

CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS
CIRCUNFERENCIAIS EM AÇO DA CLASSE API 5L-X70 PARA RISERS
RIGIDOS

Andrés Alberto Buschiazzo

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

Aprovada por:

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.

Dr. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.

Prof. Hugo Alejandro Ernst, D.Sc.

Prof. Luiz Carlos Pereira, D.Sc.

Dr. Eduardo Hippert Júnior, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL
JANEIRO DE 2006

BUSCHIAZZO, ANDRÉS ALBERTO

Crescimento de Trincas por Fadiga em
Juntas Soldadas Circunferenciais em Aço
da Classe API 5L-X70 para Risers
Rígidos [Rio de Janeiro] 2006

VIII, 128 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ,
M. Sc. Engenharia Metalúrgica e de
Materiais, 2006)

Dissertação - Universidade Federal do
Rio de Janeiro, COPPE

1. Crescimento de Trincas por Fadiga
2. Juntas Soldadas Circunferenciais
3. Aço classe API 5L-X70
4. Efeito de Sobrecargas
5. Método de *Reel-Lay*

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

Aos meus pais e à minha esposa, María Paz

Agradecimentos

Em especial a Enrique Mariano Castrodeza pela cooperação inestimável, pela dedicação e pelas discussões esclarecedoras durante o desenvolvimento do trabalho.

Ao professor Fernando Luiz Bastian pela orientação, pelo apoio e incentivo inestimáveis durante o desenvolvimento do trabalho.

Ao CNPq pela bolsa de estudos e pelo apoio financeiro para desenvolver o presente trabalho.

À TenarisConfab pelo fornecimento do material.

Aos meus colegas de laboratório, Marcelo e Felipe, pela colaboração nas diferentes atividades desenvolvidas em conjunto.

A todos os colegas do Laboratório de Materiais Compósitos que torceram por mim.

Aos técnicos e ao pessoal administrativo do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

À Aliança Brito Usinagem Ltda. pela rapidez e qualidade da usinagem dos corpos de prova e dispositivos experimentais.

À Montagnoli Soldas Ltda. pela atenção e qualidade das soldaduras fornecidas.

A minha esposa pelo amor e por estar sempre a meu lado.

Aos meus pais pelo apoio e pela ajuda incondicional.

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

CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS
CIRCUNFERENCIAIS EM AÇO DA CLASSE API 5L-X70 PARA RISERS
RÍGIDOS

Andrés Alberto Buschiazzo

Janeiro/2006

Orientadores: Fernando Luiz Bastian
Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

No presente trabalho foi estudado o crescimento de trincas por fadiga em juntas soldas circunferenciais de *risers* rígidos, utilizados em instalações offshore da indústria petrolífera. Foram avaliadas curvas da/dN versus ΔK das três microestruturas características da junta soldada (metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda) de um aço da classe API 5L-X70 sob diferentes condições de carga ($R = 0,1$ e $0,5$). Adicionalmente, foi estudado o efeito de sobrecargas ($OLR = 1,75$ e 2) em tais curvas. Os testes de fadiga foram realizados em corpos de prova compactos C(T) segundo a norma ASTM E467, utilizando a técnica de queda de potencial elétrico para a medição do comprimento da trinca. Estudou-se também o efeito do método de instalação *reel-lay* no comportamento à fadiga de um defeito pré-existente na ZTA, posicionado na região externa do tubo no carretel (12:00 h). Este efeito foi simulado experimentalmente, baseado na mecânica da fratura elasto-plástica (método da Integral J). Além da obtenção das constantes da Lei de Paris para as três regiões mencionadas, o estudo da influência das variáveis OLR , $\Delta K_{\text{prévio}}$, R e microestrutura da solda nas curvas da/dN versus ΔK forneceu resultados dentro do esperado. Os ciclos de deformação aplicados simulando o processo de *reeling* produziram um aumento na taxa de crescimento de trinca por fadiga.

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

FATIGUE CRACK GROWTH IN CIRCUMFERENTIAL WELDED JOINTS OF API
5L-X70 STEEL FOR OFFSHORE CATENARY RISERS

Andrés Alberto Buschiazzo

January/2006

Advisors: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Department: Metallurgical and Materials Engineering

A study of fatigue crack growth in a circumferencial welded joint of an API 5L-X70 steel for offshore catenary risers (SCR) was made. The welded joint regions studied were: base metal, heat affected zone and weld metal. Different load conditions ($R = 0.1$ and 0.5) and overload ranges ($OLR = 1.75$ and 2) were considered. The fatigue tests were performed according to the ASTM E647 standard, with crack length assessment made by electrical potential drop. The influence of the reel-lay installation method on the fatigue behavior of a pre-existing defect was also studied. For this, the estimated J-Integral of a through the thickness defect in the HAZ region at 12:00 h (corresponding to the external surface on the reel) during the first tensile reeling cycle was experimentally simulated on pre-cracked C(T) specimens as reference for the subsequent reeling deformation cycles. Focusing on the results of the work, the constants of the Paris law were obtained for the three regions of the welded joint and the study of the influence of overload range, $\Delta K_{\text{previous}}$, R and microstructure on da/dN versus ΔK curves gave results as expected. Finally, the results of the reeling process simulation showed an increase in crack growth rate.

Índice

1	Introdução.....	1
2	Revisão bibliográfica.....	2
2.1	Sistemas de risers de aço em catenária, SCR.....	2
2.2	Instalação de risers rígidos pelo método reel-lay.....	3
2.3	Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	6
2.4	Norma API 5L para tubulações.....	8
2.5	Crescimento de trincas por fadiga.....	9
2.6	Influência da tensão média.....	17
2.7	Mecanismos de crescimento de trincas por fadiga.....	18
2.8	Fechamento de trinca (Crack Closure).....	21
2.9	Critério de dois parâmetros de fadiga.....	23
2.10	O requisito de dois parâmetros versus o conceito de fechamento de trinca... ..	25
2.11	Efeitos de sobrecargas e espectro de carga no crescimento de trincas.....	28
2.12	Método para a determinação do comprimento da trinca.....	33
2.12.1	Técnica de queda de potencial elétrico.....	33
2.13	Juntas soldadas.....	34
2.13.1	Solda de topo.....	36
2.13.2	Defeitos na solda.....	36
2.13.3	Defeitos não planares.....	37
2.13.4	Defeitos planares.....	38
2.13.5	Tensões residuais em soldagem.....	41
2.13.5.1	Tensões residuais de contração.....	42
2.13.5.2	Tensões residuais devido ao resfriamento superficial.....	43
2.13.5.3	Tensões residuais devido a transformação de fase.....	44
2.13.6	Superposição das diversas fontes de tensões residuais.....	44
2.14	Influência das tensões residuais no comportamento à fadiga.....	45
3	Materiais e Métodos.....	51
3.1	Material.....	51
3.2	Solda circunferencial.....	51
3.3	Posicionamento do entalhe.....	54
3.4	Composição Química do Material.....	55

3.5	Análise Metalográfica.....	55
3.6	Testes de tração	55
3.7	Testes de dureza	57
3.8	Ensaio de propagação de trincas por fadiga.....	57
3.8.1	Técnica de queda de potencial elétrico.....	59
3.9	Aplicação de sobrecargas	60
3.10	Efeito do processo de instalação reel-lay na vida à fadiga.....	61
3.10.1	Geometria do <i>riser</i> e do carretel.....	62
3.10.2	Geometria do defeito pré-existente.....	63
3.10.3	Curvas σ - ϵ verdadeira e de Ramberg- Osgood	63
3.10.4	Cálculo do momento fletor.....	64
3.10.5	Cálculo do valor da Integral J no <i>riser</i> com um defeito na solda.....	65
3.10.6	Aplicação do valor da Integral J estimado no corpo de prova C(T).....	67
3.10.7	Aplicação dos três meios ciclos restantes do processo de <i>reeling</i>	68
3.10.8	Limitações da simulação do processo de <i>reeling</i>	69
4	Resultados e discussão	71
4.1	Testes de tração	71
4.2	Testes de dureza	72
4.3	Análise metalográfica.....	74
4.4	Propagação de trincas por fadiga.....	76
4.4.1	Filtragem do sinal de queda de potencial elétrico	77
4.4.2	Curvas de crescimento da trinca a vs. N	78
4.4.3	Curvas da/dN vs. ΔK	83
4.4.4	Efeito das sobrecargas nas curvas a versus N	91
4.4.5	Efeito das sobrecargas nas curvas da/dN versus ΔK	96
4.5	Efeito das sobrecargas na técnica de queda de potencial elétrico	107
4.6	Análise fractográfica	111
4.7	Resultados da simulação do processo de <i>reeling</i>	113
5	Conclusões.....	119
6	Referências	121

1 Introdução

O conceito de *riser* de aço em catenária (*SCR*) foi aplicado na prática pela Shell em 1992, tendo sido instalado pela primeira vez em 1 de agosto de 1992 na TPL (plataforma com pernas a tração) de *Auger*, no Golfo do México. A Petrobras vinha investigando o conceito desde 1989 e construindo o *background* da engenharia que permitisse o emprego do conceito em plataformas semi-submersíveis *offshore*, na Bacia de Campos. Em 1998 a Petrobras instalou o primeiro e pioneiro *SCR* na semi-submersível P-18, no campo de Marlim, Bacia de Campos. O primeiro *SCR* marcou e estabeleceu uma nova abordagem para o desenvolvimento de campos petrolíferos em águas profundas no Brasil, tornando prática a produção de campos em profundidades além do alcance da tecnologia tradicional dos *risers* flexíveis [1].

Em 2001, a Petrobras instalou dois *SCRs* adicionais, um para exploração de petróleo e outro para a exploração de gás, na plataforma semi-submersível P-36, no campo de Roncador. Esta foi a primeira instalação aplicando-se o método híbrido *Reel-Lay* e *J-Lay* no mundo. Este novo método permitiu a instalação dos *SCRs* em menos da metade do tempo gasto na primeira instalação, onde o método *J-Lay* pleno foi empregado. Além disso, obteve-se também um corte de 30% nos custos de instalação.

Hoje, o conceito *SCR* é considerado como uma tecnologia de campo comprovada, com base na experiência adquirida no decorrer do projeto dos *SCRs* e na construção e instalação dos mesmos na exploração de petróleo e gás das plataformas semi-submersíveis de produção P-18 e P-36 [1].

Desta forma, este conceito está sendo adotado como solução base no campo de águas profundas de Roncador. Devido à inexistência de *risers* flexíveis com qualificação para aplicação nesse projeto em águas profundas, está sendo considerado o uso de *SCR* para as linhas de produção dos poços e linhas de injeção de água.

No entanto, quando o conceito do *riser* de aço em catenária (*SCR*) é considerado em conjunto com o método de instalação *Reel-Lay*, surgem algumas dúvidas com relação ao impacto causado sobre o desempenho à fadiga da tubulação por possíveis alterações da geometria e/ou das propriedades mecânicas do material que possam ter ocorrido durante o procedimento de instalação, especialmente na região da solda circunferencial dos tubos.

2 Revisão bibliográfica

A seguir será feita uma revisão bibliográfica dos conceitos e conhecimentos básicos necessários para o desenvolvimento e entendimento do presente trabalho.

2.1 Sistemas de *risers* de aço em catenária, *SCR*

O *riser* consiste em um tubo suspenso desde uma unidade flutuante (Sistema Flutuante de Produção (FPS) ou navio adaptado para produção (FPSO)) até o leito marinho ou algum ponto intermediário semi-flutuante, Figura 1. Sua função principal é o transporte de fluidos provenientes do poço até a plataforma. Os *risers* podem ser rígidos ou flexíveis. Os *risers* flexíveis possuem estruturas complexas, contendo varias camadas de diferentes materiais, cada uma delas com funções específicas. Atualmente este tipo de *riser* é utilizado para águas pouco profundas, isto é, até 300 m de profundidade [2]. Os *risers* rígidos são simplesmente tubulações de aço ou titânio, porém, o custo de *risers* de titânio é 30 vezes maior quanto os *risers* de aço e o custo de instalação é 50% superior [3]. Conseqüentemente, os *risers* de titânio não são geralmente recomendados ao menos que a combinação de diâmetro do *riser* e profundidade assim o admitam. Normalmente, são usados aços de grau API 5L com limite de escoamento de 450 MPa (65 ksi) ou até 550 MPa (80 ksi).

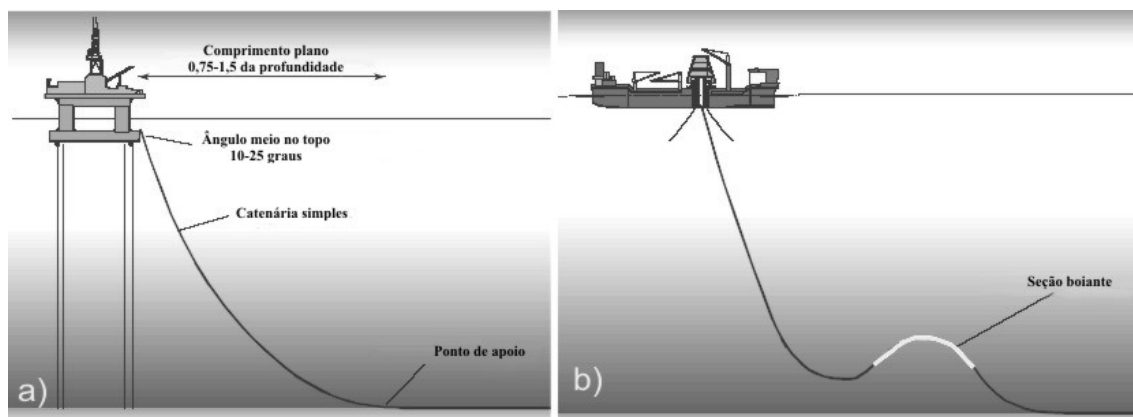


Figura 1: Unidades flutuantes: a) Sistema Flutuante de Produção (FPS), b) Navio adaptado para produção (FPSO).

Risers de aço em catenária ou em catenária flutuante são particularmente adotados em aplicações que envolvem uma ou combinações das seguintes condições de serviço [3]:

- Altas pressões internas (aproximadamente 70 MPa),
- Condições de fadiga por correntes marinhas superficiais (VIVs) e submarinas e variações de pressão interna,
- Interferências com *risers* adjacentes e linhas de ancoragem,
- Temperaturas do fluido exportado até 120 °C,
- Altos conteúdos de CO₂,
- Altos conteúdos de H₂S.

As correntes marinhas podem gerar vibrações induzidas por vórtices (VIVs) e, assim tensões cíclicas e dano por fadiga. Existe também a ação de sobrecargas sobre os *risers* quando a direção das correntes marinhas e ondas estão no mesmo plano da catenária. Esta configuração de cargas dá a máxima tensão no *riser* quando a plataforma ou unidade flutuante se movimenta para fora e a máxima flexão quando a se movimenta para dentro [4]. Para aplicações em ambientes corrosivos extremos, é recomendada uma camada interna de material resistente à corrosão como Inconel [3].

As condições de serviço antes descritas exigem as seguintes características para os aços de *risers* [5]:

- Elevada resistência mecânica,
- Excepcional tenacidade à fratura,
- Boa soldabilidade,
- Resistência aos efeitos do meio ambiente e do fluido transportado,
- Alta resistência à fadiga.

2.2 Instalação de *risers* rígidos pelo método *reel-lay*

Dos métodos de instalação de *SCR*, o mais eficiente em relação ao consumo de tempo é o método conhecido como *Reel-Lay*. No entanto, existem outros métodos

tradicionais de instalação no mar, como os métodos *S-Lay* e *J-Lay*, Figura 2. Na Figura 3 se apresentam duas fotografias do navio Apache utilizado para o lançamento dos *risers* pelo método *reel-lay*.

O método *reel-Lay* envolve, além de soldas nos tubos tanto em terra quanto no mar (*offshore*), o enrolamento sobre um carretel gigante na forma de uma superfície circular rígida (*reel*) montada em uma embarcação de lançamento especial. Durante o lançamento, a linha é retificada (desdobrada) e lançada ao mar sob tensão. Devido ao seu alto rendimento, é este o método de instalação que apresenta a melhor relação entre custo e benefício, como demonstrado nas últimas licitações realizadas pela Petrobras. O método *reel-Lay* vem sendo usado com sucesso no Brasil para a instalação de linhas rígidas em até 1.360m (4.460 pés) de profundidade da água [1].

