UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

**PROPRIEDADES DE FADIGA DE SOLDAS DE ALTA
RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA COM DIFERENTES
COMPOSIÇÕES MICROESTRUTURAIS**

MARIA HELOISA PEREIRA BRAZ

Dissertação apresentada à Área Interunidades
em Ciência e Engenharia de Materiais, da
Universidade de São Paulo, como parte dos
requisitos para a obtenção do Título de Mestre
em Ciência e Engenharia de Materiais.

**ORIENTADOR: Prof. Dr. Waldek Wladimir
Bose Filho**

São Carlos

1999

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

B827p Braz, Maria Heloisa Pereira
Propriedades de fadiga de soldas de alta resistência e
baixa liga com diferentes composições microestruturais /
Maria Heloisa Pereira Braz. -- São Carlos, 1999.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia de São
Carlos/Instituto de Física de São Carlos/Instituto de
Química de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1999.

Área Interunidades: Ciências e Engenharia de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho.

1. Soldas ARBL. 2. Propagação de trincas. 3. Nucleação
de trincas curtas por fadiga. I. Título.

Área Interunidades

CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola de Engenharia de São Carlos

Instituto de Física de São Carlos

Instituto de Química de São Carlos

CAIXA POSTAL – 369

CEP 13560-970 – São Carlos/SP – Brasil

Tel/Fax: (016) 273-9777

E-mail: erica@if.sc.usp.br

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE **MARIA HELOISA PEREIRA BRAZ**, APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 17/3/1999.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (Orientador) (SMM-EESC-USP)

Profa. Dra. Isa Müller Spinelli (UFSCar)

Prof. Dr. Carlos Carvalho Engler Pinto Junior (UNIFRAN)

DEDICATÓRIA

*Aos meus pais Luiz e Mirian
e ao meu namorado Carlos*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, pela excelente orientação fornecida durante o a elaboração deste trabalho.

A todos os colegas, funcionários e demais professores do Departamento DE Engenharia de Materiais da EESC – USP, pela amizade e colaboração na confecção deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli pela coorientação fornecida durante a elaboração deste trabalho.

À Coordenadoria de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – CAPES, pela bolsa de estudo concedida.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	I
LISTA DE TABELAS	V
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS.....	VI
RESUMO.....	IX
ABSTRACT	X
1 – INTRODUÇÃO	1
2 – REVISÃO DA LITERATURA	4
2.1 – MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA C – MN.	4
2.1.1. – <i>Processos de Soldagem a Arco Elétrico e Arco Submerso.....</i>	<i>4</i>
2.1.2 – <i>Decomposição da austenita.....</i>	<i>6</i>
2.1.3 – <i>Parâmetros que afetam a microestrutura do metal de solda</i>	<i>7</i>
2.1.4 – <i>Microestrutura das Soldas de Múltiplos Passes.....</i>	<i>14</i>
2.2 – FADIGA DOS METAIS	18
2.2.1 – <i>Aspectos Microscópicos da Fadiga.....</i>	<i>18</i>
2.2.2 – <i>Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga</i>	<i>19</i>
2.2.3 – <i>Similaridade em Fadiga.....</i>	<i>23</i>
2.2.4 – <i>Fechamento de Trinca por Fadiga.....</i>	<i>25</i>
2.2.5 – <i>Trincas Curtas.....</i>	<i>37</i>
3 – MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1 – MATERIAL	41
3.2 – ANÁLISE METALOGRÁFICA	42
3.3 – ENSAIOS DE FADIGA	43
3.3.1 – <i>Propagação de Trincas Longas</i>	<i>44</i>
3.3.2 – <i>Nucleação e Crescimento de Trincas Curtas.....</i>	<i>45</i>
4. – RESULTADOS E DISCUSSÕES	53
4.1 – ANÁLISE METALOGRÁFICA	53
4.1.1 – <i>Soldas do Grupo A.....</i>	<i>53</i>
4.1.2 – <i>Soldas do Grupo B.....</i>	<i>56</i>
4.2 – PROPAGAÇÃO DE TRINCAS LONGAS	59
4.3. – FADIGA POR FLEXÃO EM 4 PONTOS.....	68
4.3.1 – <i>Micromecanismos de Fadiga.....</i>	<i>82</i>

5 – CONCLUSÕES	91
6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
7 – REFERÊNCIAS	94

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – SOLDAGEM COM ARCO SUBMERSO.....	5
FIGURA 2 – DIAGRAMA CCT PARA UM METAL DE SOLDA C-MN. OS SÍMBOLOS REPRESENTAM: F- FERRITA ALOTRIOMÓRFICA, FW- FERRITA WIDMANSTÄTTEN, FA- FERRITA ACICULAR, M- COLÔNIAS DE MARTENSITA, FC- AGREGADO DE CARBETO/FERRITA	13
FIGURA 3 – EXEMPLO DE PROGRESSÃO MICROESTRUTURAL PARA UM METAL DE SOLDA COM UMA MICROESTRUTURA DO TIPO CLÁSSICA. É POSSÍVEL DISTINGUIR A LINHA DE FUSÃO SEPARANDO A REGIÃO COMO DEPOSITADA DAS REGIÕES REAQUECIDAS. AS REGIÕES REAQUECIDAS SÃO COMPOSTAS DE REGIÃO REAQUECIDA DE GRANULAÇÃO GROSSEIRA, RRGG E DE REGIÃO REAQUECIDA DE GRANULAÇÃO FINA, RRGF.....	16
FIGURA 4 – EXEMPLO DE PROGRESSÃO MICROESTRUTURAL PARA UM METAL DE SOLDA COM UMA MICROESTRUTURA DO TIPO RIPAS. NENHUMA FERRITA DE CONTO RNO DE GRÃO ESTÁ PRESENTE NA MICROESTRUTURA PRIMÁRIA.	17
FIGURA 5 – COMPORTAMENTO TÍPICO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS LONGAS POR FADIGA EM METAIS, (ANDERSON (1995)).....	21
FIGURA 6 – TRINCA DE FADIGA NUCLEADA NA SUPERFÍCIE, (TANAKA (1987)).....	24
FIGURA 7 – DEFINIÇÕES DE VÁRIOS VALORES DE K. DEFINIÇÕES SIMILARES SE APLICAM À TENSÃO σ . (SCHIJVE (1988)).....	26
FIGURA 8 – ESQUEMATIZAÇÃO DOS MECANISMOS DE FECHAMENTO DE TRINCAS EM METAIS (ANDERSON, 1995).....	30
FIGURA 9 – FECHAMENTO DE TRINCA DURANTE A PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA. CONTATO DAS FACES DA TRINCA NA CARGA POSITIVA (A), RESULTANDO EM UMA FORÇA MOTRIZ REDUZIDA PARA FADIGA, ΔK_{ef} (B). (ANDERSON (1995)).....	36
FIGURA 10 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO COMPORTAMENTO DE TRINCAS CURTAS COM O COMPORTAMENTO DE TRINCAS LONGAS. ENSAIOS COM ΔK CONSTANTE, (SURESH (1991)).	38

FIGURA 11 – COMPORTAMENTO TÍPICO DE TRINCAS CURTAS EM METAIS, (ANDERSON (1995)).....	40
FIGURA 12 – SEÇÃO TRANSVERSAL DAS SOLDAS, MOSTRANDO O ARRANJO DE SOLDAGEM. (A) ELETRODO REVESTIDO E (B) ARCO SUBMERSO.	43
FIGURA 13 – CORPO DE PROVA DO TIPO CT. DIMENSÕES EM MM.	45
FIGURA 14 – DISPOSITIVO PARA OS ENSAIOS DE FADIGA PARA DETERMINAÇÃO DE ΔK_0	46
FIGURA 15 – ESQUEMA DO CORPO DE PROVA UTILIZADO NO ENSAIO DE NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO DE TRINCAS CURTAS.	46
FIGURA 16 – A) DISPOSITIVO DE ENSAIO DE FADIGA EM QUATRO PONTOS. B) DETALHE DA RÉPLICA APLICADA NO CORPO DE PROVA.	47
FIGURA 17 – A) DISTRIBUIÇÃO DE TENSÕES EM UMA BARRA FLEXIONADA. B) DISTRIBUIÇÕES DE FORÇAS CORTANTES E MOMENTOS PARA A FLEXÃO EM QUATRO PONTOS.	48
FIGURA 18 – TRINCAS CIRCULAR E ELÍPTICA. (A) TENSÃO DE CARREGAMENTO E TRINCA PLANA. (B) TRINCA CIRCULAR EMBEBIDA. (C) TRINCA ELÍPTICA EMBEBIDA. (D) TRINCA SUPERFICIAL MEIO ELÍPTICA. (E) TRINCA DE CANTO ¼DE ELIPSE. (F) TRINCA DE CANTO ¼DE ELIPSE QUE SURGE DE UM BURACO. (G) PARÂMETROS DE TRINCA ELÍPTICA. (H) VALORES DE f . (FUCHS E STEPHENS (1980)).....	52
FIGURA 19 – EXEMPLO DA REGIÃO COMO DEPOSITADA, NAS SOLDAS A1 E A2: (A) MICROGRAFIA ÓTICA APRESENTANDO UMA COLÔNIA DE FERRITA ACICULAR E A FORMAÇÃO DE FERRITA DE WIDMANSTÄTTEN. (B) E (C) MICROGRAFIAS OBTIDAS EM MEV ONDE OBSERVA-SE RESPECTIVAMENTE EM DETALHE A FORMAÇÃO DA FERRITA ACICULAR E FERRITA DE WIDMANSTÄTTEN.....	54
FIGURA 20 – EXEMPLO DA REGIÃO REAQUECIDA DE GRANULAÇÃO GROSSEIRA, RRGG, NAS SOLDAS A1 E A2. MICROGRAFIAS OBTIDAS EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA, MEV, (A) MOSTRANDO O ASPECTO GERAL DA RRGG NA SOLDA A2 E (B) DETALHE DA COLÔNIA DE FERRITA ACICULAR CIRCUNDADA POR FERRITA DE CONTORNO DE GRÃO. OBSERVA- SE AINDA QUE OS GRÃOS DA AUSTENITA ANTERIOR À TRANSFORMAÇÃO NÃO POSSUEM ASPECTO COLUNAR.	55

FIGURA 21 – EXEMPLOS DA REGIÃO REAQUECIDA DE GRANULAÇÃO FINA, RRGF, PARA AS SOLDAS A1 E A2. MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA, MEV, DA SOLDA A1 MOSTRANDO (A) O ASPECTO GERAL DA MICROESTRUTURA, (B) DETALHE DE (A), OBSERVA-SE REGIÕES DE MICROFASES E ALINHAMENTO DE INCLUSÕES.	56
FIGURA 22 – REGIÃO COMO DEPOSITADA DO METAL DE SOLDA B2: (A) MICROGRAFIA ÓTICA; MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA, MEV, (B) MOSTRANDO O ASPECTO GERAL DA REGIÃO COMO DEPOSITADA, (C) MOSTRANDO DETALHES DE (B), (D) DETALHES DA ESTRUTURA DE RIPAS	57
FIGURA 23 – A REGIÃO REAQUECIDA DE GRANULAÇÃO GROSSEIRA, RRG, NO METAL DE SOLDA B2: MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCÓPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA, (A) ASPECTO GERAL DA RRG, (B) DETALHE MOSTRANDO QUE ESSA REGIÃO É MUITO SIMILAR À REGIÃO COMO DEPOSITADA.....	58
FIGURA 24 – A REGIÃO REAQUECIDA DE GRANULAÇÃO FINA, RRGF, NO METAL DE SOLDA B2. MICROGRAFIAS OBTIDAS POR MICROSCÓPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA, MOSTRANDO: (A) ASPECTO GERAL, (B) DETALHE DE (A).	59
FIGURA 25 – PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA DOS CORPOS DE PROVA DO GRUPO A.....	64
FIGURA 26– PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA DO CORPO DE PROVA B.	65
FIGURA 27 – CORPO DE PROVA PARA OS ENSAIOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS LONGAS MOSTRANDO OS DEFEITOS OCORRIDOS DURANTE O ENSAIO. A) CORPO DE PROVA B1 A. B)CORPO DE PROVA B1 B.	67
FIGURA 28 – CURVA DE CARREGAMENTO PARA UM CORPO DE PROVA DO GRUPO A.	67
FIGURA 29 – CURVA DE CARREGAMENTO PARA UM CORPO DE PROVA DO GRUPO B.	68
FIGURA 30 – RESULTADOS DO CRESCIMENTO DE TRINCAS PARA O CORPO DE PROVA A2. A) COMPRIMENTO DE TRINCA VERSUS NÚMERO DE CICLOS. B) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS COMPRIMENTO MÉDIO DE TRINCA. C) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS ΔK	71

FIGURA 31 – RESULTADOS DO CRESCIMENTO DE TRINCAS PARA O CORPO DE PROVA B2A. A) COMPRIMENTO DE TRINCA VERSUS NÚMERO DE CICLOS. B) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS COMPRIMENTO MÉDIO DE TRINCA. C) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS ΔK	73
FIGURA 32 – RESULTADOS DO CRESCIMENTO DE TRINCAS PARA O CORPO DE PROVA B2B. A) COMPRIMENTO DE TRINCA VERSUS NÚMERO DE CICLOS. B) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS COMPRIMENTO MÉDIO DE TRINCA. C) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS ΔK	75
FIGURA 33 – RESULTADOS DO CRESCIMENTO DE TRINCAS PARA O CORPO DE PROVA B2C. A) COMPRIMENTO DE TRINCA VERSUS NÚMERO DE CICLOS. B) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS COMPRIMENTO MÉDIO DE TRINCA. C) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS ΔK	77
FIGURA 34 – RESULTADOS DO CRESCIMENTO DE TRINCAS PARA O CORPO DE PROVA B2D. A) COMPRIMENTO DE TRINCA VERSUS NÚMERO DE CICLOS. B) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS COMPRIMENTO MÉDIO DE TRINCA. C) TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA VERSUS ΔK	79
FIGURA 35 – ASPECTO GERAL DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA. A) CORPO DE PROVA A2. B) CORPO DE PROVA B2	80
FIGURA 36 – MICROESTRUTURA AO LADO DA TRINCA, REGIÃO EQUIAXIAL. CORPO DE PROVA B2D, ATACADO COM NITAL. A) AUMENTO DE 200 X, B) AUMENTO DE 500 X.	83
FIGURA 37 – CORPO DE PROVA A2C, REGIÃO PRÓXIMO À SOLDA. AUMENTO 200X.	84
FIGURA 38 – TRINCAS NO CORPO DE PROVA B2D OBSERVADAS ATRAVÉS DE RÉPLICAS DE ACETATO. A) DEFEITO JÁ NUCLEADO EM UMA REGIÃO FRAGILIZADA. B) TRINCAS SENDO FORMADAS A PARTIR DE UM DEFEITO E QUE PARARAM DE CRESCER. C) E D) FORMAÇÃO DE UMA TRINCA EM UM OUTRO TIPO DE MICROESTRUTURA, A QUAL LEVOU A FALHA DO CORPO DE PROVA	88
FIGURA 39 – EXTREMIDADE DA TRINCA QUE PAROU, ONDE SE OBSERVA UMA REGIÃO REAQUECIDA DE GRANULAÇÃO FINA.	89
FIGURA 40 – DETALHE MICROESTRUTURAL PRÓXIMO DA TRINCA QUE FOI RESPONSÁVEL PELA FRATURA DO CORPO DE PROVA. OBSERVA-SE A NÃO EXISTÊNCIA DE CONTORNOS DE GRÃO COMO OS DA REGIÃO COMO DEPOSITADA.	89
FIGURA 41 – COMPOSIÇÃO MOSTRANDO A VARIAÇÃO MICROESTRUTURAL NA SEÇÃO TRANSVERSAL DA SOLDA.	90

