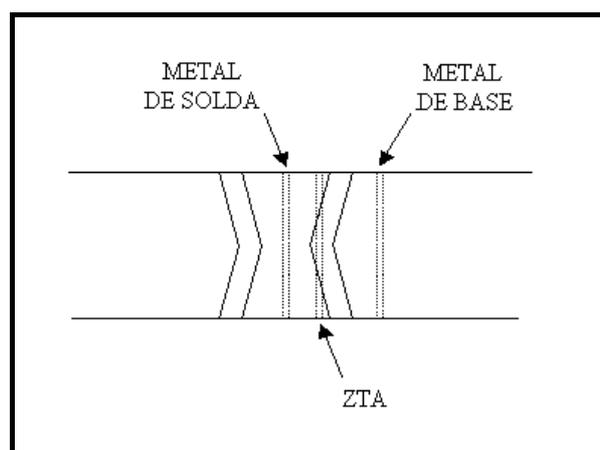


Figura 3.3 – Vista superior do local de marcação dos entalhes (fora de escala).

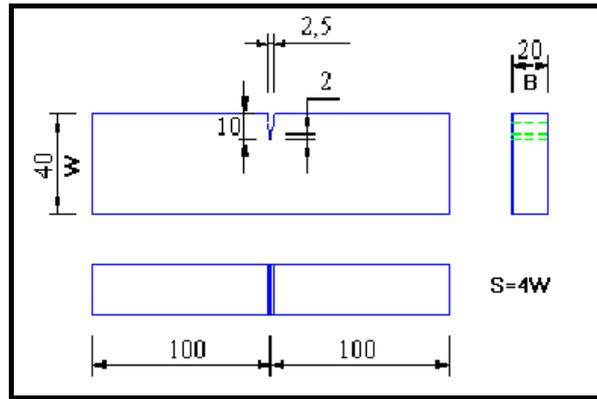


Figura 3.4 – Dimensões dos corpos-de-prova de dobramento em milímetros (fora de escala).

As trincas de fadiga foram iniciadas a partir do entalhe mediante aplicação de cargas correspondentes a valores de  $\Delta K$  em torno de  $20MPa\sqrt{m}$  e com valor de  $R=0,1$ , de acordo com as normas ASTM E647 e BS 6835. Na medida que a trinca se propagava, diminuía-se o carregamento gradativamente (máximo de 10%), mantendo  $R$  constante, até um valor equivalente a  $15MPa\sqrt{m}$  num comprimento de trinca mínimo estabelecido pelas normas ASTM E647 e BS 6835, finalizando o pré-trincamento.

O valor de  $\Delta K$  adotado foi determinado utilizando a função de forma descrita na norma ASTM E399 apresentada na equação 1.

$$\Delta K = \frac{\Delta PS}{BW^{1,5}} \cdot \left| \frac{3(a/W)^{0,5} [1,99 - (a/W)(1 - a/W)(2,15 - 3,93a/W + 2,7a^2/W^2)]}{2(1 + 2a/W)(1 - a/W)^{1,5}} \right| \quad (1)$$

onde:

$\Delta P$  é a diferença entre a carga máxima e a carga mínima aplicada;

$S$  é a distância entre os roletes ( $m$ );

$B$  é a espessura do corpo de prova ( $m$ );

$a$  é o comprimento da trinca ( $m$ );

$W$  é a largura do corpo-de-prova ( $m$ ).

Os corpos-de-prova foram ensaiados em temperatura ambiente ( $24^{\circ}C$ ), sob controle de carregamento, em dois valores de razão de tensões ( $R=0,1$  e  $0,5$ ) e frequência de 30 Hz, com amplitudes constante ou variável, no caso de aplicação de sobrecargas. Nesse caso, foram aplicadas sobrecargas na magnitude de 75 e 100% da

carga máxima, de forma alternada, a cada 2,5mm de acréscimo de trinca, evitando assim qualquer efeito de interação entre as sobrecargas. Para os materiais ensaiados com  $R=0,5$ , a última sobrecarga de 100% não foi aplicada, evitando a fratura do material.

O crescimento da trinca ao longo do ensaio foi medido visualmente com auxílio de um microscópio ótico, em intervalos de 0,5mm (figura 3.4), anotando-se o número de ciclos correspondentes.



Figura 3.5 – Intervalos de comprimento para medição da propagação da trinca.

A partir dos resultados experimentais, a curva  $a$  vs.  $N$  foi obtida, assim como a relação  $da/dN$  vs.  $\Delta K$ , em escala logarítmica, que foi determinada pelo método polinomial indicado na norma ASTM E647. Não foi empregada a correção de curvatura da trinca na taxa de propagação como é indicada na norma ASTM E647. No entanto, seus valores estão listados no apêndice.

## **4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO**

### **4.1 – ANÁLISE METALOGRÁFICA**

O resultado da análise microestrutural das regiões da junta soldada é apresentado nas figuras 4.1 – 4.6.

A figura 4.1 apresenta a metalografia do metal de base. Como pode ser visto, trata-se de uma microestrutura ferrítica-perlítica, alongada na direção de laminação. Nota-se ainda, regiões onde não há uma definição muito nítida da microestrutura, o que caracterizaria um processo incipiente de recristalização de ferrita no processamento termo-mecânico empregado para obtenção do grau X-70 no aço em estudo.

A figura 4.2 apresenta a transição entre o metal de base e a zona termicamente afetada. Vê-se também nessa região uma inclusão não-metálica apontada pela seta. Como pode ser visto na figura 4.3 ela apresenta uma microestrutura equiaxial ferrita-perlita.

A figura 4.4 corresponde à ZTA próxima ao metal de solda. Vê-se que ela apresenta uma região de grãos grosseiros, com matriz ferrítica com bainita granular, e grãos finos, de agregados ferrita-carbeto.

A figura 4.5 apresenta a região de transição entre a ZTA e o metal de solda, com o metal de solda situado a esquerda do observador. Nota-se a presença de contornos de grão no metal de solda, indicados por setas.

A região do metal de solda é mostrada na figura 4.6. Ela apresenta uma confirmação de ferrita acicular e ferrita primária de contorno de grão, apontada por setas.

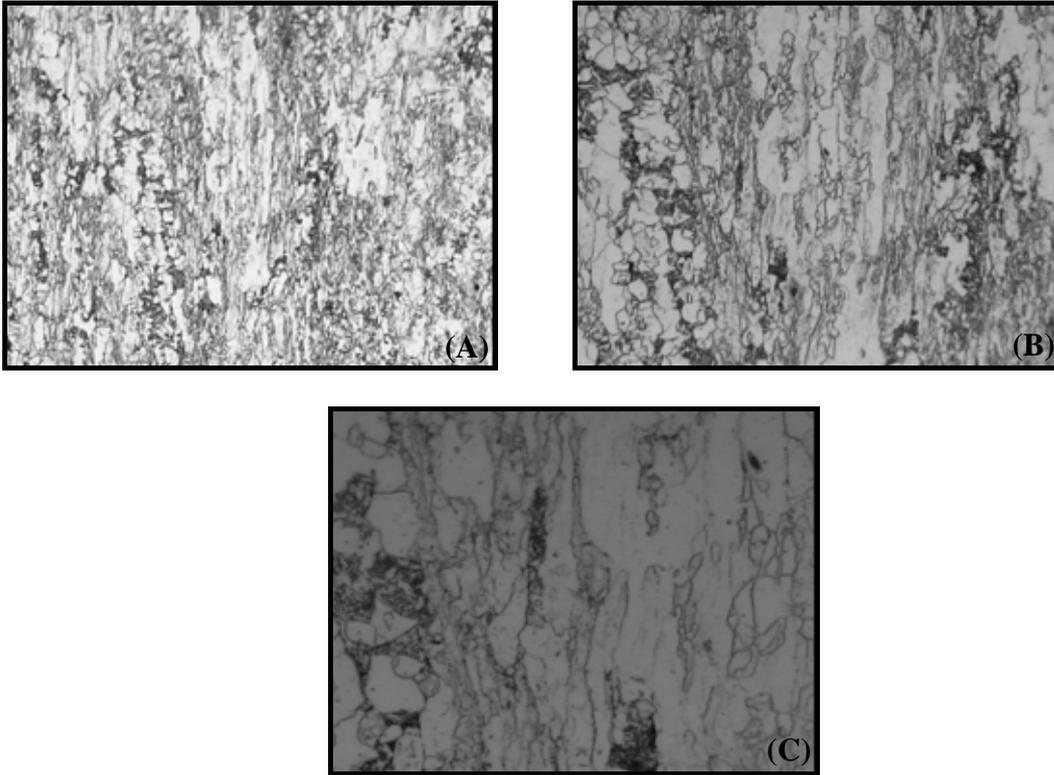


Figura 4.1 – Região do metal de base com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%).

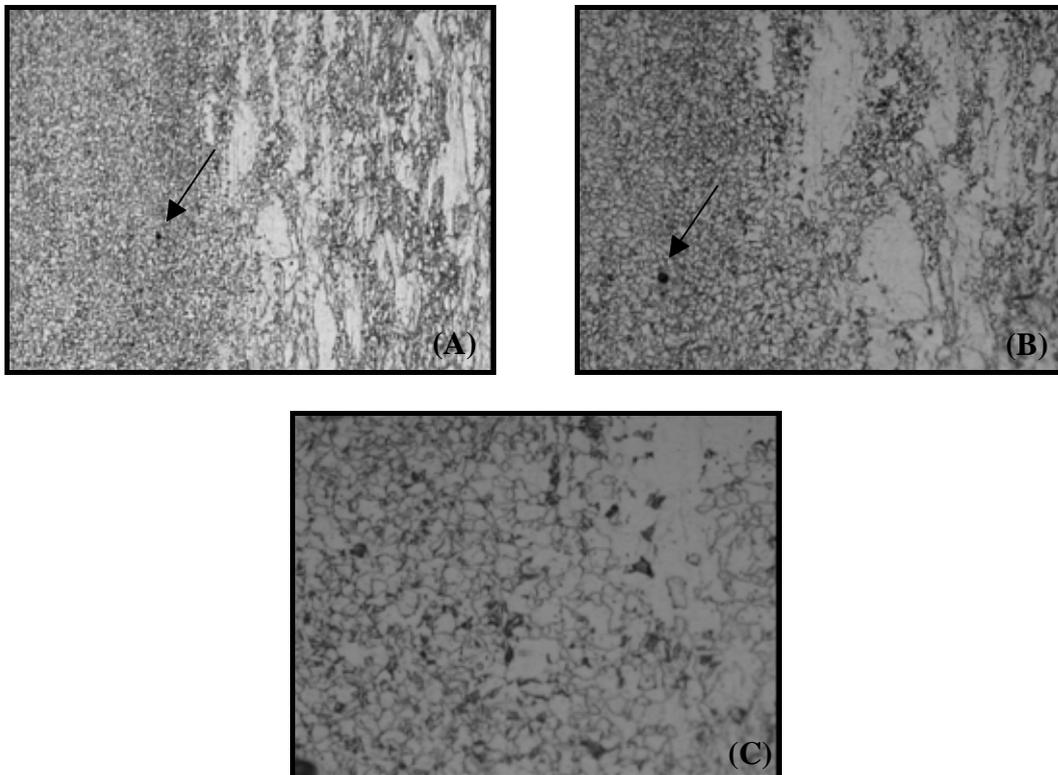


Figura 4.2 – Região de transição entre o metal de base e a ZTA com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%).

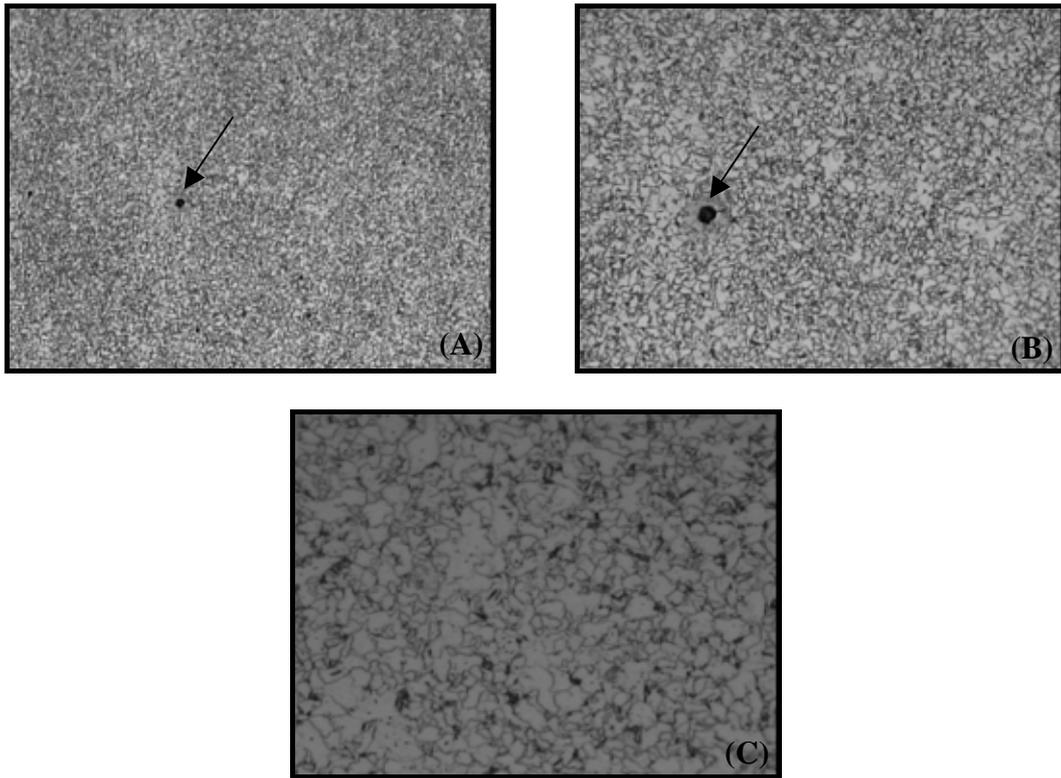


Figura 4.3 – Região da ZTA próxima ao metal de base com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%).

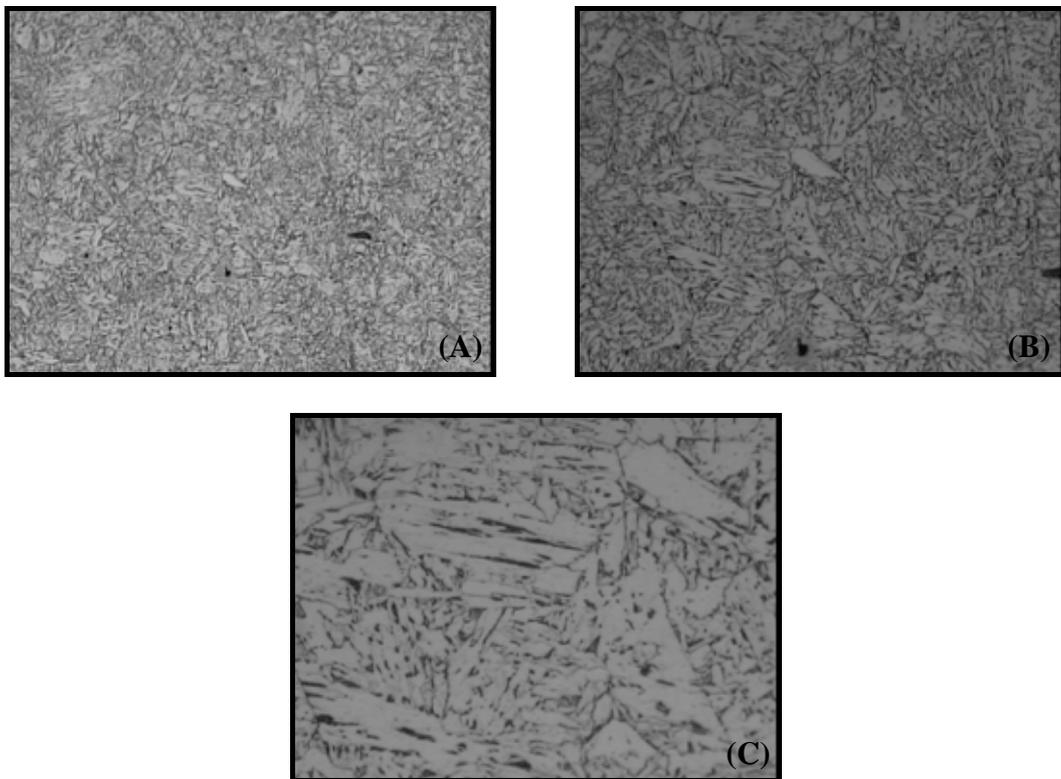


Figura 4.4 – Região da ZTA próxima ao metal de solda com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%)

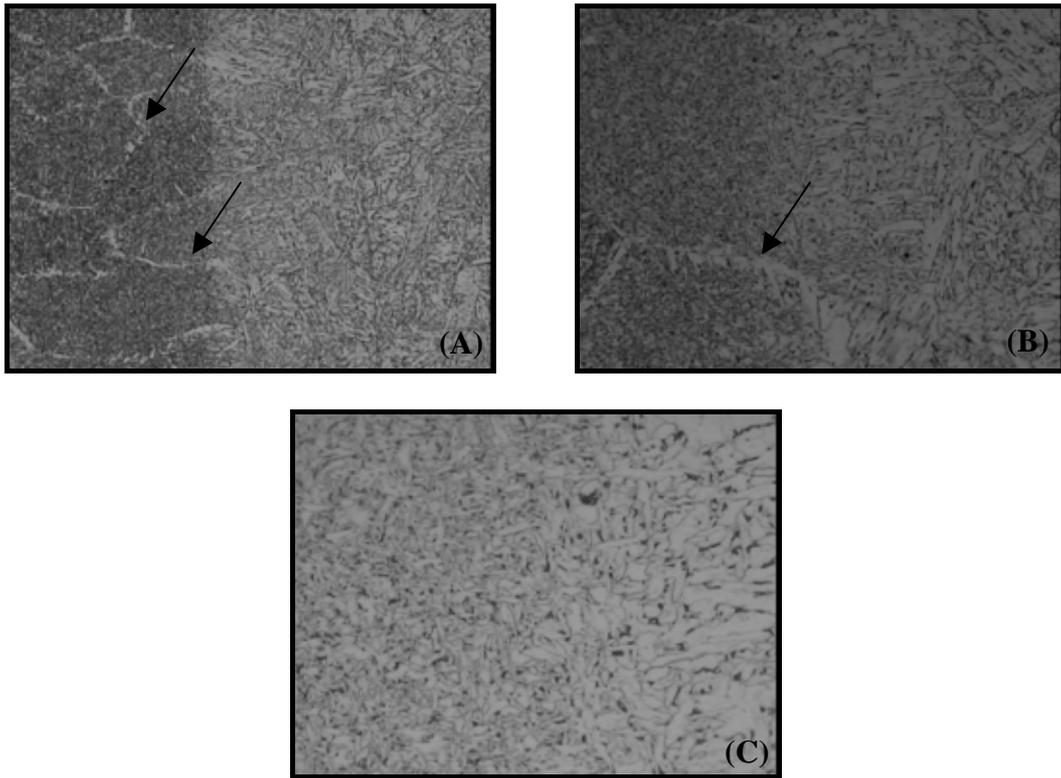


Figura 4.5 – Região de transição entre o metal de solda e a ZTA com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%)

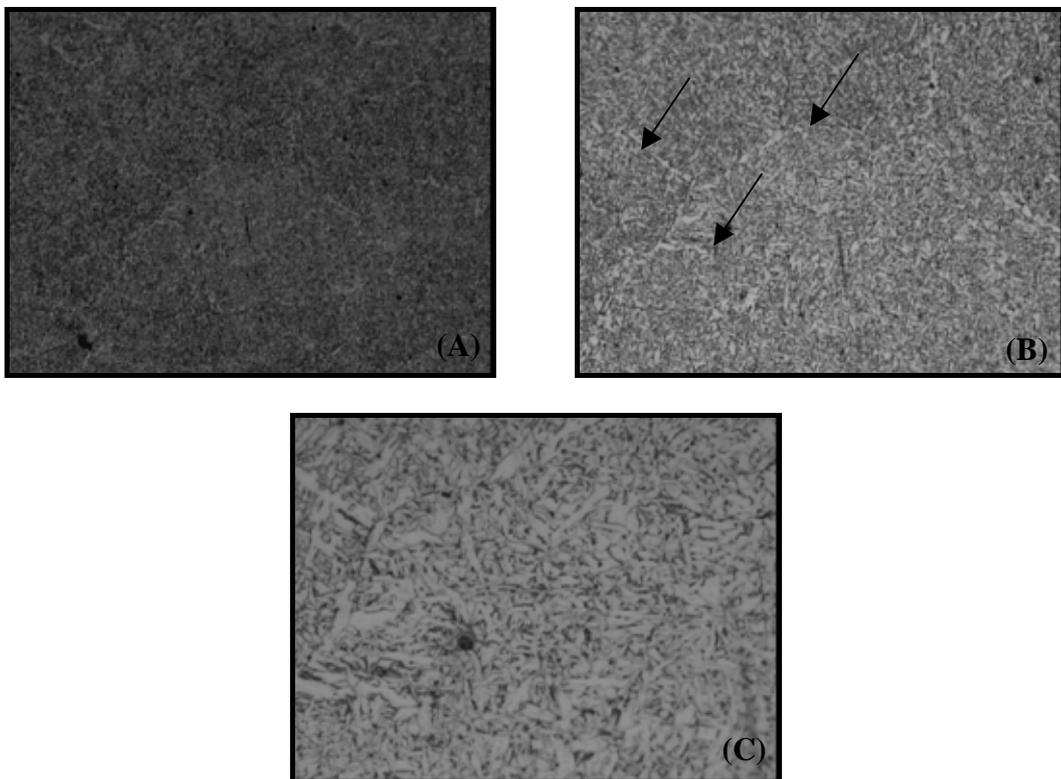


Figura 4.6 – Região do metal de solda com ampliações de (A) 100x, (B) 200x e (C) 500x. (Microscopia ótica, ataque Nital 2%).