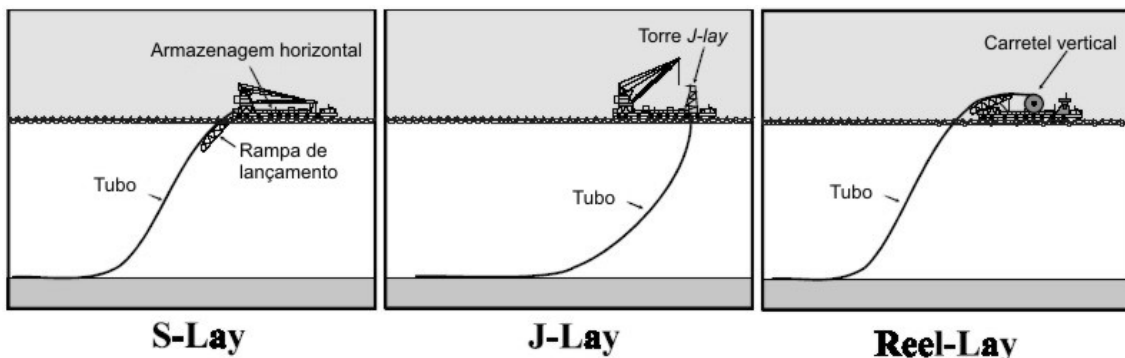


Figura 2: Métodos de instalação.

Devido ao grande interesse por este método de lançamento, resulta interessante estudar o desempenho à fadiga da tubulação e suas juntas soldadas, especialmente a evolução de defeitos e alterações nas propriedades mecânicas do material que possam ter ocorrido durante o procedimento de instalação. De fato, os processos de dobramento e desdobramento e subsequente retificação, aplicados no tubo de aço durante a operação de lançamento na embarcação, submetem o material do tubo a trabalhar no regime plástico, com as conseqüentes deformações inerentes ao processo.

As grandes deformações que o processo de lançamento produz no *riser* dependerão, basicamente, do diâmetro do *riser* e do raio de curvatura do carretel. Embora a tubulação seja retificada antes do lançamento, ovalizações, deformações, e tensões residuais irão alterar as propriedades mecânicas e geométricas do tubo devido à plasticidade induzida, com a possível criação ou crescimento de defeitos nas juntas soldadas. Todos esses efeitos têm influência no desempenho à fadiga da tubulação.

Assim, no uso de *SCRs*, existe uma preocupação do projeto com relação a sua resistência às cargas ambientais extremas e à falha do *riser* em decorrência de problemas de fadiga. Nesse contexto, a influência do método de instalação envolvendo o material das tubulações e as mudanças geométricas devem ser consideradas na avaliação da integridade do *riser*, no decorrer de sua vida operacional.



Figura 3: Navio Stena Apache utilizado para lançamento de *risers* rígidos pelo método *reel-lay* [6].

Pesquisadores como HALSEN e WÄSTBERG [9] do *Det Norske Veritas* (DNV) e PISARSKI [6] do *The Welding Institute* (TWI), entre outros, tem conduzido projetos para fornecer procedimentos de ensaios e processos de avaliação para métodos de enrolamento de tubulações introduzindo deformações plásticas cíclicas. Naqueles trabalhos a deformação em uma fibra exterior superior (12 horas) e inferior (6 horas) do tubo durante o enrolamento e lançamento é modelada como apresentado nas Figuras 4 e 5. Defeitos planares submetidos a tais níveis de deformação (tipicamente de 2 a 3 %) são só abordáveis mediante a mecânica de fratura elasto-plástica.

Considerando, por exemplo, uma combinação de *riser* rígido de 12'' [7] de diâmetro e um carretel de 6 m de raio [8], a deformação na fibra mais afastada do eixo neutro do tubo atinge um valor total (deformação elástica mais plástica) de aproximadamente 3%. O processo de deformação do *riser* através do método *reel-lay*, simulado de forma simplificada por HALSEN [9], está representado na Figura 5.

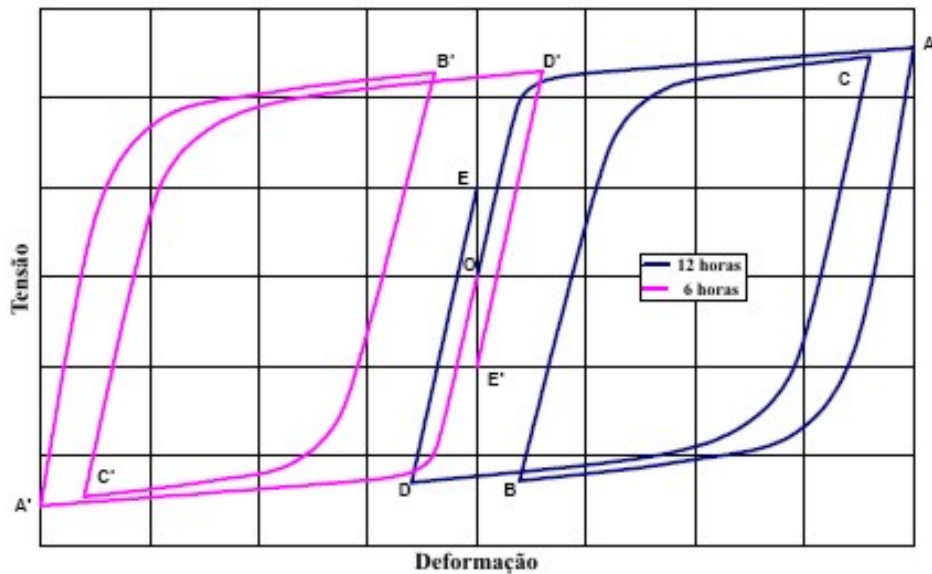


Figura 4: Esquema de tensão-deformação durante instalação do *riser* por *reel-lay*. O-A (A'): enrolamento, A(A')-B(B'): desenrolamento, B(B')-C(C'): flexão sobre o alinhador, C(C')-D(D')-E(E'): passo através do alinhador [6].

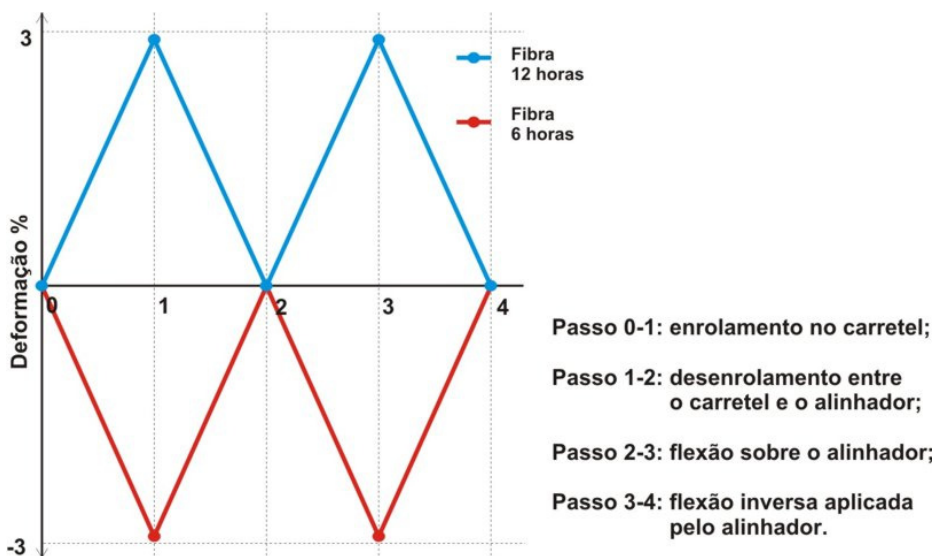


Figura 5: Representação simplificada dos ciclos de deformação aplicados na tubulação durante o processo *reel-lay* [9].

2.3 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

As características necessárias aos dutos utilizados para transporte de óleos, gases e, no presente caso, os *risers* rígidos, exigem o emprego de aços que apresentem

propriedades e características mecânicas que satisfaçam às exigências de alta resistência mecânica, elevada tenacidade à fratura, boa soldabilidade e resistência aos efeitos prejudiciais do meio ambiente e do fluido por eles transportado. Entre os aços estruturais, os que têm se apresentado de forma mais eficiente para este fim são os aços do tipo ARBL [5].

A tendência mundial aponta para a utilização de tubos com as seguintes características: grandes diâmetros com espessuras de parede menores, maiores níveis de resistência mecânica e carbono equivalente mais baixo, visando aumentar a soldabilidade. A tendência mundial é utilizar aços que atingem os requisitos para dutos API 5L graus X70 e X80, com carbono equivalente máximo 0,43% [10].

Os aços de alta resistência e baixos teores de elementos de liga são fabricados por processos de custo relativamente baixo, por utilizarem pequenas quantidades de elementos de liga, tipicamente menores a 2%, e, principalmente, pela ausência de um tratamento térmico posterior à laminação. Estes aços são obtidos por processos de laminação controlada, que tem por objetivo o máximo refino da microestrutura do material de modo a garantir elevados níveis de resistência mecânica, tenacidade à fratura e boa soldabilidade. O processo se dá em etapas sucessivas tendo como variáveis principais a temperatura de reaquecimento, as deformações e taxas de deformações aplicadas ao material e a velocidade de resfriamento após a laminação [11].

A primeira etapa se compõe do reaquecimento controlado do material, de modo a permitir a solubilização de elementos microligantes em quantidades suficientes para promover o retardamento da recristalização da austenita durante a fase de laminação de acabamento e o endurecimento por precipitação durante a transformação da austenita no seu resfriamento após a laminação.

A segunda etapa é o refino do grão austenítico, através de uma série de fases de laminação em uma faixa de temperaturas onde ocorre a recristalização.

A terceira etapa é um estágio de laminação controlada em temperaturas onde a recristalização é inibida entre os passes devido à presença de elementos microligantes Nb e V em solução sólida e, principalmente, como carbonitretos precipitados finos. Isto faz que os grãos da austenita fiquem alongados e com uma grande densidade de bandas de deformação e maclas de recozimento no seu interior [11]. A transformação de fase a partir desta austenita fortemente deformada resultará em uma microestrutura que se caracteriza por conter grãos extremadamente finos, capazes de conferir ao material as propriedades mecânicas desejadas.

2.4 Norma API 5L para tubulações

A norma API (*American Petroleum Institute*) especificação 5L estabelece um padrão para tubulações com ou sem costura para transporte de gás, e petróleo. Os tubos podem ser com terminações planas (para soldagem circunferencial), rosqueadas, em forma de sino, assim como também tubos com suas pontas preparadas para acoplamentos especiais. A norma estabelece requisitos mínimos para a tubulação como um todo e não apenas para as propriedades do material utilizado. Nela existem dois níveis de especificação diferentes do produto (PSL 1 e PSL 2), que definem níveis dos requisitos técnicos padrão. O PSL 2, diferentemente do PSL 1, tem requisitos obrigatórios para o carbono equivalente, tenacidade ao entalhe, limite de escoamento e de resistência máximos, parâmetros de soldagem, requer tratamento térmico após a soldagem e não admite reparos por soldagem [12].

A norma especifica diferentes graus para as tubulações, sendo os mais comuns: A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X70 e X80. Os dois dígitos depois da letra A ou X especificam o limite de escoamento mínimo do aço utilizado na tubulação em ksi. As características desse tipo de aço são boa conformabilidade, tenacidade, soldabilidade e resistência a trincas induzidas pelo hidrogênio.

No que diz aos aços utilizados, a norma estabelece uma faixa determinada para cada elemento de liga e o carbono equivalente resultante. A norma estabelece os requisitos para as propriedades de tração (vide Tabela 1), os critérios de aceitação ao achatamento do duto e os correspondentes para ensaios de flexão. Estabelece também requisitos de tenacidade mediante ensaios Charpy e ensaios de fratura, mínimos de ductilidade para a solda e exame metalográfico da solda.

Tabela 1: Propriedades de tração de aços API 5L.

Grau	Limite de escoamento mínimo (PSL1 e PSL2)		Limite de escoamento máximo (PSL2)		Limite de resistência mínimo (PSL1 e PSL2)		Limite de resistência máximo (PSL2)	
	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi
65	448	65	600	87	531	77	758	110
70	483	70	621	90	565	82	758	110
80	552	80	690	100	621	90	827	120

2.5 Crescimento de trincas por fadiga

Em 1860 Whöler, engenheiro ferroviário alemão, propôs um método para evitar falhas por fadiga. Whöler postulou que limitando a amplitude de tensão até certo nível, a vida à fadiga seria virtualmente infinita. Esse valor máximo de tensões foi definido como limite de fadiga e considerado uma propriedade do material. O método tradicional para projetar componentes considerando falhas por fadiga está baseado em admitir tensões menores ao limite de fadiga, $\Delta\sigma_1$ (Figura 6).

Os ensaios para determinar o limite de fadiga são feitos em laboratórios com corpos de prova cuidadosamente usinados. Diferentes fatores, tais como tensão média σ_m , meio ambiente e acabamento superficial afetam o limite de fadiga. Além disso, nem todos os materiais apresentam um limite de fadiga [13].

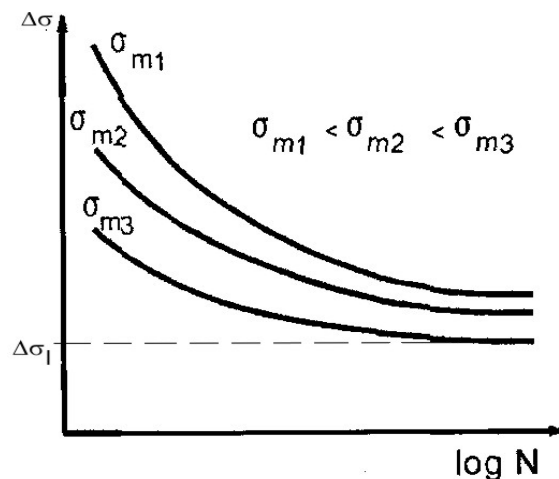


Figura 6: Influência da tensão média nas curvas de Whöler de um material com limite de fadiga.

Os parâmetros tradicionalmente utilizados para caracterizar os carregamentos alternados uniformes são a tensão alternada (σ_a), a tensão média (σ_m), a razão de tensões (R) a tensão máxima ($\sigma_{máx}$) e a tensão mínima ($\sigma_{mín}$). As relações entre esses parâmetros podem ser expressas mediante o conjunto de equações a seguir, esquematizadas na Figura 7.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (1a)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (1b)$$

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a \quad (1c)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (1d)$$

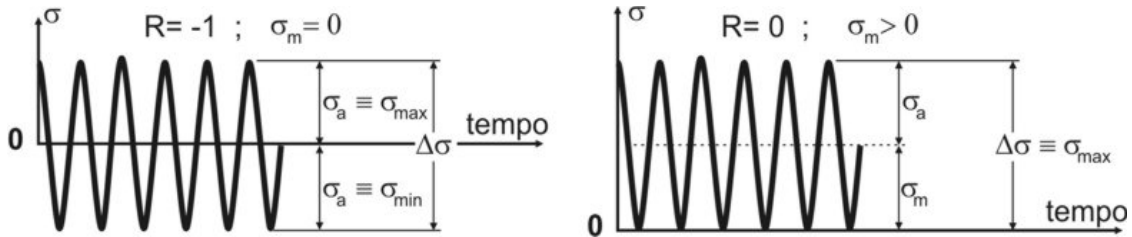


Figura 7: Parâmetros característicos dos carregamentos alternados uniformes.

No início do século XX começou-se a entender a fadiga como um processo progressivo e localizado, envolvendo tanto a iniciação como o crescimento da trinca até a ruptura do componente. Com a introdução da mecânica de fratura obteve-se uma maior compreensão do fenômeno de crescimento de trincas por fadiga.

A ruptura por fadiga, para componentes sem defeitos pré-existentes do tipo trinca, apresenta três fases características:

- 1) Nucleação,
- 2) Crescimento,
- 3) Fratura.

Um teste em um CP finamente polido é, principalmente, um teste da resistência à iniciação da fissuração. Isto pode ser mais bem compreendido a partir do esquema da Figura 8. Mas, a maioria das estruturas tem defeitos agudos como arranhões ou fendas superficiais introduzidas durante a fabricação, ou até mesmo trincas, especialmente em soldas. Quando não introduzidos durante a fabricação, existe a possibilidade dos mesmos se desenvolverem em uma etapa primária da utilização do componente, de tal forma tal que toda ou quase toda a vida do componente corresponde à etapa de crescimento da trinca por fadiga [14]. Por essa razão, são de grande uso na atualidade os ensaios para determinar a taxa de crescimento de trincas por fadiga, tendo-se

demonstrado que o conceito do fator de intensidade de tensões é particularmente conveniente para a descrição e análise do fenômeno.