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – RESUMO DOS MÉTODOS DE $\mathbf{s}_{op}$ (OU $\mathbf{s}_{cl}$).....	32
TABELA 2– COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DOS METAIS DE SOLDA (% EM PESO)	41
TABELA 3– VALORES DO LIMITE DE ESCOAMENTO E DE RESISTÊNCIA DOS METAIS DE SOLDA, MEDIDOS À TEMPERATURA AMBIENTE. (BOSE (1995)).	42
TABELA 4 – RESULTADOS OBTIDOS DO ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS LONGAS.	60
TABELA 5 – RESUMO DA VIDA TOTAL EM FUNÇÃO DA VARIAÇÃO DE TENSÃO	69

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

$\frac{da}{dN}$ - taxa de crescimento de trinca

$\frac{d2c}{dN}$ - taxa de crescimento de trincas superficiais

g - austenita

S – tensão

S_{max} - tensão máxima

S_{min} - tensão mínima

σ_{cl} - tensão de fechamento de trinca

σ_{op} - tensão de abertura de trinca

σ_R - limite de resistência

$S-N$ – curva tensão – vida

ΔS – variação de tensão

ΔJ - variação da integral J

ΔK – variação do fator de intensidade de tensão

ΔK_I – variação do fator de intensidade de tensão, no modo I de carregamento

ΔK_{ef} – variação do fator de intensidade de tensão efetivo

ΔK_{op} – variação do fator de intensidade de tensão para abertura de trinca

ΔK_0 – variação do fator limite de intensidade de tensão

ΔK_{0ef} – variação do fator limite de intensidade de tensão efetivo

$2c$ – comprimento da trinca superficial

$2c_{médio}$ – comprimento da trinca superficial médio

a – tamanho de trinca

ASM – American Society Metals

ASTM – American Society for Testing and Materials

b – largura do corpo de prova

C – constante experimental

F (a/W) – função flexibilidade elástica

F – ferrita primária ou alotriomórfica

FA – ferrita acicular

FB – ferrita bainítica

FC – ferrita de contorno de grão

FP – ferrita poligonal intragranular

FW – ferrita Widmanstätten

h – altura

H – história de carregamento

HV – dureza Vickers

K – fator de intensidade de tensão

K_c – fator de intensidade de tensão crítico

K_I – fator de intensidade de tensão do modo I

K_{max} – fator de intensidade de tensão máximo

K_{min} – fator de intensidade de tensão mínimo

K_{op} – fator de intensidade de tensão para abertura da trinca

l – distância entre apoios internos

L – distância entre apoios externos

m – inclinação da reta

M – martensita

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

M_{max} – momento fletor máximo

MTS – Material Testing System

N – número de ciclos

N_f – vida total

P – carga aplicada

P_{max} – carga máxima

$P_{\min}$ – carga mínima

P_{op} – carga de abertura de trinca

R – razão de tensões/ razão do fator de intensidade de tensão/ razão de cargas

U – fração efetiva de abertura de trinca

y – coordenada cartesiana y

z – coordenada cartesiana z

RESUMO

BRAZ, M. H. P. (1999). *Propriedades de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais*. São Carlos, 1999. 101p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Foram estudadas as propriedades de fadiga em dois grupos de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais. As soldas do grupo A apresentaram microestruturas compostas de ferrita acicular, ferrita alotriomórfica e ferrita de Widmanstätten, com limite de escoamento de aproximadamente 460 MPa, enquanto que as soldas do grupo B apresentaram microestruturas compostas de martensita de baixo carbono, bainita e ferrita acicular, com limite de escoamento de aproximadamente 850 MPa. A partir do ensaio de trincas longas, foi obtida a taxa de crescimento por ciclos de carregamento, da/dN , de $\frac{da}{dN} = 1,18 \times 10^{-12} \cdot \Delta K^{2,91}$ e $\frac{da}{dN} = 1,34 \times 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,64}$, respectivamente para as soldas dos grupos A e B. Como pode ser observado a partir destas equações, a taxa de crescimento foi mais alta para o grupo B. Da análise do fechamento da trinca pode ser concluído que o principal fator determinante de uma menor taxa de propagação para as soldas do grupo A foi a plasticidade desenvolvida pela estrutura. Dos ensaios de trincas curtas foi observado que no caso das soldas do grupo A, uma vez nucleada a trinca, esta se propagava até o colapso do corpo de prova. Para as soldas do grupo B foi observado que não bastava a existência de uma trinca para que esta se propagasse até a fratura total do corpo de prova e que o fator controlador foi a granulometria associada a uma determinada composição microestrutural.

Palavras – chave: soldas ARBL; propagação de trincas; nucleação de trincas curtas por fadiga.

ABSTRACT

BRAZ, M. H. P. (1999). *Fatigue properties of high strength low alloy steel weld metals with different microstructural composition*. São Carlos, 1999 101p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

The fatigue properties of two groups of high strength low alloy steel weld metals with different microstructural composition were studied. Weld metals from group A presented microstructures composed of acicular ferrite, Widmanstätten ferrite and allotriomorphic ferrite, with yield strength of 460 MPa. Weld metals from group B exhibited a microstructural composition of low carbon martensite, bainite and acicular ferrite, with a yield strength of 850 MPa. The fatigue crack growth per cycle of loading, da/dN , for weld metals from groups A and B is obtained from the relationships $\frac{da}{dN} = 1,18 \times 10^{-12} \cdot \Delta K^{2,91}$ and $\frac{da}{dN} = 1,34 \times 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,64}$, respectively. As can be seen from these equations, the crack growth rate was higher for group B. From the crack growth closure analysis, it may be concluded that the lower crack growth rate obtained for weld metals from group A was mainly due to the higher crack tip plasticity developed in this type of microstructure. From the short crack fatigue tests, it was observed for weld metals from group A, that once a crack was nucleated, it propagated until the testpiece plastic collapsed. For weld metals from group B, it was observed that the existence of a crack was not sufficient to cause the complete testpiece failure, and the association of the grain size with the local microstructure was the main factor controlling the failure process.

Key-words: short crack fatigue; crack propagation; HSLA weld.

1 – INTRODUÇÃO

A necessidade do desenvolvimento de aços de alta resistência, elevada soldabilidade e consideráveis níveis de ductilidade e tenacidade, levou ao desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, ARBL. Para isto, o teor de carbono foi progressivamente reduzido e a elevação da resistência e a melhoria da tenacidade têm sido conseguida pela adição de elementos de liga tais como o Ti, Mo, Cr, Al e V (BHADESHIA E SVENSSON (1989)).

Em determinados setores industriais, a exemplo da prospecção de petróleo e automobilístico, a utilização de processos de soldagem para a união de partes é inevitável e vários estudos tem sido realizados para avaliar a influência da adição de elementos de liga na composição microestrutural dos metais de solda com alta resistência e baixa liga. Sabe-se que pela adição destes elementos de liga a temperabilidade do metal de solda aumenta sensivelmente e diversas composições microestruturais podem ser obtidas. No caso de soldas ARBL, com moderada temperabilidade, a microestrutura das regiões na condição de como depositada é composta por colônias de ferrita acicular, circundadas por ferrita de contorno de grão e ferrita de Widmanstätten. O limite de escoamento, medido à temperatura ambiente, para soldas com este tipo de composição microestrutural, varia entre 350 e 550 MPa. Metais de solda ARBL com temperabilidade mais elevada, apresentam microestrutura composta por ferrita acicular, bainita e martensita de baixo teor de carbono e o limite de escoamento pode superar 1000 MPa.

Com relação à nucleação e propagação de trincas, as soldas são geralmente as partes mais sensíveis de uma estrutura e isto ocorre devido à alta concentração de defeitos tais como, falta de fusão, vazios e regiões de segregação. Além disto, as soldas podem apresentar altas tensões residuais e

uma microestrutura altamente heterogênea, principalmente quando são compostas de múltiplos passes.

Nos últimos 30 anos vários trabalhos permitiram o entendimento dos mecanismos que determinam a vida em fadiga de estruturas e materiais. Os avanços têm sido principalmente obtidos em três áreas de pesquisa: nucleação de trincas, crescimento de trincas curtas e propagação de trincas longas por fadiga.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica, MFLE, pode ser aplicada unicamente nos casos onde baixas tensões são usadas, criando uma zona plástica negligenciável na frente da trinca, implicando que a MFLE pode ser somente usada para quantificar o comportamento na propagação da trinca. A análise do campo de tensões na ponta da trinca pela MFLE permite a obtenção do comportamento de propagação da trinca por fadiga baseada na variação do fator de intensidade de tensão, ΔK . Isto é, a vantagem é o fato de que o comportamento de trincas longas em grandes estruturas de engenharia podem ter o seu comportamento estudado em laboratório, utilizando pequenos corpos de prova. Esta correspondência é conseguida devido à similaridade do termo $\Delta\sigma(\pi a)^{1/2}$ em ambos os casos, pois a MFLE prediz que ambas as trincas terão quase que idênticos campos de tensões - deformações.

Para quantificar este comportamento no caso do estudo de trincas curtas, a MFLE não pode ser utilizada pois as tensões envolvidas são altas – da ordem do limite de fadiga cíclico ($\approx 2\mathbf{s}_{cy}$) – tornando necessário a utilização da mecânica da fratura microestrutural (MFM) e no caso de crescimento de trincas mecanicamente curtas a mecânica da fratura elasto - plástica (MFEP). O estudo destes dois casos são de grande importância, pois podem avaliar a influência dos parâmetros microestruturais na nucleação e propagação de trincas.

Até recentemente, a prática de caracterização do crescimento de trincas de fadiga com base na mecânica da fratura baseava-se unicamente em testes laboratoriais de corpos de prova contendo trincas longas, com tamanhos de

vários milímetros. Isto era principalmente devido ao fato de que as trincas normalmente detectadas na prática tinham aproximadamente este tamanho. Com o advento de técnicas melhores de detecção e medição de defeitos bem menores, combinado com o interesse na utilização dos critérios de mecânica da fratura para trincas cada vez menores, como no caso das turbinas de aviões, um maior conhecimento sobre as características de crescimento de trincas muito menores tem sido buscado.

Das pesquisas já realizadas, é sabido que a utilização de dados obtidos a partir de ensaios de corpos de prova com trincas longas, pode levar a estimativas não conservadoras e portanto perigosas, sobre a vida de componentes submetidos à fadiga onde o controle de trincas torna-se necessário. De acordo com TANAKA (1987), uma trinca pode ser considerada curta quando seu comprimento for menor que 1 mm. Estas trincas possuem um comportamento diferente em fadiga, porque apresentam taxas de propagação superiores às apresentadas pelas trincas longas e crescem a partir de valores de ΔK menores que os valores de trincas longas.

Este trabalho tem por objetivo avaliar o comportamento em fadiga de duas soldas de alta resistência e baixa liga, cujas microestruturas são do tipo clássica e do tipo ripas. Da associação destes resultados será então avaliada a influência do tipo de microestrutura na nucleação, no crescimento de trincas curtas e na propagação de trincas longas.

2 – REVISÃO DA LITERATURA

2.1 – Microestrutura do Metal de Solda C – Mn.

2.1.1. – Processos de Soldagem a Arco Elétrico e Arco Submerso

O arco elétrico pode ser definido como: “a descarga elétrica mantida através de um gás ionizado, iniciada por uma quantidade de elétrons emitidos do eletrodo negativo (cátodo) aquecido e mantido pela ionização térmica do gás aquecido” UDIN¹ apud BRANDI (1992). Na região central entre estes dois eletrodos fica localizado o plasma, ou seja, a região que contém os gases ionizados. Os elétrons emitidos na região catódica passam pela coluna do arco na forma de íons e elétrons livres e alcançam o ânodo onde entregam a sua energia cinética em forma de calor. Através de colisões mútuas entre os íons e os elétrons livres, o interior do arco pode atingir altas temperaturas: cerca de 6.000°C no caso de eletrodos revestidos, onde existe alta concentração de íons de sódio e potássio, e cerca de 30.000°C para o caso de arcos com gases inertes puros.

No processo de soldagem com arco submerso, o arco elétrico é estabelecido entre o arame-eletrodo e o material a ser soldado, com a diferença que o arco permanece totalmente submerso em uma camada de fluxo, não sendo assim visível. Dessa forma, a solda desenvolve-se sem faíscas, luminosidade e respingos, comumente observado em outros processos de soldagem à arco.

¹ UDIN, H.; FUNK, E.R. & WOLFF, J. Welding for Engineers; John Wiley & Sons Inc., N. Y., 1954, p. 136-69 apud BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. Soldagem – Processos e Metalurgia. Editora Edgard Blücher Ltda. 1992.

Durante este processo de soldagem, o calor produzido pelo arco elétrico funde uma parte do fluxo juntamente com a ponta do eletrodo, como mostra a Fig. 1. A zona de soldagem fica sempre envolta e protegida pelo fluxo escorificante, sobrepondo-se ainda por uma camada de fluxo não fundido. O eletrodo permanece um pouco acima do metal de base, e o arco elétrico desenvolve-se nesta posição. Com o deslocamento do eletrodo ao longo da junta, o fluxo fundido sobrenada e se separa do metal de solda líquido, na forma de uma escória. O metal de solda, com um ponto de fusão mais elevado do que o da escória solidifica-se, enquanto esta ainda permanece fundida protegendo também o metal de solda recém solidificado, que é muito reativo com o oxigênio e o nitrogênio da atmosfera. Com o resfriamento posterior, remove-se o fluxo não fundido, e a escória rapidamente se destaca do metal de solda.

Figura 1 – Soldagem com arco submerso.

2.1.2 – Decomposição da austenita

Durante o resfriamento do metal de solda a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e da composição química. Quando o resfriamento é suficientemente lento a transformação envolve processo de difusão e toda a austenita transforma-se em ferrita, perlita ou bainita. Porém, quando a taxa de resfriamento é elevada, o processo de transformação deixa de ser difusional e a austenita se transforma em martensita, por cisalhamento, sendo possível que alguma porcentagem de austenita continue estável à temperatura ambiente, PARRISH (1980). Nos metais de solda C-Mn, que apresentam um limite de escoamento entre 350 – 550 MPa o processo no qual a austenita se decompõe sob resfriamento contínuo dá origem a diferentes morfologias de ferrita. Estas morfologias consistem em alguma combinação de ferrita alotriomórfica, ferrita Widmanstätten (frequentemente chamada de ferrita de placas laterais) e ferrita acicular, que geralmente abrange uma distribuição de outras fases finas tais como austenita retida e martensita. Nos metais de solda com alta resistência e baixo carbono, com tensão de escoamento superior a 650 MPa, a decomposição da austenita resulta em ferrita acicular, bainita e martensita de baixo carbono.

Usando microscopia ótica, ABSON & DOLBY (1980) sugeriram uma classificação dos constituintes das soldas baseados na sua morfologia, que foi adotado com algumas modificações pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW, 1988). Neste trabalho, a nomenclatura adotada é similar à proposta pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW, 1988) com algumas modificações:

F – ferrita primária ou alotriomórfica , que pode ocorrer em duas formas: ferrita de contorno de grão (FC) ou ferrita poligonal intragranular (FP).

FW – ferrita Widmanstätten, também conhecida como ferrita de segunda fase ou ferrita de placas laterais.