## 4.2 – ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

O exame fractográfico das superfícies de fratura dos corpos-de-prova das três regiões da junta soldada é apresentado nas figuras 4.7 a 4.9. Normalmente, as estrias de fadiga em aços ferrítico-perlíticos, como os aços API, não são observadas (DE MARCO FILHO, 2002). Isso pode ser constatado nas fractografias seguintes.

Nas figuras 4.7 (A) – (C) são observados os aspectos fractográficos do metal de base e pode-se constatar na figura 4.7 (C) a região de fratura monotônica final frágil por clivagem, em nitrogênio líquido.

Nas figuras 4.7 (A) e (B) observa-se a superfície de fratura por fadiga nas regiões de  $\Delta K$  baixo e  $\Delta K$  alto, respectivamente. Constata-se que a propagação das trincas de fadiga dá-se de forma transgranular. Entretanto, pode-se observar pequenas áreas com trincas intergranulares.

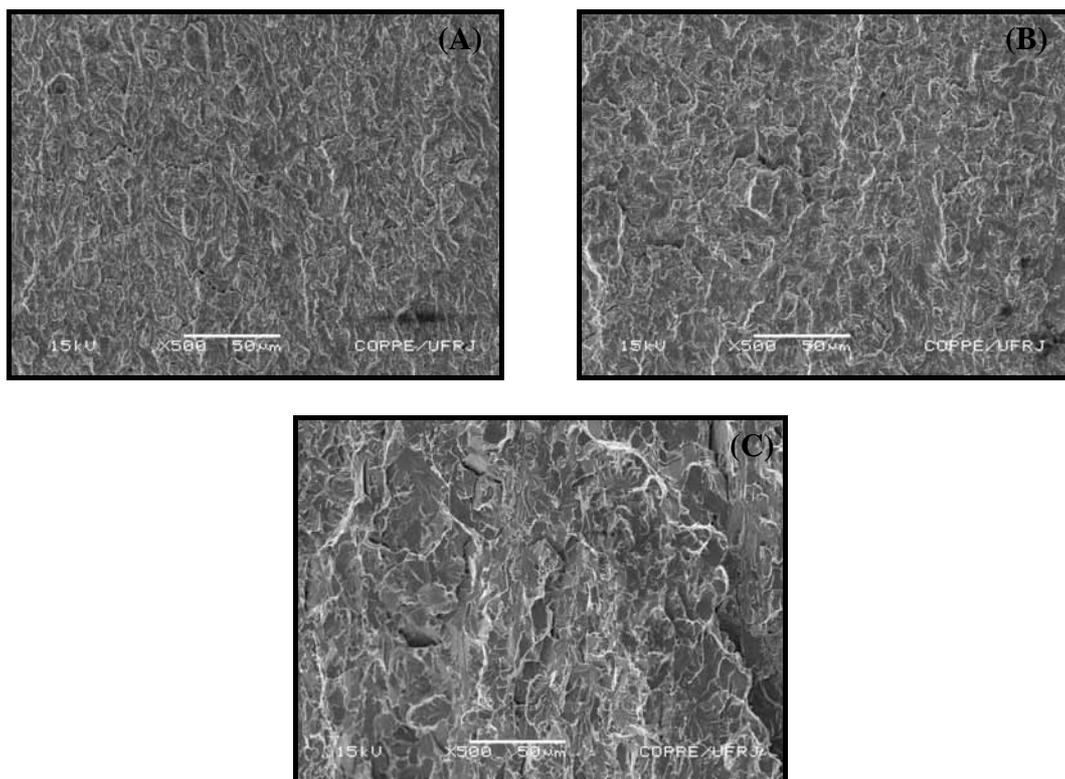


Figura 4.7 – Análise fractográfica do metal de base para (A) região de propagação da trinca com  $\Delta K$  pequeno, (B) região de propagação da trinca com  $\Delta K$  elevado e (C) região de fratura monotônica. (MEV).

Nas figuras 4.8 (A) e (B) são apresentadas as fractografias de fratura por fadiga do metal de solda. Pode-se ver que a fratura dá-se por propagação transgranular com pequenas áreas apresentando trincas intergranulares. A figura 4.8 (C) apresenta a região de fratura monotônica por clivagem em nitrogênio líquido.

A figura 4.8 (D) mostra a superfície do corpo-de-prova no momento da aplicação da sobrecarga, onde é observada uma “linha” que caracteriza a deformação causada por essa sobrecarga. A “linha” de sobrecarga pode ser vista com clareza nas figuras 4.9 (A) e (B), obtidas em microscópio óptico estereoscópico.

As figuras 4.9 (A) e (B) mostram o momento da aplicação de várias sobrecargas no corpo-de-prova. Nota-se que a sobrecarga não provocou nenhuma alteração morfológica posterior no corpo-de-prova.

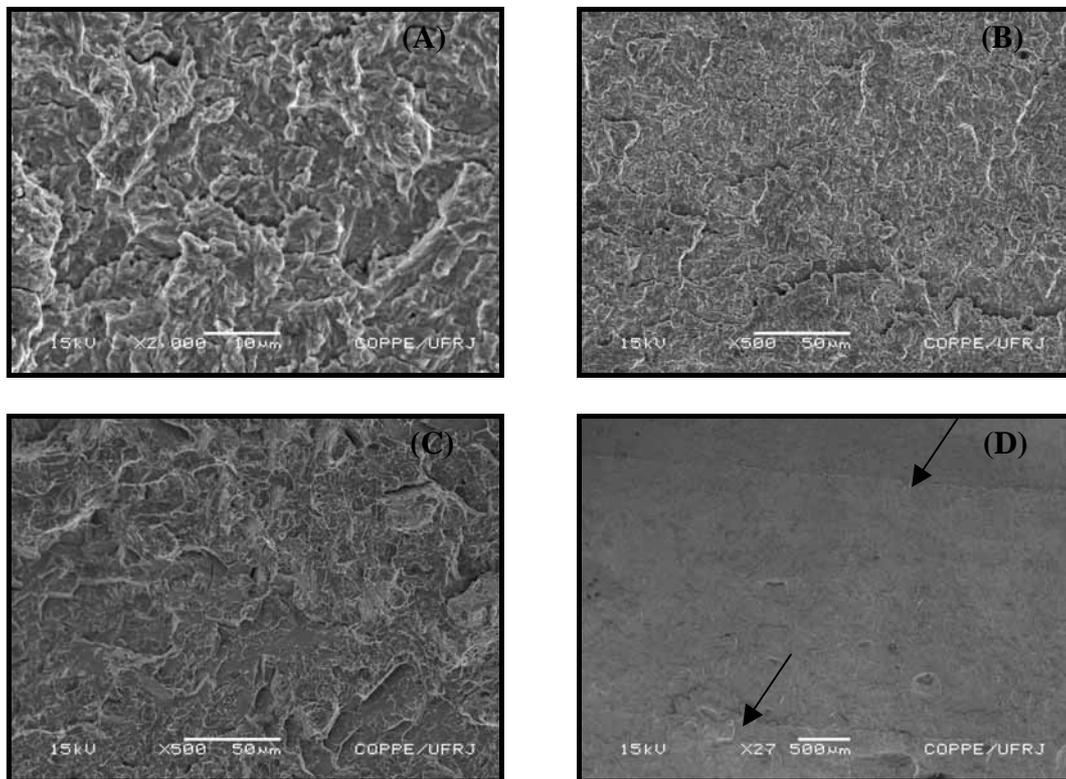


Figura 4.8 – Análise fractográfica do metal de solda para (A) região de propagação da trinca com  $\Delta K$  pequeno, (B) região de propagação da trinca com  $\Delta K$  elevado, (C) região de fratura monotônica e (D) para a região de sobrecarga. (MEV)

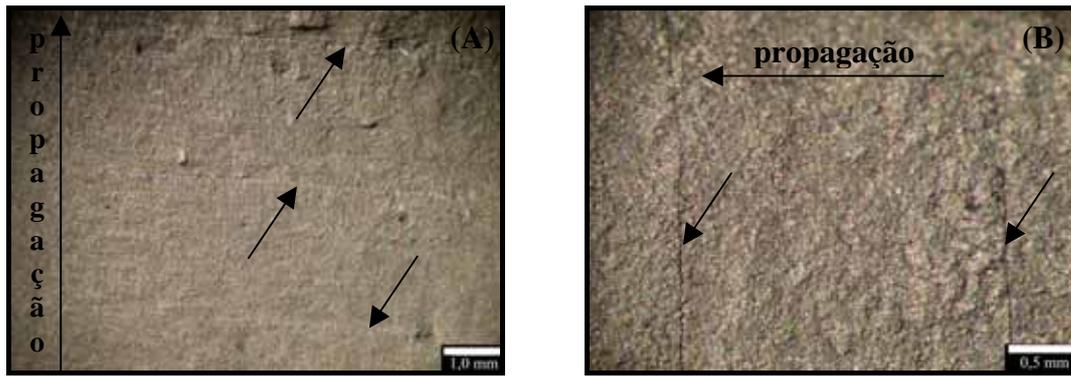


Figura 4.9 – Deformações causadas pela aplicação das sobrecargas (flechas). Microscopia ótica obtida em microscópio estereoscópico.

As fractografias da zona termicamente afetada durante a propagação da trinca de fadiga são apresentadas nas figuras 4.10 (A) – (C). Como nas figuras anteriores, é também apresentada a região de fratura monotônica final em nitrogênio líquido, figura 4.10 (C).

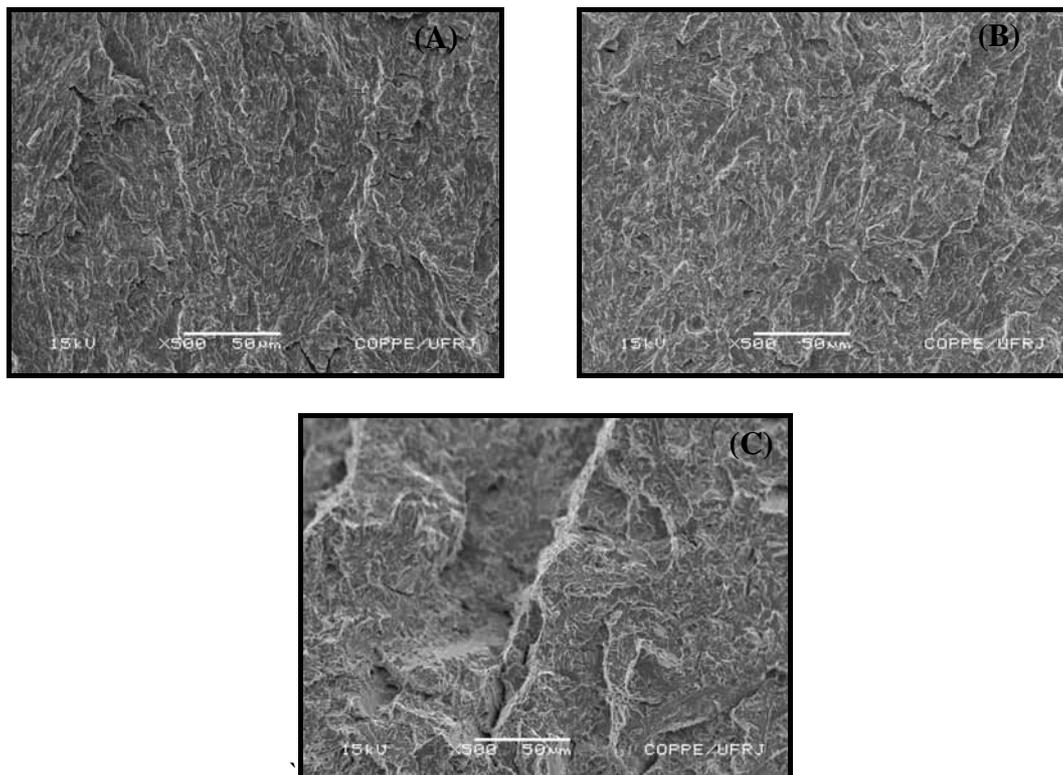


Figura 4.10 – Análise fractográfica da zona termicamente afetada para (A) região de propagação da trinca com  $\Delta K$  pequeno, (B) região de propagação da trinca com  $\Delta K$  elevado e (C) região de fratura monotônica. (MEV)

### 4.3 – ENSAIOS DE DUREZA

O perfil de dureza Vickers das três regiões da junta soldada é apresentado na figura 4.11 e os resultados revelaram que o metal de solda e a ZTA são as regiões que apresentaram a maior e a menor dureza, 238 HV e 197,8 HV, respectivamente. Cada ponto do gráfico corresponde a média de duas medidas realizadas.

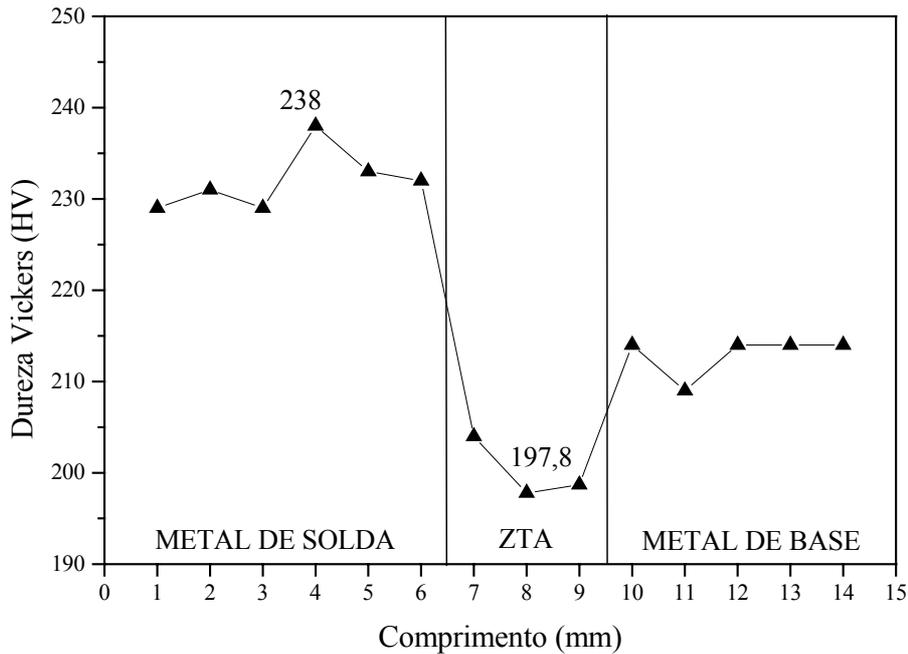


Figura 4.11 – Perfil de dureza da junta soldada longitudinal do aço API 5L X-70.

### 4.4 – ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os gráficos obtidos nos ensaios convencionais de tração são apresentados nas curvas tensão *versus* deformação ilustradas nas figuras 4.12 – 4.14. Embora os ensaios tenham sido feitos em triplicatas, somente será apresentada uma curva de cada tipo de material devido à semelhança de comportamento. Suas propriedades mecânicas são listadas na tabela 4.1.

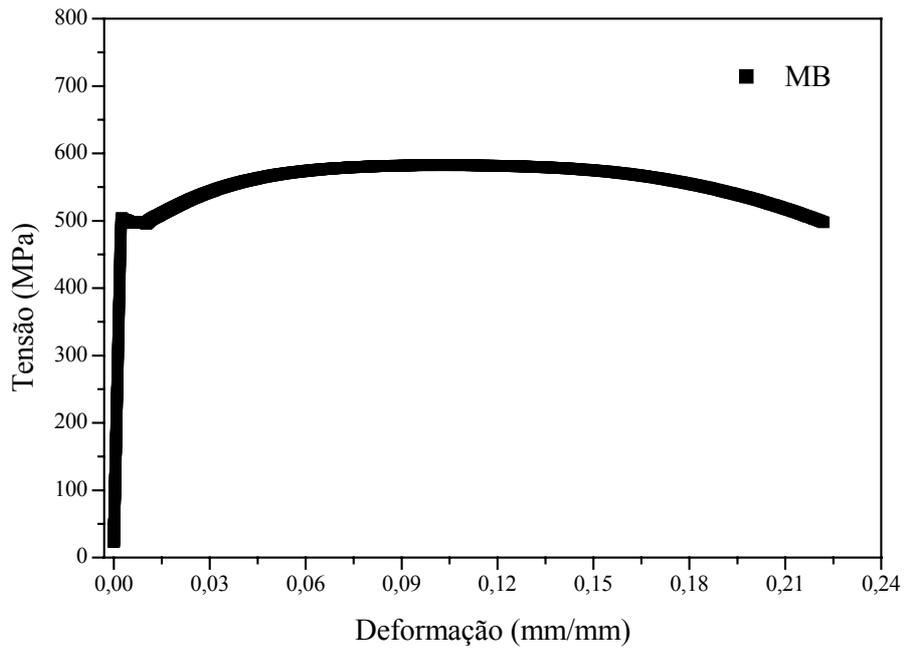


Figura 4.12 – Ensaio de tração dos corpos-de-prova retirados do metal de base

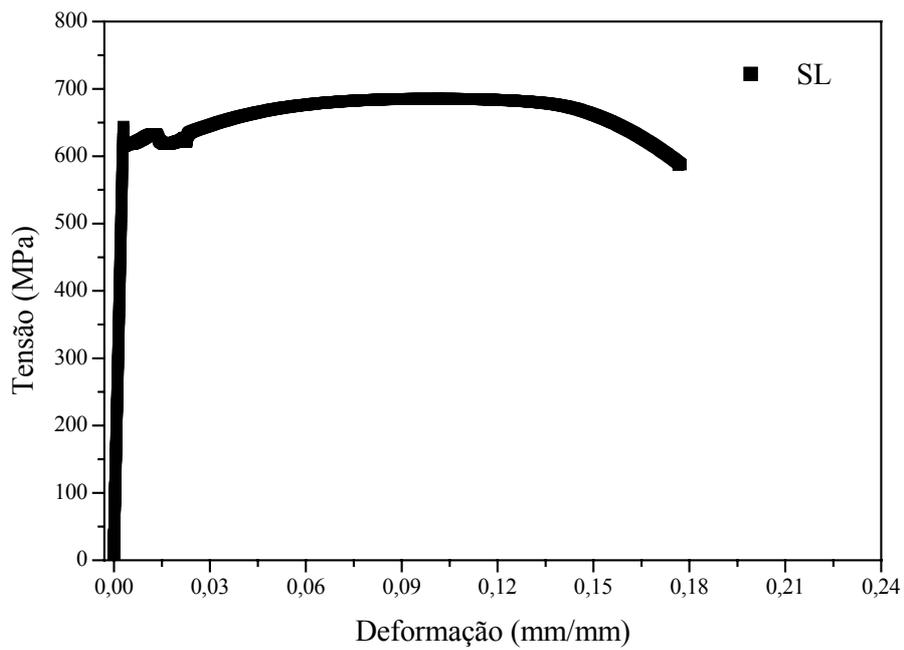


Figura 4.13 – Ensaio de tração dos corpos-de-prova longitudinais ao cordão de solda.