A seguir, as diferentes fases do processo de crescimento de trincas por fadiga serão descritas em detalhe.

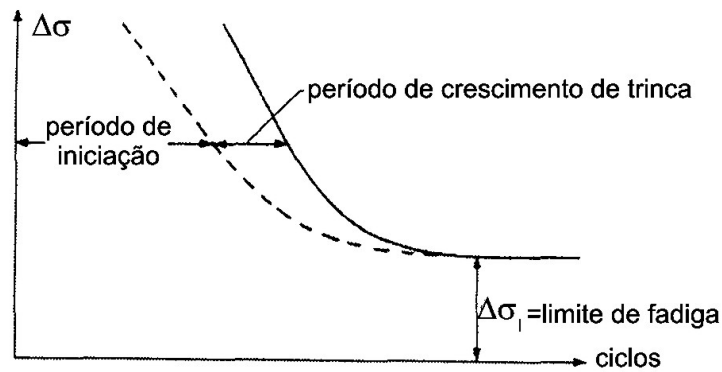


Figura 8: Curva de resistência à fadiga

Fase I: Iniciação da fissuração.

As trincas por fadiga se originam em regiões onde se concentram as deformações plásticas. Estas regiões geralmente têm lugar nos defeitos que existem na superfície livre do material. Podem também se originar trincas na interface de uma inclusão e a matriz do material. Assim, Na fase I têm muita influência o acabamento superficial e a microestrutura do material.

O primeiro sintoma do processo de fadiga é a aparição de bandas de deslizamento. Posteriormente estas bandas de deslizamento começam a concentrar as deformações produzindo as denominadas extrusões e intrusões [15], Figuras 9 e 10.

Este estágio é governado pelas tensões cisalhantes atuantes na região de concentração de tensões, sendo invisível ao olho humano, pois normalmente envolve de 2 a 5 grãos. A quantidade de ciclos consumidos nesta fase pode representar até 90% do número de ciclos total à ruptura. A presença de entalhes, meio ambiente agressivo e altas tensões localizadas reduzem a duração deste estágio. Não entanto, a introdução de tensões residuais de compressão na superfície afeta muito a extensão desta etapa. Por isso é comum aplicar jateamento (*shot peening*), laminação superficial ou tratamentos termoquímicos, atingindo assim vidas maiores livres de trincas [13].

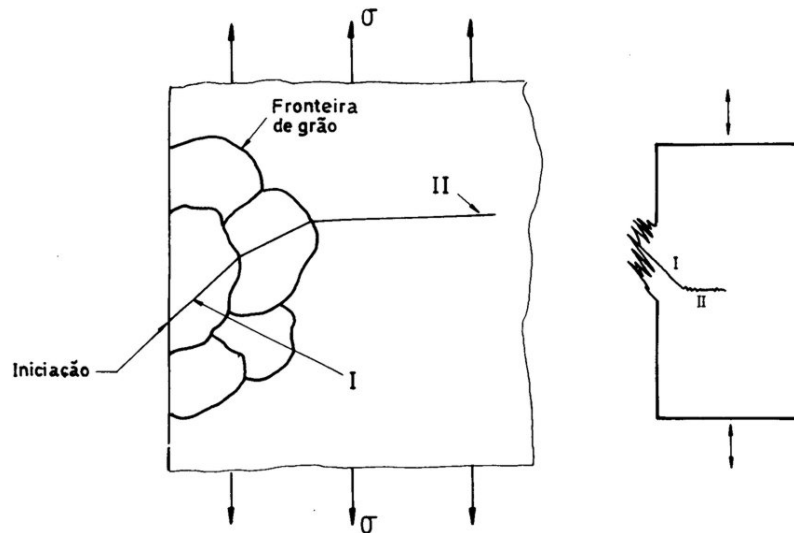


Figura 9: Extrusões e intrusões no estágio de iniciação.

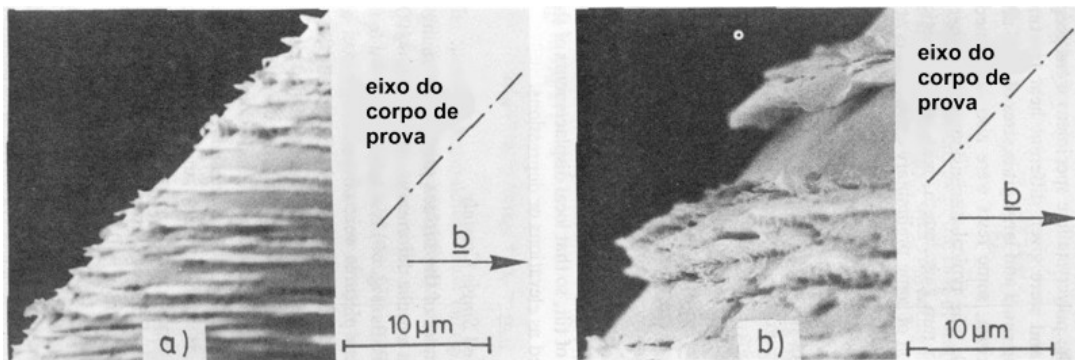


Figura 10: Microscopia de varredura de bandas de deslizamento persistentes na superfície de um corpo de prova de cobre submetido a carregamento por fadiga [16].

Após a iniciação da trinca segue a fase II de propagação da trinca.

Um dos aspetos mais importantes da propagação da trinca é que seu avanço é feito em incrementos finitos, os quais podem corresponder a cada um dos ciclos de carga aplicada. Este avanço deixa marcas na superfície de fratura chamadas estriações de fadiga. Conjuntos de estriações agrupadas segundo determinadas condições de carregamento formam as chamadas marcas de praia, geralmente visíveis ao olho nu, como as apresentadas na Figura 11.

O processo de crescimento de trincas por fadiga é controlado pela reversão das deformações plásticas na ponta da trinca [13]. Na Figura 12 apresentam-se esquematicamente as tensões atuantes na vizinhança da ponta da trinca sob carga, e também as tensões residuais que ficam no descarregamento (meio ciclo seguinte), como

conseqüência de que a região deformada elasticamente não pode recuperar seu tamanho original pela oposição do material deformado plasticamente. Na figura pode-se observar que a tensão residual atinge o limite de escoamento por compressão apenas em uma fração da região plasticificada por tração.

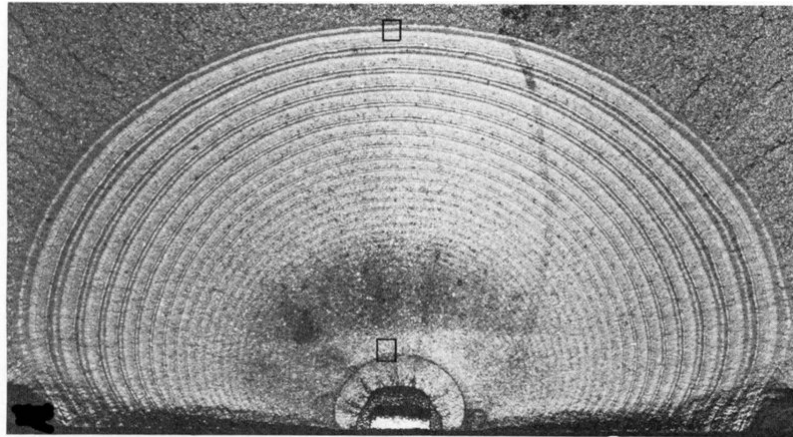


Figura 11: Marcas de praia na superfície de uma trinca originada em um defeito artificial gerado por eletro-erosão [17].

Um novo ciclo de carga produzirá um novo escoamento, mas no sentido oposto ao anterior [13]. Esta consideração levou a PARIS [18] a imaginar que o tamanho da região plástica tem um papel fundamental na fadiga.

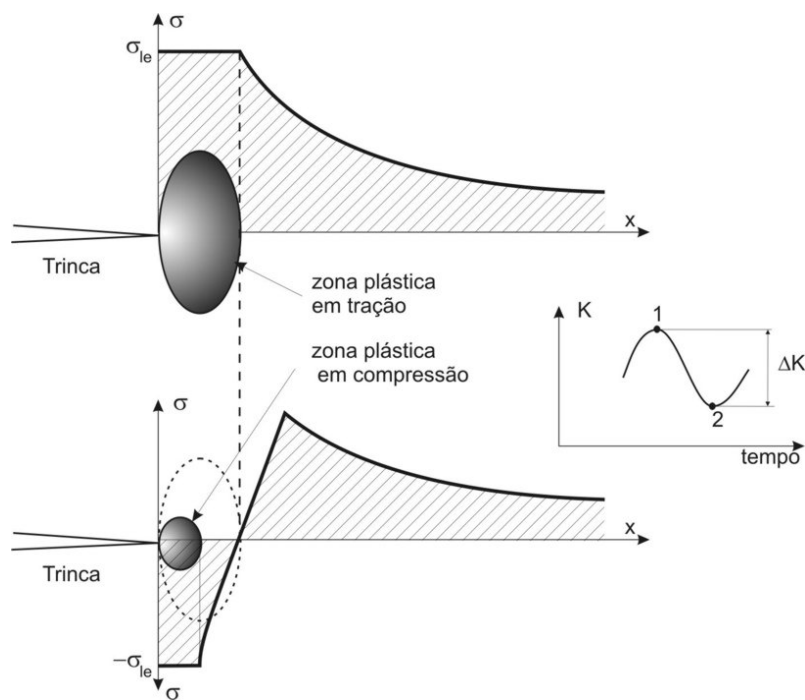


Figura 12: Reversão da deformação plástica na ponta da trinca.

PARIS [19] demonstrou que o tamanho dessa pequena região plástica, r_y^c , a qual experimenta escoamento de tensão e compressão, pode ser aproximado por:

$$r_y^c = \frac{1}{8\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_{ys}} \right)^2, \quad (2)$$

sendo σ_{ys} o limite de escoamento, $\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}}$, com $K_{\text{máx}}$ e $K_{\text{mín}}$ os fatores de intensidade de tensões provocados pelos valores máximo e mínimo da carga variável aplicada.

A partir desta idéia, Paris realizou ensaios de fadiga em CP compactos submetidos a valores máximos e mínimos de carregamento constantes. Em intervalos fixos mediu o comprimento da trinca e o número de ciclos, e representou aqueles dados como mostrado na Figura 13. Determinou, para cada ponto, o comprimento de trinca, a e o valor de sua derivada com respeito ao número de ciclos, da/dN . Por outro lado, com os valores constantes da carga máxima $P_{\text{máx}}$ e mínima $P_{\text{mín}}$, e os valores crescentes de a , calculou os valores correspondentes de ΔK . A seguir, representou em escala dupla logarítmica a taxa de crescimento de trinca, da/dN versus o ΔK aplicado. Assim, ele obteve uma curva sigmoideal, como a mostrada na Figura 14, com três regiões bem características.

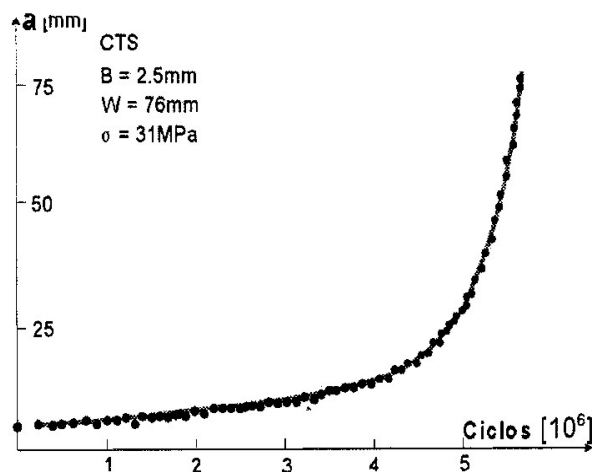


Figura 13: Comprimento de trinca versus número de ciclos [13].

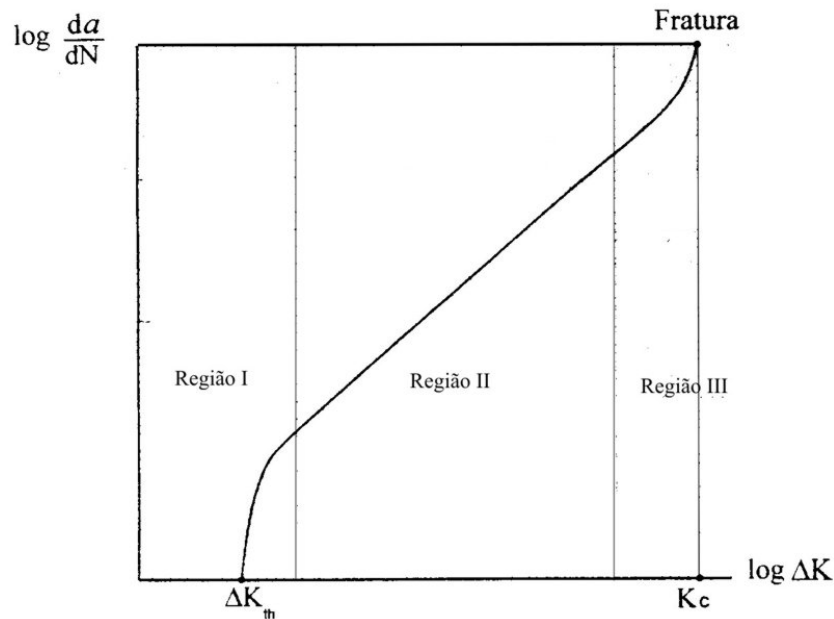


Figura 14: Curva sigmoideal esquemática típica da taxa de crescimento de trincas por fadiga.

Na região I, se não existe o fenômeno de trincas curtas, não há propagação da trinca para valores de ΔK menores que ΔK_{th} (*threshold*). Isso implica que é necessário atingir certo limiar no fator de intensidade de tensões para que uma trinca existente comece a se propagar. Este valor de ΔK_{th} é bastante sensível à microestrutura do material (morfologia, dispersão de partículas de segunda fase, tamanho de grão e inclusões, entre outras características). O conhecimento do valor limiar, ΔK_{th} , permite o cálculo de comprimentos de trincas toleráveis e/ou tensões aplicadas a fim de evitar o crescimento de trincas por fadiga, quando não existe o fenômeno de trincas curtas.

Para valores maiores a ΔK_{th} existe um aumento da taxa de propagação da trinca quase vertical até entrar na região II.

A região II apresenta uma relação linear entre $\log(\Delta K)$ e $\log(da/dN)$, pelo que Paris propôs a seguinte relação, conhecida como Lei de Paris,

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (3)$$

As constantes C e m podem ser obtidas mediante o ajuste de uma reta aos dados na região II.

Para materiais que apresentam uma região II extensa, a Lei de Paris é particularmente útil para prever o crescimento das trincas em função do fator de intensidade de tensões. Assim, conhecendo o tamanho inicial da trinca, a vida útil de um componente pode ser estimada usando a lei de Paris.

Por último, na região III ocorre um aumento na taxa de crescimento devido à superposição de mecanismos de propagação e à existência de condições fora da plasticidade em pequena escala. Esta região inclui os relativamente poucos ciclos prévios à fratura do componente, quando o $K_{\text{máx}}$ se aproxima a K_c , fator de intensidade de tensões crítico ou tenacidade à fratura do material.

A utilidade de ΔK para correlacionar a taxa de crescimento de trincas depende em grande medida do fato das tensões alternadas serem pequenas se comparadas com a tensão do limite de escoamento. Então, a região deformada plasticamente na vizinhança da ponta da trinca será pequena se comparada com qualquer outra dimensão característica do componente. Isso nos limita a tratar o fenômeno de fadiga dentro dos limites estabelecidos pela mecânica de fratura linear elástica.

Segundo FERNANDEZ [20], a aplicação da Lei de Paris, mesmo sendo um modelo matematicamente simples, pode fornecer resultados muito conservadores se as trincas iniciais forem muito curtas ou se os valores de ΔK atuante forem próximos do ΔK_{th} . Por outro lado, os resultados da aplicação da Lei de Paris podem ser não conservadores para valores de ΔK altos. Se considerarmos que a maior parte da vida em fadiga pode ser consumida para iniciar as trincas, ou que a mesma é consumida após sobrecargas que retardam o seu crescimento, é necessário um modelo que estime a taxa de crescimento da trinca no estágio I de fadiga. Nesse sentido, ELBER [21] apresentou um modelo para as fases I e II, mas que gera previsões não conservativas para ΔK com R altos e para altos ΔK , descrito pela expressão:

$$\frac{da}{dN} = A_e (\Delta K - \Delta K_{\text{th}})^{me} . \quad (4)$$

PRIDDLE [22] propôs um modelo válido para as três fases da curva da/dN versus ΔK , mas não leva em consideração o efeito da tensão média em ΔK_{th} . O modelo de Priddle é definido como:

$$\frac{da}{dN} = A_p \left(\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_c - K_{max}} \right)^{mp} \quad (5)$$

Existem muitas outras expressões similares às apresentadas, porém é importante frisar que todos os modelos são empíricos e requerem medições dos parâmetros como A_i e m_i , que dependem do material e do meio ambiente, entre de outros fatores. Estes parâmetros devem ser obtidos experimentalmente em testes de propagação de trincas por fadiga que recriem as condições às quais a estrutura estará submetida.