FB – ferrita bainítica, que pode ocorrer de duas formas, bainita superior (FB_S), ou bainita inferior (FB_I).

FA – ferrita acicular.

FC – Agregado de carbeto/ferrita, estruturas de carbeto/ferrita finos, incluindo ferrita com interfases de carbeto e perlita.

M – Colônias de martensita que são maiores que os veios de ferrita adjacentes.

M-A – microfases, quando as colônias são menores que os veios adjacentes dentro do grão da austenita primária (Martensita-Austenita e Agregado de Ferrita-Carbeto).

A transformação da austenita pode ser caracterizada como uma reação difusional quando envolve processo de difusão e com isso toda a austenita se transforma em ferrita, perlita ou bainita. Porém, quando a taxa de resfriamento é elevada, a austenita se transforma em martensita, por cisalhamento. De acordo com LEVINE & HILL (1977), a seqüência de transformação de fase é a seguinte: ferrita de contorno de grão, ferrita Widmanstätten e ferrita acicular.

No caso de metais de solda de alta resistência e baixa liga, é necessário considerar a decomposição da austenita em produtos de transformação a baixas temperaturas. Portanto, a seqüência completa de transformação de fase pode ser ferrita de contorno de grão, ferrita Widmanstätten, ferrita acicular, bainita superior, bainita inferior e finalmente martensita de baixo carbono.

2.1.3 – Parâmetros que afetam a microestrutura do metal de solda

A microestrutura do metal de solda é principalmente controlada por dois fatores: a composição química e a taxa de resfriamento. Alguns dos principais parâmetros que afetam a microestrutura do metal de solda de múltiplos passes, serão tratados a seguir.

2.1.3.1 – Elementos de liga

A adição de elementos de liga nas soldas influenciam a microestrutura pelo aumento da temperabilidade (por exemplo inibindo a transformação da ferrita alotriomórfica) e pelo controle da quantidade de oxigênio no metal de solda (que afetará a composição e distribuição de inclusões não metálicas).

Para alcançar valores aceitáveis de tenacidade ao impacto em baixas temperaturas de serviço é necessário evitar a fratura por clivagem pelo controle da microestrutura. Para os metais de solda, isto pode ser conseguido pelo aumento da quantidade de ferrita acicular através do controle dos elementos de liga, pelo uso de consumíveis do tipo básico para produzir soldas de baixo oxigênio com conseqüente diminuição de volume de frações de inclusões e pelo rigoroso controle de impurezas tais como S, As, Sb, e N, (SVENSSON & GRETOF (1990)).

EVANS (1977) estudou o efeito do manganês em metais de solda na região como depositada e regiões reaquecidas e concluiu que aumentando a quantidade de manganês, na faixa de 0,6 a 1,8 % em peso, aumenta a quantidade de ferrita acicular e diminui a quantidade de ferrita pró-eutetóide. Ao mesmo tempo, também causa o refinamento da ferrita acicular na região de como depositado e o refinamento das zonas reaquecidas de granulação grosseira e fina. Concluiu também que o pico de tenacidade é alcançado com aproximadamente 1,5% em peso de manganês.

O aumento do teor de carbono aumenta o teor de ferrita acicular com o decréscimo da ferrita de contorno de grão e também afeta a taxa de formação da ferrita Widmanstätten. A largura média dos grãos da austenita primária é diminuída com o aumento do teor de carbono, aumento da quantidade de carbeto formados, causa o refinamento das regiões reaquecidas e aumenta a quantidade de segunda fase nas regiões reaquecidas de granulação fina. O pico de tenacidade ao impacto foi conseguido com a combinação de 0,07% em peso de carbono e 1,4% em peso de manganês.

Segundo EVANS (1991a), nas mesmas condições de soldagem, 20 ppm de titânio é suficiente para modificar uma microestrutura com 80% de ferrita Widmanstätten para quase 70% de ferrita acicular. Também nas regiões reaquecidas do metal de solda, o aumento do teor de titânio leva a um refinamento de grãos da ferrita e uma mudança na morfologia das microfases. Como a tenacidade está relacionada à quantidade de ferrita acicular, o melhor valor encontrado para soldas foi de 30 ppm de Ti.

O níquel age de maneira similar ao manganês e assim, tem um grande efeito sobre a temperabilidade. O aumento da quantidade de níquel causa um aumento progressivo na ferrita acicular, às custas da ferrita alotriomórfica. EVANS (1990) encontrou que o pico de tenacidade é deslocado de um teor de Mn de 1,4 para 0,6% em peso, quando até 3,5% em peso de níquel é adicionado.

Na região como depositada, o aumento do teor de molibdênio inicialmente aumenta a acicularidade e progressivamente diminui a fração volumétrica da ferrita alotriomórfica, além de aumentar a fração volumétrica de microfases. No último estágio, a ferrita acicular inicial é substituída pela ferrita de placas laterais. O aumento da adição de molibdênio diminui a formação de ferrita Widmanstätten e promove a formação de bainita, às custas da ferrita acicular.

O cromo tem um efeito similar ao molibdênio nos metais de solda C-Mn. Níveis de cromo acima de 2,3% em peso foi pesquisado por EVANS (1989), em combinação com níveis de Mn de 0,6 para 1,8% em peso. Com o aumento do cromo, a redução na quantidade de ferrita alotriomórfica é acompanhada por um aumento na quantidade de ferrita acicular até uma subsequente redução. Novamente EVANS (1989) mostrou que esta redução foi devida a um concorrente aumento na fração volumétrica da ferrita de segunda fase (ferrita Widmanstätten). De acordo com BHADSHIA (1989), na realidade, a diminuição na quantidade de ferrita acicular é acompanhada

também por uma redução na quantidade de ferrita Widmanstätten, que é parcialmente substituída pela bainita.

O silício é encontrado em metais de solda devido a grandes quantidades de SiO_2 e silicatos usados como constituintes dos fluxos. Com o aumento do teor de Si no metal de solda, o teor de oxigênio diminui e a quantidade de ferrita acicular nas regiões como depositada aumenta. EVANS (1986), encontrou que para metais de solda com baixos teores de manganês (0,6% em peso) o aumento do teor de Si promove a formação de ferrita acicular às custas da ferrita alotriomórfica e da ferrita de Widmanstätten. Para altos teores de manganês (1,4% em peso), a fração volumétrica da ferrita acicular mantém-se praticamente constante.

Assim como para o silício e o titânio, o alumínio tem um grande efeito na população de inclusões, mas o alumínio tende a reduzir a temperabilidade. Para metais de solda, na condição de como depositado, o aumento do teor de alumínio diminui a fração volumétrica de ferrita acicular, primeiramente aumentando e subsequenteiramente diminuindo outra vez, EVANS (1991a). A quantidade de ferrita alotriomórfica mantém-se relativamente constante e a mudança no teor de ferrita acicular é compensada pela ferrita de segunda fase. O alumínio tem ação desoxidante, pois reduz o teor de oxigênio, formando inclusões.

O boro melhora a temperabilidade quando mantido em solução sólida na austenita, mas na forma de nitretos ou carbetos reduz a temperabilidade, já que as partículas parecem induzir a nucleação de ferrita alotriomórfica (BHADESHIA & SVENSSON (1993)).

O nióbio aumenta a temperabilidade e anula reações de ferrita e perlita. O grau de acicularidade também é aumentado (HARRISON et al (1981)). No entanto, o nióbio segrega para o contorno de grão durante a solidificação e isto causa uma alta temperabilidade local e a formação de redes isoladas de martensita (DOLBY (1976)). De acordo com EVANS (1991b), os níveis de

nióbio devem ser mantidos o mais baixo possíveis, uma vez que ele parece ser deletério à tenacidade.

EVANS (1991c) observou que a adição de vanádio causa o aumento da quantidade de ferrita acicular nas regiões como depositada às custas de ferrita primária e ferrita de segunda fase e também promove o refinamento dos grãos nas regiões reaquecidas de granulação fina pós-solda.

O nitrogênio é conhecido por ter forte efeito prejudicial na tenacidade das soldas (BHADESHIA e SVENSSON (1993)). Atuando conjuntamente com o boro, aumenta a temperabilidade. HORRI et al (1986 e 1988) constataram que o níquel não tem forte influência no desenvolvimento microestrutural quando na ausência de adições de boro. Se o boro estiver presente, a temperabilidade é melhorada e isto aumenta a oportunidade da austenita transformar-se em ferrita acicular, ao invés de ferrita alotriomórfica e ferrita de segunda fase. O nitrogênio pode ser combinado com titânio para formar nitretos, em vez de óxidos de titânio, que são nucleantes efetivos da ferrita acicular.

2.1.3.2 – Inclusões Não Metálicas

Os elementos desoxidantes na poça de fusão podem remover a maior parte do oxigênio por reações químicas e formar inclusões. Algumas destas inclusões são retidas na poça durante a solidificação, enquanto parte delas flutuam na superfície e são removidas com a escória.

A distribuição de tamanho, densidade, fração volumétrica e composição química das inclusões têm uma grande influência no desenvolvimento da microestrutura no metal de solda.

Há muitas correlações entre a microestrutura e os tipos de núcleos. Por exemplo, ferrita de contorno de grão e ferrita Widmanstätten são associadas com inclusões que contém silício e manganês. Contudo, a literatura não está de acordo quanto ao efeito dos tipos específicos destas inclusões na

transformação de fase da austenita para ferrita. A eficácia de uma inclusão em atuar como nucleante da ferrita pode depender mais da sua composição e características superficiais, do que da composição de seu núcleo. Poucos estudos do efeito das inclusões no desenvolvimento microestrutural do metal de solda de alta resistência e baixa liga têm sido publicados.

2.1.3.3 – Variáveis de Processo

2.1.3.3.1 – Taxa de Resfriamento

Pela análise de diagramas CCT de transformação em resfriamento contínuo para um metal de solda GMn, conforme apresentado na Fig. 2, é possível reconhecer que o aumento da taxa de resfriamento leva a uma progressiva diminuição da temperatura de início de transformação da austenita. Consequentemente, aqueles produtos que se formam a altas temperaturas (tal como ferrita alotriomórfica), será suprimido e aqueles formados em baixas temperaturas (bainita e martensita), serão promovidos.

2.1.3.3.2 – Aporte de Calor

O tempo de resfriamento está associado com o aporte de calor, isto é, um aumento no aporte de calor leva a um aumento no tempo de resfriamento através de alguma faixa de temperatura particular. EVANS (1982)), encontrou que um aumento no aporte de calor, devido a baixas velocidades de soldagem, causa um aumento no tempo de resfriamento e que consequentemente leva a uma elevação no teor de ferrita alotriomórfica com o decréscimo do teor de ferrita acicular. Nos metais de solda, devido à poça permanecer no estado fundido por um tempo maior, os grãos colunares da austenita primária tornam-

se mais grosseiros, diminuindo o grau de acicularidade. A diminuição na fração volumétrica da ferrita acicular pode ser explicado pela desoxidação e diminuição do teor de manganês e silício. Isto também pode levar a uma diminuição nos níveis de oxigênio do metal de solda e no volume de inclusões.

Figura 2 – Diagrama CCT para um metal de solda C-Mn. Os símbolos representam:

F- ferrita alotriomórfica, FW- ferrita Widmanstätten, FA- ferrita acicular, M- colônias de martensita, FC- agregado de carbeto/ferrita.

2.1.3.3.4 – Temperatura de Interpasse

Mantendo-se outros parâmetros de soldagem constantes, um aumento na temperatura de interpasse levará a um aumento no tempo de resfriamento. Segundo EVANS (1978), uma elevação na temperatura de interpasse leva a: a) uma diminuição na quantidade de manganês e silício, aumentando a largura das zonas recristalizadas, tornando o metal de solda como depositado mais grosseiro e b) uma redução na fração volumétrica da ferrita acicular.

2.1.4 – Microestrutura das Soldas de Múltiplos Passes.

O tamanho dos eletrodos e a energia necessária para transferir material do eletrodo para a peça a ser soldada limita a taxa de deposição máxima. Consequentemente, a junta deverá ser completada pela deposição de camadas de passes de soldagem da base para o topo da junta. Isto permite o uso de um aporte de calor por passe que produzirá a microestrutura desejada e portanto propriedades mecânicas projetadas.

Durante a deposição de passes subsequentes, regiões da microestrutura serão reaquecidas em temperaturas ligeiramente maiores que a temperatura de recristalização. E estas regiões são submetidas à processos de transformação de fase no estado sólido e o resfriamento dessas regiões causa o refinamento de grãos. Como consequência, ocorre um aumento da heterogeneidade microestrutural e das propriedades mecânicas resultantes. A microestrutura final será composta por passes contendo regiões de como depositada seguidas de regiões reaquecidas. A Fig. 3 mostra detalhes do efeito de passes subsequentes em um cordão de solda anterior em um metal de solda de múltiplos passes com uma microestrutura do tipo clássica, que consiste de diferentes proporções de ferrita acicular, ferrita de placas laterais (ferrita Widmanstätten), ferrita poligonal, ferrita de contorno de grão e microfases. A microestrutura reaquecida dependerá da temperatura máxima ao qual foi sujeita. Da linha de fusão é possível identificar duas áreas: região reaquecida de granulação grosseira e região reaquecida de granulação fina.

Próximo à linha de fusão, uma alta temperatura de recristalização será alcançada, os grãos de austenita equiaxial transformados crescerão rapidamente por difusão no contorno dos grãos e, consequentemente, será formada uma granulometria grosseira. A decomposição da austenita conduz a uma região de ferrita acicular rodeada por ferrita de contorno de grão. Com a diminuição da temperatura de recristalização, o crescimento da ferrita de contorno de grão é relativamente facilitado devido à grande quantidade de

contorno da austenita anterior e então esta microestrutura consiste quase que inteiramente de ferrita equiaxial de granulação fina com uma pequena quantidade de microfases.

Nos metais de solda com microestrutura composta por ferrita acicular, bainita e martensita, aqui denominada de microestrutura do tipo ripas, regiões reaquecidas também são encontradas. Neste caso, porém, a microestrutura das regiões reaquecidas é mais homogênea e similar à microestrutura da região como depositada, como mostrado na Fig. 4. Isto ocorre devido principalmente à baixa temperatura de transformação $a \rightarrow g$, causada pela adição de elementos de liga, o que permite que uma grande quantidade de regiões reaquecidas sejam completamente reaustenitizadas. Por outro lado, a alta temperabilidade assegura que estas regiões reaustenitizadas se transformem em uma microestrutura similar à da região como depositada.

Figura 3 – Exemplo de progressão microestrutural para um metal de solda com uma microestrutura do tipo clássica. É possível distinguir a linha de fusão separando a região como depositada das regiões reaquecidas. As regiões reaquecidas são compostas de região reaquecida de granulação grosseira, RRGG e de região reaquecida de granulação fina, RRGF.

Figura 4 – Exemplo de progressão microestrutural para um metal de solda com uma microestrutura do tipo ripas. Nenhuma ferrita de contorno de grão está presente na microestrutura primária.

2.2 – Fadiga dos Metais

Fadiga é o termo utilizado para expressar a falha de um material submetido a um carregamento cíclico ou flutuante, mesmo se os níveis de tensões aplicados sejam menores que o limite de escoamento. Os materiais solicitados dinamicamente podem apresentar falhas em níveis de tensão bem abaixo da tensão de fratura sob carregamento estático. Estima-se que cerca de 90% das falhas de componentes de automóveis, aviões, pontes, turbinas, bombas, máquinas e equipamentos em geral, sujeitos a carregamentos repetidos e/ou vibrações, deve-se ao fenômeno da fadiga. (SPINELLI (1997)).