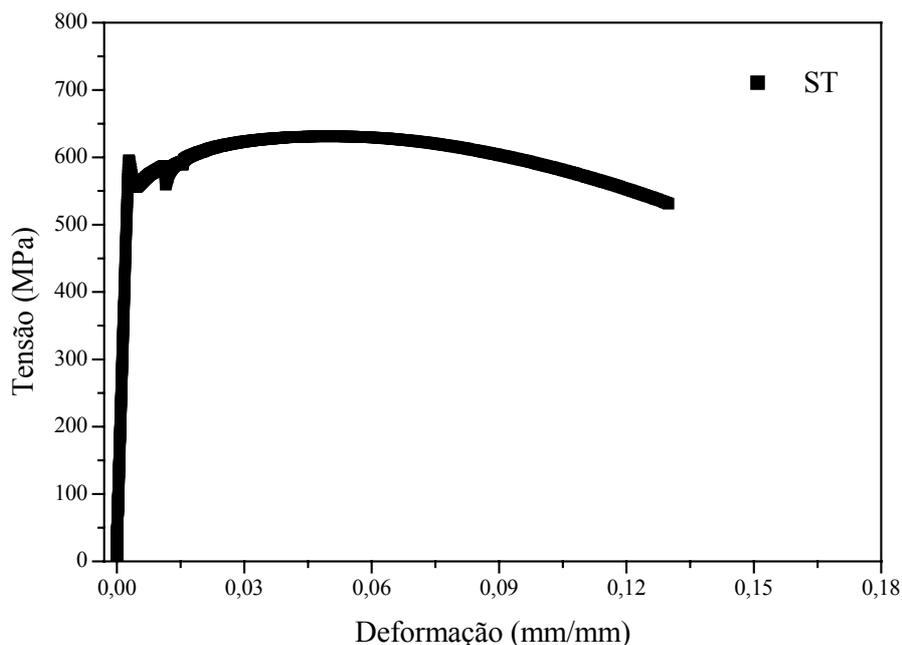


Figura 4.14 – Ensaio de tração dos corpos-de-prova transversais ao cordão de solda.

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas do aço API 5L X-70 obtidas no ensaio de tração

Propriedades mecânicas do aço API 5L X-70					
Região	Corpo -de-prova	$\sigma_{LE (0,2\%)}$ (MPa)	$\sigma_{LE (0,5\%)}$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	Alongamento (mm)
MB	cp1	488	491	581	8,10
	cp2	497	498	584	-
	cp3	490	496	584	6,60
SL	cp1	616	620	684	7,50
	cp2	672	672	711	8,40
	cp3	617	623	686	7,70
ST	cp1	555	573	631	6,50
	cp2	558	575	626	6,50
	cp3	558	580	624	5,85

A partir dos gráficos das figuras 4.12 – 4.14 pode-se verificar que os três tipos de materiais possuem comportamentos mecânicos diferentes. Os corpos-de-prova retirados do metal de base apresentaram a menor resistência mecânica.

Os materiais retirados da direção longitudinal do cordão de solda (SL) apresentaram propriedades mecânicas superiores que àqueles retirados da direção transversal (ST).

#### 4.5 – ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA DE FADIGA

Nesse item serão apresentados os resultados dos ensaios de propagação de trinca de fadiga. Primeiramente serão abordados os resultados oriundos dos ensaios realizados mediante carregamento em amplitude constante e, a seguir, os resultados relacionados à aplicação de sobrecargas.

##### 4.5.1 – Propagação de Trinca de Fadiga para Valores de Razão de Tensão ( $R$ ) de 0,1 e 0,5

A evolução da trinca de fadiga nas três regiões da junta soldada durante carregamento cíclico para  $R=0,1$  e  $0,5$  está representada na figura 4.15 em função do número de ciclos necessários para a trinca crescer até um determinado comprimento. Nela, são apresentadas as curvas de tamanho de trinca ( $a$ ) em função do número de ciclos de carregamento ( $N$ ).

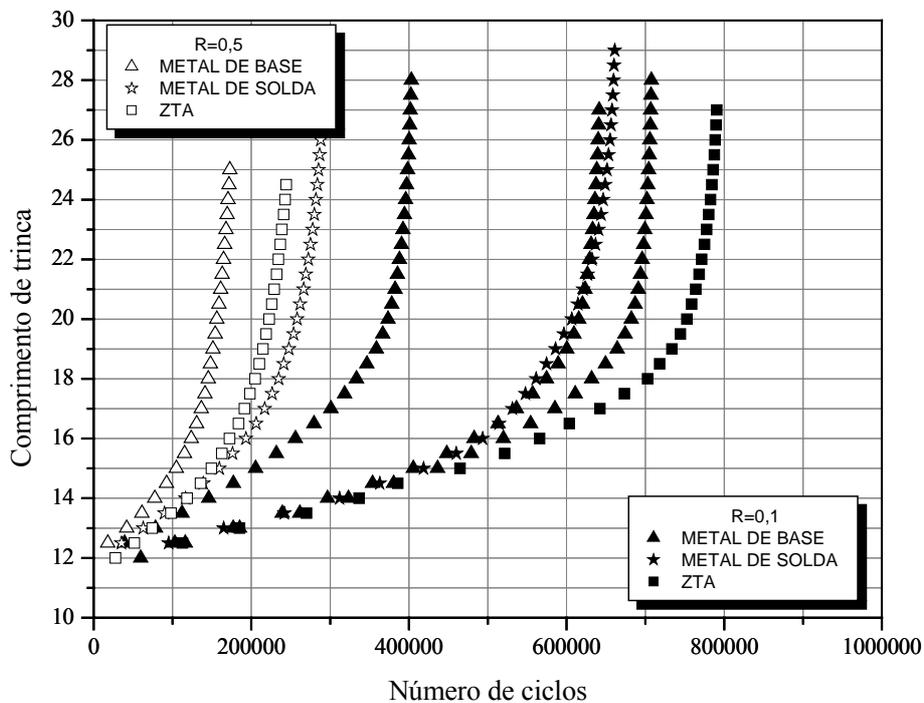


Figura 4.15 – Curvas  $a$  vs.  $N$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$  e  $0,5$ .

A análise das curvas apresentadas na figura 4.15 permite constatar o efeito de  $R$  na vida em fadiga das três regiões da junta soldada, durante o estágio de propagação da trinca. Por essas curvas é possível constatar que as trincas crescem muito mais rapidamente para o valor de  $R$  mais elevado ( $R=0,5$ ). Da mesma maneira, pode-se inferir das curvas  $a$  vs.  $N$  da figura 4.15 que os corpos-de-prova submetidos a  $R=0,5$  apresentarão uma menor vida em fadiga quando comparados com aqueles submetidos a  $R=0,1$  pois, no caso de  $R=0,5$ , as curvas apresentam um grande crescimento da trinca para número de ciclos relativamente pequenos. No caso de  $R=0,1$ , crescimentos acelerados somente passam a ocorrer para um número de ciclos bem maior.

Comparando as três regiões da junta soldada, o metal de solda e a zona termicamente afetada, nessa ordem, apresentaram maior vida em fadiga, para  $R=0,5$ , do que o metal de base. Para  $R=0,1$ , a ZTA apresentou maior vida em fadiga que o metal de solda e o metal de base. A dispersão de resultados em  $R=0,1$  relativos ao metal de base, torna difícil fazer qualquer análise para o mesmo, visto que em algumas situações o crescimento da trinca neste último ocorreu mais rapidamente que no metal de solda e vice-versa.

A partir das curvas  $a$  vs.  $N$  pode-se determinar a taxa de propagação das trincas,  $da/dN$ . Nas figuras 4.16 a 4.21 são apresentadas as curvas  $da/dN$  em função dos valores de  $\Delta K$  aplicados, ambos em escala logarítmica. Para uma melhor análise dos resultados, os gráficos foram divididos. Nas figuras 4.16 a 4.18 são apresentadas as curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  para as três regiões da junta soldada, separadamente, para  $R=0,1$  e  $0,5$ . As curvas 4.19 e 4.20 apresentam as taxas de propagação do metal de base, metal de solda e ZTA para os dois valores de razão de tensão e, na figura 4.21 todas as curvas estão reunidas para uma comparação dos resultados.

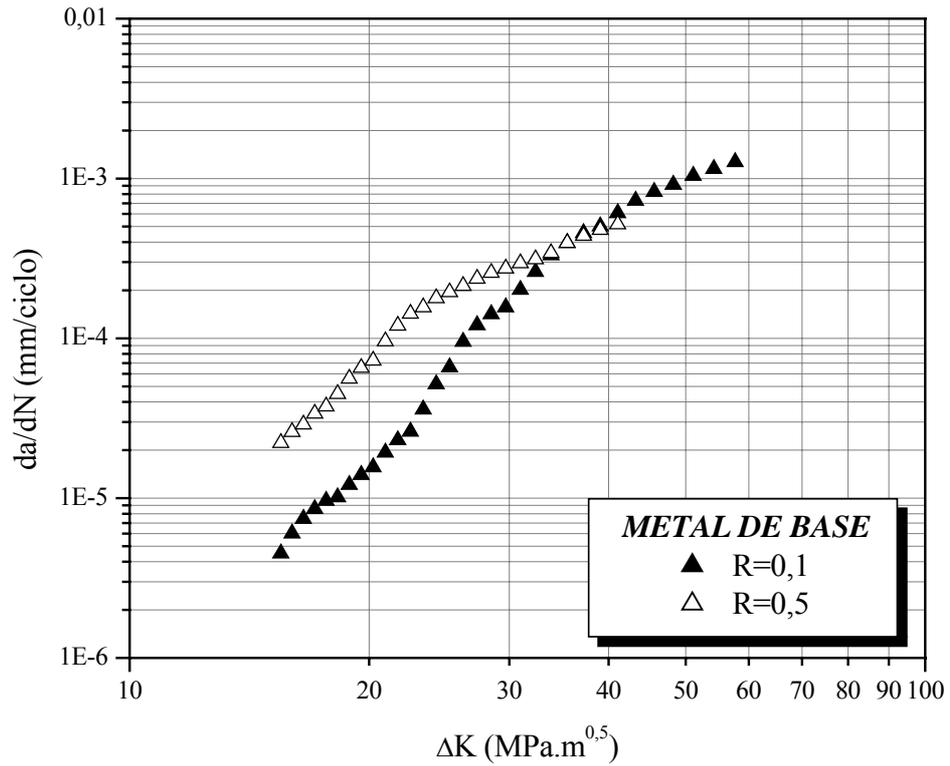


Figura 4.16 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de base para  $R=0,1$  e  $0,5$ .

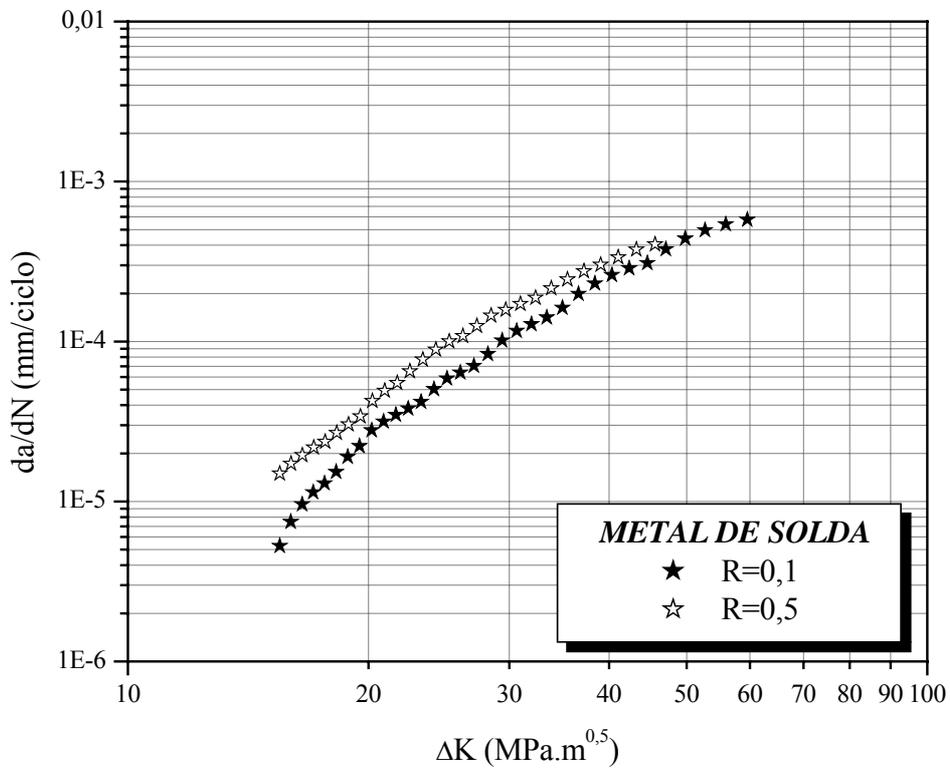


Figura 4.17 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de solda para  $R=0,1$  e  $0,5$ .

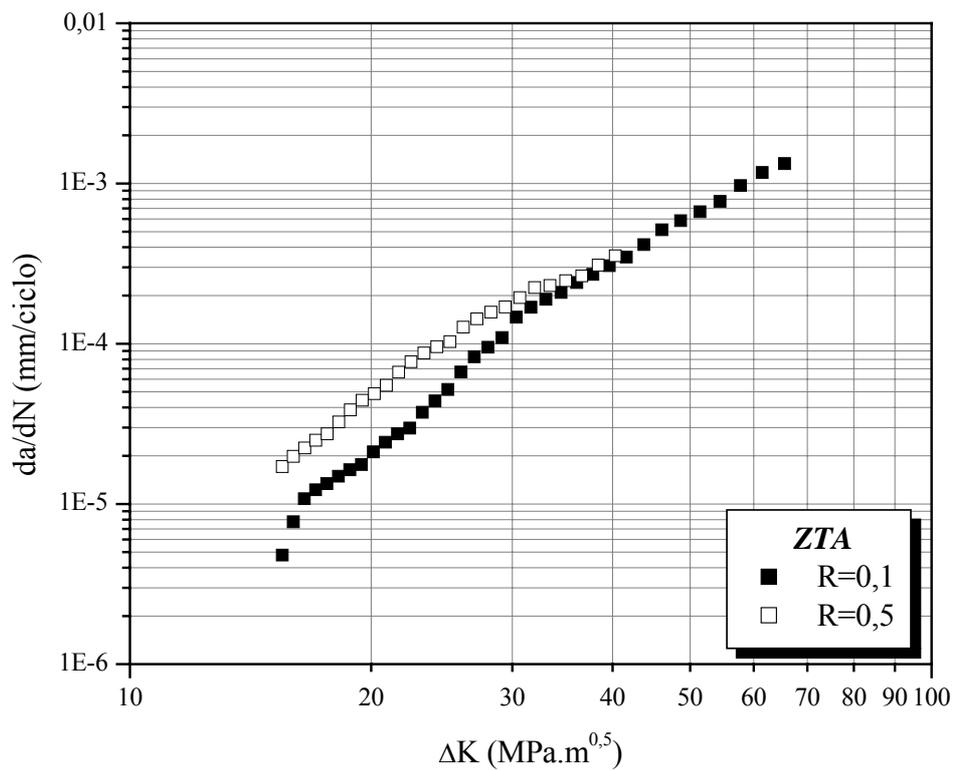


Figura 4.18 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  da zona termicamente afetada para  $R=0,1$  e  $0,5$ .

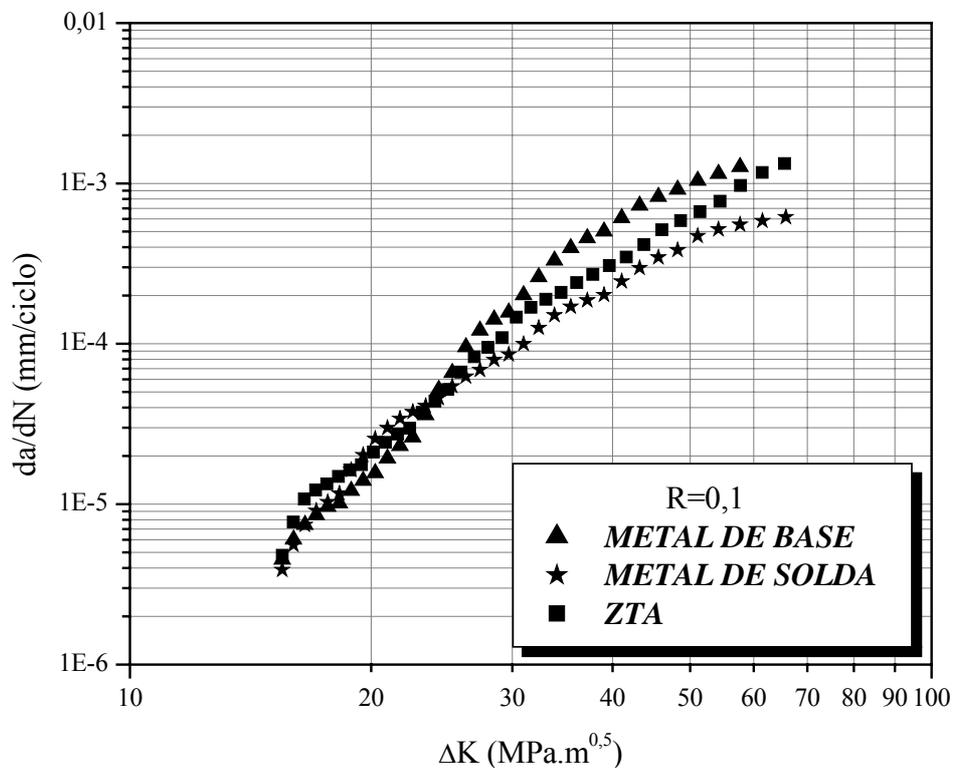


Figura 4.19 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$ .

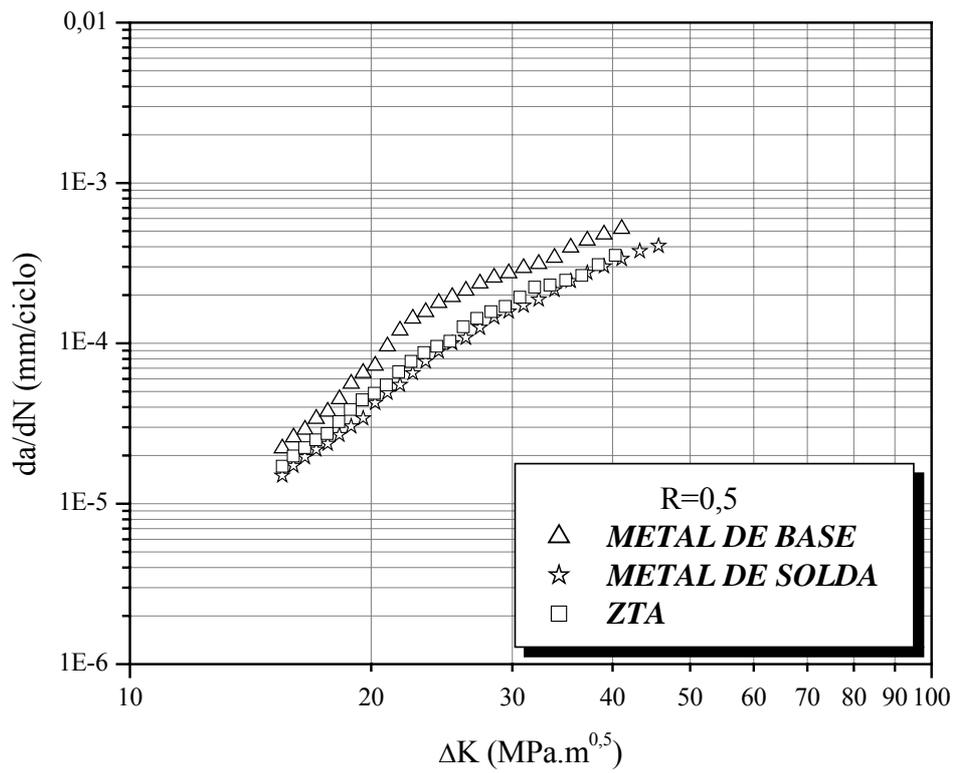


Figura 4.20 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,5$ .