2.6 Influência da tensão média

Na Figura 15 é apresentada a influência da tensão média nas curvas da/dN versus ΔK de um aço 300M. Como pode ser visto, o aumento da razão de tensões, R , aumenta a taxa de propagação de trinca nas três regiões [5].

O estágio I é bastante influenciado pela metalurgia do material e significativamente por R . Na fase II, a influência de R é pouco significativa. Na fase III, por ser um comportamento controlado fortemente pela tenacidade à fratura, apresenta uma acentuada influência de R , corroborada pelo deslocamento da parte superior da curva para valores inferiores de ΔK , na medida em que R aumenta.

Entre as várias propostas de equações para representar este efeito, a de Forman [23], apresentada a seguir, é bastante utilizada para modelar o crescimento de trinca nas regiões II e III.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K_I)^n}{(1-R)K_c - \Delta K_I} \quad (6)$$

onde C e n são constantes de fadiga empíricas e K_c é a tenacidade a fratura do material para a espessura considerada.

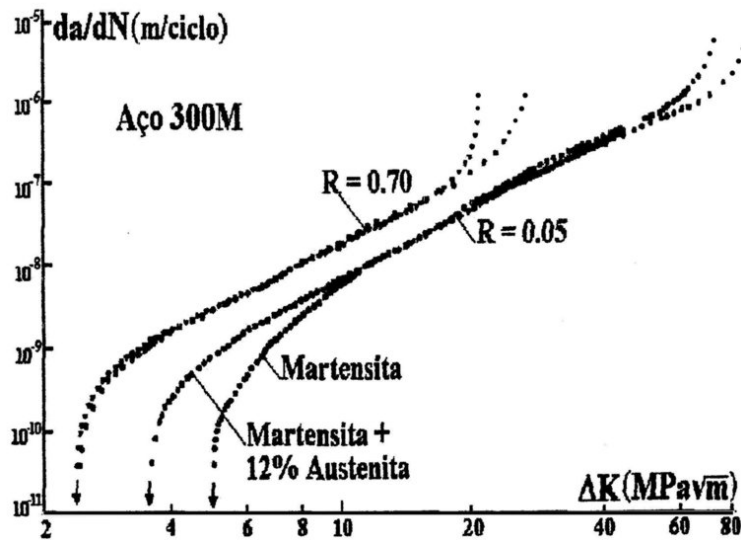


Figura 15: Representação esquemática das curvas da/dN versus ΔK do aço 300M mostrando a influencia da carga média e da microestrutura [24].

2.7 Mecanismos de crescimento de trincas por fadiga

LAL [25] apresenta um modelo mecanicista para explicar a influência da relação de tensões R no crescimento de trincas por fadiga. Visto que o estágio II é pouco sensível a R , o modelo põe ênfase no estágio I e na transição para o estágio II. A seguir se apresenta, de forma resumida e qualitativa, o modelo proposto.

O modelo considera o comportamento do material em uma região criticamente tensionada na frente da ponta da trinca, V_c , onde operam principalmente três micromecanismos de fratura por fadiga: clivagem submicroscópica (SMC), cisalhamento revertido (RS) e clivagem microscópica e outros modos estáticos (MCS); predominando no estágio I, II ou III de fadiga, respectivamente.

LAL [26] também demonstrou que o valor de ΔK_{th} para um material depende dos micromecanismos de fratura por fadiga operantes e da concentração de defeitos na região V_c . LAL argumenta que, quando V_c for pequeno (comparado com o tamanho de um grão) ao ponto das discordâncias poderem ser excluídas dele, não haverá plasticidade, a tensão atingirá a resistência coesiva teórica e a trinca avançará por clivagem submicroscópica (SMC), quebrando uniões atômicas ao longo de certos planos e direções cristalográficas. Quando V_c for maior, mais defeitos estarão

envolvidos e a trinca avançará mediante o mecanismo de cisalhamento revertido (RS), envolvendo processos de deformação por deslizamento de planos cristalográficos.

A Figura 16 apresenta resultados experimentais [27] da influencia de R na região limiar de curvas da/dN versus ΔK de dois aços diferentes. Para explicar os mecanismos de trincas por fadiga e a influencia de R na região I de fadiga, LAL [25] esquematiza as curvas apresentadas na Figura 16 como apresentado na Figura 17.

Em materiais de baixa resistência e $R = 0$, as condições são favoráveis para a existência do mecanismo SMC [25], $K_{\text{máx}}$ controla o processo de crescimento da trinca por fadiga e então tem-se o limiar de fadiga $\Delta K^*_{0(R=0),C}$, vide Figura 17. No entanto, um incremento de R incrementa o tamanho de V_c , envolve mais defeitos (discordâncias), promovendo assim o mecanismo de fadiga RS [26].

Quando um valor crítico de R , R_c , é atingido, RS é o mecanismo dominante, ΔK controla o processo de crescimento e o limiar de fadiga fica estabelecido pelo menor valor $\Delta K^*_{0(\text{min}),S}$. Já que R_c tem um valor estimado igual a 0,6 para a maioria dos metais e ligas [26], os limiares de fadiga para a faixa $0 \leq R \leq 0,6$, diminuem gradualmente de $\Delta K^*_{0(R=0),C}$ para $\Delta K^*_{0(\text{min}),S}$. Para $R > 0,6$ RS continua sendo o mecanismo de fadiga dominante, por isto $\Delta K^*_{0(\text{min}),S}$ continua sendo o limiar de fadiga (Figura 17).

Considerando $R = \text{cte}$, por exemplo, $R = 0$, um incremento de ΔK acima de $\Delta K^*_{0(R=0),C}$ (ponto A na Figura 17) aumenta o tamanho de V_c até que um valor crítico, V_c , é atingido e ocorre uma mudança do mecanismo de fadiga de SMC para RS (ponto B na Figura 17). Incrementos de ΔK além do ponto B mantêm o mecanismo de fadiga RS controlado por ΔK e quase insensível a R .

Assim, LAL fornece uma descrição física do modelo proposto, esquematizado na Figura 17, para explicar qualitativamente a dependência e independência do crescimento de trincas por fadiga com R no estágio I e II, respectivamente, sem utilizar o conceito de fechamento de trinca. Outros resultados experimentais para aço API 5L-X70, indicando mudanças no mecanismo de fadiga, são apresentados na Figura 18 (VOSIKOVSKY [28]).

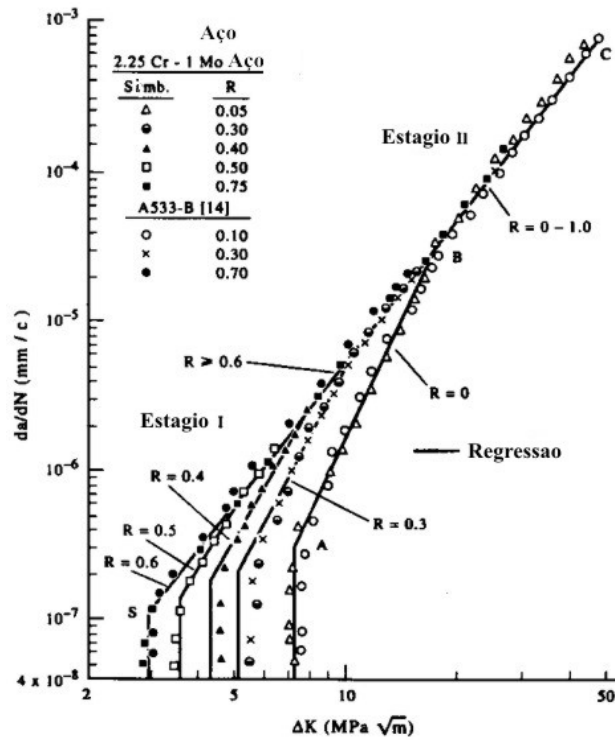


Figura 16: Resultados experimentais de dois aços para uma ampla faixa de valores de R .

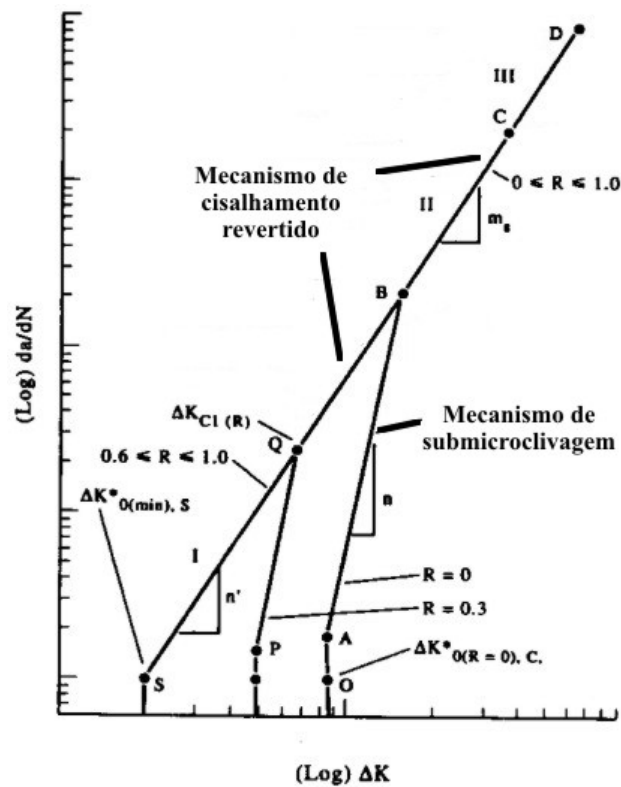


Figura 17: Ilustração esquemática do modelo apresentado por LAL [25] mostrando o efeito de R , o mecanismo dominante de crescimento da trinca e a inclinação da curva nos estágios I e II.

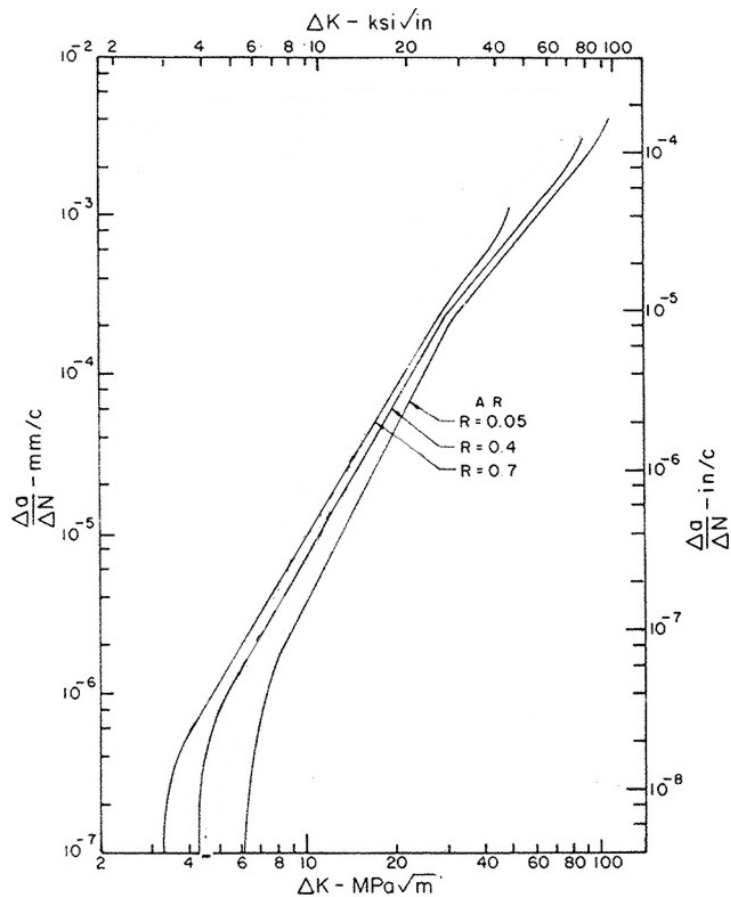


Figura 18: Curvas da/dN vs ΔK para um aço API 5L-X70 [28].

2.8 Fechamento de trinca (*Crack Closure*)

O fechamento de trinca é um conceito utilizado desde 1970 e introduzido por ELBER [21] para explicar o comportamento do crescimento de trincas por fadiga com ΔK aplicados próximos ao ΔK_{th} . Embora existam publicações que, aparentemente, demonstram a insignificância de tal efeito [29] e [30], será exposta a seguir uma descrição do conceito de fechamento de trinca por plasticidade. Posteriormente, no item 2.9, será apresentado o critério dos dois parâmetros de fadiga.

As superfícies de uma trinca que cresce por fadiga não são perfeitamente planas, elas apresentam evidência de abertura plástica e o conseqüente processo de separação na ponta. Além disso, o material adjacente às superfícies tem deformação plástica residual originada quando a região estava situada na zona plástica, na ponta da trinca. Então, quando se remove o carregamento, as superfícies da trinca não se acomodam perfeitamente, se desenvolvem tensões residuais e se produz um contato entre as fases

antes da carga mínima ser atingida. ELBER [21] propôs que a trinca pode ser parcialmente fechada durante parte do ciclo de carga, mesmo quando $R > 0$. Em outras palavras, a trinca pode ser parcialmente fechada e não abrir até atingir certo nível de K , K_{op} , for aplicado. Desta forma, a faixa efetiva do fator de intensidade de tensões atuante para o crescimento da trinca é $\Delta K_{eff} = K_{máx} - K_{op}$. Assim, a taxa de crescimento da trinca por fadiga deveria ser calculada a partir da expressão:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{eff}). \quad (7)$$

Um mecanismo alternativo de fechamento de trinca foi proposto por SURESH *et al.* [31] a partir de diferenças em ΔK_{th} de aços 2,25%Cr-1%Mo testados em diferentes atmosferas. Neste material o ΔK_{th} diminuiu quando a atmosfera de ensaio foi mudada de ar para hidrogênio. Para explicar aquele incremento na resistência à fadiga ao ar, os autores perceberam que os testes de fadiga em ar criaram uma camada de óxido nas superfícies da trinca, cuja espessura aumentava pelo mecanismo de *fretting* quando ΔK estava perto do ΔK_{th} . Maiores ΔK_{op} são esperados de camadas de oxido mais espessas, produzindo diminuições no ΔK_{eff} , e diminuindo as taxas de crescimentos da trinca para um dado ΔK aplicado, ΔK_{apl} . A Figura 19 representa esquematicamente os termos mencionados.

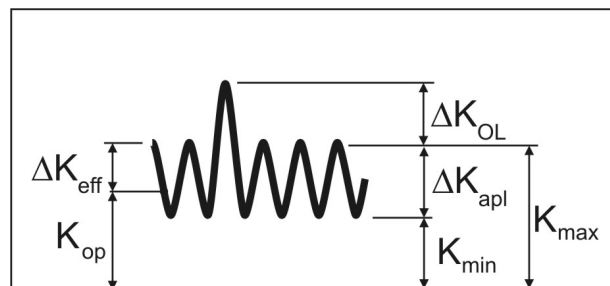


Figura 19 – Fatores de intensidade de tensões associados às cargas de amplitude variável.

2.9 Critério de dois parâmetros de fadiga

A maior motivação para o estudo do fechamento de trinca vem da observação da dependência ΔK_{th} com a razão de tensões R . A Figura 20 ilustra esquematicamente os resultados experimentais dessa dependência observados em muitos materiais, em vácuo e ambientes agressivos ou úmidos como ar ou soluções de NaCl. Pode-se observar que em vácuo ΔK_{th} é praticamente independente de R . Historicamente a diminuição do ΔK_{th} com R observada em ambientes agressivos foi atribuída ao fechamento de trinca por plasticidade. Mas a independência de ΔK_{th} em vácuo, onde a contribuição por plasticidade esperada seria maior que as contribuições por óxidos ou fechamento por corrosão induzida, pareceria negar contribuição alguma por plasticidade [29].