Os critérios de análise do comportamento em fadiga dos metais são baseados no controle da tensão ou no controle de deformação. O conceito da curva deformação-vida considera os efeitos da deformação plástica, o que não ocorre na curva tensão-vida.

2.2.1 – Aspectos Microscópicos da Fadiga

O processo de fratura por fadiga é composto de duas etapas: iniciação ou nucleação da trinca e sua propagação. Cada etapa é controlada por um conjunto específico de regras e propriedades do material.

Segundo PROVAN & ZHAI (1991b), para baixos níveis de tensão ou deformação, mais de 90% da vida total do corpo de prova corresponde à fase de nucleação da trinca. Para altos níveis de tensão ou deformação, a nucleação da trinca ocorre rapidamente e a fase de propagação ocupa a maior parte da vida total do corpo de prova.

Embora seja reconhecido que a fase de nucleação da trinca tenha uma contribuição significativa na vida total em fadiga, os mecanismos fundamentais do processo de nucleação e consequentemente os métodos analíticos para descrevê-los, não são totalmente compreendidos. Até o

presente, não há nenhuma lei empírica que descreva completamente o processo de nucleação da trinca, nem mesmo um consenso para uma definição precisa deste processo. Na última década, com o desenvolvimento de estudos sobre trincas curtas, alguns avanços foram obtidos no sentido de esclarecer os mecanismos de nucleação de trincas por fadiga, como mencionados nos trabalhos de PROVAN & ZHAI (1991a, 1991b).

2.2.2 – Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga

A aplicação da mecânica da fratura no estudo da propagação de trincas por fadiga tem-se desenvolvido rapidamente e uma grande quantidade de dados de propagação de trincas por fadiga foram também acumulados.

Segundo KITAGAWA (1994), a “mecânica da fratura é uma simulação tecnológica que utiliza modelos de trincas para avaliação da propagação e resistência à propagação de trincas de corpos trincados”.

A abordagem convencional para a análise do comportamento em fadiga de componentes é baseada no uso da curva tensão-vida (σ -N), que basicamente fornece a vida para nuclear a trinca por fadiga em um material sem defeitos. Entretanto, os componentes estruturais que já apresentem defeitos semelhantes a trincas antes da sua utilização ou que possam apresentar trincas nucleadas em pontos de alta concentração de tensão no início da vida em fadiga, têm o processo de fadiga controlado pela propagação da trinca.

O fator de intensidade de tensão K, descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um sólido com comportamento linear elástico. É válido também para comportamento elástico não linear, quando a zona plástica na ponta da trinca é pequena em relação às dimensões do componente. Isso permite a aplicação da mecânica da fratura linear elástica para metais e ligas metálicas no regime de escoamento em pequena escala. A restrição é que a

região de deformação não linear seja pequena e esteja confinada dentro da região do domínio do fator de intensidade de tensão, (BASTIAN (1994)).

Em carregamento monotônico, a expressão geral do fator de intensidade de tensão, no modo I de carregamento, para diferentes geometrias de corpos de prova e modelos de trincas, é dada pela equação (2.1)

$$K_I = \mathbf{s} \sqrt{\mathbf{p}a} Y \quad (2.1)$$

onde:

K_I = fator de intensidade de tensão do modo I de carregamento,

$\mathbf{s}$ = tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca,

a = tamanho da trinca,

$Y = f(a / W)$, função que depende da geometria do corpo de prova,

W = é a largura do corpo de prova.

Considere um corpo de prova submetido a carregamento cíclico com tensões remotas aplicadas no modo I de carregamento, variando entre valores mínimos e máximos, ou seja, submetido a uma variação de tensão constante $\Delta \mathbf{s}$. Neste caso, a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK_I , é definida como:

$$\Delta K_I = K_{\max} - K_{\min} = \Delta \mathbf{s} \sqrt{\mathbf{p}a} Y \quad (2.2)$$

onde: $\Delta \mathbf{s} = \mathbf{s}_{\max} - \mathbf{s}_{\min}$, e a razão de tensões $R = \mathbf{s}_{\min} / \mathbf{s}_{\max}$ pode ser expressa em função de $K_{\max}$ e $K_{\min}$, ou seja, $R = K_{\min} / K_{\max}$

A relação que descreve o comportamento da propagação de trincas por fadiga nos metais relaciona a taxa de crescimento de trinca por fadiga (da / dN) com a variação do fator de intensidade de tensão na ponta da mesma, ΔK . A figura 5 é a forma geral da curva $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$, que ilustra o comportamento típico do crescimento de trincas por fadiga em

metais. A curva sigmoidal contém três regiões distintas, de acordo com a forma da curva, mecanismos de propagação da trinca e as fontes de influências presentes.

Figura 5 – Comportamento típico da propagação de trincas longas por fadiga em metais, (ANDERSON (1995)).

A região I apresenta o fator limite de intensidade de tensão (ΔK_0), abaixo do qual não há propagação da trinca. Assim, ΔK_0 é um parâmetro de resistência à fadiga do material. A propagação da trinca nessa região envolve processos de falhas não contínuos, cujas taxas médias de extensão da trinca são inferiores a 10^{-6} mm/ciclo. Essa região é bastante sensível à microestrutura do material (morfologia, tamanho de grão, dispersão de partículas de segunda fase e inclusões), razão de tensões e meio ambiente.

A região II, situada normalmente na faixa de 10^{-5} a 10^{-3} mm/ciclo, tem um crescimento de trinca com taxas intermediárias. O mecanismo de crescimento de trincas é o de estrias. A taxa de crescimento de trincas é também dependente da microestrutura, da razão de tensões e do meio ambiente, ainda que de forma menos acentuada do que a região I. Em função

da importância na vida em serviço de componentes trincados submetidos à carregamentos cíclicos, devido ao comportamento linear na região entre $\log da/dN$ e $\log \Delta K$ e à sua maior extensão, é a região de maior interesse nos estudos de fadiga.

Um grande número de pesquisadores desenvolveu equações para modelar as partes da curva $da/dN - \Delta K$. Muitas dessas equações são empíricas, embora algumas sejam baseadas em considerações físicas. A Lei de Paris - Erdogan expressa o comportamento linear dessa região segundo a equação (2.3):

$$da / dN = C(\Delta K)^m \quad (2.3)$$

onde m é a inclinação da reta e C é o coeficiente encontrado estendendo a linha reta até $\Delta K = 1MPa\sqrt{m}$. Dessa forma m e C são constantes dos materiais determinados experimentalmente, que dependem da tensão média e das condições ambientais. De acordo com a equação (2.3), para um mesmo material, a taxa de propagação de trinca por fadiga depende somente de ΔK e de da/dN , mas são insensíveis à razão R na região II.

Na região III, a taxa de propagação de trinca é muito elevada e a vida em propagação é muito pequena. Nessa região há uma superposição de mecanismos de fratura monotônica com o mecanismo de estrias. Ela é controlada primariamente pela tenacidade à fratura do material e é de pequena importância para a maioria das situações de fadiga, (BASTIAN (1994)).

FORMAN² apud ANDERSON (1995), propôs a seguinte relação para as regiões II e III:

² FORMAN, R.G.; KEARY, V. E.,ENGLE, R. M. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures. **Journal of Basic Engineering**, Vol.89,1967,p.459-464 apud ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics**- Fundamentals and Applications. 2ed. Boca Raton. CRC press.1995.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C.(\Delta K)^m}{[(1-R).K_c] - \Delta K} \quad (2.4)$$

onde R é a razão de tensão (s_{min} / s_{max}) e o valor de m não depende da tensão média. Então a taxa de propagação de trincas torna-se infinita quando K_{max} se aproxima de K_c .

Além das três regiões acima, há o fator de intensidade de tensão limite, ΔK_{th} , abaixo do qual a taxa de propagação de trinca se aproxima do valor zero. De acordo com a norma ASTM E647 (1993), o limite é definido como o valor do fator de intensidade de tensão no qual a taxa de propagação de trinca é da ordem de 10^{-10} m/ciclo.

A região limite é muito importante, pois uma porção significativa da vida estrutural do componente é gasta nesta região. O fator de intensidade de tensão limite ΔK_{th} é também um parâmetro muito importante para a forma estrutural, pois componentes estruturais desenhados com base no limite de fadiga são esperados que tenham uma vida infinita ou pelo menos que durem um longo período de tempo (SENGUPTA (1990)).

2.2.3 – Similaridade em Fadiga

A caracterização de trincas de fadiga pela mecânica da fratura baseia-se no conceito de similaridade. Este conceito implica que as condições na ponta da trinca sejam definidas unicamente por um parâmetro de carregamento, tal como o fator de intensidade de tensão. Sob certas condições, o crescimento de trincas por fadiga pode ser caracterizado pelo fator de intensidade de tensão. A Figura 6 ilustra uma trinca de fadiga nucleada na superfície.

Figura 6 – Trinca de fadiga nucleada na superfície, (TANAKA (1987)).

Considerando uma trinca que cresce na presença de uma tensão cíclica de amplitude constante, uma zona de deformação plástica é formada na ponta da trinca e o crescimento da trinca deixa para trás uma região com deformação plástica adjacentes às faces da trinca. Se a zona plástica é suficientemente pequena para ser envolvida dentro da zona de singularidade elástica, as condições da ponta da trinca são definidas unicamente por K e a taxa de crescimento da trinca é caracterizada por K_{min} , K_{max} e R , ou seja, pela expressão dada pela equação (2.5):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2.5)$$

Se K_{max} e/ou K_{min} variam durante o carregamento cíclico, o crescimento da trinca depende da história de carregamento, e assim, a taxa de crescimento da trinca é caracterizada pela expressão dada pela equação (2.6):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, H) \quad (2.6)$$

onde H representa a história de carregamento.

2.2.4 – Fechamento de Trinca por Fadiga

ELBER³ apud BASTIAN (1994), observou um importante fenômeno para a compreensão da propagação de trincas por fadiga no início da década de 70. Ele constatou que em um ciclo de fadiga, durante o descarregamento a trinca fechava-se antes da carga aplicada ser anulada. Esse fenômeno foi denominado de fechamento de trinca por fadiga.

A importância técnica do fechamento de trinca está relacionado ao crescimento (ou interrupção) da trinca de fadiga sob histórias de carregamentos em serviço. A finalidade dos modelos de estimativas de fechamento é chegar à resultados quantitativos na propagação de trincas por fadiga em termos de milímetros por ano ou mesmo em outros períodos de serviço. Tais estimativas são necessárias por razões de segurança e economia, por exemplo para estruturas de aeronaves, vasos de pressão, componentes de engenharia e força, e assim por diante. Algumas vezes o carregamento em serviço é similar ao carregamento com amplitude constante, enquanto que em outros casos, a história de carregamento com amplitude variável é predominante. Em ambos os casos o conhecimento do nível de tensão de abertura da trinca, σ_{op} é geralmente aceito como essencial para estimativas de propagação, pois o conhecimento do valor de σ_{op} é necessário para definir $\Delta K_{ef} (K_{max} - K_{op})$, Figura 7.

ΔK_{ef} é suposto ser um parâmetro de campo apropriado para correlacionar a taxa de propagação de trinca sob diferentes condições de carregamento cíclico (SCHIJVE (1988)).

³ ELBER, W. Fatigue crack closure under tension. **Engineering Fracture Mechanics**, v.2, 1970, p.37-45 apud BASTIAN, F. L. **Aplicações da Mecânica da Fratura à Fadiga** – Possibilidades e Limitações. Rio de Janeiro, 1994 (Texto de Conferência) COPPE, UFRJ.

Figura 7 – Definições de vários valores de K. Definições similares se aplicam à tensão σ . (SCHIJVE (1988))

O fechamento de trinca ocorre acima da tensão mínima, reduzindo o valor de ΔK para um valor definido como variação do fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{ef} , dado pela equação (2.7):

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{op} \quad (2.7)$$

onde K_{op} é o fator de intensidade de tensão para a abertura da trinca.

Quando o corpo de prova é carregado ciclicamente de K_{min} à K_{max} , as faces da trinca estão em contato abaixo de K_{op} . A porção do ciclo que está abaixo de K_{op} não contribui para o crescimento da trinca por fadiga, diminuindo a taxa de crescimento da trinca. A relação entre ΔK_{ef} e ΔK é dada pela fração efetiva U apresentada pela equação (2.8):

$$U = \frac{\Delta K_{ef}}{\Delta K} \quad (2.8)$$

Na região intermediária de crescimento de trinca (região II), a taxa de crescimento é função de ΔK_{ef} , e pode ser definida pela equação (2.9):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{ef})^m = C(U \cdot \Delta K)^m \quad (2.9)$$

Onde C e m são constantes experimentais, independentes da razão de tensões R. A equação (2.9) ilustra bem o efeito do fechamento no crescimento de trincas por fadiga, ou seja, quanto maior o fechamento de trinca, menor será o valor de ΔK_{ef} e de U, fazendo com que a taxa de crescimento de trinca diminua.

TAYLOR (1988) observou que uma grande quantidade de micromecanismos têm sido proposto para descrever a propagação de trinca próxima ao fator limite, de maneira que qualquer efeito observado pode ser explicado em termos de uma ou mais teorias disponíveis. Não existe, no entanto, nenhum entendimento geral que possibilite a previsão de um mecanismo dominante para um dado conjunto de circunstâncias.

O avanço no entendimento dos mecanismos de crescimento de trinca é devido principalmente ao reconhecimento de que o fechamento pode ser originado por uma variedade de causas diferentes (TAYLOR (1988)). Os efeitos da relação de carga, ambiente e microestrutura no comportamento de crescimento de trinca próximo ao fator limite podem ser satisfatoriamente explicado por modelos de fechamento de trinca.

Recentemente RITCHIE⁴ apud DAVIDSON (1988), propôs que uma variedade de fenômenos que causam o fechamento de trinca por fadiga podem ser classificados como fatores intrínsecos e extrínsecos. Um dos mais importantes fatores extrínsecos que causam o fechamento é o da formação de óxidos no crescimento da trinca. Estudos cuidadosos da formação de óxidos durante a propagação de trincas em ligas de alumínio mostraram que este tipo de fechamento depende do ambiente, do tipo de liga e de seu tratamento térmico. Infelizmente, a magnitude deste fator de fechamento não é previsível e não têm sido possível separar claramente este de outros fatores que causam o fechamento. Talvez o mais importante fator intrínseco que cause o fechamento seja a plasticidade causada pelo carregamento cíclico do material próximo à ponta da trinca.

SURESH & RITCHIE⁵ apud ANDERSON (1995) identificaram cinco mecanismos de fechamento de trinca por fadiga: fechamento induzido por plasticidade, fechamento induzido por rugosidade, fechamento induzido por fluido viscoso, fechamento induzido por óxido e fechamento induzido por transformação de fase. Estes mecanismos estão esquematizados na Figura 8, podendo operar a níveis do limite de propagação de trinca por fadiga. O comportamento do limite de propagação de trinca por fadiga é fortemente afetado por fatores tais como, microestrutura, ambiente, condição de carregamento e tamanho de trinca.

O fechamento de trinca induzido por plasticidade é essencialmente um efeito da tensão plana e foi o primeiro tipo de fechamento considerado (McEVILY (1988)). Este tipo de fechamento resulta das deformações plásticas residuais originadas nas faces da trinca. Durante os ciclos de carregamento,

⁴ RITCHIE, R. O. & YU, W., **Small Fatigue Cracks**, TMS-AIME, Warrenton, PA, 1986, in press. Apud DAVIDSON, D. L., **Plasticity Induced Fatigue Crack Closure**, Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM 982. J. c. Newman, Jr. And W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia. 1988, p. 44-61.

deformações plásticas na ponta da trinca provocam alongamento de material. Com o avanço da trinca, regiões com deformações plásticas residuais são deixadas para trás nas faces da trinca, formando um volume extra de material deformado plasticamente. No descarregamento, ocorre o fechamento precoce da trinca pelo contato desse material deformado, produzindo um campo de tensões residuais que anulam parte das tensões externas aplicadas.