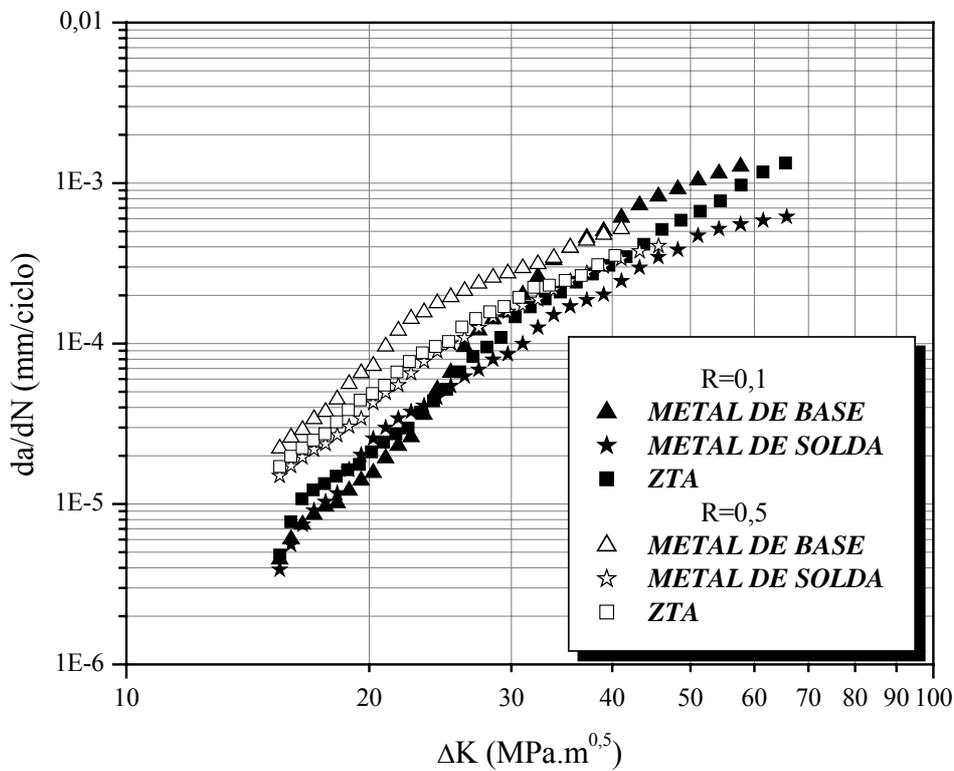


Figura 4.21 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$  e  $0,5$ .

A partir das curvas 4.16 a 4.18 pode-se observar novamente o efeito de  $R$  na taxa de propagação da trinca de fadiga, ou seja, para as três regiões da junta soldada os corpos-de-prova submetidos a  $R=0,5$  apresentaram maiores taxas de propagação que àqueles ensaiados a  $R=0,1$ .

Nas figuras 4.19 e 4.20 pôde-se verificar o comportamento individual das três regiões da junta soldada, submetidas a  $R=0,1$  e  $0,5$ , respectivamente. Os resultados revelaram que para  $R=0,1$ , o metal de solda apresentou uma menor taxa de propagação, seguido da ZTA e do metal de base, nessa ordem. Para  $R=0,5$ , o metal de solda e ZTA, nessa ordem, apresentaram as menores taxas de propagação. A figura 4.21 ratifica que as juntas soldadas submetidas a  $R=0,5$  apresentaram as maiores taxas de propagação de trinca de fadiga.

É de conhecimento que a presença de tensões residuais de soldagem pode influenciar o comportamento em fadiga das juntas soldadas pelo aumento ou diminuição da taxa de propagação da trinca de fadiga (tensões residuais trativas ou compressivas, respectivamente), principalmente no metal de solda e ZTA. No entanto, não foram feitas medidas de tensões residuais nesse trabalho, em virtude da complexidade da sua obtenção e de não ter havido tempo hábil para tal, no âmbito da presente dissertação de mestrado.

Vale ressaltar que, em virtude da grande dispersão de resultados observada no metal de base para  $R=0,1$ , a relação  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  dessa região foi determinada a partir de curvas  $a$  vs.  $N$ , onde houve uma menor dispersão. Nesse caso, as curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  apresentaram comportamentos semelhantes.

É importante observar que em todos os ensaios realizados, as taxas de propagação,  $da/dN$ , para  $R=0,1$  e  $R=0,5$ , tenderam a convergir em valores de  $\Delta K$  elevados (tabela 4.2). Não foram encontrados na literatura relatos desse comportamento para aços API. Entretanto, KUSKO *et al.* (2004) estudaram a propagação de trincas de fadiga em aços inoxidáveis 316L em função de vários valores de  $R$ , e os resultados revelaram uma maior taxa de propagação de trinca inicial para  $R=0,4$  em comparação a  $R=0,1$ . Além disso, os autores observaram que a trinca de fadiga, para  $R=0,4$ , estava completamente aberta num valor de  $\Delta K$  que, para  $R=0,1$ , não se observava esse efeito. A abertura completa da trinca somente foi observada no momento da convergência das taxas de crescimento. Daí concluíram que a maior taxa de propagação inicialmente observada para  $R=0,4$  era função da completa abertura da trinca e que a partir da

similaridade das taxas de crescimento, o fechamento de trinca não influenciava mais no efeito de  $R$  na taxa de propagação.

Tabela 4.2 – Valores de  $\Delta K$  e  $da/dN$  no ponto de convergência das taxas de propagação.

REGIÃO	$\Delta K$ (MPa.m <sup>0,5</sup> )	$da/dN$ (mm/ciclo)
Metal de base	$\cong 34$	$\cong 3,3 \times 10^{-4}$
Metal de solda	$\cong 47$	$\cong 3,8 \times 10^{-4}$
ZTA	$\cong 36$	$\cong 2,6 \times 10^{-4}$

Deve-se salientar que no presente trabalho não foram feitas medições de fechamento de trinca. No entanto, acredita-se, que a menor taxa de crescimento observada para  $R=0,1$  antes da similaridade entre as taxas de propagação, seria função do fechamento de trinca. Essa idéia é reforçada pelo fato de que o fechamento é mais pronunciado para baixos valores de  $\Delta K$ . Entretanto, é recomendada a certificação, ou trabalhos posteriores, de que a trinca, para ambos valores de  $R$ , está completamente aberta no momento que as taxas de propagação convergiram.

As constantes da equação de Paris obtidas a partir das curvas das figuras 4.16 a 4.18 são apresentadas na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Coeficientes da equação de Paris para as regiões da junta soldada do aço API X-70

JUNTA SOLDADA	$R=0,1$		$R=0,5$	
	$C^*$	$n$	$C^*$	$n$
Metal de base	$2,06 \times 10^{-11}$	4,59	$3,73 \times 10^{-9}$	3,28
Metal de solda	$1,60 \times 10^{-9}$	3,22	$3,07 \times 10^{-9}$	3,16
ZTA	$4,03 \times 10^{-10}$	3,66	$3,18 \times 10^{-9}$	3,20

\* $C$  em  $\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^n}$

A análise dos coeficientes da equação de Paris apresentados na tabela 4.2 permite observar que o comportamento em fadiga das juntas soldadas ensaiadas a  $R=0,1$  é fortemente influenciado pela microestrutura, visto a diferença de valores dos coeficientes apresentados pelo metal de base, metal de solda e ZTA. No entanto, para

$R=0,5$ , os valores são aproximadamente constantes entre as regiões, indicando, nesse caso, que a propagação da trinca não é tão dependente da microestrutura.

Não foram obtidos na literatura dados referentes ao aço API X-70 para uma comparação com os resultados, no entanto, existem dados disponíveis de outras classes de aços API, os quais são apresentados na tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Coeficientes da Equação de Paris para aços API

AÇO	R	Autor	REGIÃO DA JUNTA SOLDADA					
			MB		MS		ZTA	
			C*	n	C*	n	C	n
X-52	0,1	SHI <i>et al.</i> (1990)	$6,11 \times 10^{-14}$	4,42	$2,46 \times 10^{-14}$	4,19	-	-
X-60	0,1	FERNANDES (2002)	$5,13 \times 10^{-10}$	3,61	$2,60 \times 10^{-11}$	4,91	-	-
	0,7		$4,35 \times 10^{-9}$	4,74	$4,74 \times 10^{-10}$	4,09	-	-
X-65	0,05	VOSIKOVSKI e RIVARD (1981)	$1,33 \times 10^{-9}$	3,53	-	-	-	-
			$5,22 \times 10^{-8}$	2,46	-	-	-	-
X-65	0,1	DE MARCO FILHO (2002)	$4,06 \times 10^{-9}$	2,78	$4,06 \times 10^{-9}$	2,81	$1,19 \times 10^{-9}$	2,95
	0,5		$0,12 \times 10^{-9}$	2,68	$8,81 \times 10^{-9}$	2,83	$0,37 \times 10^{-9}$	2,20

\*C em  $\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^n}$

#### 4.5.2 – Efeito da Aplicação de Sobrecargas (SC) na Propagação de Trinca de Fadiga

Os resultados dos ensaios de propagação de trinca de fadiga nas três regiões da junta soldadas submetidas a sobrecargas de 75 e 100% da carga máxima são apresentados na figuras 4.22 a 4.42. Os resultados estão divididos em duas partes: primeiramente são apresentadas as curvas  $a$  vs.  $N$  (figuras 4.22 – 4.30) e em seguida as curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  (figuras 4.31 – 4.42). Para uma melhor visualização e análise dos efeitos das sobrecargas, serão apresentados, individualmente, os gráficos das três regiões das juntas soldadas para os dois valores de razão de tensões ( $R=0,1$  e  $0,5$ ), figuras 4.22 – 4.24 e 4.26 – 4.28, onde está representado o momento da aplicação das sobrecargas. As figuras 4.25 e 4.29 apresentam as curvas  $a$  vs.  $N$  do metal de base,

metal de solda e ZTA ensaiados a  $R=0,1$  e  $0,5$ , respectivamente, enquanto que a figura 4.30 reúne as três regiões da junta soldada para ambos valores de  $R$ .

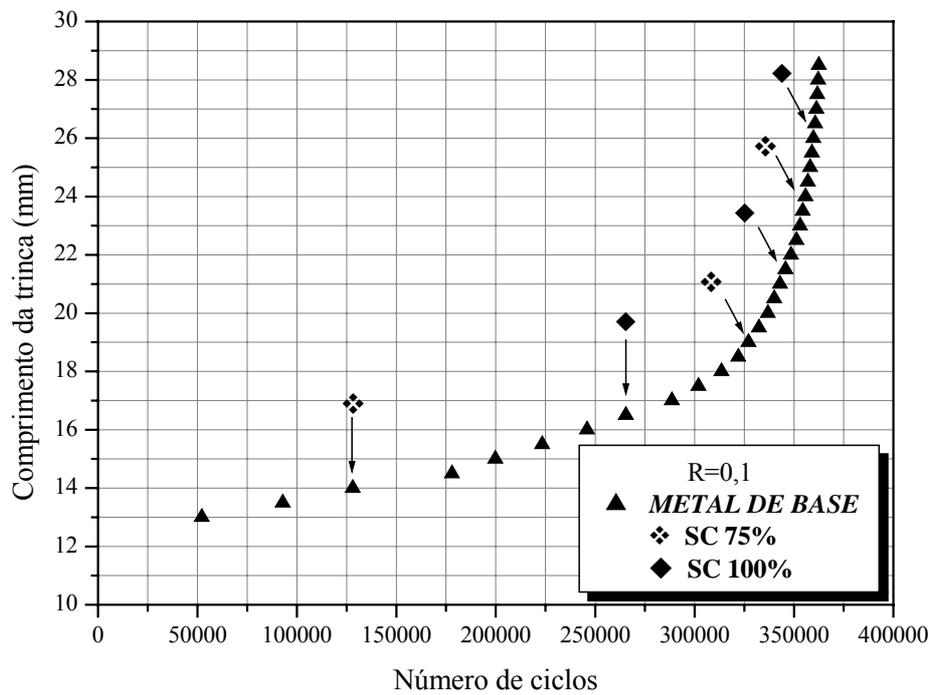


Figura 4.22 – Curva  $a$  vs.  $N$  do metal de base para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

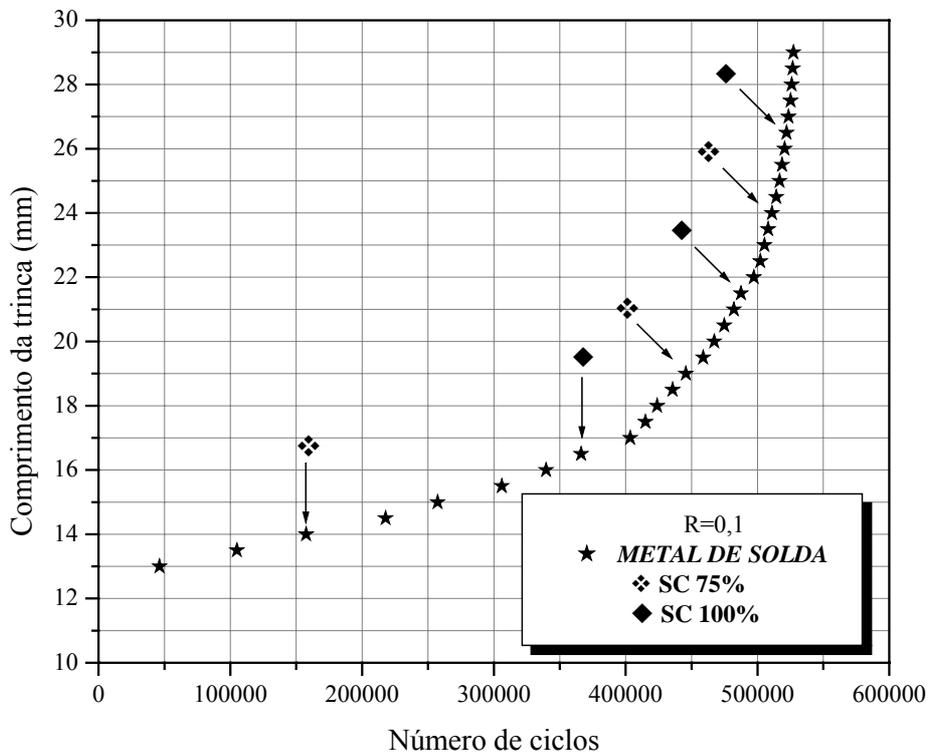


Figura 4.23 – Curva  $a$  vs.  $N$  do metal de solda para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

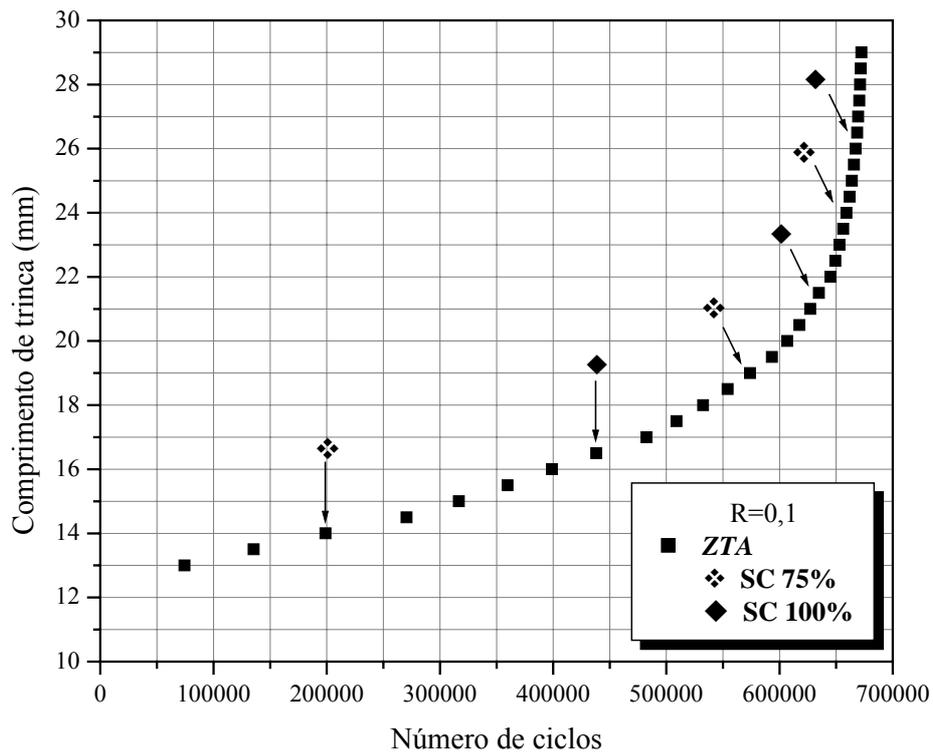


Figura 4.24 – Curva  $a$  vs.  $N$  da zona termicamente afetada para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

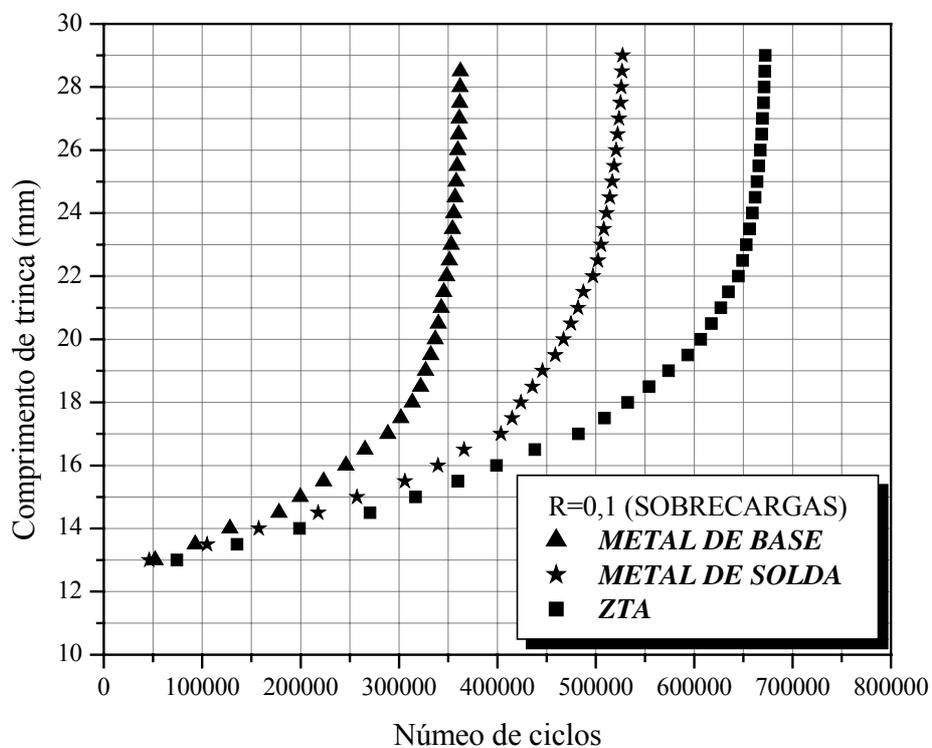


Figura 4.25 – Curvas  $a$  vs.  $N$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

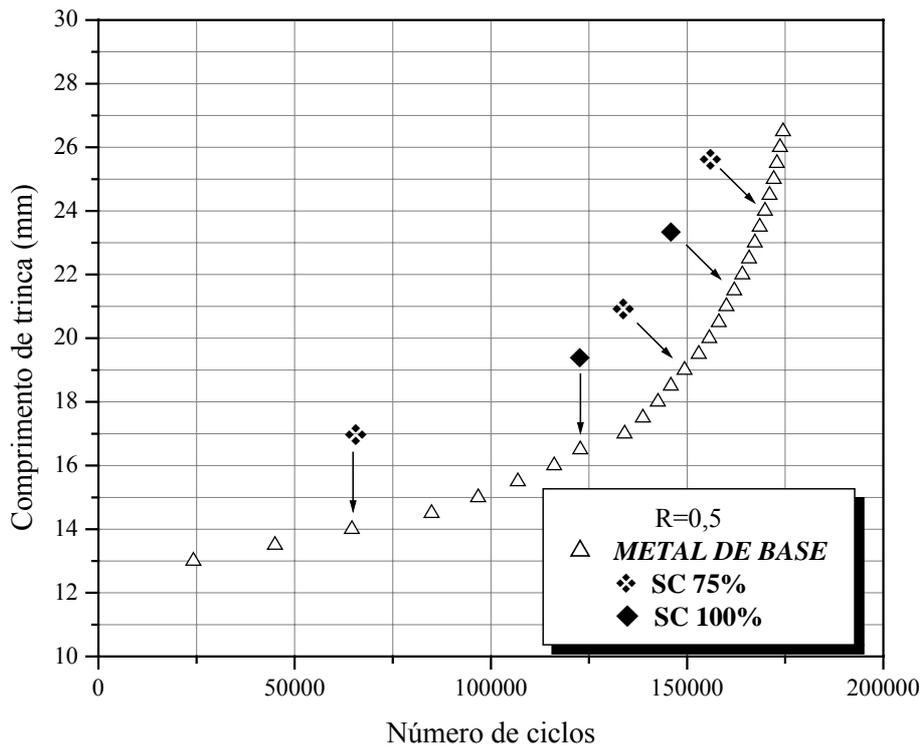


Figura 4.26 – Curva  $a$  vs.  $N$  do metal de base para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