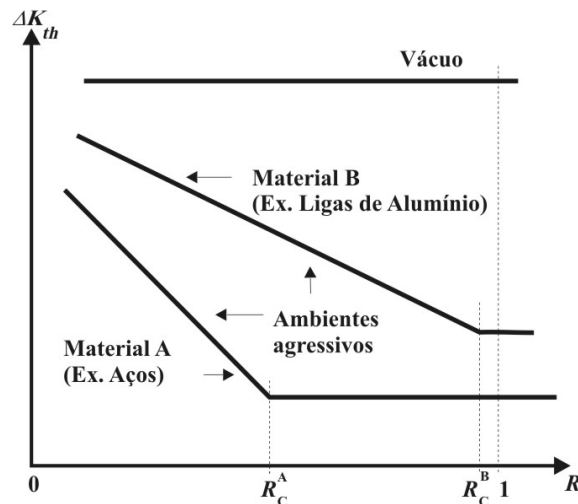


Figura 20: Ilustração esquemática da variação de ΔK_{th} com R [29].

A diminuição de ΔK_{th} com R em ambientes agressivos não pode ser atribuída ao fechamento de trinca por asperezas ou óxidos, já que eles são formados aleatoriamente (não é um processo determinístico), e mais ainda, sua efetividade para reduzir ΔK aplicado é pequena. Por isso, VASUDEVAN *et al.* [29] procuraram uma explicação alternativa para a dependência de ΔK_{th} com R em ambientes úmidos ou agressivos. Esses autores estabelecem que o $K_{máx}$ aplicado junto com o ΔK são ambos as forças impulsoras para o crescimento de trincas por fadiga, e esse crescimento só ocorrerá se, e só se, os dois critérios seguintes são simultaneamente atingidos:

- i) Critério da amplitude cíclica: ΔK_{th} excede um valor crítico designado como ΔK_{th}^* .
- ii) Critério da máxima intensidade de tensão: $K_{máx}$ excede um valor crítico designado como $K_{máx,th}^*$.

A dependência de ambos $K_{máx}$ e ΔK_{th} em R pode ser expressa em termos dos dois parâmetros críticos, $K_{máx,th}^*$ e ΔK_{th}^* , como:

$$\begin{aligned} K_{max} &= K_{max,th}^* \text{ para } R < R^* \\ K_{max} &= \frac{\Delta K_{th}^*}{1-R} \text{ para } R \geq R^* \end{aligned} \quad , \quad (8)$$

$$\begin{aligned} \Delta K_{th} &= (1-R)K_{max,th}^* \text{ para } R < R^* \\ \Delta K_{th} &= \Delta K_{th}^* \text{ para } R \geq R^* \end{aligned} \quad , \quad (9)$$

$$R^* = 1 - \left(\frac{\Delta K_{th}^*}{K_{max,th}^*} \right) \text{ para } R \geq R^* , \quad (10)$$

onde R^* é o valor crítico de R , isto é, R_c . Assim os dois parâmetros críticos, $K_{máx,th}^*$ e ΔK_{th}^* , definem completamente a dependência de $K_{máx}$ e ΔK_{th} em R . O uso do conceito de fechamento de trinca e de ΔK_{eff} para entender os efeitos de R podem ter sido uma consequência do uso de um único parâmetro, ΔK , como força impulsora do crescimento de trincas por fadiga. Essa caracterização conduziu à interpretação do fenômeno de limiar em termos de mecanismos de fechamento de trinca em lugar de algum processo intrínseco a um nível de discordâncias ou microestrutural.

Fisicamente, os requisitos dos dois parâmetros críticos podem ser visualizados considerando a natureza da fadiga. Primeiro, para definir cargas cíclica completamente, no mínimo dois e só dois parâmetros dos cinco (ΔK , $K_{máx}$, R , K_{min} e K_{med}) são requeridos. É natural, por isso, que dois critérios tenham que ser satisfeitos para ocorrer o crescimento da trinca. Já PARIS *et al.* [18] em seu artigo clássico mencionaram a necessidade de dois parâmetros para descrever a fadiga, mas suas implicações não foram pesquisadas. A necessidade de dois parâmetros também foi reconhecida cem anos atrás por Goodman (curvas S-N) quando determinou as influências da tensão média e da amplitude de tensões na vida á fadiga. Segundo, em termos de dano por fadiga, $K_{máx,th}^*$

pode ser pensado como fornecedor da tensão necessária para quebra uniões na ponta da trinca ou para nuclear ou estender bandas de deslizamento. Similarmente, ΔK_{th}^* fornece a magnitude crítica da inversão de tensões que é requerida para ter inversão de escoamento plástico necessário para formar os dipolos de discordâncias associados ao dano por fadiga. $K_{m\acute{a}x}$ induz crescimento da trinca, enquanto ΔK_{th}^* deixa a ponta da trinca mais aguda. Sem esses dois mecanismos atuando na ponta e na região à frente da ponta da trinca, o dano por fadiga é improvável que se manifeste.

2.10 O requisito de dois parâmetros versus o conceito de fechamento de trinca

De modo superficial, a descrição do requisito de dois parâmetros parece não ser diferente do conceito de fechamento de trinca, o qual também tem dois parâmetros, ΔK_{th} e K_{cl} – embora K_{cl} pode não ser constante-. Não entanto, examinando a questão com mais detalhe, existem as seguintes diferenças conceituais entre as duas descrições:

- a) Principalmente, o requisito de atingir os dois critérios citados no item 2.9 é intrínseco e fundamental para fadiga ou carga cíclica. Apenas dois parâmetros de carga independentes são requeridos para definir o dano cíclico. O conceito é similar ao Diagrama de Goodman.
- b) O requisito dos dois parâmetros não tem que ver com fechamento de trinca. Se o fechamento de trinca existir sob certas condições, então seu efeito é adicional e necessitará ser considerado separadamente.
- c) Não são necessárias medições complexas para determinar o comportamento do limiar como uma função de R .
- d) Os dois parâmetros críticos, $K_{m\acute{a}x,th}^*$ e ΔK_{th}^* , definem completamente a dependência de $K_{m\acute{a}x}$ e ΔK_{th} em R .
- e) Os efeitos de parâmetros metalúrgicos como módulo de elasticidade, microestrutura, o grau de deformação cisalhante em diferentes planos, a ductilidade, a temperatura e o meio ambiente, etc., poderiam então ser associados aos dois limiares críticos.

- f) Já que eles são fundamentais para o crescimento da trinca por fadiga, a atenção é dirigida mais para o campo de tensões na frente da trinca e o meio ambiente da ponta da trinca que para as condições atrás da ponta da trinca.

No seu artigo, VASUDEVAN *et al.* [29] apresentam evidência experimental para suportar suas hipóteses e explicam o comportamento do limiar de fadiga sem utilizar mecanismos de fechamento de trinca. Se o fechamento de trinca existe, ele teria um efeito superposto ao efeito intrínseco de $K_{\text{máx}}$ que explica a dependência do limiar com R .

Em 1998, DONALD *et al.* [34] analisaram extensivamente seus resultados de taxas crescimento de trincas por fadiga, da/dN em termos de:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n (K_{\text{máx}})^m, \quad (11)$$

onde as constantes n e m estão relacionadas. Os valores de ΔK foram usados depois das correções por fechamento de trinca. Como descrevem SADANANDA *et al.* [30] no ano 1999, os análises de DONALD *et al.* [34] ressaltam que, ainda após a correção por fechamento de trinca, existe uma dependência com $K_{\text{máx}}$ e essa dependência é reconhecida pela equação (11). Nela, $K_{\text{máx}} \gg \Delta K$ (particularmente para altos valores de R) enquanto $m < n$. Um ponto que não é evidente na equação (11) é o valor limitante de $K_{\text{máx}}$ para qualquer taxa de crescimento de trinca. Essencialmente $K_{\text{máx}}$ e ΔK não podem ser menores que certos valores críticos, $K_{\text{máx}}^*$ e ΔK^* (valores assintóticos), respectivamente para uma dada taxa de crescimento de trinca, e que os limiares de fadiga $K_{\text{máx,th}}^*$ e ΔK_{th}^* . Nesse sentido, LANG [35] reportou extensa quantidade de dados de testes com R e $K_{\text{máx}}$ constantes em ligas de alumínio 7475-T7351. A Figura 21 mostra curvas de $\Delta K - K_{\text{máx}}$ para duas taxas de crescimentos de trinca, $da/dN = 1 \times 10^{-7}$ mm/ciclo (considerada por LANG como limiar de fadiga), e $da/dN = 5 \times 10^{-5}$ mm/ciclo. Tanto os testes com R constante quanto aqueles com $K_{\text{máx}}$ constante resultam na mesma curva. Na Figura 21 existem claramente dois limiares: $K_{\text{máx,th}}^*$ (2,25 MPa.m^{1/2} para esta liga, abaixo do qual não acontece crescimento de trinca seja qual for o valor de ΔK) e ΔK_{th}^* (1,0 MPa.m^{1/2} para esta liga, abaixo do qual não acontece crescimento de trinca, seja qual for o valor de $K_{\text{máx}}$). É importante chamar a atenção que tais valores limite,

$K_{m\acute{a}x}^*$ e ΔK^* , existem não apenas para o limiar de fadiga, mas também para qualquer taxa de crescimento de trinca, Figura 21. O ΔK_{th}^* diferencia-se de ΔK^* em que o último não é um valor único e ele depende do valor de $K_{m\acute{a}x}$. DONALD *et al.* [34] notaram que no limiar de fadiga, as curvas têm forma de L, mas para taxas de crescimento maiores as curvas $\Delta K-K_{m\acute{a}x}$ se afastam do L porque ocorre um decréscimo de ΔK com o incremento do valor de $K_{m\acute{a}x}$.

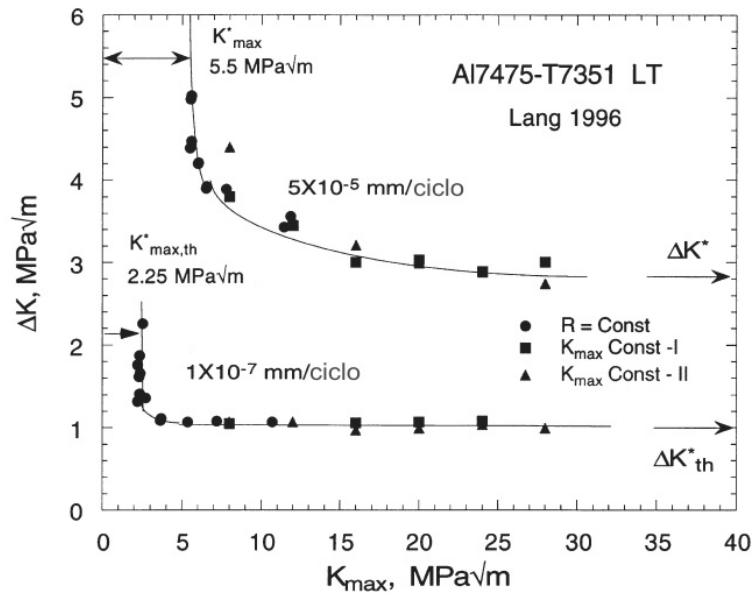


Figura 21: curvas de $\Delta K - K_{m\acute{a}x}$ de uma liga de alumínio.

Continuando com a análise de SADANANDA *et al.* [30], os resultados indicam que a equação (11) é uma aproximação à interação entre os dois parâmetros de carga. Isto implica que o ajuste dos dados com alguma lei-potencial tradicional tem suas limitações por causa do comportamento não linear de termos de interação que não podem ser expressos em uma forma simples usando parâmetros de fratura lineares. Essas limitações não devem ser atribuídas erroneamente ao fenômeno de fechamento de trinca atrás da ponta. Efeitos de segunda ordem, como o fechamento de trinca, são intrínsecos da linearização de um problema que é intrinsecamente não linear, já que a fadiga é um processo de dano induzido por plasticidade. Para aplicações de engenharia pode-se usar uma lei-potencial, mas deve-se estar ciente de suas limitações.

2.11 Efeitos de sobrecargas e espectro de carga no crescimento de trincas por fadiga

O até aqui tratado faz referência a casos onde não há mudanças bruscas de amplitude de carga, isto é, de ΔK . O problema seguinte a ser tratado é como caracterizar a taxa de crescimento de trincas em situações onde ΔK varia rapidamente, já que este caso é freqüentemente encontrado na prática. Embora as cargas em serviço possam ser registradas por meio de *strain gauges*, células de carga ou acelerômetros fixados ao componente de interesse, e reproduzidas no laboratório, é importante predizer, a partir de dados simples, a vida total de um componente submetido a uma história complexa de cargas.

A vida total em fadiga clássica tem sido tradicionalmente estimada pela aplicação da lei de dano acumulado, proposta por Palmgren-Miner. Ela estabelece, aplicando o princípio de superposição, que a falha ocorrerá quando a soma do número de ciclos, n^i , para cada amplitude de tensão aplicada, expressada como uma fração do número de ciclos à falha para esse nível de amplitude de tensão, n_f^i , seja igual à unidade.

$$\sum \frac{n^i}{n_f^i} = 1. \quad (12)$$

Em alguns casos, em lugar da unidade, se utiliza um valor um pouco menor.

O fato é que a estimativa do crescimento da trinca por fadiga com cargas de amplitude variável ou aleatória a partir de ensaios com amplitude constante dista muito da realidade. Também não parece aplicável uma análise análoga à lei de dano acumulado de Palmgren-Miner, já que o princípio de superposição não é aplicável nesse caso, como conseqüência da ocorrência dos retardos no crescimento da trinca posteriores às sobrecargas [13].

No presente trabalho será usada a definição de sobrecarga como a relação entre o pico de sobrecarga (*overload*), $K_{\text{máx},OL}$, e a carga máxima aplicada (*background*), $K_{\text{máx},BG}$, (*OLR*), vide Figura 22. Isto é,

$$OLR = \frac{\Delta K_{\text{máx},OL}}{\Delta K_{\text{máx},BG}}. \quad (13)$$

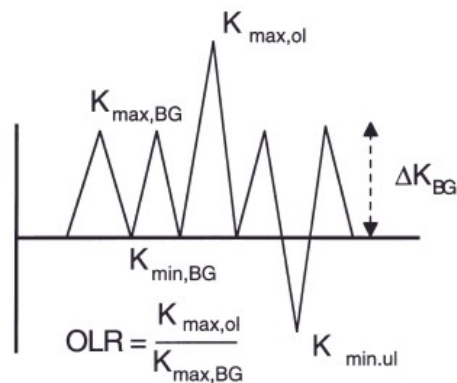


Figura 22: Termos para a definição de relação de sobrecarga OLR .

Durante o crescimento de trincas por fadiga, quando se aplica uma sobrecarga após uma série de ciclos de amplitude constante, promove-se uma mudança na taxa de propagação nos ciclos subsequentes. O tipo e a seqüência de sobrecargas têm efeitos diferentes na taxa de crescimento de trinca, como pode ser visto na Figura 23. Este comportamento pode ter origem em vários fatores, entre eles:

- Embotamento (*blunting*) da ponta da trinca.
- Altas tensões residuais de compressão na ponta da trinca.
- Encruamento do material na ponta da trinca.
- Fechamento de trinca induzido por tortuosidade do caminho da trinca (rugosidade).
- Deflexão da trinca.
- Perda do “estado estacionário” da subestrutura de discordâncias na região, deformada plasticamente na vizinhança da ponta da trinca.

Em geral, o retardo do crescimento de trinca após uma sobrecarga aumenta com a porcentagem de sobrecarga efetiva [33]. MILLS *et al.* [36] e VONEUW *et al.* [37] têm mostrado que a distância de retardo do crescimento de trinca, a^* (distância na qual diminui a taxa de crescimento da trinca), desde o ponto de aplicação da sobrecarga, corresponde ao tamanho da zona plástica própria da sobrecarga. Após ter superado aquela zona plástica da sobrecarga, a trinca retoma a sua taxa de crescimento anterior.