O fechamento de trinca induzido por rugosidade ocorre em deformação plana, bem como em tensão plana, mas foi primeiramente estudado sob condições de deformação plana, (McEVILY (1988)). Pode ocorrer em situações onde a escala do tamanho da rugosidade da superfície da trinca é comparável à de um possível deslocamento lateral das superfícies da trinca (modo II). Nestas condições pode ocorrer o fechamento da trinca pelo contato entre as partes salientes das faces da trinca.

O fechamento de trinca induzido por óxidos é geralmente associado com um meio agressivo. Fragmentos de óxidos ou outros produtos de corrosão tornam-se calços entre as faces da trinca.

O fechamento de trinca pode ser induzido por um fluido viscoso. O fluido age como um calço entre as faces da trinca, como o mecanismo de fechamento pela presença de óxido.

O fechamento de trinca induzido por transformação de fase pode ocorrer em materiais que sofrem transformação de fase induzida por tensão ou deformação. A transformação de austenita induzida por tensão ou deformação em martensita na ponta de uma trinca em crescimento pode levar ao fechamento de trinca devido ao aumento de volume e surgimento de tensões residuais compressivas nas faces e ponta da trinca.

⁵ SURESH, S.; RITCHIE, R. O. Propagation of short fatigue cracks. **International Metallurgical Reviews**, v. 45, 1978, p.267-276 apud ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics**-Fundamentals and Applications. 2ed. Boca Raton. CRC press.1995.

(a) Fechamento induzido por plasticidade

(d) Fechamento induzido por fluido viscoso

(b) Fechamento induzido por rugosidade

(e) Fechamento induzido por transformação

(c) Fechamento induzido por óxido

Figura 8 – Esquematização dos mecanismos de fechamento de trincas em metais (ANDERSON, 1995).

2.2.4.1 – Métodos para medir fechamento de trincas

Vários métodos são apresentados na Tabela 1. Ela mostra os princípios para observar a ocorrência do fechamento de trinca, que podem ser usados para medir S_{op} (e/ou S_{cl}). Os três principais grupos são baseados (1) na observação direta na ponta da trinca, (2) medidas de flexibilidade para indicar uma virtual mudança no comprimento da trinca durante o fechamento e (3) indicações indiretas derivadas das observações da propagação de trincas. Isto deve ser direcionado de tal maneira que S_{op} e S_{cl} possam ser diferentes. Por razões físicas, o interesse maior seria em S_{op} , mas a diferença entre S_{op} e S_{cl} é pequena e talvez desprezível, (SCHIJVE (1988)).

Tabela 1 – Resumo dos métodos de S_{op} (ou S_{cl}).

Obsevações Diretas do Fechamento de Trinca na Ponta da Trinca	
No local – microscopia óptica	na superfície do material
– MEV	
Técnica de réplicas	
Fotografia	
Interferometria	abaixo da superfície do material
Deslocamento interior	
Material transparente (3-d)	
Medidas da Flexibilidade	
Flexibilidade mecânica – extensômetro	{ próximo à ponta da trinca distante da ponta da trinca
para medir abertura de trinca (“clip gages”)	
Extensômetro para medir	{ na trinca (COD) próximo à trinca distante da ponta da trinca
deformação - (“strain gages”)	
Flexibilidade física – método da queda de potencial	
– correntes parasitas (“eddy current”)	
– ultrasom	
Observações Indiretas Baseadas na Propagação de Trincas de Fadiga	
Observações da taxa de crescimento de trinca (zero) durante o carregamento de amplitude variável.	
Método de espaçamento de estriamento durante o carregamento de amplitude variável.	
Testes de calibração de altas razões de tensões, R, no carregamento de amplitude constante.	

2.2.4.1.1 – Observações Diretas do Fechamento de Trinca

A observação mais direta do fechamento de trinca é o estudo da trinca de fadiga através de um microscópio durante o carregamento cíclico.

Observações do perfil da ponta da trinca podem também ser feitas com a técnica de réplicas. Outros métodos medidas bem elaboradas foram desenvolvidas para observar deslocamentos em torno da ponta da trinca

durante o carregamento cíclico. DAVIDSON et al ⁶apud SCHIJVE (1988), introduziram a técnica de estereoisagem na imagem obtida em um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Interferometria ótica foi adotada por outros pesquisadores (SHARPE e GRANDT (1976)). Como informação adicional, tais métodos podem também dar indicação da deformação plástica em torno da ponta da trinca e no tamanho e forma da zona plástica.

2.2.4.1.2 – Medidas de Flexibilidade

Esses métodos são essencialmente baseados na variação da flexibilidade elástica do corpo de prova com o aumento do comprimento da trinca. Tais métodos são usados para medidas automáticas do crescimento da trinca (BEEVERS,1982). ELBER (1971) usou um extensômetro para medir a abertura de trinca (“*clip gage*”) (medida de COD), no qual ele situou 2 mm do lado oposto à ponta da trinca. A distância do extensômetro para medir abertura de trinca (“*clip gage*”) ou do extensômetro para medir deformação (“*strain gage*”) da ponta da trinca é mencionada como um caráter especial na Tabela 1.

A medida da flexibilidade mecânica exata deve ser possível se meios sofisticados são usados para evitar falsa origem de histerese . A fixação do extensômetro para medir abertura de trinca (“*clip gage*”) ao corpo de prova pode ser suspeita a este respeito. A sensibilidade da medida pode ser aumentada por uma compensação elétrica no sinal de COD por uma parte linear obtida da abertura da trinca.

O método da queda de potencial elétrico tem sido aplicado com êxito para o monitoramento automático da propagação de trincas em ensaios de

⁶ WILLIAMS, D. R., DAVIDSON, D. L., and LANKFORD, J., Experimental Mechanics, Vol.20, 1984, p.134-139 apud SCHIJVE. J., “Fatigue Crack Closure: Observations and Technical Significance,” Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, J. C. Newman, Jr. And W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, p. 5-34.

fadiga. Contudo, as medidas foram feitas no momento do ciclo de carga quando a trinca está completamente aberta. A experiência com o método da queda de potencial para medir fechamento de trinca não tem se mostrado encorajadora (BACKMANN e MUNZ (1976)).

2.2.4.1.3 – Observações Indiretas Baseadas na Propagação de Trincas de Fadiga

Uma suposição básica adotada por DE KONING⁷ apud SCHIJVE (1988) é que a propagação da trinca não ocorre em um ciclo de carga da história do carregamento de amplitude variável se $\mathbf{S}_{\max} \leq \mathbf{S}_{op}$.

O nível de tensão de abertura da trinca pode ser determinado em testes com histórias de carregamento simples, ilustrado pela Figura 7. O valor máximo de $\mathbf{S}_{\max, 2}$ que não leva a nenhum crescimento de trinca, é suposto ser igual a $\mathbf{S}_{op}$ associado com o último ciclo do primeiro bloco. O método assume que pequena quantidade de abertura de trinca é suficiente para favorecer o crescimento. Uma desvantagem do método é a necessidade de um extenso esforço experimental.

Estriamentos na superfície de fratura de fadiga é a evidência mais direta do crescimento da trinca em ciclos individuais. O estriamento pode também fornecer informação sobre ΔK_{ef} .

Num outro método supõe-se que a trinca permaneça completamente aberta durante uma carga cíclica para uma alta razão R. Já foi observado, em muitas investigações, que $U(\Delta K_{ef}/\Delta K)$ torna-se grande para valores altos de

⁷ DE KONING, A. U., A Study of Cyclic Crack Tip Plasticity and Crack Closure Under Variable-Amplitude Loading, NLR TR 81141L, National Aerospace Laboratory NRL, Amsterdam, The Netherlands, 1981 apud SCHIJVE, J., "Fatigue Crack Closure: Observations and Technical Significance," Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, J. C. Newman, Jr. and W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, p. 5-34.

R. Assim chamados valores de corte de R, além do qual não ocorre fechamento de trinca. Para altos valores de R $S_{op} \leq S_{min}$ e $\Delta K_{ef} = \Delta K$. Resultados de crescimento de trinca obtidos de altos valores de R fornecem diretamente a correlação entre da/dN e ΔK_{ef} .

ELBER⁸ apud ANDERSON (1995), observou uma anomalia na flexibilidade elástica de algumas corpos de prova de fadiga, na qual a Figura 9(a) ilustra esquematicamente. Para altas cargas, a flexibilidade ($d\Delta/dP$) está de acordo com fórmulas padrão para corpos de prova da mecânica da fratura, mas para baixas cargas, a flexibilidade aproxima-se mais daquela de um corpo de prova não trincado. Elber acreditava que esta mudança na flexibilidade era devido ao contato entre as superfícies da trinca (isto é, fechamento da trinca) em cargas baixas, mas maiores que zero. Elber postulou que o fechamento de trinca diminui a taxa de propagação pela redução na faixa de intensidade de tensão efetiva. A Figura 9(b) ilustra o conceito de fechamento. Quando a amostra é carregada ciclicamente de K_{max} a K_{min} , as faces da trinca estão em contato abaixo de K_{op} , a intensidade de tensão no qual a trinca abre. Elber assumiu que a porção do ciclo que está abaixo de K_{op} não contribui para a propagação da trinca. Ele definiu um fator de intensidade de tensão efetiva como segue:

$$\Delta K_{ef} \equiv K_{max} - K_{op} \quad (2.10)$$

Ele também introduziu uma razão de intensidade de tensão efetiva:

$$U \equiv \frac{\Delta K_{ef}}{\Delta K}$$

⁸ ELBER, W., Fatigue crack closure under cyclic tension. Engineering Fracture Mechanics, vol.2, 1970, p. 37-45 apud ANDERSON, T. L. Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications. 2ed. Boca Raton, CRC press. 1995.

$$U \cong \frac{K_{\max} - K_{op}}{K_{\max} - K_{\min}} \quad (2.11)$$

Elber então propôs uma equação de Paris-Erdogan modificada:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{ef}^m \quad (2.12)$$

A equação (2.12) tem tido um razoável sucesso na relação dos dados de propagação de trincas de fadiga para várias razões R.

Figura 9 – Fechamento de trinca durante a propagação de trincas de fadiga. Contato das faces da trinca na carga positiva (a), resultando em uma força motriz reduzida para fadiga, ΔK_{ef} (b). (ANDERSON (1995)).

2.2.5 – Trincas Curtas

A prática corrente de caracterização do crescimento de trincas de fadiga com base na mecânica da fratura baseia-se fundamentalmente em testes em laboratório de corpos de prova contendo trincas longas, com tamanhos da ordem de vários milímetros. Isso porque trincas nesta faixa de tamanhos são as normalmente encontradas na prática da engenharia. Entretanto, melhorias na capacidade de detecção e medição das trincas muito pequenas combinado com o interesse na utilização de métodos da mecânica da fratura para trincas cada vez menores, notadamente em discos e palhetas de turbinas, tem demandado um maior conhecimento sobre as características de propagação de trincas muito menores, BASTIAN (1994).

Das pesquisas já realizadas, sabe-se hoje que a utilização de dados de trincas longas no projeto de componentes contendo trincas curtas pode levar a estimativas não-conservadoras, e portanto perigosas, sobre a vida destes componentes. Isto porque as trincas curtas apresentam taxas de propagação superiores às das trincas longas quando se caracteriza o seu comportamento em termos das forças motrizes para a propagação de trincas longas, conforme o ilustrado pela Figura 10.

Figura 10 – Representação esquemática do comportamento de trincas curtas com o comportamento de trincas longas. Ensaaios com ΔK constante, (SURESH (1991)).

Um esforço crescente nas pesquisas sobre trincas curtas permitiu compreender melhor o seu comportamento “anômalo” com relação às trincas longas. Foi também possível estabelecer uma ponte entre os enfoques aparentemente conflitantes da mecânica da fratura (projeto de fadiga tolerante a defeitos) com a fadiga clássica, através das curvas S-N (projeto baseado na vida total).

Trincas curtas possuem um comportamento diferente quando comparado às trincas longas sob as mesmas condições de carregamento em fadiga. As trincas curtas apresentam crescimento de trinca para valores de ΔK abaixo de ΔK_{th} das trincas longas. A Figura 11 mostra o comportamento típico do crescimento de trincas curtas comparadas às trincas longas.

Segundo TANAKA (1987), o comportamento anômalo das trincas curtas é resultante da quebra de similaridade, devido ao tamanho reduzido das trincas. De acordo com Tanaka a quebra de similaridade é possivelmente induzida por alguns mecanismos que dependem do tipo de trinca, microestruturalmente curta ou mecanicamente curta.

Uma trinca microestruturalmente curta tem dimensão da ordem do tamanho de grão. Trincas menores que 100 μm são geralmente consideradas microestruturalmente curtas. Estas trincas têm seu comportamento explicado pela quebra de similaridade microestrutural, sendo a deformação plástica próximo à ponta da trinca muito influenciada pela microestrutura do material. O crescimento de trincas microestruturalmente curtas é freqüentemente muito esporádico, a trinca pode crescer rapidamente em certos intervalos e então eventualmente ser freada (crack arrest) quando encontra barreiras tais como contornos de grão e partículas de segunda fase, (ANDERSON (1995)).

Uma trinca com comprimento entre 100 μm e 1mm é mecanicamente curta. O tamanho é suficiente para aplicar a teoria do sólido contínuo, mas o comportamento não é o mesmo que o de trincas longas. Trincas mecanicamente curtas crescem mais rápido que trincas longas, para o mesmo nível de ΔK , particularmente próximo ao valor de ΔK_0 , conforme a Figura 10. Dois fatores foram identificados como responsáveis pelo crescimento rápido de trincas mecanicamente curtas: o tamanho da zona plástica e fechamento de trinca.

Quando o tamanho da zona plástica é relativamente grande comparado ao tamanho da trinca, não existe uma singularidade elástica na ponta da trinca, e K é inválido. A força motriz efetiva pode ser inferida pela adição de uma correção através da zona plástica de Irwin. Alguns autores propuseram o ajuste da plasticidade na ponta da trinca caracterizando da/dN com ΔJ ao invés de ΔK , (ANDERSON (1995)).

Figura 11 – Comportamento típico de trincas curtas em metais, (ANDERSON (1995)).

TANAKA (1987), observou que o fechamento de trinca desempenha um papel dominante no comportamento anômalo do crescimento de trincas curtas. Trincas curtas exibem diferentes comportamentos de fechamento de trinca que estão relacionados ao valor de ΔK_{ef} . O fechamento de trinca não é completamente desenvolvido por causa do tamanho menor das faces das trincas. K_{op} é menor, aumentando o valor de ΔK_{ef} . Portanto a taxa de crescimento é maior para trincas curtas de acordo com o que foi mostrado na equação (2.7), equação (2.8) e equação (2.9).

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Material

As soldas de múltiplos passes foram produzidas pelos processos de soldagem com eletrodo revestido e por arco submerso, sendo respectivamente denominadas de soldas A1, A2 e B1, B2, utilizando-se eletrodos e fluxos contendo elementos de liga, sendo o metal de solda constituído de um aço C – Mn de alta resistência e baixa liga, ARBL. Em ambos os grupos utilizou-se um aporte de calor de 1,3 KJ/mm. A deposição dos múltiplos passes foi realizada em chapa de aço estrutural conforme norma BS4360 (1972), G43A. As composições químicas são apresentadas na Tabela 2, bem como as propriedades mecânicas de tração dos metais de solda estão listadas na Tabela 3.