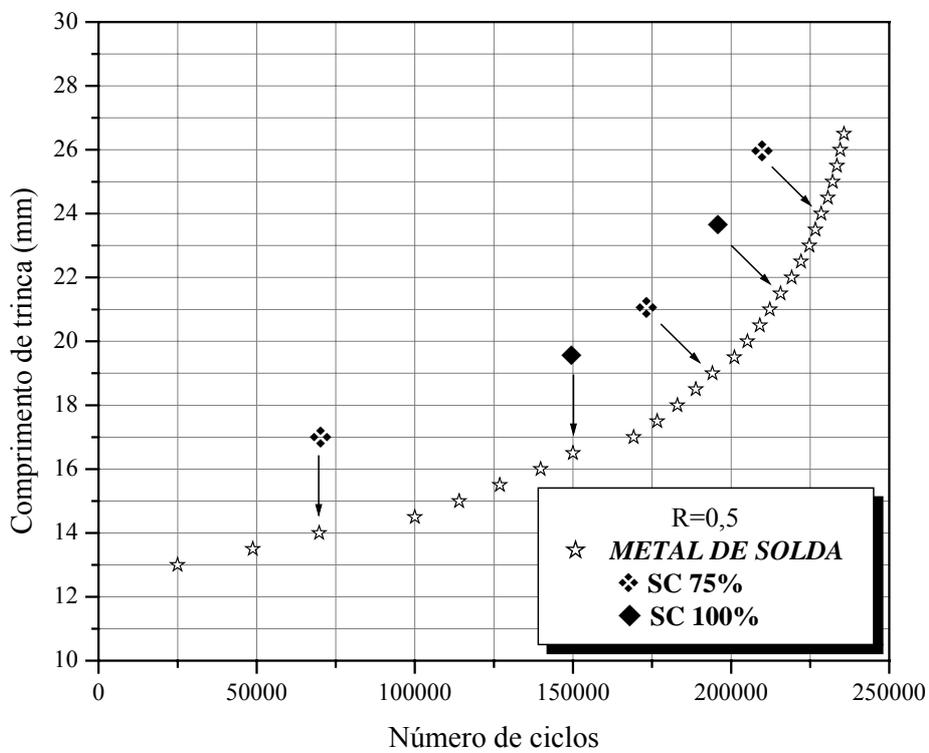


Figura 4.27 – Curva  $a$  vs.  $N$  do metal de solda para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

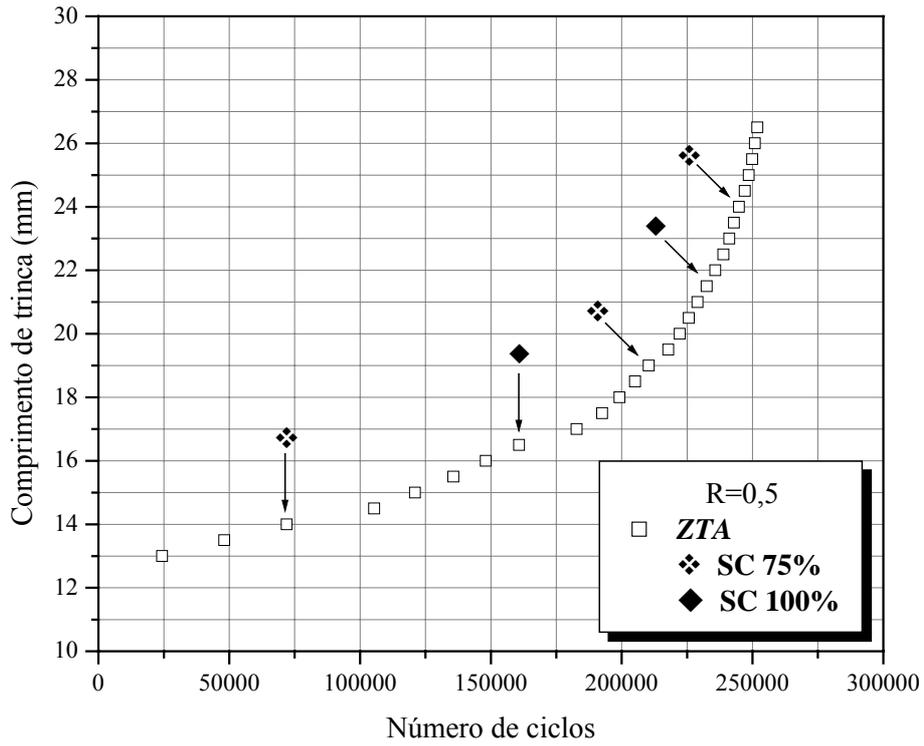


Figura 4.28 – Curva  $a$  vs.  $N$  da zona termicamente afetada para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

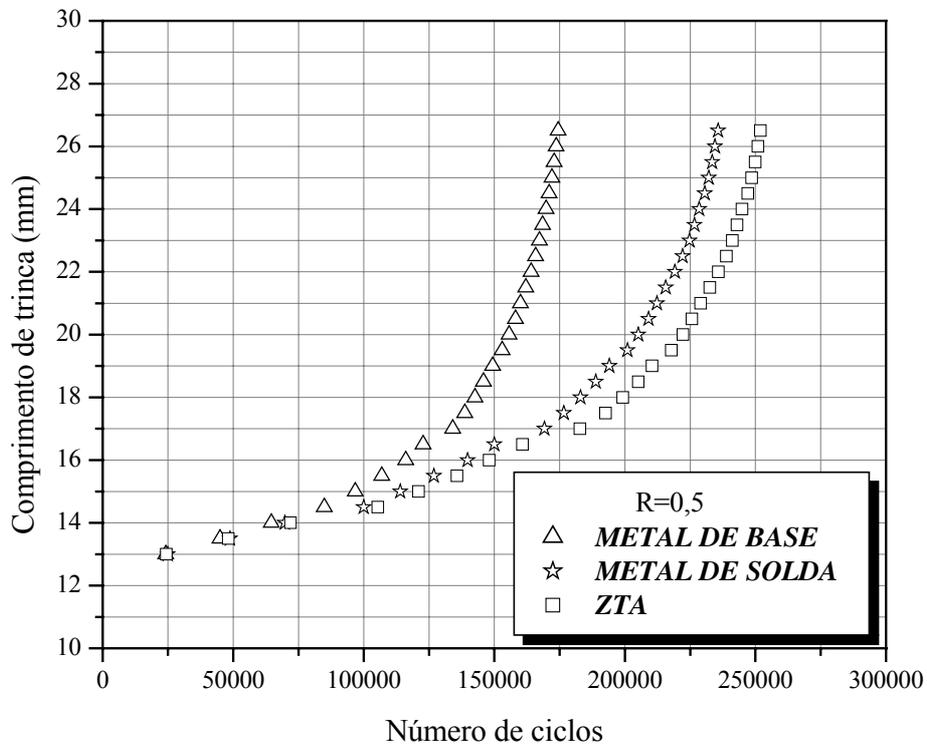


Figura 4.29 – Curvas  $a$  vs.  $N$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

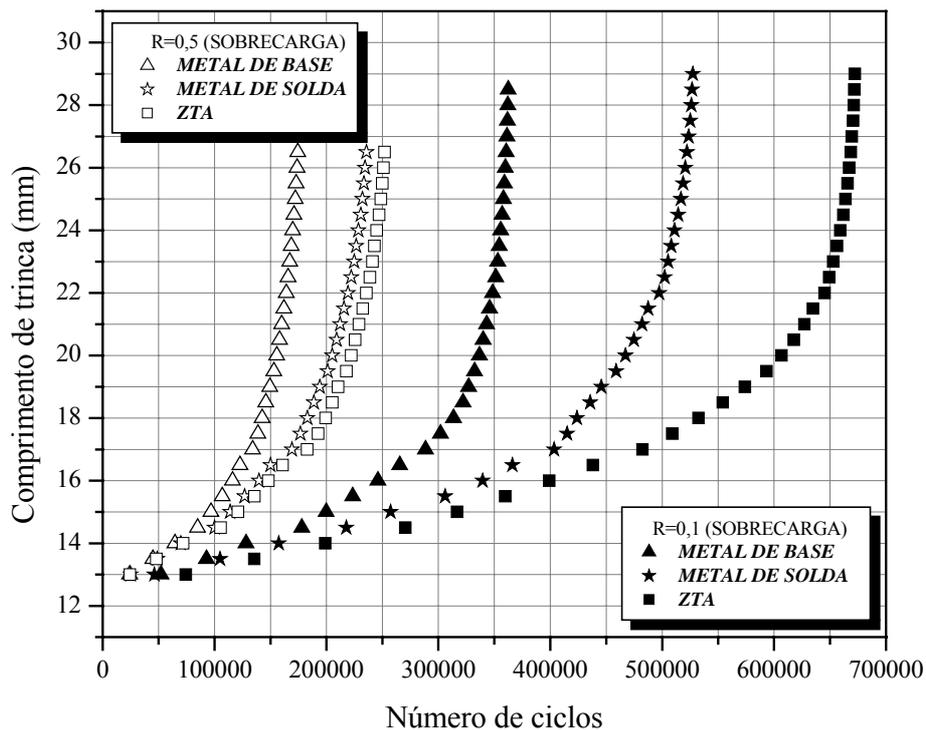


Figura 4.30 – Curvas  $a$  vs.  $N$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$  e  $0,5$  com aplicação de sobrecargas.

Em todas as curvas  $a$  vs.  $N$  das juntas soldadas submetidas a sobrecargas (figuras 4.22 – 4.24 e figuras 4.26 – 4.28) constatou-se que todas as três regiões sofreram seu efeito, visto a ocorrência de atraso de propagação da trinca. Esse atraso na propagação foi tanto maior quanto a magnitude da sobrecarga aplicada, mas a partir de certo comprimento de trinca, esse efeito tornou-se menos pronunciado, até um momento no qual o retardo deixou de existir.

Analisando o comportamento apresentado por cada região da junta soldada para  $R=0,1$  (figuras 4.22 – 4.24), observou-se que o metal de solda e a ZTA apresentaram o retardo no crescimento de trinca até a aplicação da quarta sobrecarga, diferentemente do metal de base que apresentou retardo na propagação da trinca até a terceira sobrecarga. Já para o metal de base, metal de solda e ZTA submetidos a  $R=0,5$  (figuras 4.26 – 4.28), foram observados pequenos atrasos até a aplicação da terceira sobrecarga. Dessa forma, constatou-se que o efeito das sobrecargas na propagação da trinca de fadiga foi mais pronunciado para  $R=0,1$ , para o metal de solda e a ZTA, visto que foram observados pequenos atrasos no crescimento da trinca até a aplicação da quarta sobrecarga. Não houve diferença significativa de comportamento do metal de base para  $R=0,1$  e  $0,5$ .

Todas as regiões submetidas a  $R = 0,5$  apresentaram menor vida em fadiga em relação a  $R = 0,1$ , sendo necessários uma menor quantidade de ciclos até a fratura. O metal de base seguido do metal de solda e ZTA, nessa ordem, apresentaram menor vida em fadiga para ambos valores de  $R$ .

O retardo na propagação da trinca devido a sobrecargas, observados nas figuras anteriores, são confirmados nas curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$ , apresentadas a seguir.

Para uma melhor visualização, as curvas de propagação da trinca de fadiga do metal de base, metal de solda e ZTA para  $R = 0,1$  e  $0,5$  mediante aplicação de sobrecargas são apresentadas individualmente (figuras 4.31 – 4.36).

Nas figuras 4.37 – 4.39 pode ser verificado o efeito de  $R$  na curva  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  para cada região da junta soldada e constatou-se o mesmo comportamento dos corpos-de-prova ensaiados em a aplicação de sobrecargas, ou seja, a taxa de propagação para as juntas soldadas submetidas a  $R = 0,5$ , inicialmente foram maiores que em  $R = 0,1$ , tendendo a similaridade para valores de  $\Delta K$  elevados, provavelmente devido ao mesmo efeito explicado anteriormente para os materiais ensaiados com amplitude de carregamento constante.

As figuras 4.40 e 4.41 apresentam de forma agrupada o efeito das sobrecargas no metal de base, metal de solda e ZTA para  $R = 0,1$  e  $0,5$ , respectivamente. Um único gráfico ilustrando todas as regiões para  $R = 0,1$  e  $0,5$  é apresentado na figura 4.42.

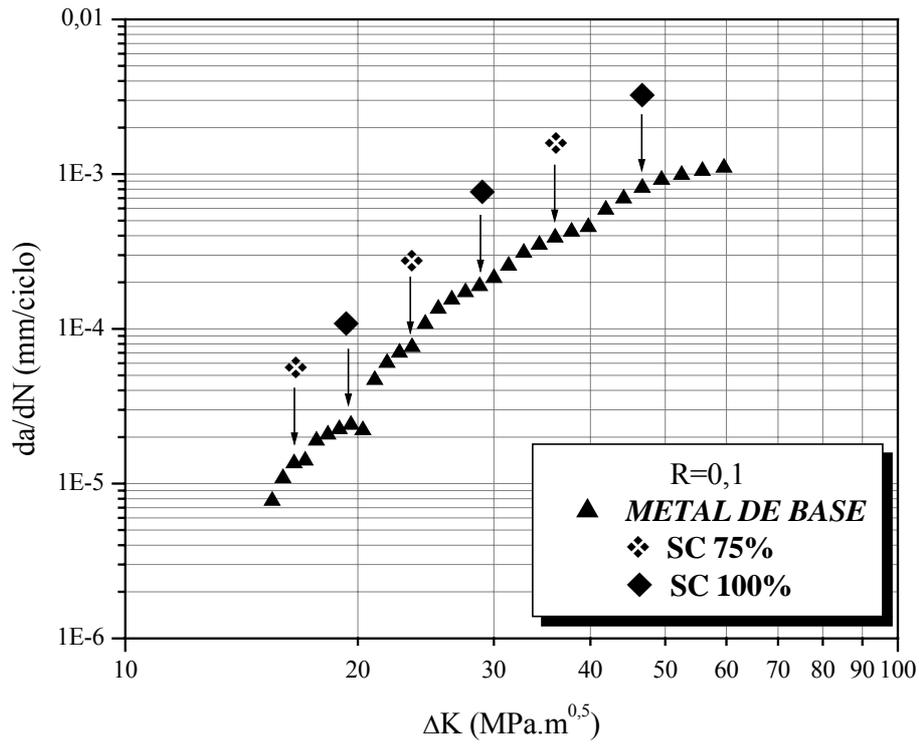


Figura 4.31 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de base para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

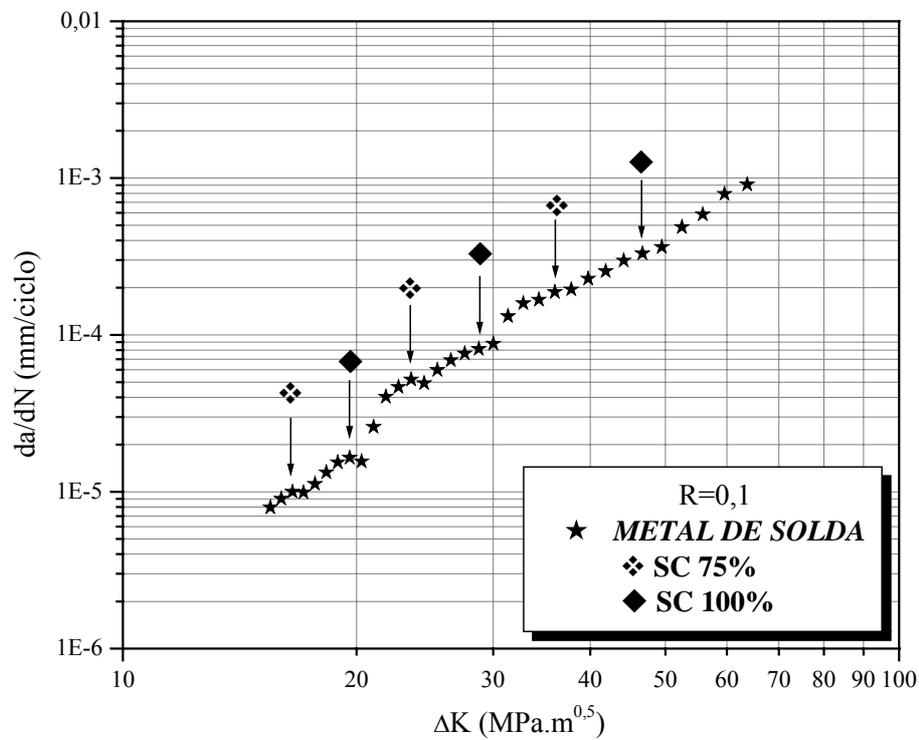


Figura 4.32 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de solda para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

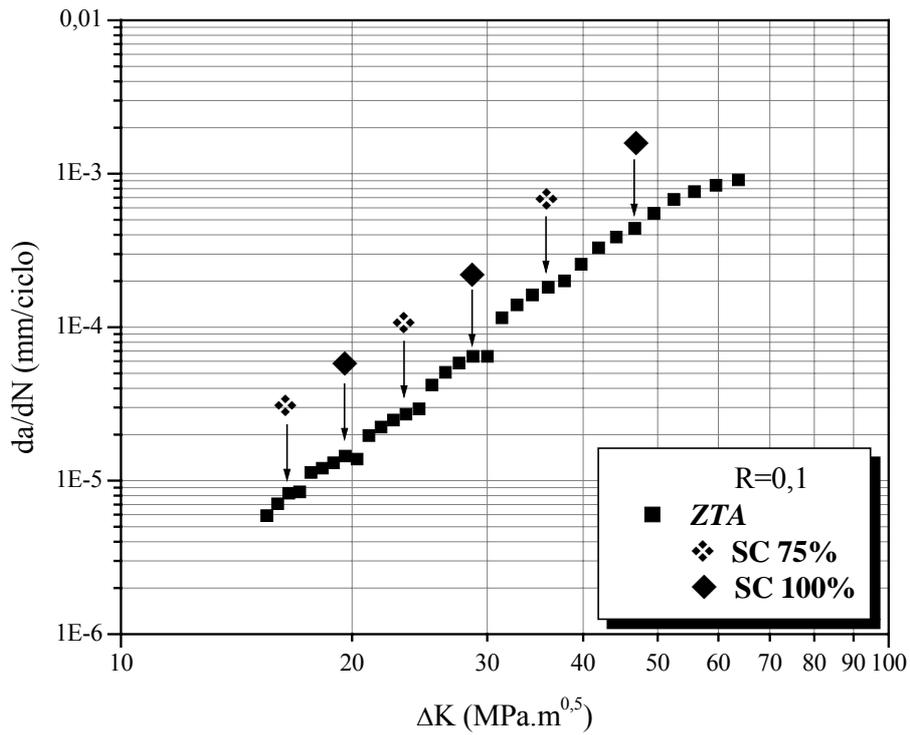


Figura 4.33 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  da zona termicamente afetada para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