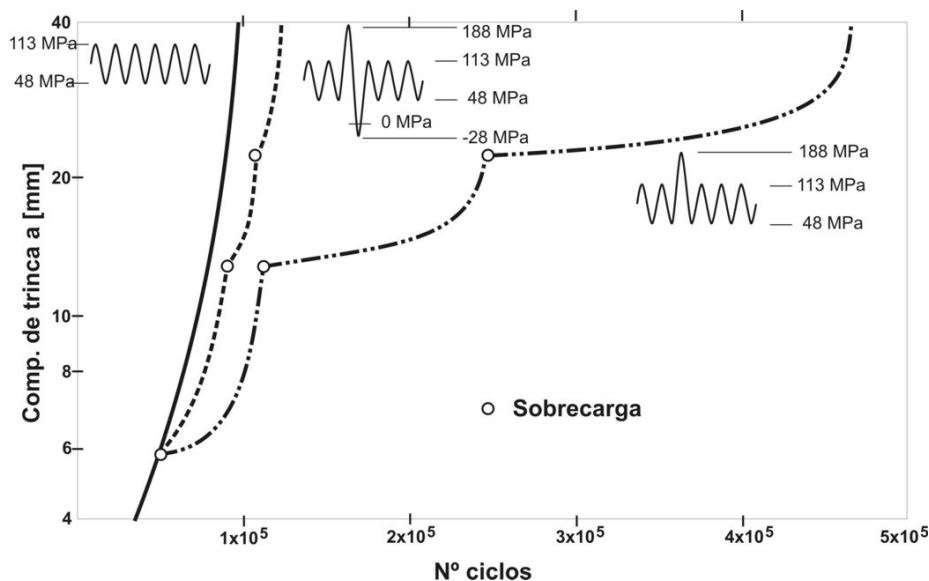


Figura 23: Efeito de sobrecargas na taxa de crescimento da trinca [13].

Quando são feitas estimativas da vida à fadiga de um componente submetido a um espectro de carga variável, também é necessário considerar a influência de sobrecargas trativas e compressivas. Enquanto sobrecargas trativas diminuem temporariamente a taxa de crescimento de trinca, sobrecargas compressivas tendem a acelerar o crescimento da trinca. Mais ainda, se uma sobrecarga trativa é seguida imediatamente por uma sobrecarga compressiva, o efeito benéfico da sobrecarga trativa pode ser significativamente reduzido [33]. O grau de retardo no crescimento da trinca é caracterizado, tipicamente, pela porcentagem de sobrecarga. Uma diminuição temporária do avanço da trinca pode ocorrer para valores de OLR entre 2 e 3. Por outro lado, $OLR < 1,2$ têm um efeito muito pequeno no comportamento de crescimento da trinca [32]. HAMMOUDA *et al.* [38] fazem referência a um retardo ótimo através da aplicação de sobrecargas sucessivas.

RUSHTON *et al.* [32] resumem que o efeito acelerador de uma sobrecarga compressiva é tipicamente menor que o efeito retardador de uma sobrecarga trativa equivalente. Além disso, devido a que o retardo por sobrecargas trativas é muito mais comum e domina o comportamento do crescimento de trinca por fadiga, a aceleração por sobrecargas compressivas é, na prática, freqüentemente desprezada. No caso de uma sobrecarga de tração seguida por uma sobrecarga de compressão o grau de desaceleração é reduzido significativamente, mas não é eliminado. No caso de uma sobrecarga compressiva aplicada previamente a uma sobrecarga trativa, a redução no retardo do crescimento da trinca parece ser desprezível.

SADANANDA *et. al.* [30], explicam os efeitos de sobrecargas a partir do conceito intrínseco à fadiga, como um fenômeno bi-paramétrico. Algumas de suas observações são as seguintes:

- Sobrecargas de tração produzem retardos na propagação da trinca, enquanto sobrecargas de compressão geram acelerações na taxa de crescimento *de fundo* (anterior à sobrecarga). A combinação de sobrecargas de compressão e tração gera efeitos mistos dependendo da seqüência.
- A magnitude do efeito retardador depende do *OLR*, do ΔK *padrão* aplicado e da razão de cargas *R*.
- Enquanto o efeito transitório deve, em princípio, existir para qualquer sobrecarga (de tração ou compressivas), os efeitos são apenas observáveis se o *OLR* excede certo valor mínimo, tipicamente 1,5.
- Sobrecargas de tração podem produzir uma aceleração muito pequena antes de ocorrer uma desaceleração significativa, isso podendo ser visto claramente em ensaios de ΔK aplicado constante.
- O máximo efeito da sobrecarga na taxa de crescimento da trinca é experimentado quando a trinca encontra-se um pouco adiante da posição da sobrecarga e não imediatamente após a sobrecarga.
- O efeito sobre a taxa de crescimento da trinca, após uma sobrecarga, persiste até a trinca se propagar fora da zona perturbada plasticamente. Essa distância está associada tanto ao tamanho da zona plástica do ΔK *padrão* aplicado ($\Delta K_{\text{prévio}}$) quanto ao tamanho da zona plástica correspondente ao nível de sobrecarga. É por isto que o número de ciclos de retardo no crescimento da trinca depende da zona plástica correspondente ao ΔK *padrão* aplicado e à zona plástica correspondente ao nível de sobrecarga.
- O efeito retardador da sobrecarga depende da espessura do corpo de prova, dado que a zona plástica em estado plano de tensões ou de deformações é diferente. Geralmente o efeito retardador é maior sob condições de tensões planas.
- Todos os fatores que influenciam a deformação plástica na ponta da trinca têm influência direta ou indireta nos efeitos da sobrecarga. Aqueles incluem geometria do corpo de prova, temperatura, meio ambiente e propriedades do material.

- A análise dos autores (de acordo com outros autores citados em seu artigo) [30] estabelece que o fenômeno de fechamento de trinca induzido por plasticidade, produzida na ponta da trinca e deixada atrás quando a trinca cresce, é improvável. Já o fenômeno de fechamento da trinca induzido por rugosidade é possível, mas é pouco significativo no retardo da trinca.

A maior objeção aos argumentos baseados nas tensões residuais na ponta da trinca, para explicar o efeito das sobrecargas, é que essas tensões não “afetam” o ΔK aplicado. Isso se ΔK é pensado como única força impulsora. Porém, segundo citado nos itens 2.9 e 2.10, $K_{\text{máx}}$ também deve ser considerado como mais uma força impulsora, e ele é afetado pelas tensões residuais deixadas na ponta da trinca após uma sobrecarga. Na Figura 24, LANG *et al.* [39] em 1997 apresentam, para um liga de alumínio, a forma em que diferentes sobrecargas afetam as curvas ΔK vs. $K_{\text{máx}}$ para uma mesma taxa de crescimento de trinca. As curvas são deslocadas para a direita por causa das tensões residuais compressivas afetando a força impulsora, $K_{\text{máx}}$. Quando o *OLR* é incrementado, um maior $K_{\text{máx}}$ crítico, $K_{\text{máx}}^*$, é necessário para manter a mesma taxa de crescimento de trinca (1×10^{-5} mm/ciclo) após uma sobrecarga. Já o ΔK^* requerido para manter a taxa de crescimento anterior também aumenta, porém, o incremento é muito pequeno [30].

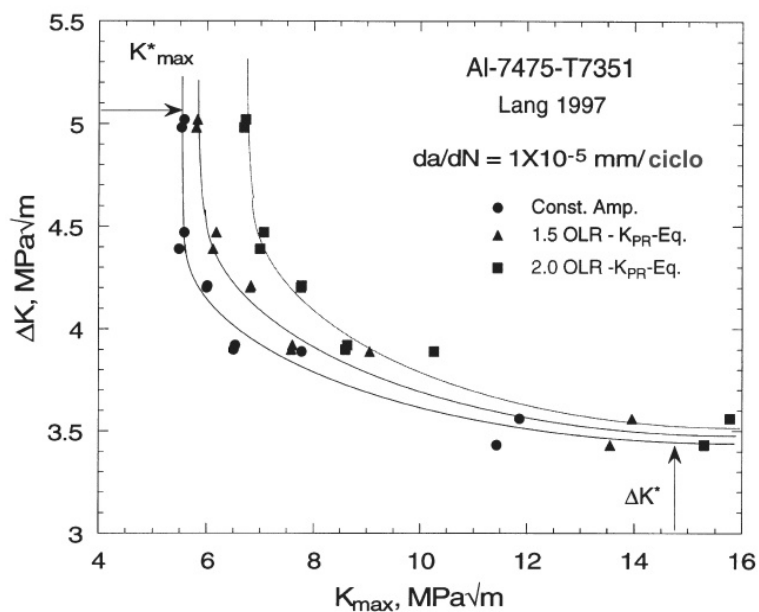


Figura 24: Efeito de sobrecargas nas curvas $\Delta K - K_{\text{máx}}$ de uma liga de alumínio [39].

2.12 Método para a determinação do comprimento da trinca

A determinação experimental das propriedades de fratura de materiais requer, muitas vezes, a medição do crescimento de trinca durante o ensaio. São muitos os métodos que se usam nos laboratórios, sendo os mais populares os de corpos de prova múltiplos, de descargas parciais, métodos óticos, e o método de queda de potencial elétrico.

2.12.1 Técnica de queda de potencial elétrico

O fundamento da técnica de queda de potencial elétrico baseia-se em que as descontinuidades tais como trincas perturbam o campo potencial elétrico quando circula uma corrente no corpo de prova ou componente. A magnitude da perturbação é função do tamanho e forma da trinca [42].

No caso particular de sua aplicação a ensaios de tenacidade à fratura, se fornece ao corpo de prova uma corrente fixa, da ordem de 2 a 60 A, medindo-se a queda de potencial em ambos os lados da trinca, como mostrado na Figura 25. Através de curvas de calibração pode-se determinar, para uma dada variação de queda de tensão da ordem de μV , o tamanho da trinca em cada etapa do teste. Cada curva de calibração, obtida numérica ou experimentalmente, corresponde a uma dada geometria e posição das conexões de entrada/saída de corrente e pontos de medição da queda de potencial determinados [43].

Este método tem a vantagem de não ser necessária a interrupção do ensaio, além da possibilidade de automatização dos ensaios a partir das medições de comprimento de trinca *on-line*. O método estima uma média do comprimento da trinca ao longo da espessura do corpo de prova.

A corrente de alimentação pode ser contínua (DC) ou alternada (AC). A técnica mais antiga da queda de potencial utiliza corrente contínua. O uso de corrente contínua é simples e de relativamente baixo custo. Provavelmente, a maior vantagem do método com DC é que é muito mais apropriado para estudar a extensão da trinca, enquanto o método com AC aparenta ser mais apropriado como ferramenta de inspeção não destrutiva [43].

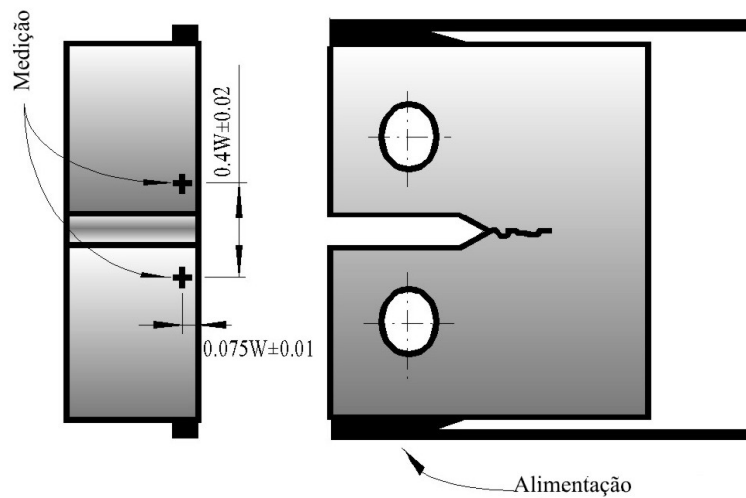


Figura 25: Conexões elétricas típicas para a medição do comprimento de trinca pelo método de queda de potencial.

A norma ASTM E 647 [40] oferece diretrizes para o método de queda de potencial e sugere algumas expressões de calibração para diferentes CPs normalizados. No trabalho de BUSCHIAZZO, *et al.* [42] pode ser encontrada uma revisão detalhada e a implementação da metodologia da queda de potencial aplicada à determinação de crescimento de trincas por fluência (conexões elétricas, dispositivos utilizados, etc.).

2.13 Juntas soldadas

A *American Welding Society* (AWS) define a soldagem como:

“Processo de união de materiais utilizado para obter coalescência localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição” [5].

Do ponto de vista microestrutural, uma junta soldada tem três zonas características e heterogêneas: metal de base, zona afetada termicamente e o metal de solda, vide Figura 26.

A região do metal de solda ou poça de fusão é onde o material depositado fundiu-se e solidificou-se durante a operação de soldagem; a zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) é uma região não fundida do metal base que teve sua micro-estrutura e/ou propriedades alteradas pelo calor; o metal base é a região mais afastada do cordão de solda e que não é afetada pelo calor.

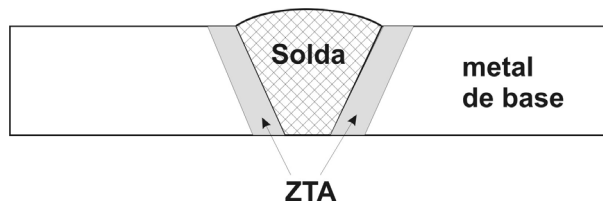


Figura 26: Esquema das zonas características em uma junta soldada.

Nas juntas soldadas, a iniciação e propagação de trincas de fadiga é bastante facilitada pela concentração de tensões, pela presença de defeitos, pelas tensões residuais e por mudanças na micro-estrutura do material induzidas durante processo de soldagem. Uma trinca por fadiga inicia-se geralmente no cordão de soldagem, em uma região em que a concentração de tensões seja mais elevada, ou em um local onde haja defeitos de soldagem. Dependendo da geometria da junta, do estado metalúrgico do material, das tensões residuais e da condição da sollicitação (distribuição de tensões) a propagação da trinca pode acontecer no metal de base (MB), no metal depositado ou de solda (MS), ou na zona termicamente afetada, BRANCO *et al.* [44].

O comportamento à fadiga das juntas soldadas pode ser afetado por muitos parâmetros. Os mais importantes são [44]:

- Geometria da junta,
- Distribuição de tensões,
- Material e estado metalúrgico,
- Nível de tensões do ciclo,
- Tensão média do ciclo de tensões,
- Espectro ou história de carga,
- Meio ambiente,
- Tensões residuais,
- Defeitos de soldagem.

2.13.1 Solda de topo

As juntas soldadas a topo classificam-se em transversais ou longitudinais dependendo da orientação do cordão em relação à direção do carregamento. As juntas transversais são solicitadas perpendicularmente ao cordão, enquanto as juntas longitudinais têm sua direção de carregamento paralela ao cordão da solda.

Os modos de ruptura mais importantes neste tipo de juntas estão associados ao efeito de concentração de tensões da solda, e encontram-se representados esquematicamente na Figura 27.

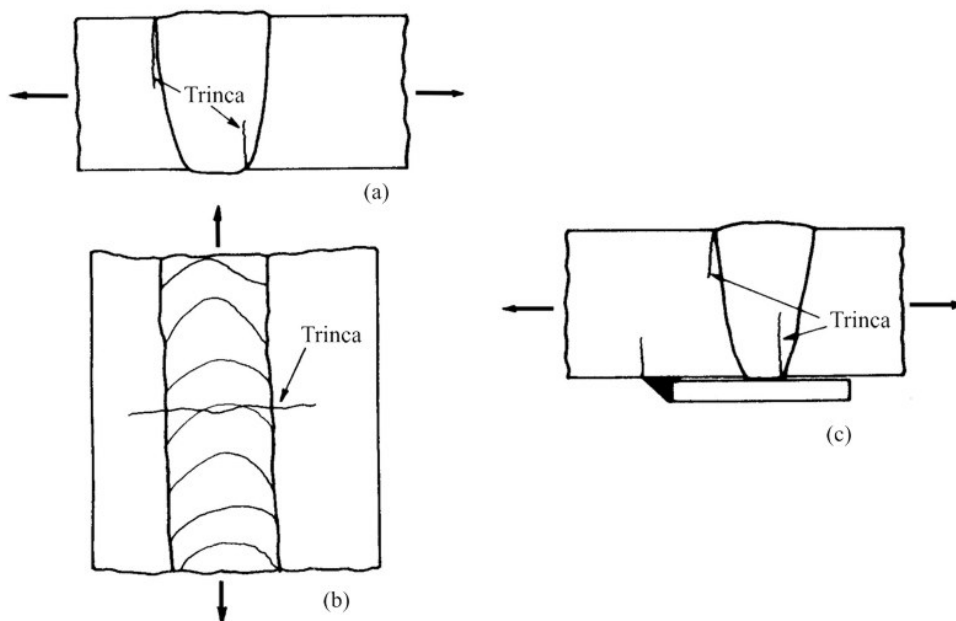


Figura 27: Modos de ruptura mais importantes em juntas soldadas de topo, a) trinca crescida desde a raiz ou o pé da junta transversal, b) trinca crescida desde uma ondulação pronunciada na superfície do cordão ou desde um ponto de parada-arranque do eletrodo em uma junta longitudinal, c) com tapa junta a partir de concentradores em uma junta transversal.