Tabela 2– Composições químicas dos metais de solda (% em peso)

Material	C	Mn	Ni	Mo	Cr	Ti*	O*	N*	Si	Al*	V*	W*	B*
A1	0,07	1,34	0,83	---	---	50	400	45	0,35	60	---	---	<5
A2	0,07	1,14	0,89	---	---	180	500	60	0,41	70	---	---	<5
B1	0,05	1,17	2,61	0,59	1,1	450	700	55	0,65	110	250	340	---
B2	0,05	1,28	2,43	0,56	0,05	740	750	95	0,66	150	240	480	---

Obs.: As quantidades de S e P estão no intervalo de 0,022 à 0,024 (% em peso)

(*) Valores em ppm.

Tabela 3– Valores do limite de escoamento e de resistência dos metais de solda, medidos à temperatura ambiente. (BOSE (1995)).

Soldas	A1	A2	B1	B2
Limite de escoamento (MPa)	468	460	836	866
Limite de resistência (MPa)	550	536	968	904

3.2 – Análise Metalográfica

Para as análises macrográficas das soldas, foi retirada uma seção inteira de cada solda com aproximadamente 5 mm de espessura, no sentido transversal à direção de soldagem. Estas amostras foram lixadas em lixas de carbeto de silício a partir de uma granulação grosseira , P80, passando por granulações sucessivas, até uma lixa com granulação fina P600. Posteriormente, as amostras foram polidas sucessivamente em óxido de cromo e pasta de diamante. As macroestruturas do metal de solda foram reveladas através de um ataque com Nital 2% e depois fotografadas em microscópio ótico, onde pôde ser observada a geometria da solda, o número de passes e as regiões afetadas termicamente, como mostrado na Figura 12.

A partir destas seções transversais, foram retiradas pequenas amostras que continham material do último passe e do anterior a este. Estas amostras foram embutidas em resina e como na análise anterior foram lixadas e polidas em óxido de cromo e pasta de diamante. Visando a caracterização qualitativa das fases presentes em ambos metais de solda estas amostras foram analisadas, usando-se microscopias ótica e eletrônica de varredura (MEV).

Figura 12 – Seção transversal das soldas, mostrando o arranjo de soldagem. (a) eletrodo revestido e (b) arco submerso.

3.3 – Ensaios de Fadiga

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina servo-hidráulica MTS-810, de 250KN de capacidade máxima , equipada com um controlador MicroConsole 458.20 e um gerador de funções programável MicroProfiler 458.91.

3.3.1 – Propagação de Trincas Longas

Os ensaios de propagação de trincas longas por fadiga foram realizados segundo a norma ASTM E647 (1993). Foram utilizados corpos de prova do tipo compacto (CT) com espessura de 7 mm e largura de 48 mm. Como pode ser observado na Figura 13, estes corpos de prova foram extraídos paralelamente à direção de soldagem, com a propagação de trinca no sentido longitudinal à solda. Para auxiliar nas medições do tamanho da trinca foram feitas marcas de referência nos corpos de prova. Os espécimes foram inicialmente pré-trincados em fadiga para assegurar que o efeito do material deformado na fabricação do entalhe fosse eliminado. Após a confecção da pré-trinca os corpos de prova foram ensaiados sob controle de carga, usando uma onda senoidal de amplitude constante e frequência de 40 Hz. A razão de carga R foi mantida constante e igual a 0,1, sendo que a medida do comprimento da trinca foi realizada pela técnica da variação da flexibilidade elástica, concomitantemente com o monitoramento com um microscópio ótico. O comprimento da trinca e o número de ciclos foram medidos continuamente. O limite de fadiga foi determinado pela técnica de decréscimo de carga, onde as cargas foram decrescidas com o crescimento da trinca e os dados do ensaio registrados até que o menor valor de ΔK ou da taxa de crescimento da trinca fosse atingido. O limite foi identificado como o nível de ΔK no qual a taxa de propagação de trinca foi da ordem de 10^{-10} m/ciclo de acordo com a norma ASTM E647 (1993). O dispositivo de ensaio de fadiga utilizado pode ser observado na Figura 14.

polidos em pasta de diamante para atenuar o efeito da rugosidade superficial e a seguir foram ensaiados sob flexão, com distância entre apoios internos de 10 mm e distância entre apoios externos de 86 mm, conforme apresentados na Figura 16.

Figura 14 – Dispositivo para os ensaios de fadiga para determinação de ΔK_0 .

Figura 15 – Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de nucleação e crescimento de trincas curtas.

a)

b)

Figura 16 – a) Dispositivo de ensaio de fadiga em quatro pontos. b) detalhe da réplica aplicada no corpo de prova.

O ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos foi utilizado no estudo da propagação de trincas superficiais, devido ao tipo de distribuição de tensões durante a flexão. Neste tipo de carregamento, as tensões máximas são concentradas na superfície do corpo de prova entre os dois apoios centrais, onde o momento é máximo. A Figura 17 apresenta a distribuição de tensão em uma barra flexionada, bem como as distribuições das tensões cortantes e momentos fletores.

BOABAID (1993) e YATES et al. (1993), utilizaram ensaio semelhante para o estudo de propagação de trincas curtas superficiais por fadiga em quatro pontos na liga a base de níquel Waspaloy.

a)

b)

Figura 17 – a) Distribuição de tensões em uma barra flexionada. b) Distribuições de forças cortantes e momentos para a flexão em quatro pontos.

As tensões na superfície do corpo de prova sob tração foram determinadas segundo a seguinte equação:

$$\mathbf{s} = \frac{3}{2}(L-1)\frac{P}{bh^2} \quad (3.1)$$

onde, $\mathbf{S}$: tensão na superfície sob tração;

L: distância entre apoios externos (86,0mm);

l: distância entre apoios internos (10,0mm);

P: carga aplicada;

b: largura do corpo de prova (11,0mm);

h: altura do corpo de prova (11,0mm).

Para o monitoramento do tamanho das microtrincas, foi utilizada a técnica de réplicas de acetato. Os ensaios foram interrompidos em intervalos freqüentes e as réplicas foram aplicadas. Assim, foram possíveis as gravações permanentes da história de nucleação e crescimento das trincas para cada corpo de prova.

Nas paradas para aplicação das réplicas, os corpos de prova foram mantidos sob flexão com carga média ($\Delta P/2$). Assim, as possíveis trincas superficiais foram mantidas abertas, facilitando a impressão nas réplicas.

Foram utilizadas réplicas de acetato de celulose de dimensões aproximadas de 30X15mm com espessura de 5mm. A superfície da réplica deve ser levemente dissolvida com acetona e pressionada contra a superfície do corpo de prova e após aproximadamente 5 minutos a réplica é retirada e identificada com o número de ciclos e corpo de prova correspondentes.

As réplicas foram examinadas em um microscópio óptico OLYMPUS BX60MF, sendo as trincas medidas utilizando uma escala na ocular do

microscópio, que foi previamente calibrada por uma escala micrométrica padrão.

A análise da propagação de trincas curtas superficiais por fadiga em flexão a quatro pontos foi feita através de gráficos do tamanho da trinca ($2c$) em função do número de ciclos (N) e taxa de crescimento de trincas ($d2c/dN$) em função do tamanho médio de trinca ($2c_{\text{médio}}$). A taxa de crescimento de trincas foi estimada utilizando o método da secante, como descrito abaixo (BOABAID (1993) e DE LOS RIOS et al. (1995)).

$$\frac{d2c}{dN} = \frac{2c_{n+1} - 2c_n}{N_{n+1} - N_n} \quad (3.2)$$

Segundo BOABAID (1993), o valor da taxa de crescimento estimado é mais representativo entre dois estágios, portanto, foi utilizada a equação abaixo para obtenção do tamanho de trinca média.

$$2c_{\text{medio}} = \frac{1}{2}(2c_{n+1} + 2c_n) \quad (3.3)$$

3.3.2.1 – Fator de intensidade de tensão no cálculo da carga aplicada

À parte a validade ou não da aplicação da mecânica da fratura linear elástica para descrever o fenômeno de crescimento de trincas mecanicamente curtas, vê-se que a variação da geometria da trinca dificulta grandemente a determinação da variação de intensidade de tensão, ΔK .

O fator de intensidade de tensão K , depende do carregamento, da configuração do corpo, da forma e tamanho da trinca e do modo de carregamento da trinca. Na Figura 18 pode ser observado os tipos de trincas

mais comuns encontradas normalmente em materiais metálicos. Assumindo uma trinca elíptica, a configuração de K é dada por:

$$K = \frac{\mathbf{s}\sqrt{\mathbf{pa}}}{\mathbf{f}} \left[\sin^2 \mathbf{b} + \left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \mathbf{b} \right]^{1/4}, \quad (3.4)$$

onde β é o ângulo mostrado na Figura 18, que neste caso é zero, $2a$ é o menor diâmetro, e $2c$ é o maior diâmetro. O termo $\mathbf{f}$ é a integral elíptica completa de 2ª ordem e depende de a/c . Os valores de $\mathbf{f}$ são dados na Figura 18(h), onde é visto que $\mathbf{f}$ varia de 1,0 até 1,571 para a/c variando de zero (elipse muito estreita) até 1 (círculo). Como $\beta=0$, então

$$K = \frac{\mathbf{s}\sqrt{\mathbf{pa}}}{\mathbf{f}} \text{ e } \Delta K = \frac{\Delta \mathbf{s}\sqrt{\mathbf{pa}}}{\mathbf{f}} \quad (3.5)$$

(h)

d/c	0	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9	1.0
ψ	1.0	1.016	1.051	1.097	1.151	1.211	1.277	1.345	1.418	1.493	1.571

Figura 18 – Trincas circular e elíptica. (a) tensão de carregamento e trinca plana. (b) trinca circular embebida. (c) trinca elíptica embebida. (d) trinca superficial meio elíptica. (e) trinca de canto $\frac{1}{4}$ de elipse. (f) trinca de canto $\frac{1}{4}$ de elipse que surge de um buraco. (g) parâmetros de trinca elíptica. (h) valores de f . (FUCHS e STEPHENS (1980)).

4. – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 – Análise Metalográfica

Como observado na Figura 12, página 43, , as macrografias dos corpos de prova de ambos os tipos de metais de solda apresentam regiões com microestrutura nas condições de como soldada e outras reaquecidas.

4.1.1 – Soldas do Grupo A

No caso das soldas do grupo A é mais fácil distinguir as regiões como depositadas das regiões reaquecidas de granulação grosseira e fina. Nas regiões de como depositada, estas soldas exibem ferrita acicular como fase dominante e nas regiões reaquecidas de granulação fina, a ferrita equiaxial é a fase dominante. Uma análise mais detalhada da região como depositada destas soldas é apresentada nas Figuras 19, 20 e 21.

A Figura 19(a) apresenta o aspecto geral de uma colônia de ferrita acicular e a formação da ferrita de Widmanstätten. As figuras 19(b) e (c) apresentam respectivamente detalhes da ferrita acicular onde pode ser notado a formação de microfases entre as ferritas aciculares, bem como entre as ripas da ferrita de Widmanstätten.

A Figura 20 mostra a microestrutura da região reaquecida de granulação grosseira, RRG. Como no caso da região como depositada, ela é composta de ferrita acicular circundada por ferrita de contorno de grão. Entretanto não é observado o formato colunar dos grãos. Nas regiões

reaquecidas de granulação fina observa-se a formação de ferrita equiaxial apresentando pequenas regiões de microfases, Figura 21.

Figura 19 – Exemplo da região como depositada, nas soldas A1 e A2: (a) micrografia ótica apresentando uma colônia de ferrita acicular e a formação de ferrita de Widmanstätten. (b) e (c) micrografias obtidas em MEV onde observa-se respectivamente em detalhe a formação da ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten.

Figura 20 – Exemplo da região reaquescida de granulação grosseira, RRG, nas soldas A1 e A2. Micrografias obtidas em Microscópio Eletrônico de Varredura, MEV, (a) mostrando o aspecto geral da RRG na solda A2 e (b) detalhe da colônia de ferrita acicular circundada por ferrita de contorno de grão. Observa-se ainda que os grãos da austenita anterior à transformação não possuem aspecto colunar.

Figura 21 – Exemplos da região reauecida de granulação fina, RRGF, para as soldas A1 e A2. Micrografias obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV, da solda A1 mostrando (a) o aspecto geral da microestrutura, (b) detalhe de (a), observa-se regiões de microfases e alinhamento de inclusões.

4.1.2 – Soldas do Grupo B

No caso das soldas do grupo B, o aumento da temperabilidade, devido à adição de Ni, Cr e Mo conjuntamente com o aumento do teor de Ti, conduziu à formação de uma microestrutura mais refinada. A Figura 22(a) e (b) apresenta o aspecto geral da região como depositada, sendo esta constituída principalmente por martensita de baixo carbono. Também é observada a total ausência da ferrita de contorno de grão e da ferrita de Widmanstätten. Detalhes desta microestrutura, Figura 22(c) e (d) mostra uma intensa formação de microfases entre as ripas de martensita de baixo carbono. A análise microestrutural das regiões reauecidas de granulação grosseira e fina foi de difícil interpretação, sendo neste caso também constituída de martensita de

baixo teor de carbono, bainita e ferrita acicular. A proporção de cada fase está associada ao ciclo térmico experimentado durante a deposição dos passes subsequentes. Foi observado que a microestrutura das regiões reaquecidas é bem similar à da região como depositada.

As Figuras 23e 24 mostram os diferentes tipos de microestruturas encontrados nas regiões reaquecidas de granulação grosseira e reaquecidas de granulação fina destes metais de solda

Figura 22 – Região como depositada do metal de solda B2: (a) micrografia ótica; micrografias obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura, MEV, (b) mostrando o aspecto geral da região como depositada, (c) mostrando detalhes de (b), (d) detalhes da estrutura de ripas

Figura 23 – A região reauecida de granulação grosseira, RRGG, no metal de solda B2: micrografias obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura, (a) aspecto geral da RRGG, (b) detalhe mostrando que essa região é muito similar à região como depositada

Figura 24 – A região reauecida de granulação fina, RRGF, no metal de solda B2. Micrografias obtidas por Microscopia Eletrônica de varredura, mostrando: (a) aspecto geral, (b) detalhe de (a).

4.2 – Propagação de Trincas Longas

O ensaio de propagação de trincas longas foi realizado sob controle de carga, com frequência de 40 Hz e $R=0,1$. A partir da observação da relação linear entre $\log da/dN$ e $\log \Delta K$ foram determinados os valores de C e m , conjuntamente para os grupos de soldas A e B. Estes resultados são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 – Resultados obtidos do ensaio de propagação de trincas longas.

	A	B
m	2,91	2,64
C	$1,18 \cdot 10^{-12}$	$1,34 \cdot 10^{-11}$

$$da/dN = C(\Delta K)^m, \text{ onde } da/dN \text{ está em m/ciclos e } \Delta K \text{ está em } MPa\sqrt{m}$$

Em muitos casos, a maioria da vida em fadiga é gasta somente para a propagação de um defeito. Nestes casos, pelo uso dos princípios da mecânica da fratura linear elástica é possível avaliar e prever o número de ciclos despendidos no crescimento de uma trinca até um determinado tamanho ou falha total do componente. Sendo assim, tendo conhecimento das características da taxa de crescimento de uma trinca e com inspeções regulares, um componente pode ser mantido em serviço até próximo o final de sua vida útil.