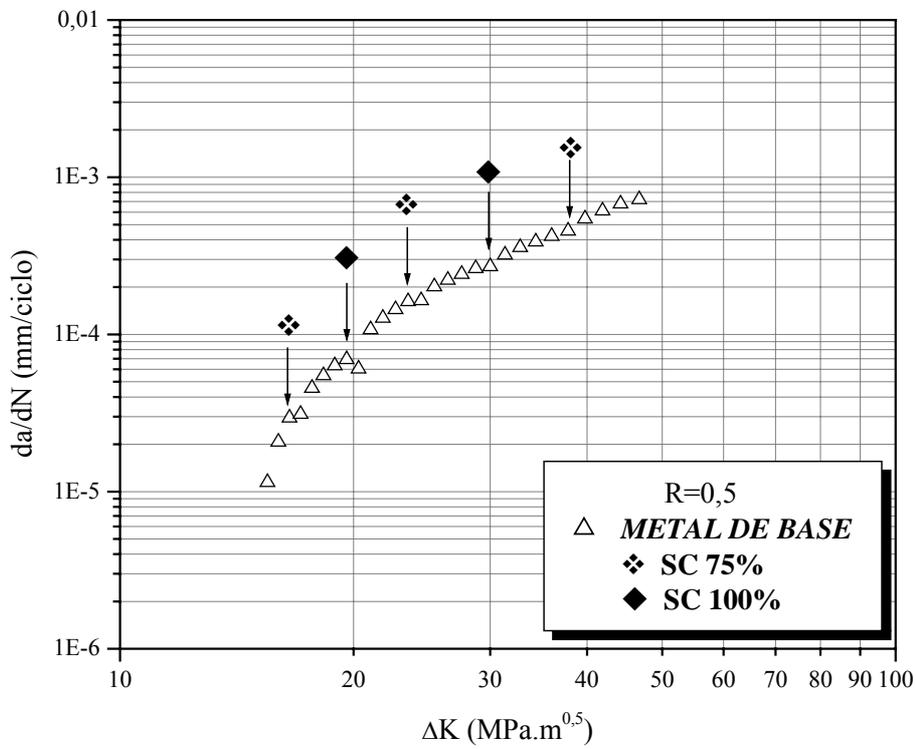


Figura 4.34 – Curva  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de base para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

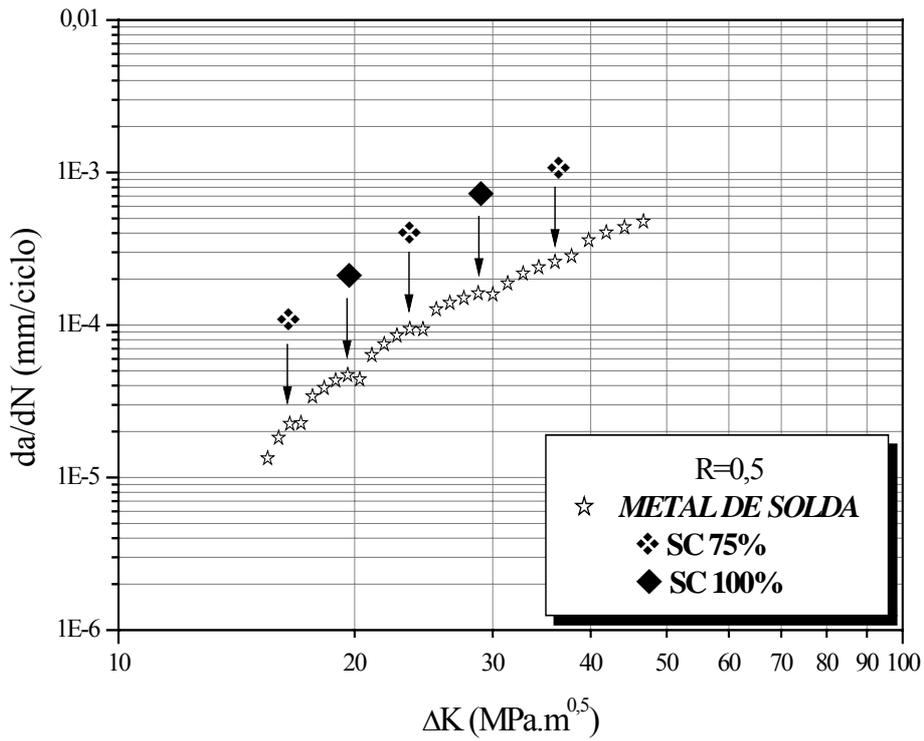


Figura 4.35 – Curva  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de solda para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

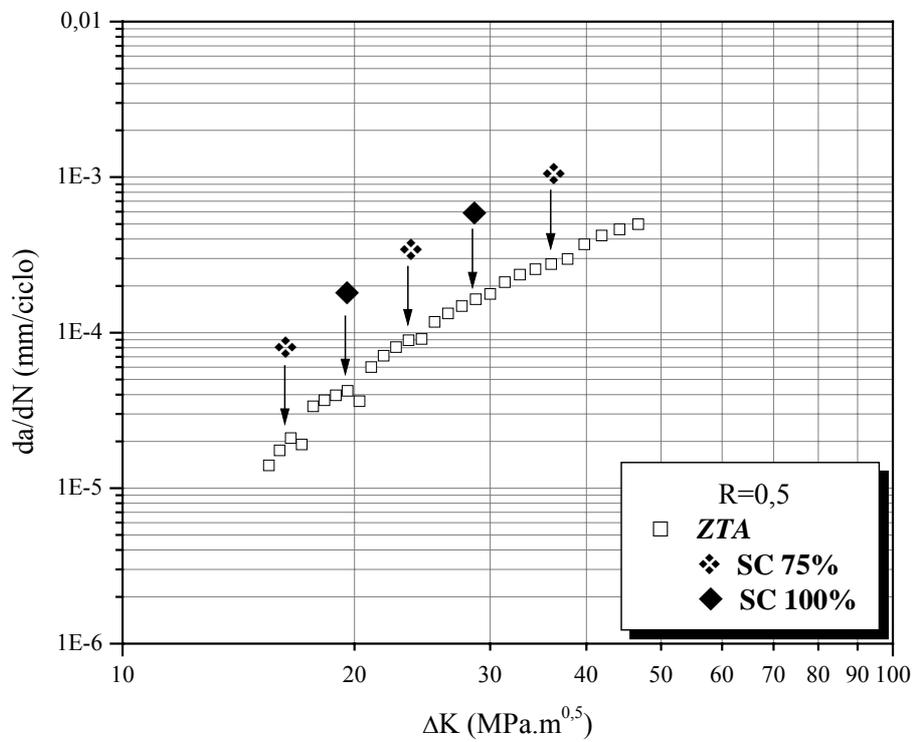


Figura 4.36 – Curva  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  da zona termicamente afetada para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

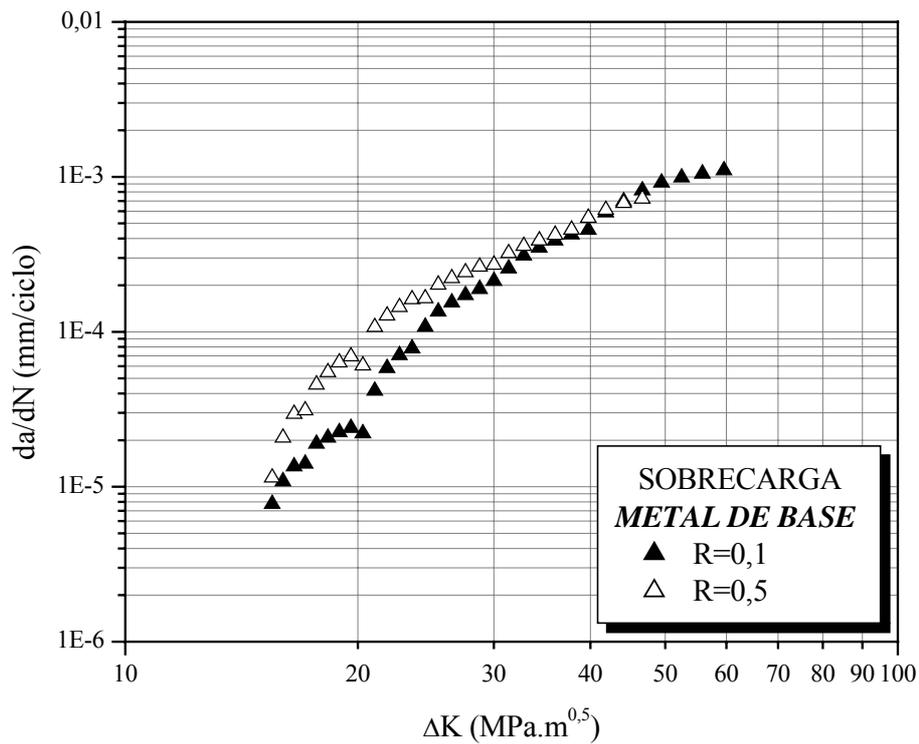


Figura 4.37 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de base para  $R=0,1$  e  $0,5$  com aplicação de sobrecargas.

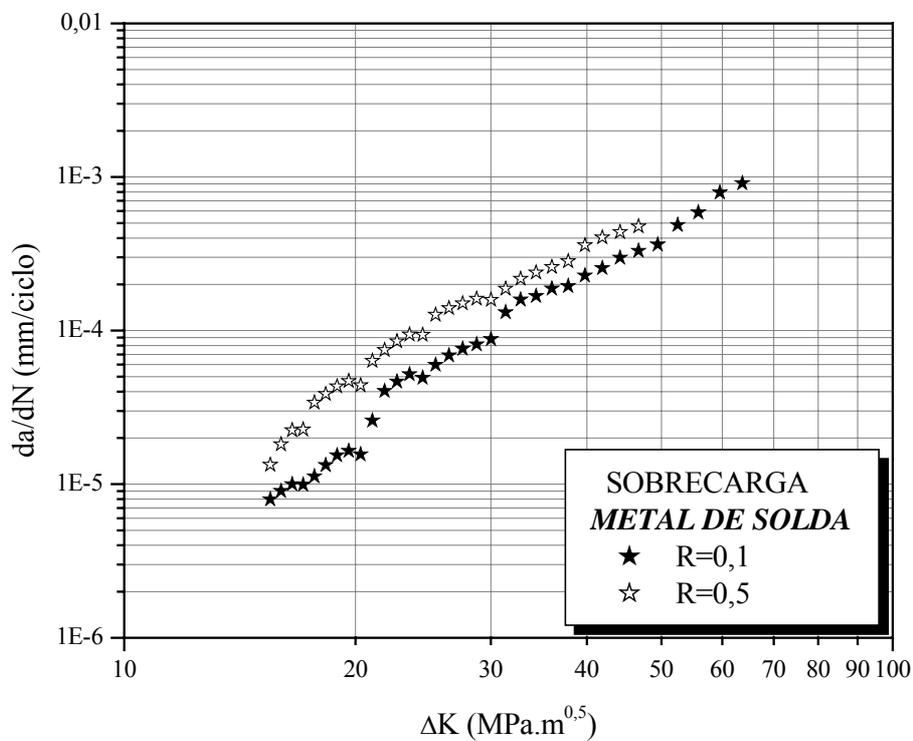


Figura 4.38 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de solda para  $R=0,1$  e  $0,5$  com aplicação de sobrecargas.

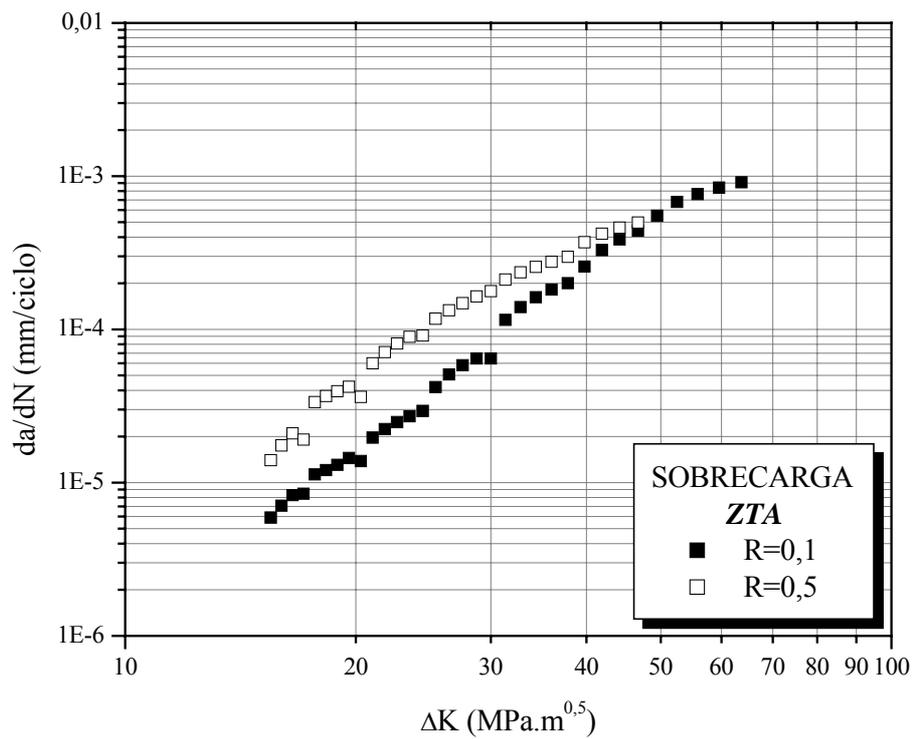


Figura 4.39 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  da zona termicamente afetada para  $R=0,1$  e  $0,5$  com aplicação de sobrecargas.

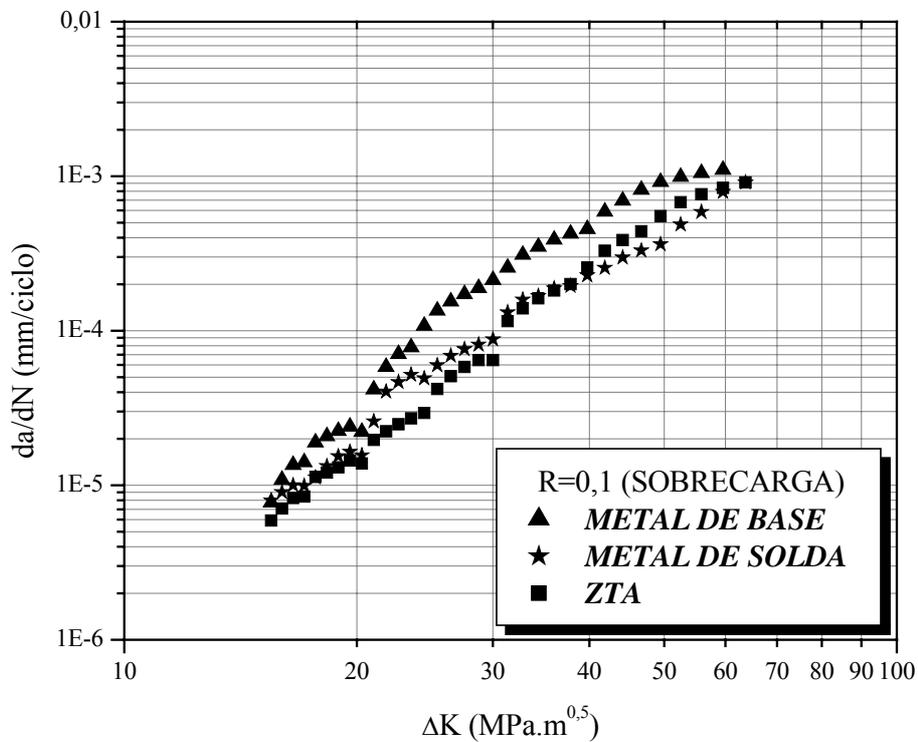


Figura 4.40 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$  com aplicação de sobrecargas.

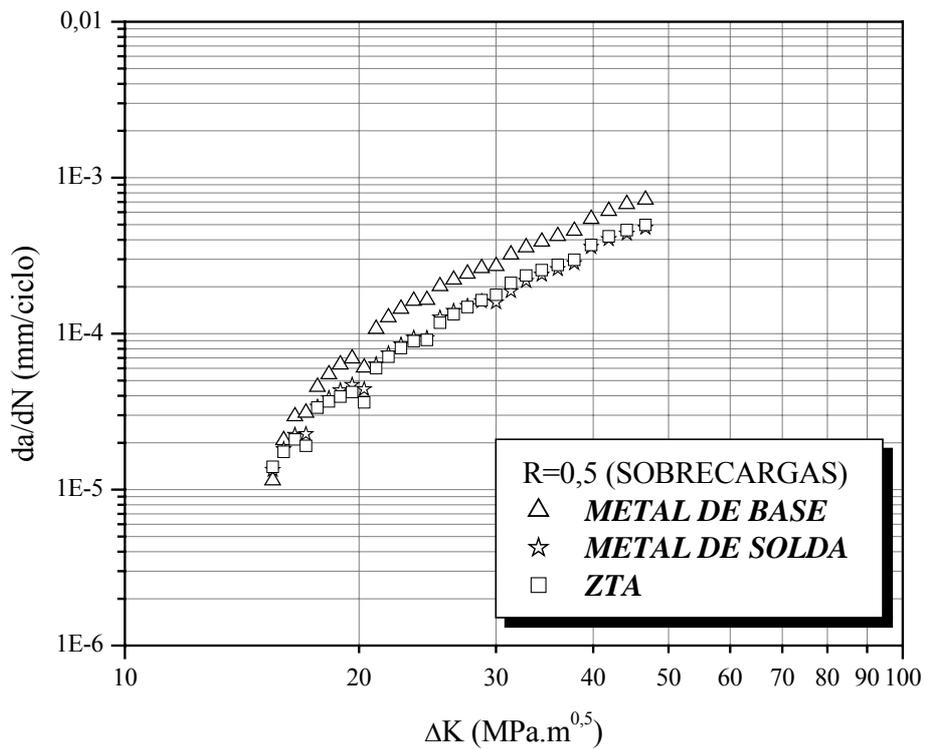


Figura 4.41 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,5$  com aplicação de sobrecargas.

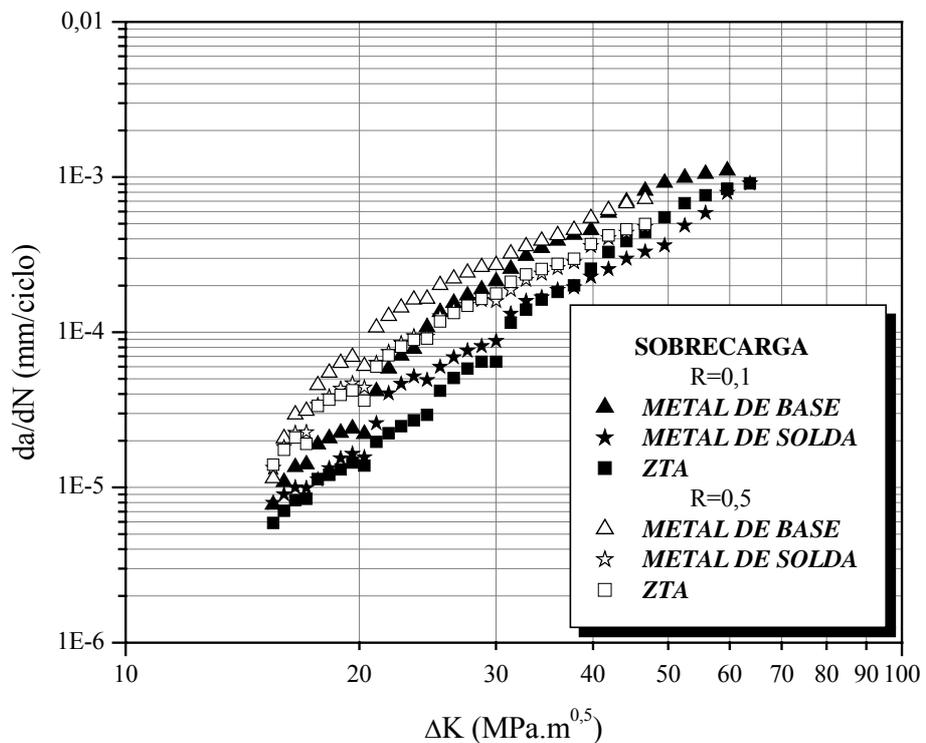


Figura 4.42 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$  e  $0,5$  com aplicação de sobrecargas.

O atraso na propagação da trinca de fadiga com a aplicação das sobrecargas observado nas curvas  $a$  vs.  $N$  apresentadas anteriormente é confirmado nas curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  (figuras 4.31 – 4.36) pela diminuição da taxa de crescimento de trinca ( $da/dN$ ) em todas regiões da junta soldada para  $R=0,1$  e  $0,5$ , após aplicação das sobrecargas. Foi observado que a maior redução da taxa de propagação ocorreu para a sobrecarga de 100% e que a redução na taxa de crescimento da trinca foi diminuindo com o acréscimo de  $\Delta K$ , chegando num ponto onde a sobrecarga não provocava nenhum efeito de retardo na propagação de trinca. Para  $R=0,5$ , o retardamento foi observado até um valor de  $\Delta K$  inferior comparado aquele com  $R=0,1$ . Como foi mencionado anteriormente, o aumento de  $R$  promove uma diminuição no retardamento. Assim, para um certo valor de  $R$ , a tensão mínima aplicada torna-se maior que a tensão de fechamento de trinca, tornando o fenômeno inexistente a partir desse momento, ou seja, não há mais retardo na propagação (GODEFROID, 1993). Portanto, para  $R=0,5$  essa tensão mínima é alcançada num valor de  $\Delta K$  menor, em relação a  $R=0,1$ .