2.13.2 Defeitos na solda

Em qualquer estrutura soldada podem ser detectados defeitos. Os mesmos podem ser produzidos durante a execução das soldas ou durante o serviço,

principalmente por mecanismos de fadiga e corrosão. Esses defeitos atuam como concentradores de tensão que facilitam a iniciação e conseqüente propagação de trincas por fadiga. Genericamente, sem considerar os defeitos produzidos por fadiga ou por corrosão, os defeitos de soldagem criados durante a execução, são devidos a uma ou mais das seguintes causas [44]:

- Ligados ao próprio processo de soldagem adotado
- Ligados à execução do processo de soldagem,
- Ligados a fatores estruturais de natureza metalúrgica, característicos da composição química do metal,
- Ligados à forma da soldagem.

A classificação mais utilizada internacionalmente para defeitos de soldagem é a da Sociedade Americana de Soldagem (AWS) proposta na 7ª edição do *Welding Handbook* [5] que classifica estes defeitos em função da forma, dimensão e natureza, nos seguintes grupos:

1. Defeitos não planares:
 - ▶ Porosidade,
 - ▶ Inclusões sólidas,
2. Defeitos planares:
 - ▶ Trincas,
 - ▶ Defeitos de forma (mordeduras, sulcos, concavidades na raiz),
 - ▶ Outros defeitos.

2.13.3 Defeitos não planares

As cavidades ou porosidades podem resultar da oclusão ou libertação de gases (poros) formados durante a solidificação do metal, da contração do metal durante a solidificação (rechupes) ou da interrupção do arco. Alguns tipos de porosidades estão apresentados na Figura 28.

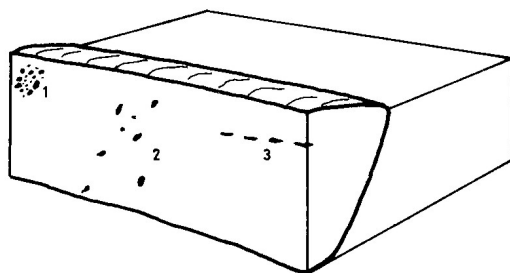


Figura 28: Diferentes tipos de porosidades; 1) ninho de poros; 2) poros uniformemente distribuídos; 3) poros alinhados.

Nas soldagens executadas em aços há vários fatores que contribuem para a porosidade. Por exemplo, um teor elevado de enxofre, umidade excessiva no revestimento do eletrodo ou perturbação no gás de proteção do arco.

As inclusões sólidas são corpos sólidos estranhos, aprisionados na massa do metal fundido. Consideram-se geralmente os seguintes tipos: inclusões de escória, inclusões de fluxo, inclusões de óxidos e inclusões metálicas (tungstênio, cobre ou outros metais). As inclusões de escória são as mais frequentes devido a uma limpeza imperfeita entre passes consecutivos de soldagem.

Nos códigos atuais as inclusões metálicas não são aceitas, por poderem provocar fragilização local (tungstênio) ou trincamento (cobre). As inclusões de escória são aceitas de acordo com limites dimensionais fixados nos códigos [44].

2.13.4 Defeitos planares

As trincas criadas pela operação de soldagem são descontinuidades de comprimento variável, que resultam de tensões elevadas e modificações estruturais associadas à operação de soldagem. Podem surgir no metal base, no metal depositado (solda) ou na ZTA. Estas trincas podem ser transversais, longitudinais, irradiantes, ou constituírem grupos de trincas dispersas, como se exemplifica na Figura 29. Nos aços os dois tipos de fissuração com dimensão suficiente para uma detecção não destrutiva são a fissuração durante a solidificação, que ocorre no metal de base enquanto está quente e deformado plasticamente, e a fissuração induzida pelo hidrogênio, que se verifica na

ZTA após o resfriamento da junta [44]. As trincas constituem o tipo de defeito mais grave e, por isso, não são aceitas nos códigos.

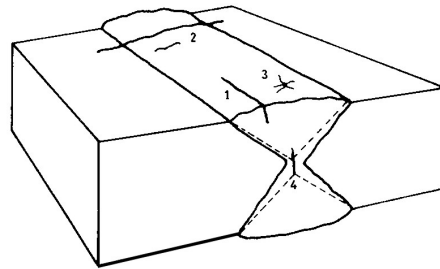


Figura 29: Diferentes defeitos planares das juntas a topo, provocados durante a operação de soldagem.

A falta de fusão é outro defeito planar e é a falta de ligação, a escala atômica, entre o metal depositado e o metal de base (que não participou na fusão) ou entre duas camadas contínuas de metal depositado. Podem distinguir-se três tipos de falta de fusão: falta de fusão no flanco, Figura 30a, falta de fusão entre passes e falta de fusão na raiz Figura 30b. Este defeito pode ser causado por escória que impede que o metal atinja a temperatura de fusão, por óxidos, ou pela escolha incorreta da corrente de soldagem.

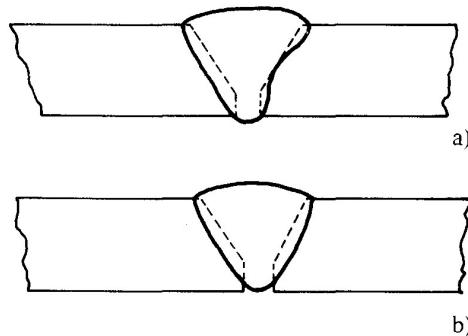


Figura 30: Falta de fusão, a) no flanco, b) na raiz da junta soldada.

A falta de penetração é outro defeito planar e é uma falta de fusão nos bordos a soldar na raiz da junta destinada a ter penetração completa, deixando um interstício entre aqueles, Figura 31.

Os defeitos de forma consistem em uma falta de conformidade geométrica das superfícies externas do cordão e as suas origens são múltiplas. A Figura 32 exemplifica alguns deles.

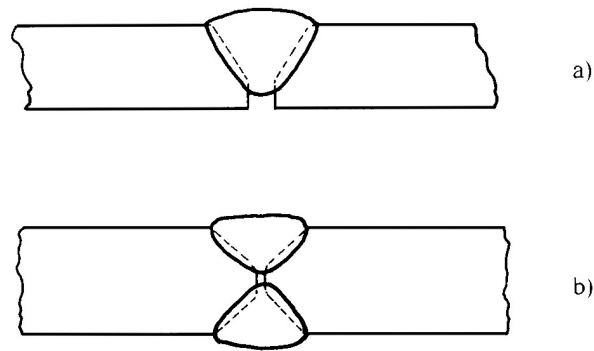


Figura 31: Diferentes tipos de falta de penetração a) penetração incompleta na raiz, b) no interior da junta soldada.

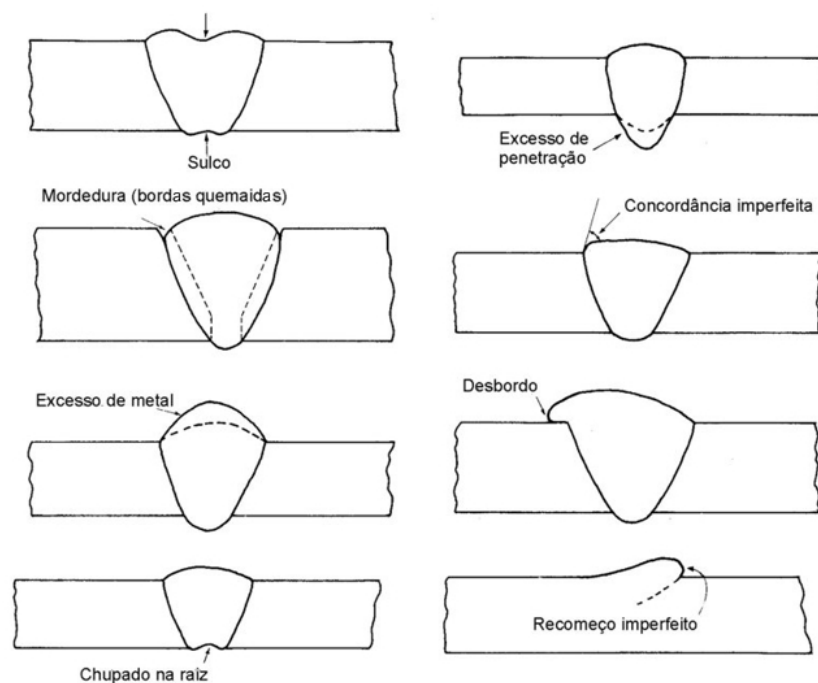


Figura 32: Defeitos de forma mais importantes nas juntas soldadas de topo[44].

Entre outros defeitos geométricos, podem ser considerados erros ou limitações construtivas como desalinhamentos axiais, exemplificados na Figura 33, ou desalinhamento angular, Figura 34. O desalinhamento das paredes do tubo a topo, em inglês conhecido como *high-low*, (vide Figura 33b) é freqüente em tubos de grande diâmetro e com pequenas ovalizações ou outros defeitos geométricos. Qualquer dos desalinhamentos antes citados gera concentradores de tensões que conseqüentemente diminuem a vida à fadiga.

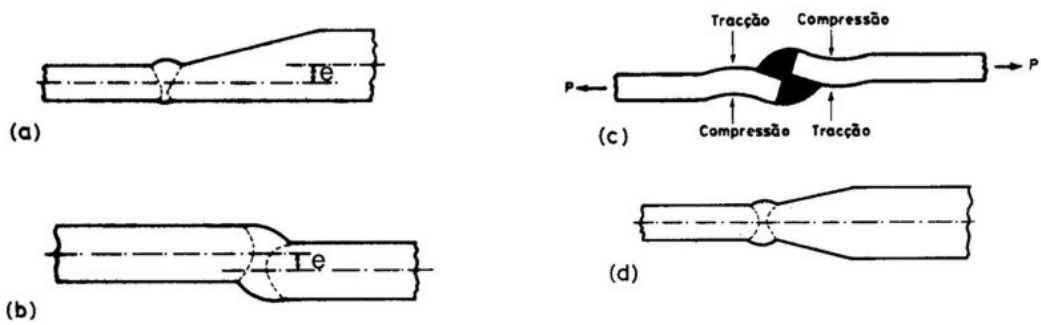


Figura 33: Desalinhamento axial em uma junta topo a topo; a) Desalinhamento construtivo, b) Desalinhamento acidental ou por deformações geométricas dos tubos (*high-low*); c) Deformação de uma junta com desalinhamento sob ação de uma carga axial; d) ligação de placas de espessura diferente sem desalinhamento [44].

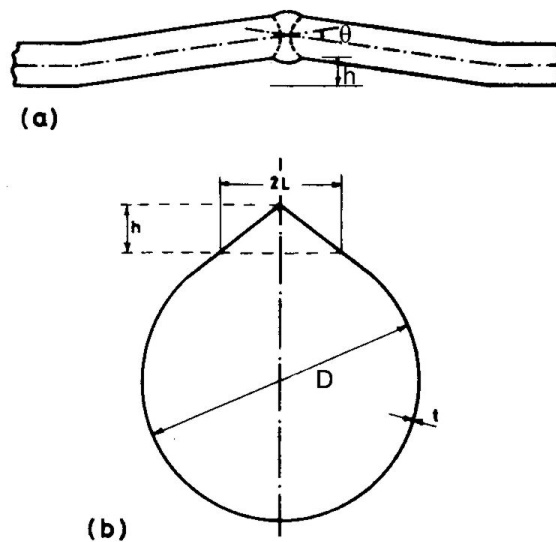


Figura 34: Desalinhamento angular em uma junta topo a topo: a) Geometria da junta desalinhada; b) Distorção angular na costura longitudinal de um tubo [44].

2.13.5 Tensões residuais em soldagem

As tensões residuais podem ser definidas como tensões que existem em um dado componente ou corpo na ausência de qualquer solicitação exterior, sendo o resultado de deformações de origem térmica ou mecânica, em geral acompanhadas de deformação plástica do metal [44]. As tensões residuais criadas em juntas soldadas são devidas a deformações plásticas não uniformes geradas por efeito do ciclo térmico do processo de

soldagem. De fato, uma operação de soldagem por fusão utiliza uma fonte de calor altamente localizada que, produzindo temperaturas muito elevadas, dá lugar à ocorrência de grandes gradientes térmicos na região da junta. As dilatações e contrações térmicas do metal depositado e do metal de base adjacente daí decorrentes dão lugar à formação de campos de tensões e deformações complexos [44]. As fontes de tensões residuais na soldagem são diversas, entre as mais comuns estão [45]:

- Contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas e plastificadas durante a operação de soldagem (*shrinkage residual stress*);
- Resfriamento superficial mais intenso (*quenching residual stress*);
- Transformação de fase (*transformation residual stress*).

2.13.5.1 Tensões residuais de contração

A contração no resfriamento de regiões diferentemente aquecidas e plastificadas durante a operação de soldagem normalmente representa a principal fonte de tensão residual. A apostila de tensões residuais e deformações em soldagem de SILVEIRA *et al.* [45] apresenta uma visualização deste tipo de tensões residuais mediante um modelo simplificado da *barra aquecida*.

O nível de tensões depende do grau de restrição da estrutura ou componente, na direção considerada. Na maioria dos casos a restrição é total na direção longitudinal do cordão de solda. Verificações experimentais confirmam que nessa direção as tensões são muito próximas do limite de escoamento do material. Na Figura 35 pode-se observar uma representação esquemática das tensões residuais esperadas em uma junta soldada a topo em função da temperatura atingida e das coordenadas espaciais.

Não dispondo de rigidez suficiente, as peças se deformam tendendo a aliviar as tensões residuais. Estas deformações são proporcionais à extensão da zona plastificada [45].

2.13.5.2 Tensões residuais devido ao resfriamento superficial mais intenso

No resfriamento de uma solda, além do gradiente de temperatura ao longo da largura e do comprimento, será também estabelecido um gradiente de temperatura ao longo da espessura da solda. Este gradiente de temperatura poderá ocasionar deformações plásticas localizadas e, conseqüentemente, gerar tensões residuais. Considerando, apenas para efeito do raciocínio, o resfriamento superficial mais rápido como única fonte de tensão residual atuante, obter-se-á uma distribuição de tensões residuais de compressão na superfície, em equilíbrio com tensões residuais de tração na região interna ao cordão [45].

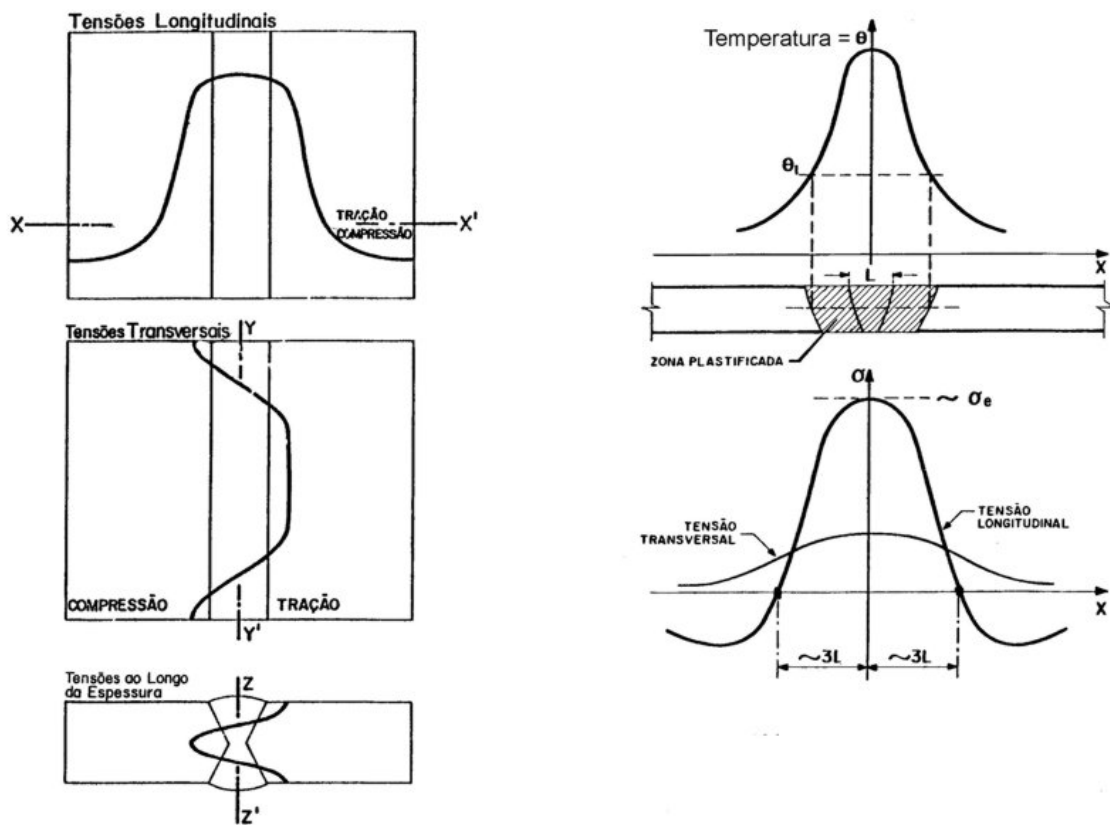


Figura 35: Terminologia e distribuição de tensões residuais de uma solda entre peças livres [46].