A taxa de crescimento, da/dN pode ser obtida a partir de ensaios como descrito no item 3.3.1, página 44. As Figuras 25 e 26 apresentam a curva $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$ para os dois tipos de microestruturas de solda em análise. Em ambos os casos pode ser observado o valor de ΔK_0 , sendo respectivamente $7 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para o primeiro grupo de solda e aproximadamente $4,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para as soldas do grupo B. Como este valor está associado com o início de propagação de trinca, isto é, abaixo deste valor, o crescimento da trinca não ocorre ou ocorre a taxas muito baixas para serem medidas, tem-se que as soldas do grupo A apresentam um comportamento em fadiga melhor do que as soldas do grupo B, visto que uma trinca em soldas do grupo A para ser propagada necessita de uma variação de intensidade de tensão na sua frente maior do que as soldas do grupo B. Os valores de ΔK_0 para os aços estão geralmente entre 5 e $17 \text{ MPa}\sqrt{m}$ e no caso das soldas de alta resistência aqui estudadas, observa-se que os valores de ΔK_0 estão

próximos do limite inferior, sendo particularmente baixo, para as soldas com microestruturas do tipo ripas.

No caso das soldas do grupo B, foi encontrada uma grande dificuldade na obtenção das curvas da taxa de crescimento da trinca, devido principalmente à existência de pequenas microtrincas que podem estar presentes no corpo de prova e são originadas do alívio de tensões internas que ocorre após solidificação e transformação de fases no estado sólido ou podem formar-se em regiões mais frágeis durante o ensaio. Neste tipo de solda a alta temperabilidade, devido à adição de elementos de ligas durante a transformação de fases, acarretou a formação de microtrincas. Enquanto que as regiões frágeis provavelmente foram causadas por segregações em contorno. O mesmo não foi observado com a solda de mais baixa temperabilidade.

Durante estes ensaios, dependendo da localização, estas microtrincas poderiam crescer e retardar o crescimento da trinca principal. Um exemplo deste problema pode ser observado nos dois corpos de prova da Figura 27. Estes corpos de prova forneceram os resultados discrepantes observados na Figura 27, os quais não foram considerados para os cálculos de ΔK_0 , C e m para as soldas do grupo B. Observa-se que no corpo de prova B1a tem-se uma trinca perpendicular que não afetou as condições de ensaio e na frente da trinca há a formação de várias outras trincas que surgiram a partir da frente da principal, consumindo energia da mesma. Com relação ao corpo de prova B1b, uma trinca surgida na parte superior da trinca principal uniu-se a esta alterando o modo de propagação e fazendo que a trinca principal também perdesse energia.

Como os conceitos da mecânica da fratura linear elástica são em grande parte aplicados para descrever o comportamento do crescimento de trinca no estágio II da curva $\log da/dN$ versus $\log \Delta K$, (KITAGAWA (1994)) e sendo a equação de Paris (PARIS E ERDOGAN, 1963) a mais largamente aceita para equacionar este comportamento, foram obtidos valores das constantes C e m

para cada grupo de solda. Embora não possa haver consenso se m e C são constantes dos materiais ou não, estes valores não variam entre os materiais da mesma série e são relativamente constantes, quando comparados com certos parâmetros de resistência tais como tração, alongamento ou tenacidade à fratura. Por exemplo, parece não haver diferença tão grande para C e m entre os aços de baixa resistência e os aços de alta resistência.

A partir da análise da equação de Paris, observa-se que quanto maior os valores de C e m , menor a resistência à propagação de um defeito, ainda que isto não signifique que um material com alta taxa de propagação de trinca em um intervalo de variação de ΔK deva obrigatoriamente possuir ambos os valores maiores do que um material com menor taxa de propagação. Isto ficou evidente neste trabalho e no de BARSON (1971), onde para microestruturas martensítica e ferrítica-perlítica os valores de C/m foram respectivamente $0,66 \times 10^{-8} \text{ MPa} / 2,25$ e $3,6 \times 10^{-10} \text{ MPa} / 3,0$.

Neste trabalho, observa-se que a taxa de crescimento da trinca por fadiga, antes da transição para o estágio III, é maior nas soldas compostas de microestruturas do tipo ripas, grupo B. Na microestrutura do tipo clássica, grupo A, tem-se ferrita acicular circundada por ferrita de contorno de grão e em certas regiões somente ferrita equiaxial de tamanho reduzido de grão. É conhecido que a ferrita acicular é formada por um entrelaçamento de pequenas ripas de tamanho muito pequeno, $0,1 - 0,2 \text{ } \mu\text{m}$ de espessura e 1 a $2 \text{ } \mu\text{m}$ de comprimento e contorno de grão de alto ângulo, os quais são capazes de mudar a direção de propagação de trincas levando a um maior consumo de energia. Portanto existe uma maior tendência da trinca mover-se pelos grãos de ferrita alotriomórfica. Desta forma, é sugerido que este tipo de composição microestrutural, associado à alta plasticidade da ferrita é o fator responsável pela menor taxa de propagação neste tipo e solda.

No caso da estrutura do tipo ripas, é sabido que a martensita pode ser altamente resistente devido ao bloqueamento do movimento das discordâncias pelos átomos de carbono e, conseqüentemente, exibem pouca ductilidade.

Portanto, as propriedades das microestruturas martensíticas dependem significativamente do teor de carbono. Entretanto, quando o teor de carbono for baixo, como no caso em questão, a martensita se forma como ripas e não é particularmente dura, mas devido ao paralelismo e à similaridade entre as orientações cristalográficas destas placas, a trinca pode se propagar sem desvios através dos pacotes (BHADESHIA (1991), REED e BHADESHIA (1994)).

A região III da curva de propagação não foi analisada, pois em aplicações práticas de engenharia esta situação é ignorada, pois ela praticamente não afeta a vida total em fadiga.

Existem vários fatores influenciando o crescimento de trincas em fadiga. Como citado no item 2.2.2, os principais são o efeito da razões de tensões, meio ambiente e fechamento de trinca. Como os ensaios foram realizados com a mesma razão de tensão e no mesmo meio, o único fator influenciando o crescimento de trincas nestas soldas seria a diferença de composição microestrutural. Os constituintes microestruturais neste caso, conferem uma maior tenacidade às soldas de grupo A do que às soldas do grupo B, BOSE FILHO (1995) e SILVA (1998). A maior plasticidade desenvolvida pelas soldas do grupo A possibilita a formação de uma zona plástica ao redor da ponta da trinca quando o limite de escoamento do material é localmente excedido.

Quando uma trinca cresce, é desenvolvida uma região de material plasticamente deformado, enquanto que ao redor desta região o material permanece em um campo de deformação elástica. As Figuras 28 e 29 mostram um exemplo de curvas de carregamento relativa a um determinado número de ciclos respectivamente para um dos corpos de prova dos grupos A e B. Observa-se que a solda com maior plasticidade possui uma curva de carregamento composto por duas retas com diferentes inclinações angulares, enquanto que o corpo de prova da solda pertencente ao grupo B exibe uma curva composta somente por uma reta, indicativo da não existência de

fechamento da trinca. Sem considerar este efeito na ponta da trinca, os valores de ΔK_0 foram de 7 e 4,2 $\text{MPa}\sqrt{m}$ respectivamente para as soldas do grupo A e B. Considerando o efeito de fechamento e calculando o valor de ΔK_{0ef} utilizando os dados da Figura 28 (conforme mostrado na Figura 7 e equação (2.7)), observa-se que os valores são próximos. Para as soldas do grupo A o valor limite da variação de intensidade de tensão foi de 3 $\text{MPa}\sqrt{m}$, para o grupo B não houve fechamento. Sendo assim, pode ser sugerido que o grande responsável pela maior resistência à propagação de trinca nas soldas do grupo A é a maior plasticidade desenvolvida na frente da trinca pela microestrutura do tipo clássica, plasticidade esta que acarreta a formação de uma zona deformada plasticamente e que leva ao fechamento da trinca e a um valor de ΔK_0 maior.

Figura 25 – Propagação de trincas por fadiga dos corpos de prova do grupo A

Figura 26– Propagação de trincas por fadiga do corpo de prova B.

a)

Figura 27 – Corpo de prova para os ensaios de propagação de trincas longas mostrando os defeitos ocorridos durante o ensaio. a) corpo de prova B1a. b) Corpo de prova B1b.

Figura 28 – Curva de carregamento para um corpo de prova do grupo A.

Figura 29 – Curva de carregamento para um corpo de prova do grupo B.

4.3. – Fadiga por Flexão em 4 Pontos

Como descrito anteriormente no item 3.3.1 do capítulo 3, página 44, os ensaios de fadiga por flexão em quatro pontos foram realizados com razões de tensões $R=0,1$ e $S_{max} = S_R$. Os resultados de tamanho de trinca versus número de ciclos, taxa de crescimento versus tamanho médio da trinca e taxa de crescimento versus ΔK , estão apresentados nas Figuras 30, 31, 32, 33 e 34. A tabela 5 apresenta o resumo da vida total em função da variação de tensão para os dois grupos de soldas.

Tabela 5 – Resumo da vida total em função da variação de tensão

Corpo de prova	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nf (ciclos)
A1a	495	706.503
A2a	513	611.831
B2a	814	121.302
B2b	814	26.149
B2c	814	43.965
B2d*	456	781540

$$* \mathbf{S}_{max} = 1/2 \mathbf{S}_R$$

Como pode ser observado, as soldas com microestrutura do tipo clássica apresentaram um valor de vida total média muito superior ao das soldas do grupo B, cujos valores são respectivamente $6,6 \times 10^5$ e $6,3 \times 10^4$, para $\mathbf{S}_{max} = \mathbf{S}_R$. Este resultado está coerente com aqueles obtidos no ensaio de propagação de trincas longas onde foi observado uma maior taxa de propagação nas soldas do grupo B, o que consequentemente resulta em uma menor vida em fadiga.

Como para as soldas do grupo B a vida total em fadiga é muito baixa com um nível de carga aplicado de $\mathbf{S}_{max} = \mathbf{S}_R$, no caso do corpo de prova B2d, optou-se por reduzir a tensão máxima para metade do valor utilizado. Desta forma os fenômenos envolvidos puderam ser melhor analisados.

A Figura 35(a) apresenta o aspecto geral da superfície de fratura do corpo de prova A2a onde observa-se que a trinca foi nucleada no canto direito do corpo de prova e propagou-se como uma trinca de canto, $\frac{1}{4}$ elíptica. Na

Figura 35(b), tem-se o aspecto geral da superfície de fratura da solda B2d, onde a trinca foi nucleada na região central do corpo de prova e propagou como uma trinca superficial elíptica.

a)

b)

c)

Figura 30 – Resultados do crescimento de trincas para o corpo de prova A2. a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca. c) Taxa de crescimento de trinca versus ΔK .

a)

b)

c)

Figura 31 – Resultados do crescimento de trincas para o corpo de prova B2a.

a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca. c) Taxa de crescimento de trinca versus ΔK

a)

b)

c)

Figura 32 – Resultados do crescimento de trincas para o corpo de prova B2b.

a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca. c) Taxa de crescimento de trinca versus ΔK

a)

b)

c)

Figura 33 – Resultados do crescimento de trincas para o corpo de prova B2c.

a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca. c) Taxa de crescimento de trinca versus ΔK

a)

b)

c)

Figura 34 – Resultados do crescimento de trincas para o corpo de prova B2d.

a) Comprimento de trinca versus número de ciclos. b) Taxa de crescimento de trinca versus comprimento médio de trinca. c) Taxa de crescimento de trinca versus ΔK .

Figura 35 – Aspecto geral das superfícies de fratura. a) corpo de prova A2. b) corpo de prova B2

De acordo com NEWMAN E RAJU apud YATES¹⁰ (1993), o fator de intensidade de tensão para uma trinca superficial semi-elíptica sob flexão é

$$K_I = 0,502 S \sqrt{pb} \quad (4.1)$$

onde b é a profundidade da trinca. A razão de aspecto de trincas na superfície de fratura foi observado como sendo 0,8. Desta forma, referindo-se ao comprimento de uma semi-trinca superficial (a), o fator de intensidade de tensão é expresso como

$$K_I = 0,502 S \sqrt{p0,8a} \quad (4.2)$$

$$K_I = 0,8 \sqrt{a} \quad (4.3)$$

Quando este valor foi utilizado para a obtenção da curva da/dN versus ΔK para um valor de ΔK de $10 \text{ MPa}\sqrt{m}$, no caso da solda do grupo A, foi de 3×10^{-5} mm/ciclo para o caso de trincas fisicamente curtas, $2a < 100\mu\text{m}$, e seria de 4×10^{-6} mm/ciclo para trincas longas, Figura 25. No caso da solda do grupo B $\cong 4 \times 10^{-5}$ mm/ciclo para o caso da trinca curta e $\cong 6 \times 10^{-5}$ mm/ciclo para o caso de trincas longas.

No caso das soldas de maior plasticidade, onde o tamanho da zona plástica na ponta da trinca é grande quando comparado com o tamanho da trinca, não foi possível utilizar a mecânica da fratura linear elástica para descrever o comportamento de trincas fisicamente curtas. Entretanto, para o segundo grupo de soldas vemos que, razoavelmente, a mecânica da fratura

¹⁰ TADA, H; PARIS, P. C.; IRWIN, G. R. (1985). The intensity of cracks handbook. Del. Res. Corp., Hellertown, Penn., USA apud YATES, J. R.; ZHANG, W.; MILLER, K. J. (1993). The initiation and propagation behavior of short fatigue cracks in Waspaloy subjected to bending. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.16, n3, p. 351-362.

linear elástica pode ser utilizada para descrever o comportamento da trinca. Isto porque neste tipo de solda a baixa plasticidade da microestrutura permite a formação de uma zona plástica pequena.

4.3.1 – Micromecanismos de Fadiga

Os dois tipos de soldas apresentam diferentes micromecanismos de fadiga no que diz respeito à nucleação e crescimento. Nas soldas do grupo A, com microestrutura do tipo clássica, a nucleação aconteceu aleatoriamente na região de máxima tensão trativa e em algum tipo de defeito existente na microestrutura. Esta microestrutura é basicamente composta, nas regiões como depositada e reaquecida de granulação grosseira, de colônias de ferrita acicular, circundada por ferrita de contorno de grão; a região reaquecida de granulação fina, é composta de ferrita equiaxial e microfases. Quando a trinca está localizada em uma região como depositada ou região reaquecida de granulação grosseira, esta preferencialmente, e não exclusivamente, tenderá a se propagar através da ferrita de contorno de grão, visto a alta resistência à propagação da ferrita acicular. Quando a trinca está localizada em uma região equiaxial esta então propagar-se-á transgranularmente por esta fase, Figura 36. Neste trabalho, foi observado que em alguns casos a trinca pode propagar pela região de contorno entre a solda e a ZTA. Este feito está apresentado na Figura 37, sendo que um lado da trinca está a solda e no outro na ZTA.

Neste tipo de microestrutura, independente da região da solda, uma vez que uma trinca era nucleada, propagava-se até a fratura total do corpo de prova e o principal fator controlador da taxa de propagação foi a plasticidade da fase ferrítica.

Figura 36 – Microestrutura ao lado da trinca, região equiaxial. Corpo de prova B2d, atacado com Nital. a) aumento de 200 X, b) aumento de 500 X.

Figura 37 – Corpo de prova A2c, região próximo à solda. Aumento 200X.
a) região do lado da solda. b) região do lado da ZTA.