Sobre a influência de  $R$  na taxa de crescimento das trincas (figuras 4.37 – 4.39), fica claramente constatado que as juntas soldadas submetidas a  $R=0,5$  apresentaram maiores velocidades de propagação de trinca. As maiores taxas de propagação, tanto para  $R=0,1$  quanto para  $R=0,5$ , foram observadas no metal de base, sendo a diferença mais acentuada para  $R=0,1$ , enquanto que o metal de solda e a ZTA apresentaram taxas bastante similares, figuras 4.40 e 4.41.

### **4.5.3 – Comparação entre a Propagação de Trinca de Fadiga sob Amplitudes Constante e Variável**

Os gráficos de propagação de trinca de fadiga para as regiões da junta soldada ensaiadas em amplitude constante ou variável, no caso de aplicação de sobrecargas são apresentados nas figuras 4.43 – 4.50 para comparação dos resultados.

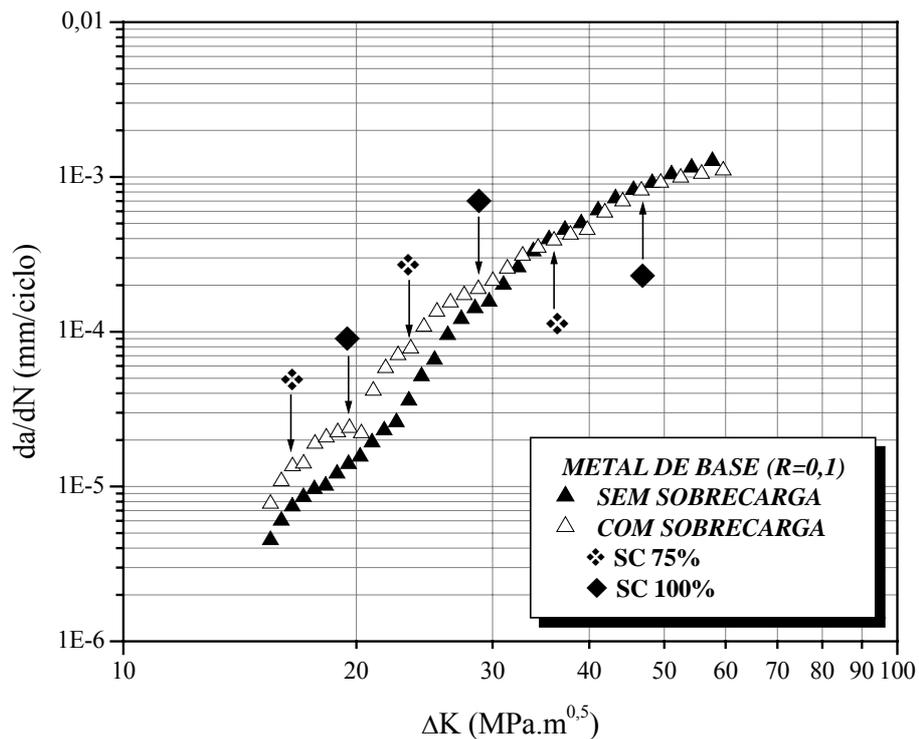


Figura 4.43 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de base para  $R=0,1$  com e sem aplicação de sobrecargas.

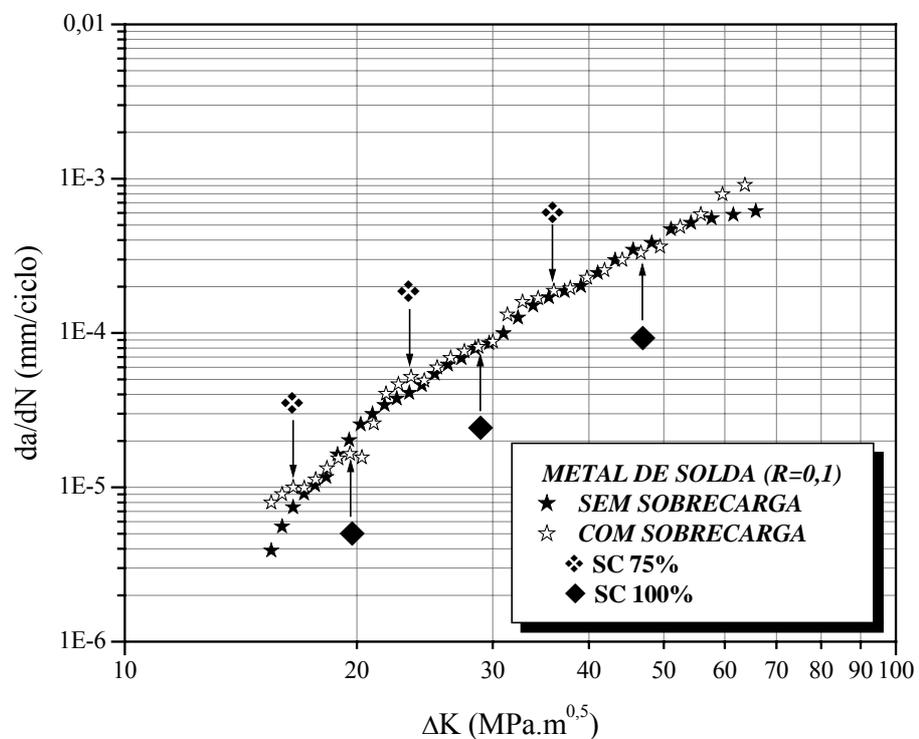


Figura 4.44 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de solda para  $R=0,1$  com e sem aplicação de sobrecargas.

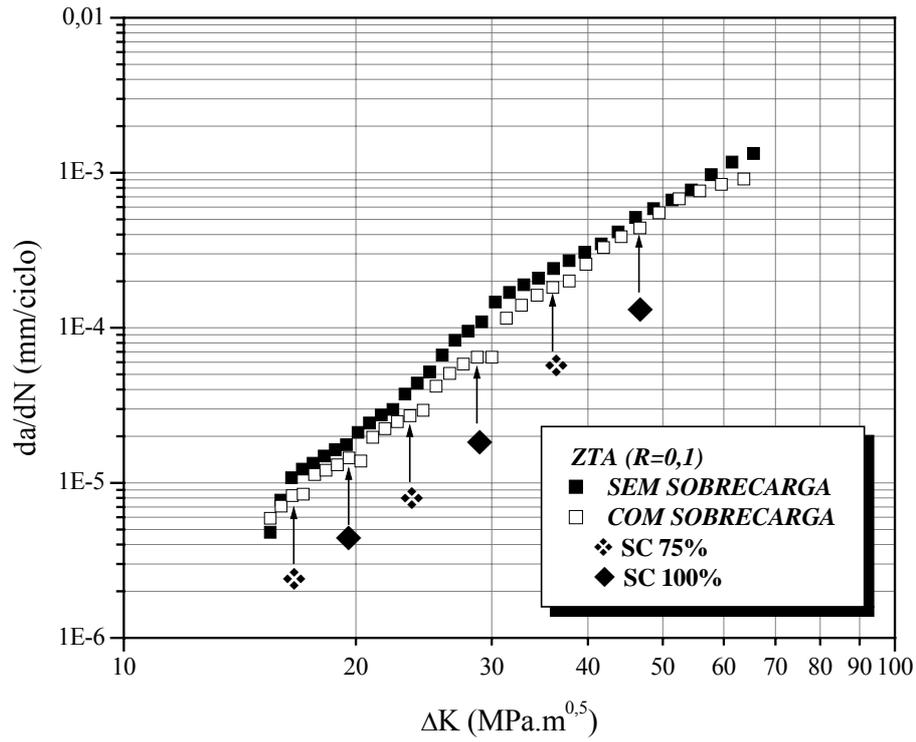


Figura 4.45 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  da zona termicamente afetada para  $R=0,1$  com e sem aplicação de sobrecargas.

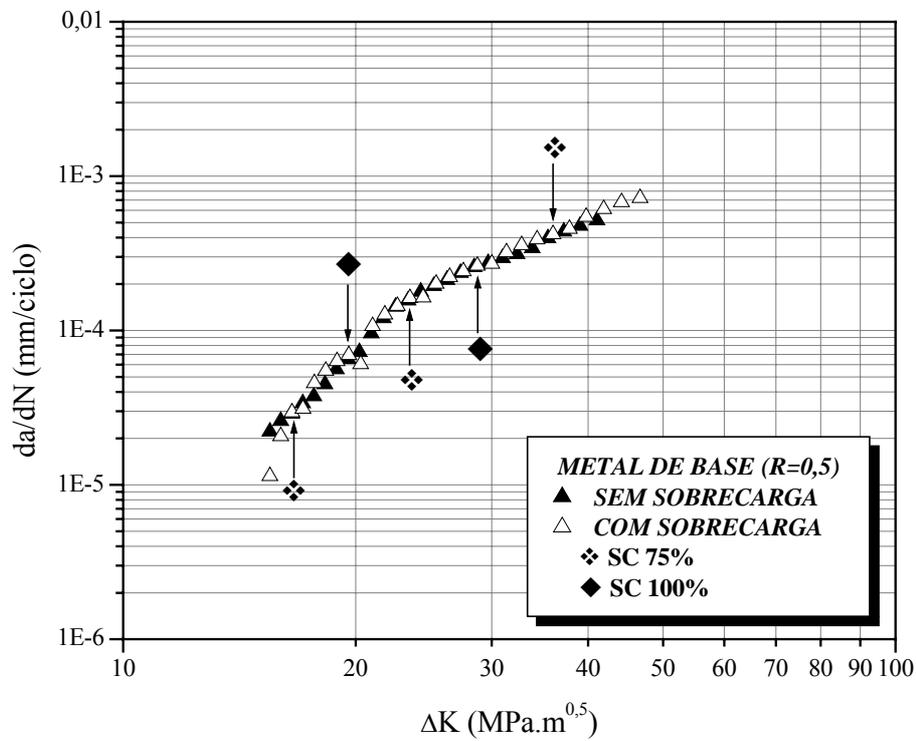


Figura 4.46 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de base para  $R=0,5$  com e sem aplicação de sobrecargas.

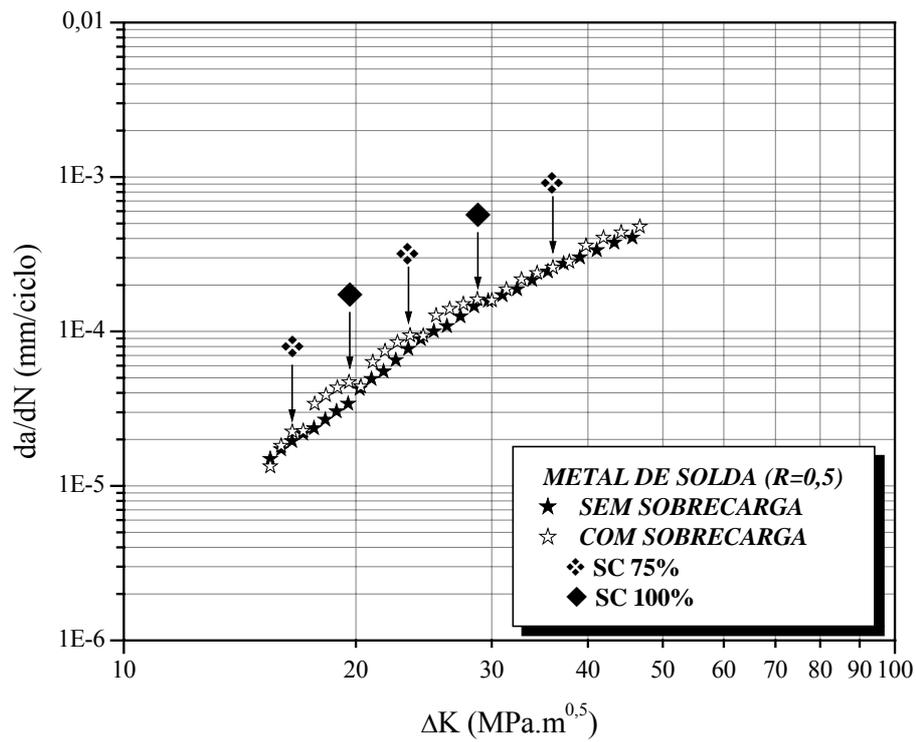


Figura 4.47 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  do metal de solda para  $R=0,5$  com e sem aplicação de sobrecargas.

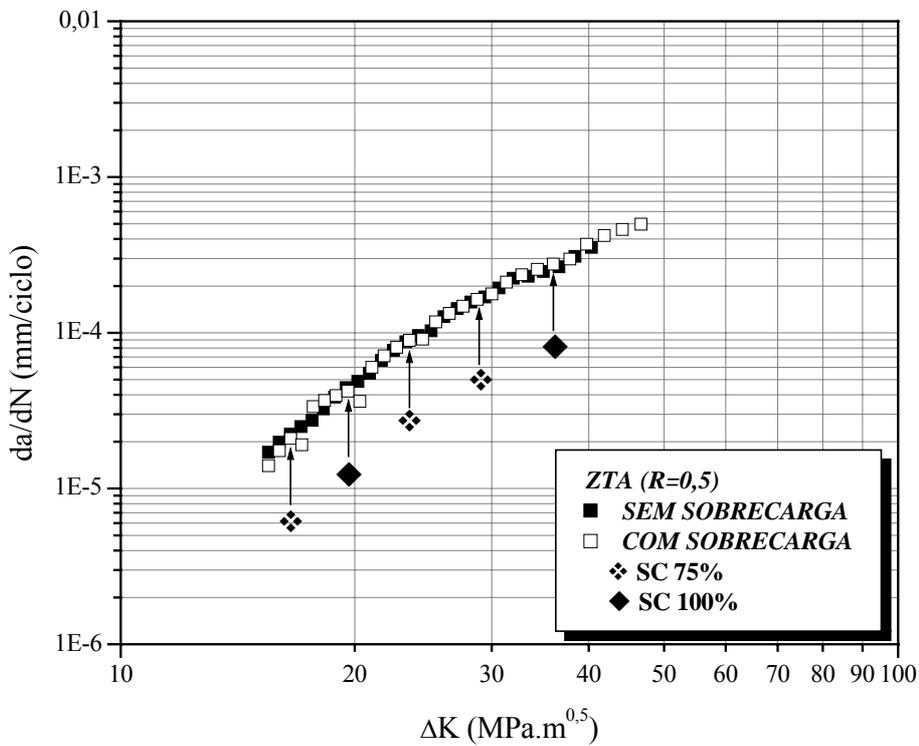


Figura 4.48 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  da zona termicamente afetada para  $R=0,5$  com e sem aplicação de sobrecargas.

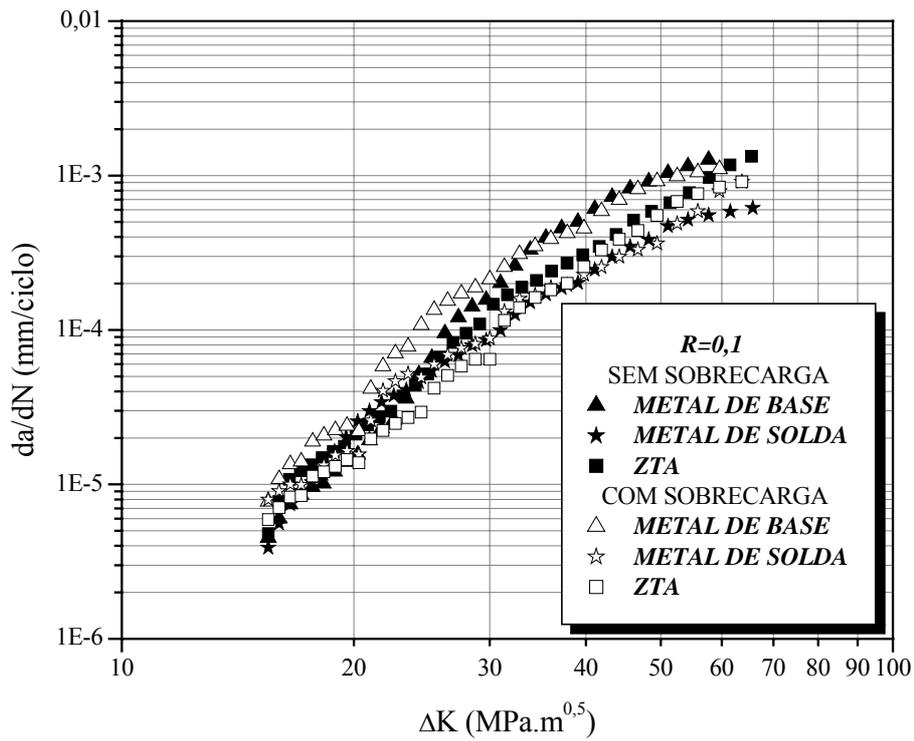


Figura 4.49 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,1$  com e sem aplicação de sobrecargas.

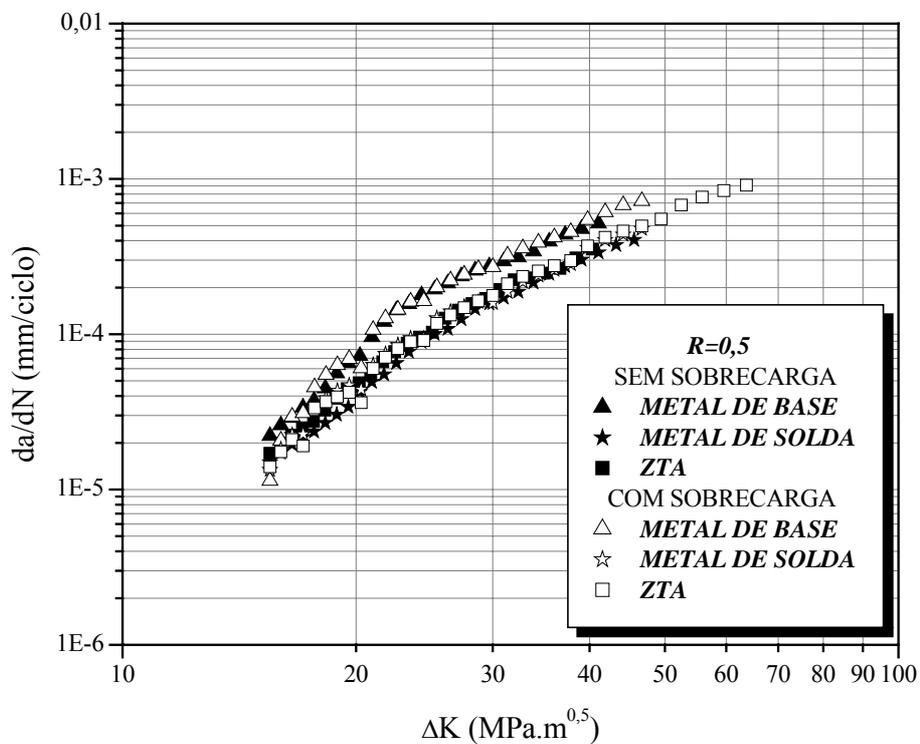


Figura 4.50 – Curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  das três regiões da junta soldada para  $R=0,5$  com e sem aplicação de sobrecargas.

Para  $R=0,1$ , figuras 4.43 – 4.45, o metal de base (figura 4.43) com a aplicação de sobrecargas apresentou, inicialmente, uma maior taxa de propagação em comparação com o material ensaiado a amplitude constante, tendendo a valores similares em torno de  $\Delta K$  igual a  $30MPa\sqrt{m}$ . Já para a ZTA (figura 4.45), o comportamento inicial foi o inverso, ou seja, maior taxa de propagação para o material ensaiado com sobrecargas. Em torno de  $40MPa\sqrt{m}$ , a taxa tendeu a valores similares. Com relação ao metal de solda, o comportamento apresentado nos dois casos foi bastante semelhante como pôde ser visto na figura 4.44.

Para  $R=0,5$ , o metal de base e a ZTA apresentaram comportamentos semelhantes, não havendo diferença significativa entre as taxas de propagação (figuras 4.46 e 4.48). Com relação ao metal de solda, a região que sofreu sobrecarga, inicialmente teve uma maior taxa de propagação, mas, como em  $R=0,1$  tendeu para valores similares.

As figuras 4.49 e 4.50 apresentam os gráficos de propagação das três regiões da junta soldada com sobrecarga e sem sobrecarga para  $R=0,1$  e  $R=0,5$ , respectivamente, para confirmação dos resultados descritos acima.

## 5 – CONCLUSÕES

Os resultados obtidos no estudo da propagação de trincas de fadiga nas juntas soldadas longitudinais do aço API 5L X-70 apontam para as seguintes conclusões:

- 1 – As regiões do metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada apresentaram maior vida em fadiga no estágio de propagação da trinca para  $R=0,1$  do que para  $R=0,5$ , mediante aplicação de sobrecargas ou não.
- 2 – As maiores taxas de propagação de trincas de fadiga em amplitude de carregamento constante, inicialmente, foram observadas nas três regiões da junta soldada longitudinal submetidas a  $R=0,5$ . No entanto, para valores de  $\Delta K$  em torno de  $34MPa\sqrt{m}$ ,  $47MPa\sqrt{m}$ ,  $36MPa\sqrt{m}$ , as taxas de propagação tenderam a similaridade no metal de base, metal de solda e na ZTA, respectivamente.
- 3 – O metal de base apresentou a maior taxa de propagação para os carregamentos em amplitude constante e variável para ambos valores de  $R$  ( $R=0,1$  e  $R=0,5$ ).
- 4 – As sobrecargas promoveram atraso na taxa de propagação da trinca nas três regiões da junta para ambos valores de  $R$ , no entanto esse efeito foi mais pronunciado para  $R=0,1$ .
- 5 – O maior retardo na propagação da trinca foi observado para a sobrecarga de 100%. No entanto, o retardo foi diminuindo em função do aumento de  $\Delta K$ , chegando a um ponto em que o atraso no crescimento praticamente deixou de ocorrer.
- 6 – Com aplicação de sobrecargas, o metal de solda e a zona termicamente afetada submetidas a  $R=0,1$  apresentaram retardos no crescimento de trinca para  $\Delta K$  mais elevados do que aqueles que ocorrem para  $R=0,5$ . O metal de base não apresentou diferença significativa.

## 6 – RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Recomenda-se para trabalhos futuros a realização de ensaios de fadiga com valores mais baixos de  $\Delta K$  para obtenção dos *thresholds*.

Outro aspecto importante é a realização de medidas de fechamento de trinca em diversos pontos do corpo-de-prova para verificar a influência deste fenômeno na propagação das trincas de fadiga, principalmente nos ensaios envolvendo aplicação de sobrecargas. Isso é válido também para o caso de tensões residuais.

E, finalmente é importante a realização do estudo de propagação das trincas de fadiga juntas soldadas de aços API de graus mais elevados.

## 7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BAKKALOĞLU, A., 2002, “Effect of Processing Parameters on the Microstructure and Properties of an Nb Microalloyed Steel”, *Materials Letters* v. 56, pp. 200 – 209.
- BASTIAN, F. L., CAMINHA, H. M., MORAES, M., 1989, Apostila Mecânica da Fratura, PEMM – COPPE
- BERNARD, P. J., LINDLEY, T. C., RICHARDS, C. E., 1976, “Mechanisms of Overload Retardation During Fatigue Crack Propagation”. In: *Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads*, ASTM STP 595, pp. 78 – 97 *apud in* GEARY, W., 1992, “A Review of Some Aspects of Fatigue Crack Growth Under Variable Amplitude Loading”, *International Journal of Fatigue* v. 14, n. 6, pp. 377 – 386.
- BHAT, S. P., FINE, M. E., 2001, “Fatigue Crack Nucleation in Iron and a High Strength Low Alloy Steel”, *Materials Science and Engineering A* v. 314, pp. 90 – 96.
- BORREGO, L. P., FERREIRA, J. M., PINHO DA CRUZ, J. M., COSTA, J. M., 2003, “Evaluation of Overload Effects on Fatigue Crack Growth and Closure”, *Engineering Fracture Mechanics* v. 70, pp. 1379 – 1397.
- BRANCO, C. M., FERNANDES, A. A., DE CASTRO, P. M. S. T., 1986, *Fadiga de Estruturas Soldadas*. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian.
- BRAZ, M. H. P., 1999, *Propriedades de Fadiga de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga com Diferentes Composições Microestruturais*. Tese de M. Sc., USP, São Carlos, SP, Brasil, 1999.
- BROEK, D., 1989, *The Practical Use of Fracture Mechanics*. Netherlands, Kluwer Academic Publishers.

- BROEK, D., 1986, “Elementary Engineering Fracture Mechanics”, *Martinus Nijhoff*, The Netherlands, 612p. *apud in* FERNANDES, J. L., 2002, *Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais*. Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- BULLOCH, J. H., 1991, “Threshold Fatigue Crack Extension Characteristics of a Low Alloy Steel: The Influence of Environment and Microstructure”, *Int. J. Ves. & Piping* v. 47, pp. 317 – 331.
- BULLOCH, J. H., 1994, “Fatigue Threshold in Steels – Mean Stress and Microstructure Influences”, *Int. J. Ves. & Piping* v. 58, pp. 103 – 127.
- CALLISTER Jr., W., 2002, *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*. 5 ed. Rio de Janeiro, LTC.
- CASTRO, I., 1992, *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas do Aço BS 4360 G50D*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- COSTA NETO, C. A., 1989, *Estudo do Comportamento à Fratura da Junta Soldada de um Tubo de Aço que Atende a especificação API 5L no GRAU X-70*. Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- DE MARCO FILHO, F., 2002, *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API Grau X-65 para Utilização em Risers Rígidos*. Tese de D. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- DIETER, G. E., 1976, *Mechanical Metallurgy*. 2 ed. Mc-Graw Hill.
- ELBER, W., 1971, “The Significance of Fatigue Crack Closure”, *ASTM STP 486 apud in* MEGGIOLARO, M. A., DE CASTRO, J. T. P., 2001, “Comparing Overload-Induced Retardation Models on Fatigue Crack Propagation”. 56º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil, 16 – 19 Julho.

- FERNANDES, J. L., 2002, *Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais*. Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- FONSECA, M. da P. C., 2000, *Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Tubulação Durante Ciclos de Fadiga*. Tese de D. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- FONTE, M. da, ROMEIRO, F., FREITAS, M. de, STANZL-TSCHEGG, S. E., TSCHEGG, E. K., VASUDEVAN, A. K., 2003, “The Effect of Microstructure and Environment on Fatigue Crack Growth in 7049 Aluminium Alloy at Negative Stress Ratios”, *International Journal of Fatigue*, v. 25, pp. 1209 – 1216.
- FURTADO FILHO, J. F., 1990, *Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas e Marteladas do Aço Estrutural BS4360 G 50D em Solução Cloretada sob Proteção Catódica*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- GARWOOD, S. J. , 1979, “Fatigue Crack Growth Threshold Determination”, *Weld Inst., Research Bulletin*, 20, pp. 262 – 265 *apud in* FURTADO FILHO, J. F., 1990, *Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas e Marteladas do Aço Estrutural BS4360 G 50D em Solução Cloretada sob Proteção Catódica*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- GEARY, W., 1992, “A Review of Some Aspects of Fatigue Crack Growth Under Variable Amplitude Loading”, *International Journal of Fatigue* v. 14, n. 6, pp. 377 – 386.
- GINGELL, A. D. B., KING, J. E., 1997, “The Effect of Frequency and Microstructure on Corrosion Fatigue Crack Propagation in High Strength Aluminium Alloys”, *Acta Mater.* v. 45, n. 9, pp. 3855 – 3870.
- GODEFROID, L. B., 1993, *Propagação de Trinca por Fadiga sob Carregamento com Amplitude Constante e Variável em Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica*. Tese de D. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

GURNEY, T. R., 1968, *Fatigue of Welded Structures*. Great Britain, Cambridge University Press.

HALLIDAY, M. D., BEEVERS, C. J., 1980, “The d. c. Electrical Potential Method for Crack Length Measurement”. In: *The Measurement of Crack Length and Shape During Fracture and Fatigue*, Engineering Materials Advisory Services LTD, pp. 85 – 112.

HAMMOUDA, M. M. I., OSMAN, H. G., SALLAM, H. E. M., 2004, “Mode I Notch Fatigue Crack Growth Behaviour Under Constant Amplitude Loading and Due to the Application of Single Tensile Overload”, *International Journal of Fatigue* v. 26, pp. 183 – 192.

HAN, B. Q., YUE, S., 2003, “Processing of Ultrafine Ferrite Steels”, *Journal of Materials Processing Technology* v. 136, pp. 100 – 104.

HIPPERT Jr, E., 2003, *Avaliação de Defeitos Planares em Dutos Através de Metodologia Micromecânica: Boletim Técnico da Petrobrás*, Rio de Janeiro.

HODSON, P. D., HICKSON, M. R., GIBBS, R. K., 1999, “Ultrafine Ferrite in Low Carbon Steel”, *Scripta Materialia* v. 40, n. 10, pp. 1179 – 1184.

<http://www.usiminas.com.br/produtos> (acesso em 08/02/2005).

KUSKO, C. S., DUPONT, J. N., MARDER, A. R., 2004, “Influence of Stress Ratio on Fatigue Crack Propagation Behavior of Stainless Steel Welds”, *Welding Journal*, pp. 59-S – 64-S.

KIM, J.-K., SHIM, D.-S., 2003, “A Statistical Approach for Predicting the Crack Retardation Due to a Single Tensile Overloads”, *International Journal of Fatigue* v. 25, pp. 335 – 342.

- KLESNIL, M., LUKAS, P., 1972, “Effect of Stress Cycle Asymmetry on Fatigue Crack Growth”, *Mater. Sci. Engng.* v. 9, pp. 231 – 240 *apud in* KUJAWSKI, D., ELLYIN, F., 1987, “A Fatigue Crack Growth Model with Load Ratio Effects”, *Engineering Fracture Mechanics* v. 28, n. 4, pp. 367 – 378.
- KUJAWSKI, D., 2001, “A Fatigue Crack Driving Force Parameter with Load Ratio Effects”, *International Journal of Fatigue* v. 23, pp. S239 – S246.
- KUJAWSKI, D., ELLYIN, F., 1987, “A Fatigue Crack Growth Model with Load Ratio Effects”, *Engineering Fracture Mechanics* v. 28, n. 4, pp. 367 – 378.
- LAIRD, C., 1979, “Mechanics and Theories of Fatigue”, *Fatigue and Microstructure*, pp. 121 – 129 *apud in* FERNANDES, J. L., 2002, *Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais*. Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- LAWSON, L., CHEN, E. Y., MESHI, M. “Near-threshold Fatigue: a Review”, 1996, *International Journal of Fatigue* v. 21, pp. S15 – S34.
- LEE, H. K., KIM, K. S., KIM, C. M., 2000, “Fracture Resistance of Steel Weld Joint Under Fatigue Loading”, *Engineering Fracture Mechanics* v. 66, pp. 413 – 419.
- LIAW, P. K., 1988, “Overview of Crack Closure at Near-Threshold Fatigue Crack Growth Levels”. In: *Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982*, J. C. Newman, Jr. and W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. 62 – 92.
- LIN, M. R., FINE, M. E., MURA, T., 1986, “Fatigue Crack Initiation on Slip Bands: Theory and Experiment”, *Acta Metallurgica* v. 34, n. 4, pp. 619 – 628.
- MACHADO, J. M., 2002, *Planejamento Baseado em Risco de Inspeção à Fadiga em Unidades Estacionárias de Produção*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

- MATSUMURA, Y., YADA, H., 1987, ISIJ Int. v. 27, pp 492 *apud in* HAN, B. Q., YUE, S., 2003, “Processing of Ultrafine Ferrite Steels”, *Journal of Materials Processing Technology* v. 136, pp. 100 – 104.
- Mc EVILY, A. J., 1988, “On Crack Closure in Fatigue Crack Growth”. In: *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, ASTM STP 982, J. C. Newman, Jr. and W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. 35 – 43.
- Mc EVILY, A. J., ISHIHARA, S., 2002, “On the Development of Crack Closure at High R Levels an Overload”, *Fatigue Fract Engng Mater Struct* v. 25, pp. 993 – 998.
- MEGGIOLARO, M. A., DE CASTRO, J. T. P., 2001, “Comparing Overload-Induced Retardation Models on Fatigue Crack Propagation”. 56° Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil, 16 – 19 Julho.
- MEGGIOLARO, M. A., DE CASTRO, J. T. P., 1997, “Equacionamento da curva de propagação de trincas por fadiga”, III Seminário de Mecânica da Fratura / Integridade Estrutural.
- MELO, J. S. de, 1990, *Evolução do Estado de tensões Residuais em um Tubo de Aço API 5L X-70*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- MENDOZA, R., ALANIS, M., PEREZ, R., ALVAREZ, O., GONZALEZ, C., JUAREZ-ISLAS, J. A., 2002, “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.
- NEWMAN, J. A., 2000, *The Effects of Load Ratio on Threshold Fatigue Crack Growth of Aluminum Alloys*. Tese de D. Sc., Faculty of the Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, Virginia, USA.

- NINH, N. T., WAHAB, M. A., 1995, “The Effect of Residual Stresses and Weld Geometry on the Improvement of Fatigue Life”, *Journal of Materials Processing Technology* v. 48, pp. 581 – 588.
- OHTA, A., SASAKI, E., NIHEI, M., KOSUGE, M., KANAO, M., INAGAKI, M., 1982, “Fatigue Crack Propagation Rates and Threshold Stress Intensity Factors for Welded Joints of HT80 Steel at Several Stress Ratios”, *International Journal of Fatigue*, pp. 233 – 237.
- PARIS, P. C., ERDOGAN, F., 1963, Trans. ASTM v. 85, pp. 528.
- PARK, H-B, LEE, B-W, 2000, “Effect of Specimen Thickness on Fatigue Crack Growth Rate”, *Nuclear Engineering and Design*, v. 197, pp. 197 – 203.
- RADHAKRISHNAN, V. M., 1984, “A Kink in the Fatigue Crack Growth Curve”, *International Journal of Fatigue*, v. 6, n. 4, pp. 217 – 220.
- RADON, J. C., WOODTLY, J., 1984, “Influence of Microstructure on the Cyclic Crack Growth in a Low-alloy Steel”, *International Journal of Fatigue* v. 6, n. 4, pp. 221 – 228.
- RICHARDS, C. E., 1980, ‘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.
- SADANANDA, K. VASUDEVAN, A. K., HOLTZ, R. L., LEE, E. U., 1999, “Analysis of Overload Effects and Related Phenomena”, *International Journal of Fatigue* v. 21, pp. S233 – S246.
- SALERNO, G., 2003, *Influência da Deformação Média na Previsão de Vida em Fadiga de Baixo Ciclo da Liga AA7175-T1*, Departamento de Engenharia Mecânica, FEI, SP.

- SHI, Y. W., CHEN, B. Y., ZHANG, J. X., 1990, “Effects of Welding Residual Stress on Fatigue Crack Growth Behavior in Butt Welds of a Pipeline Steel”, *Engineering Fracture Mechanics* v. 36, n. 6, pp. 893 – 902.
- SILVA, J. G. A., 2001, *Avaliação Comportamental de Juntas Soldadas de um Aço Estrutural do Tipo SAC 50 sob Fadiga*. Tese de M. Sc., UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.
- SURESH, S., 1983, “Micromechanisms of Fatigue Crack Growth Retardation Following Overloads”, *Engineering Fracture Mechanics* v. 18, n. 3, pp. 577 – 593.
- TAIER, R., 2002, *Análise da Fadiga em Juntas Tubulares de Plataformas Offshore Fixas Através de Modelos em Elementos Finitos*. Tese de M. Sc., UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.
- TENG, T. L., FUNG, C. P., CHANG, P. H., 2002, “Effects of Weld Geometry and Residual Stresses on Fatigue in Butt-welded Joints”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* v. 79, pp. 467 – 482.
- VASUDEVAN, A. K., SADANANDA, K., LOUAT, N., 1994, “A Review of Crack Closure, Fatigue Crack Threshold and Related Phenomena”, *Materials Science and Engineering A* v. 188, pp. 1 – 22.
- VERMA, B. B., PANDEY, R. K., 1999, “The Effects of Loading Variables on Overload Induced Fatigue Crack Growth Retardation Parameters”, *Journal of Materials Science* v. 34, pp. 4867 – 4871.
- VOSIKOVSKY, O., 1980, “Effects of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth Rates in X – 70 Pipeline Steel in Air and Saltwater”, *Journal of Testing and Evaluation*, JTEVA v. 8, n. 2, March, pp. 68 – 73 *apud in* FURTADO FILHO, J. F., 1990, *Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas e Marteladas do Aço Estrutural BS4360 G 50D em Solução Cloretada sob Proteção Catódica*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

- VOSIKOVSKI, O., RIVARD, A., 1981, "Growth of Surface Fatigue Cracks in a Steel Plate", *International Journal of Fatigue*, pp. 111 – 115.
- WHEELER, O. E., 1972, "Spectrum Loading and Crack Growth", *Journal of Basic Engineering* v. 94, n. 1, pp. 181 – 186.
- WILKOWSKI, G. M., MAXEY, W. A., 1983, "Review and Applications of the Electric Potential Method for Measuring Crack Growth in Specimens, Flawed Pipes and Pressure Vessels", *Fracture Mechanics: Fourteen Symposium, ASTM STP 791*, J. C. Lewis and G. Sines, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. II-266 – II-294.
- WILLENBORG, J., ENGLE, R. M., WOOD, H. A., 1971, "A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept" Air Force Flight Dyn. Lab., TM 71 – 1 – FBR.
- WOODTLI, J., MUSTER, W., RADON, J. C., 1986, "Residual Strees Effects in a Fatigue Crack Growth", *Engineering Fracture Mechanics* v. 24, n. 3, pp. 399 – 412.
- XIAOYAN, L., HONGGUAN, Z., XITANG, T., 1996, "A Study of Fatigue Crack Growth and Crack Closure in Mechanical Heterogeneous Welded Joints", *Engineering Fracture Mechanics* v. 45, n. 4, pp. 689 – 697.
- ZHANG, J., HE, X. D., DU, S. Y., 2003, "A Simple Engineering Approach in the Prediction of the Effect of Stress Ratio on Fatigue Threshold", *International Journal of Fatigue* v. 25, pp. 935 – 938.
- ZHANG, M., YANG, P., TAN, Y., 1999, "Micromechanisms of Fatigue Crack Nucleation and Short Crack Growth in a Low Carbon Steel Under Low Cycle Impact Fatigue Loading", *International Journal of Fatigue* v. 21, pp. 823 – 830.

ZHAO, M. C., YANG, K., SHAN, Y-Y., 2003, “Comparison on Strength and Toughness Behaviours of Microalloyed Pipeline Steels with Acicular Ferrite and Ultrafine Ferrite”, *Materials Letters* v. 57, pp. 1496 – 1500.

ZHAO, M. C., YANG, K., SHAN, Y-Y., 2002, “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.

### **NORMAS**

BS 6835:1988 – Determination of the Rate of Fatigue Crack Growth in Metallic Materials.

ASTM E 8M, 1999 – Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials.

ASTM E647, 1999 – Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.

ASTM E399, 1999 – Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.

## APÊNDICE

Tabela 1 – Valores da correção de curvatura da trinca de fadiga

REGIÃO	R	CORPO-DE-PROVA	$K_{\text{máx final}}$	$K_{\text{máx correção}}$	DIFERENÇA (%)
METAL DE BASE	0,1	cp 1	58,60	65,93	12,5
		cp 2*	66,21	70,24	6,0
		cp 3	64,10	64,14	0,1
		cp 4	54,47	58,10	6,6
		cp 5	64,10	68,37	6,6
	0,5	cp 1*	93,42	98,48	5,4
		cp 2*	93,42	101,55	8,7
		cp 3	82,13	87,89	7,0
cp 4		95,19	95,24	0,05	
METAL DE SOLDA	0,1	cp 1	58,60	62,13	6,0
		cp 2*	70,82	75,77	7,0
		cp 3	66,18	70,03	5,8
		cp 4	73,13	77,01	5,3
	0,5	cp 1*	93,42	102,64	9,8
		cp 2*	93,42	100,59	7,6
		cp 3	91,27	96,90	6,1
		cp 4	93,42	98,95	5,9
ZTA	0,1	cp 1	56,76	64,50	13,6
		cp 2*	64,10	70,87	10,5
		cp 3	72,87	76,68	5,2
	0,5	cp 1	80,63	93,41	15,8
		cp 2	97,28	101,79	4,6
		cp 3*	93,42	106,44	13,9

\* Corpo-de-prova com sobrecarga