No caso das soldas do grupo B, com microestrutura do tipo ripas, que apresentam as regiões como depositada e reaqueladas com basicamente o mesmo tipo de composição microestrutural, ou seja, martensita de baixo carbono, bainita e ferrita acicular, foi observado que a nucleação acontecia em regiões fragilizadas, onde microvazios eram formados nos contornos de grãos e coalesciam até a formação de um defeito.

Outra fonte de nucleação eram microtrincas existentes devido à alta temperabilidade do metal de solda associada às tensões residuais. Neste caso, se a trinca existente não estava em uma direção favorável, ou seja, perpendicular ao carregamento, outra trinca era nucleada a partir desta.

Uma importante observação foi a de que não bastava a existência de uma trinca para que esta crescesse e propagasse até a fratura total. Mais de uma vez foi observado a existência de uma trinca que cresceu e parou a partir de um determinado tamanho. Outra trinca então foi nucleada e cresceu até a fratura total do corpo de prova. Inicialmente atribui-se este fato a diferenças na composição microestrutural, que conseqüentemente alterava as condições locais de resistência à propagação da trinca. A Figura 38, ilustra o acima exposto onde pode ser observado em (a) um defeito já nucleado em uma região fragilizada e em (b) trincas sendo formadas a partir deste defeito e que pararam de crescer, mas em (c) e (d) pode ser observado a formação de uma trinca em outro tipo de microestrutua, a qual levou a falha do corpo de prova.

Sendo assim, um estudo mais criterioso da microestrutura foi realizado. Primeiramente impressão de microdureza Vickers com carga de 50 gramas foram realizadas e obteve-se os seguintes resultados: na região próxima a trinca foi obtido um valor médio de dureza de 346HV ($d=20$) e na região próxima às trincas que não propagaram um valor médio de 323 HV ($d=5$). Estas medidas não permitiram concluir sobre porque uma trinca já existente não se propagou e somente após um grande número de ciclos uma nova trinca foi nucleada e propagou-se até a fratura. Um ataque, para revelar os grãos da austenita anterior, foi utilizado e o resultado está apresentado nas Figuras 39,

40 e 41. Desta forma foi possível observar que as trincas nucleadas a partir do defeito pararam devido estarem localizadas em uma região reaquecida de granulação fina e após um certo número de ciclos uma nova trinca foi nucleada em uma região como depositada com grãos muito maiores que a região reaquecida de granulação fina. Sendo assim, a trinca cresceu rapidamente, ultrapassando o seu tamanho crítico e levando à fratura do corpo de prova.

Portanto, como este tipo de microestrutura apresenta uma baixa plasticidade, a granulometria associada a uma maior percentagem da fase martensítica na região como depositada foram os responsáveis pela alta taxa de propagação da trinca principal. Assim as regiões como depositada apresentam taxa de crescimento de trinca superior às regiões reaquecidas.

a)

b)

Figura 38 – Trincas no corpo de prova B2d observadas através de réplicas de acetato. a) defeito já nucleado em uma região fragilizada. b) trincas sendo formadas a partir de um defeito e que pararam de crescer. c) e d) formação de uma trinca em um outro tipo de microestrutura, a qual levou a falha do corpo de prova

Figura 39 – Extremidade da trinca que parou, onde se observa uma região reaquescida de granulação fina.

Figura 40 – Detalhe microestrutural próximo da trinca que foi responsável pela fratura do corpo de prova. Observa-se a não existência de contornos de grão como os da região como depositada.

Figura 41 – Composição mostrando a variação microestrutural na seção transversal da solda.

5 – CONCLUSÕES

1. Foi estudado o comportamento em fadiga de duas soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais.
2. A partir do ensaio de propagação de trincas longas foi observado que as soldas do grupo A, com composição microestrutural do tipo clássica, isto é, ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e ferrita alotriomórfica, possuíam para um mesmo valor de ΔK , uma menor taxa de propagação, do que as soldas do grupo B com composição microestrutural do tipo ripas, isto é, martensita de baixo carbono, bainita e ferrita acicular. As equações de Paris obtidas para o II estágio foram: $da/dN = 1,18 \times 10^{-12} \cdot (\Delta K)^{2,91}$ e $da/dN = 1,34 \times 10^{-11} \cdot (\Delta K)^{2,64}$, respectivamente para as soldas dos grupos A e B.
3. Os valores limites da variação de intensidade de tensão ΔK_0 , foram de 7 e $4,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ respectivamente para as soldas do grupo A e B. Após a análise das curvas de fechamento de ambos os grupos de soldas, os valores limites da variação de intensidade de tensão do grupo A foi de $3 \text{ MPa}\sqrt{m}$, para o grupo B não houve fechamento. Desta forma foi concluído que a maior resistência à propagação de trincas pelas soldas do grupo A, foi devida à maior plasticidade desenvolvida na frente da trinca pela microestrutura do tipo clássica, plasticidade esta que acarreta a formação de uma zona deformada plasticamente e que leva ao fechamento da trinca e a um valor de ΔK_0 maior

4. Nas soldas do grupo A, a nucleação de trincas aconteceu aleatoriamente na região de máxima tensão trativa e em algum tipo de defeito existente na microestrutura. Para as soldas do grupo B, a nucleação aconteceu também na região de máxima tensão trativa. Entretanto as nucleações em regiões fragilizadas, onde microvazios eram formados nos contornos de grãos e coalesciam até a formação de um defeito, ou possuíam trincas pré existentes devido ao alívio de tensões.
5. Com relação aos micromecanismos de nucleação e crescimento de trincas curtas, foi observado que nas soldas com microestruturas do tipo clássica, uma vez nucleada uma trinca esta se propagava até o colapso do corpo de prova, sendo a plasticidade da fase ferrítica o fator controlador da taxa de propagação. No caso das soldas com microestruturas do tipo ripas foi observado que não bastava a existência de uma trinca para que esta se propagasse até a fratura total do corpo de prova e que o fator controlador foi a granulometria associada a uma determinada composição microestrutural. Assim pode ser concluído que no caso de soldas com microestrutura do tipo ripas, as regiões como depositada apresentam taxa de crescimento de trinca superior às das regiões reaquecidas.

6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar o comportamento em fadiga de metais de soldas dos tipos clássica e ripas, que foram submetidas previamente a alívio de tensões.
2. Medir experimentalmente o tamanho da zona plástica na frente das microtrincas em ambos os tipos de microestruturas.
3. Obter curvas de da/dN versus ΔK específicos para as microestruturas das zonas como depositadas e reaquecidas através da simulação de microestruturas.

7 – REFERÊNCIAS

- ABSON, D. J. AND DOLBY, R. E. (1980). A Scheme for the quantitative description of ferrite weld metal microstructure. *Weld Inst. Res. Bull.*, 21, p. 100-103, Jan.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E647 (1993). *Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates*. Philadelphia, ASTM.
- ANDERSON, T. L., (1995) *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*. 2ed. Boca Raton. CRC press.
- BACHMANN, V. e MUNZ, D. (1976). Journal of Testing and Evaluation, Vol.4, No. 4, July, p. 257-260.
- BARSOM, J. M. (1971). Fatigue-crack propagation in steels of various yield strengths. *Transactions of the ASME. Journal of the Engineering for Industry*. Nov.,p,1190-1196
- BASTIAN, F. L. (1994) *Aplicação da Mecânica da Fratura à Fadiga – Possibilidades e Limitações*. Rio de Janeiro. (Texto de Conferência).COPPE. UFRJ.
- BEEVERS, C. J., Ed., *Advances in Crack Length Measurement*, EMAS, 1982.

BHADESHIA, H. K. D. H. (1989). A model for acicular ferrite. In Proc. 2nd Int. Conf. On Trends in Welding Research, Gatlingbeng, TN, USA, p. 213-222.

BHADESHIA, H. K. D. H. (1991) Models for acicular ferrite. In the Proc. of 3rd Int. Conf. on Trends in Welding Research, TWR'91. Gatlinburg, TN, USA, p.213-222.

BHADESHIA, H. K. D. H. and SVENSSON, L. E. (1989). The microstructure of submerged arc-weld deposits for high-strength steels. *Journal of materials Science*, 24, p.3180-3188.

BHADESHIA, H. K. D. H. and SVENSSON, L. E. (1993). Modeling of evolution of microstructure in steel weld metal in mathematical modeling of weld phenomena. Ed. Cerjak, H. and Easterling, K. e., *The Institute of Materials*, p.109-180

BOABAID, J. S. (1993). The effect of manufacturing variables on short fatigue crack growth in Waspaloy at 19°C – Second Progress Report. Sheffield, University of Sheffield, May.

BOABAID, J. S.; YATES, J. R. (1993). The effect of grinding condition on short fatigue crack growth in Waspaloy at 19°C. Durability and Structural Reliability of Airframes. Sheffield.

BOSE, W. W.(1995) Ph.D., Micromechanisms of Brittle Fracture in High Strength Low Alloy Steel Weld Metals, The University of Birmingham, UK,.

BRANDI, S. D.; WAINER,E.; MELLO,F. D. H. *Soldagem – Processos e Metalurgia*. Editora Edgard Blücher Ltda. 1992.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. (1972). “Specification for Weldable Structure Steels”. BS4360.

DAVIDSON, D. L. (1988). Plasticity induced fatigue crack closure. Mechanics of Fatigue Crack Closure, *ASTM STP 982*, J. C. Newman, Jr. And W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.44-61.

DE LOS RIOS, E. R.; WALLEY, ^a; MILAN, M. T.; HAMMERSLEY, G. (1995). Fatigue crack initiation and propagation on shot peened surface in A316 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v. 17, n.7, p. 493-499.

DOLBY, R. E. (1976). Factors controlling weld toughness – The present position. Part 2 weld metals. Weld Inst. Report R/RB/M93/76.

ELBER, W., (1971). Damage Tolerance in Aircraft Structures, STP 486, *American Society for Testing and Materials*, Philadelphia, p. 230-242.

EVANS, G. M. (1977). Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits. IIW Doc.II-A-432-77.

EVANS, G. M. (1978). Effect of interpass temperature on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. IIW Cod. II-A-490-79.

- EVANS, G. M. (1982). Effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *Welding Journal*, 61, p. 125s-132s.
- EVANS, G. M. (1986). The effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *Metal Construction*, 18, p. 438R-444R.
- EVANS, G. M. (1989). The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *Welding and Metal Fab.*, 57, p. 346s-358s
- EVANS, G. M. (1990). The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *OERLINKON-Scweißmitt*, 48, p. 18-35.
- EVANS, G. M. (1991a). The effect of titanium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *OERLINKON-Scweißmitt*, 49, p. 22-33.
- EVANS, G. M. (1991b). The effect of niobium in manganese containing MMA weld deposits. *OERLINKON-Scweißmitt*, 49, p. 24-39 .
- EVANS, G. M. (1991c). The effect of vanadium in manganese containing MMA weld deposits. *OERLINKON-Scweißmitt*, 49, p. 18-33 .
- FUCHS, H. O.; STEPHENS, R. I. (1980). *Metal fatigue in engineering*. New York, John Wiley. Cap.4: Fundamentals of LEFM for application to Fatigue Crack Growth and Fracture, p. 37-55.

- GRAY, G. T.; WILLIAMS, J. C. and THOMPSON, A W. (1983). Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth. *Met. Trans. A*, n.3, p.421-433.
- HARRISON P. L.; WATSON M. N. and FARRAR R. A. (1981). How niobium influences AS mild steel weld metals. Part. 2: Continuous cooling transformation (CCT) diagrams. *Weld and Metal Fab.*, 49, p. 161-169.
- HORRI, Y.; OHKITA, S; WAKABAYASHI, M. and NUMURA, M. (1986). Welding materials for low temperature service. *Nippon Steel Reports*.
- HORRI, Y.; OHKITA, S; WAKABAYASHI, M. and NUMURA, M. (1988). Study on the toughness of large heat input weld metal for low temperature service TMCP steel. *Nippon Steel Reports*.
- IIW Doc. N°X-1533-88/IXJ – 123-87 Revision 2, 1988, Guide to the light microscopic examination of ferrite steel weld metals. P. 1-5.
- KITAGAWA, H. (1994). *Handbook of Fatigue Propagation in Metallic Structures*, Andrea Carpinteri (Editor), Elsevier Science B. V.
- LEVINE E. and HILL, (1977). Structure-property relationships in low C weld metal. *Metallurgical Transactions*, 8^A, p. 1453-1463.
- McEVILY, A J. (1988). On crack closure in fatigue crack growth. Mechanics of Fatigue Crack Closure, *ASTM STP 982*, J. C. Newman, Jr. And W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.35-43.

- NOWACK, H., TRAUTMANN, K., SCHULTE, K., and LÜTGJERING, G., (1979). Fracture Mechanics, STP 677, *American Society for Testing and Materials*, Philadelphia, , p.36-53.
- PARIS, P. C., ERDOGAN, F., (1963). A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, *Transactions of ASME, J. Basic of Engineering*, Series D, 85, n° 3, p. 528-534.
- PARRISH, G. (1980). The influence of microstructure on the properties of case-carburized components. Ohio, ASM.
- PROVAN, J. W.; ZHAI, Z. H. (1991a). Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials. I: micromechanisms. *International Journal of Fatigue*, v.13, n.2 p.99-109.
- PROVAN, J. W.; ZHAI, Z. H. (1991b). Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials. II: modelling. *International Journal of Fatigue*, v.13, n.2, p.110-116.
- REED, G. I. and BHADESHIA, H. K. D. H. (1994). Thermodynamics of acicular ferrite nucleation. *Materials Science and technology*, 10, 5, p. 353-358.
- SCHIJVE, J.(1988) Fatigue Crack Closure: Observations and Technical Significance, Mechanics of Fatigue Crack Closure, *ASTM STP 982*, J. C. Newman, Jr. And W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.5-34.

- SENGUPTA, A.; SCHAEFER, J.; PUTATUNDA, S. K. (1990). Microstructural Fatigue Crack Growth Behavior of High Strength Low Steel Weldments. *Microstructural Science*, Vol. 22.
- SHARPE, W. N. e GRANDT, A. F. (1976). Mechanics of crack growth, STP 590, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.302-330.
- SILVA, R. V. (1998). Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método da integral-J. São Carlos. 84 p., dissertação (mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- SPINELLI, D. (1997). Fundamentos e aplicações da mecânica da fratura elasto-plástica. Material de apoio às aulas – Escola de Engenharia de São Carlos. Universidade de São Paulo.
- SURESH, S. (1991). *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, Cambridge.
- SURESH, S. and RITCHIE, R. O. (1982) A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness. *Met. Trans. A*, n. 9, p.1627-1631.
- SVENSSON, L. E. and GRETOFT, B. (1990). Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals. *Welding Journal*, 69, p. 444s-461s.
- TANAKA, K. (1987). Mechanisms and mechanics of short fatigue crack propagation. *JSME International Journal*, v.30, n.259, p. 1-13, Jan.

TAYLOR, D. (1988). Fatigue thresholds: Their applicability to engineering situations. *Int. J. Fatigue*, n. 10, p.67-79.

TOKAJI, K.; ANDO, Z. and NAGAE, K. (1987). The effect of sheet thickness on near-threshold fatigue crack propagation and oxide and roughness-induced crack. *J. Eng. Mat. & Tech. Trans. ASME*, n.1, p. 86-91.

YATES, J. R.; ZHANG, W.; MILLER, K. J. (1993). The initiation and propagation behavior of short fatigue cracks in Waspaloy subjected to bending. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.16, n3, p. 351-362.