2.13.5.3 Tensões residuais devido a transformação de fase

A transformação de fase da austenita para ferrita, bainita ou martensita ocorre com aumento de volume. Desta forma, em uma junta soldada, o material da região fundida e da ZTA que sofrem transformação de fase tenderá a se expandir, o que será conseqüentemente impedido - pelo menos na direção longitudinal da solda - pelo restante material mais frio e não transformado. Explica-se então a geração de tensões residuais de compressão na região transformada e de tração na região não transformada. Este efeito será mais acentuado quando a região transformada for de área reduzida e quando a transformação de fase ocorrer em temperaturas relativamente baixas [45].

2.13.6 Superposição das diversas fontes de tensões residuais

As três fontes principais de tensões residuais em soldagem antes mencionadas, não são independentes. Conseqüentemente a distribuição de tensões residuais, decorrentes destes três efeitos atuando simultaneamente, será de grande complexidade, como pode ser visto na Figura 36 [47].

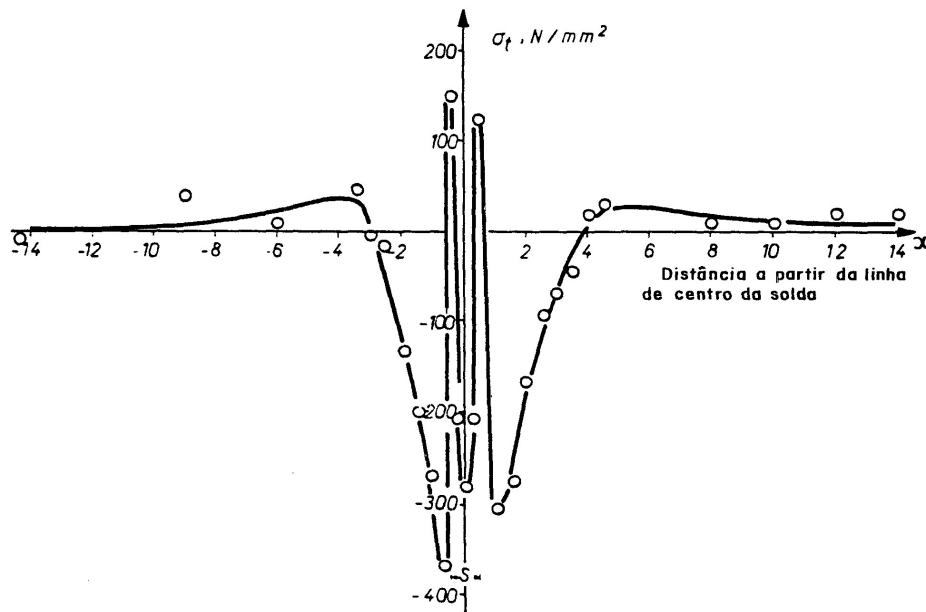


Figura 36: Perfil de tensões residuais transversais em uma junta soldada de aço C-Mn resultante da superposição das três fontes de tensões residuais em soldagem [47].

Foi comprovado experimentalmente que é válida a superposição linear de cada efeito, na determinação do estado de tensões residuais resultante [45]. Sua aplicação, vide Figura 37, torna mais fácil o estudo deste estado complexo de tensões. Não entanto, como NELSON [48] enfatiza, uma estimativa mediante o método de superposição deve ser feita com cuidado, dado que seu sucesso ou fracasso depende do conhecimento preciso do campo de tensões residuais inicial, o qual muitas vezes tem consideráveis incertezas em si mesmo.

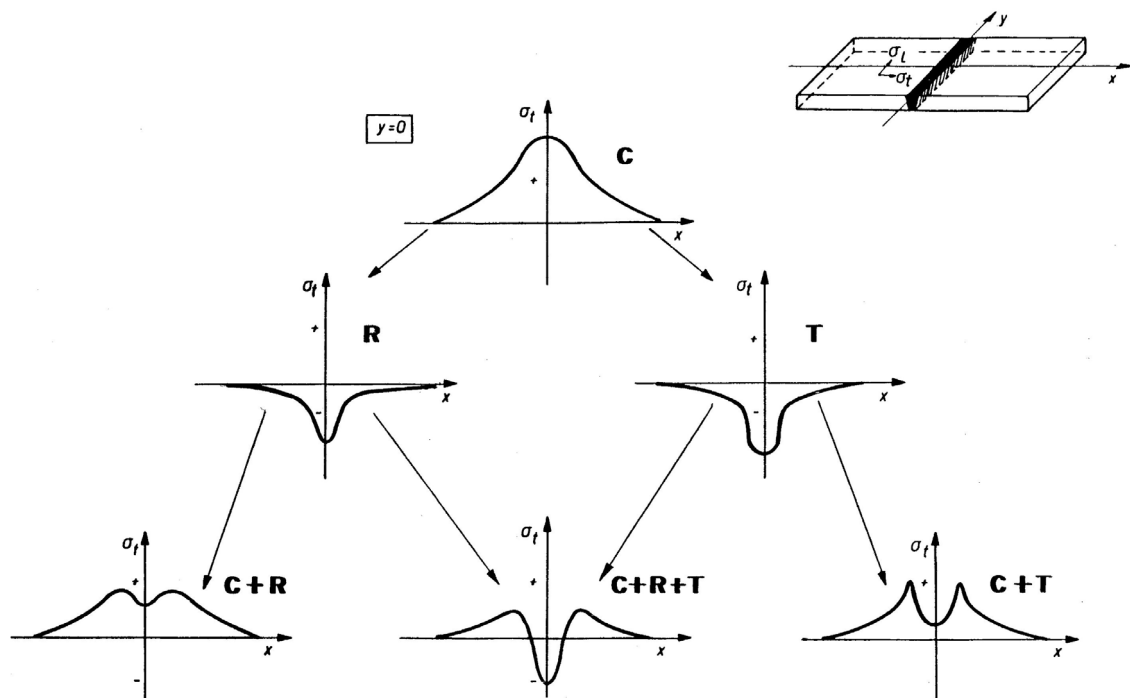


Figura 37: Representação esquemática da variação das tensões residuais transversais (σ_t) mostrando a superposição linear dos efeitos: Contração (C), Resfriamento superficial mais intenso (R), e Transformação de fase (T) [47].

2.14 Influencia das tensões residuais no comportamento à fadiga

Segundo SOBCZYK *et al.* [49], as tensões residuais presentes em juntas soldadas como consequência de processos de soldagem, com aquecimento e resfriamento localizado, são responsáveis por taxas de crescimentos de trincas por fadiga maiores ou menores que as correspondentes ao metal de base.

Quando um componente soldado em que estão presentes tensões residuais é solicitado, vai verificar-se uma interação entre as tensões residuais presentes nas juntas soldadas e as tensões resultantes das cargas aplicadas. Como resultado dessa interação, mudará a relação $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ presente na junta soldada, principalmente na região da junta onde ocorrem tensões residuais de tração.

Admitindo que estas tensões são iguais ao limite de escoamento do material da junta, a relação de tensões efetiva vai ser alterada como esta representado na Figura 38 [50]. A relação de tensões efetiva vai ser igual para os três ciclos de carga considerados, verificando-se uma flutuação máxima da carga entre uma tensão máxima igual ao limite de escoamento da região da junta considerada e uma tensão mínima, unicamente dependente da gama de tensão do ciclo de carga aplicada.

O efeito básico das tensões residuais na ponta de uma trinca é alterar a intensidade de tensões, relativas às externamente aplicadas, de forma tal que K_{\max} e K_{\min} sejam similarmente afetados. Por conseguinte, o efeito primário das tensões residuais manifesta-se através de K_{\max} e não do parâmetro ΔK [30].

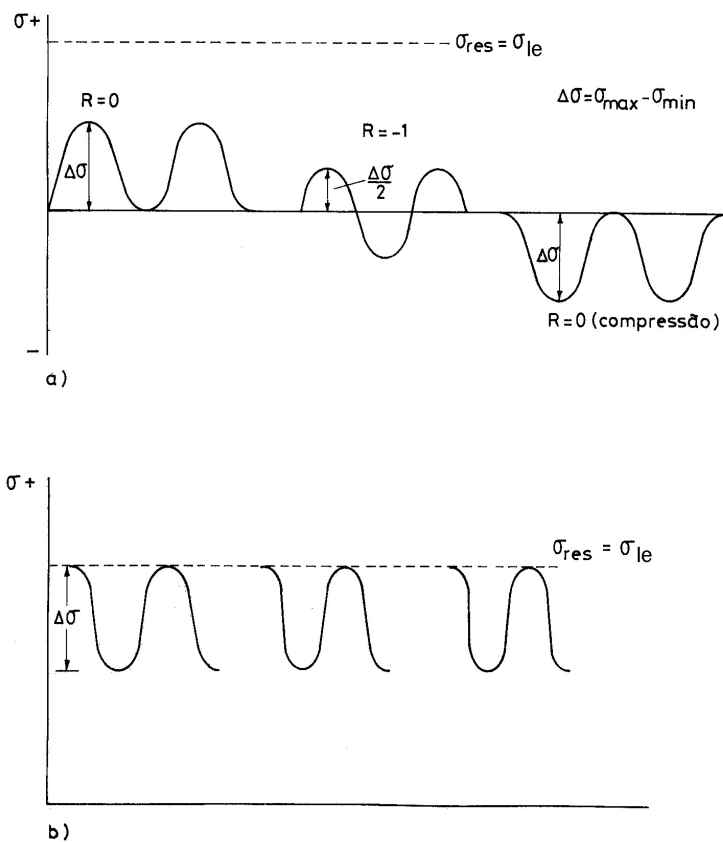


Figura 38: Esquema das tensões alternantes, a) sem o efeito das tensões residuais, b) com o efeito das tensões residuais.

A situação ilustrada na Figura 38, para o caso de uma trinca a partir de um defeito inicial em uma junta soldada, será rigorosamente válida enquanto a trinca permanecer na zona onde existem tensões residuais de tração e, mesmo nesse caso, pode dizer-se que a visão dada é bastante simplista. Na medida em que a trinca se propaga irá verificar-se um relaxamento das tensões residuais, acarretando na alteração da distribuição de tensões na ponta da trinca, que poderá alterar a razão de carga efetiva [44].

A redistribuição de tensões residuais provocada pelo avanço da trinca poderá resultar tanto em um aumento quanto em uma diminuição da tensão média durante sua propagação [51], dependendo da orientação e localização da trinca na junta. Pode até ocorrer que na medida em que a trinca entra na zona de tensões residuais de compressão, a tensão de compressão na ponta da trinca possa aumentar atingindo o limite de escoamento e eventualmente provocar uma diminuição na taxa de crescimento da trinca. Isso é devido à redistribuição de tensões que acontece na ponta da trinca quando ela avança [44].

Uma primeira conclusão que pode ser tirada do exposto anteriormente, é que a existência de tensões residuais de tração em uma junta soldada alterará significativamente a tensão média a que a junta efetivamente estará submetida. Assim, a tensão em uma junta soldada irá flutuar entre a tensão limite de escoamento e uma tensão mínima igual a $\sigma_{LE} - \Delta\sigma$ sendo $\Delta\sigma$ a faixa de tensões aplicada. Desta forma, cargas aplicadas com intervalos de tensões iguais, independentemente da razão de tensões R , conduzirão a resistências à fadiga semelhantes. Por tanto, é considerado que o comportamento à fadiga de juntas soldadas contendo tensões residuais deverá ser expressado em termos da faixa de tensões. Deve ser notado que, seguindo este raciocínio, ciclos de carga parcialmente ou totalmente em compressão poderão produzir danos de fadiga equivalentes a ciclos de carga totalmente em tração, desde que a variação de tensões seja a mesma em ambos os casos.

Afastando-se desta análise simplificada, que considera apenas tensões residuais de tração próximas ao limite de escoamento, feita para compreender a influencia das tensões residuais no comportamento do crescimento de trincas por fadiga, a distribuição de tensões residuais na junta soldada e sua influencia no crescimento de trincas por fadiga é, na realidade, muito mais complexa.

Como cita BRICKSTAD *et al.* [52], o perfil de tensões residuais na junta soldada circunferencial depende de vários fatores como o aporte de calor, rigidez da estrutura, a espessura da parede do tubo, o número de passes, a seqüência de passes e a geometria da junta toda e de cada passe. Conseqüentemente, o perfil de tensões residuais pode ser muito complexo, em particular para tubos de paredes espessas. Porém, para o caso de tubos de paredes delgadas e grandes diâmetros, é possível prever o campo de tensões residuais. O calor depositado durante a soldagem de juntas circunferenciais a topo em tubos é suficientemente grande para resultar em um incremento de temperatura uniforme em toda a parede do tubo na junta soldada. A única deformação que vai criar tensões residuais de origem térmica é a deformação circunferencial devido a uma expansão e a conseqüente contração radial. Aquele decréscimo radial durante o resfriamento após a soldagem tem como resultado uma variação linear através da parede, com tensões axiais (perpendiculares à solda) de compressão na superfície exterior do tubo e de tração na superfície interior. A tensão no sentido longitudinal à junta soldada é normalmente de tração na parede toda da junta.

FERNANDEZ [20] detalha as dificuldades na determinação da distribuição de tensões residuais mediante, entre outros, os métodos de furação instrumentada, raios-X e remoção de camadas. Entre estas limitações encontram-se a grande dispersão dos valores de tensões residuais estimados pelo método de raios-X e a limitação do método de furação instrumentada de só poder ser utilizado para medições de tensões residuais que possuam valores de 0,3 da resistência ao escoamento. Ele propõe uma variante, relativamente complexa e trabalhosa, do método de furação instrumentada para estimar as tensões residuais.

SOBCZYK *et al.* [49] estabelecem a complexidade física das tensões residuais. Eles propõem um modelo probabilístico para tratar com tensões residuais aleatórias e mostram como a informação estatística básica das tensões residuais pode ser inclusa nas equações da taxa de crescimento de trincas para estimar a vida a fadiga com bons resultados.

Tendo em mente a complexidade das tensões residuais em uma junta soldada (em princípio quase aleatórias) e a alteração que elas causam no fator de intensidade de tensões atuante, TCHANKOV *et al.* [53], fizeram ensaios de fadiga em corpos de prova de tração (aço JIS SM570Q) com entalhes mantendo o $\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{LE}}$ aplicado constante e σ_{min} variando aleatoriamente. Mediante o uso da regra de Miner e uma análise estatística

concluiriam que é possível estimar a vida à fadiga com bons resultados em uma junta soldada, sem conhecer o perfil de tensões residuais na mesma.

SHI *et al.* [54] fizeram um interessante estudo da influencia das tensões residuais no crescimento de trincas por fadiga em juntas soldadas em dutos de aço API 5L X52. Eles utilizaram corpos de prova compactos (CT) com trincas posicionadas no metal de base (PM), na região de ligação (CB) e no metal de solda (WM). Para os corpos de prova CB e WM os autores estabelecem que a ponta da trinca é influenciada pela ação combinada de campos de tensões residuais causados por ambas tensões, longitudinais e transversais. Quando as tensões residuais longitudinais são paralelas ao plano de fratura nestes corpos de prova, é usualmente considerado que as tensões residuais longitudinais têm pouca influência. Sob a ação de tensões aplicadas transversais, eles posicionaram a ponta da trinca do corpo de prova no campo de tensões residuais compressivas. Quando a trinca cresce, parte das tensões residuais é aliviada e então existe uma redistribuição das tensões residuais no ligamento remanescente. Neste caso, a ponta da trinca sempre fica em um campo de tensões residuais compressivas. Este processo é mostrado esquematicamente na Figura 39. Simultaneamente, deve ser notado que a redistribuição das tensões residuais longitudinais também tem lugar quando a trinca e a redistribuição fazem que ambas as faces da trinca flexionem e entrem em contato uma com a outra. Acredita-se assim, que as tensões residuais de tração e de compressão podem também causar fechamento da trinca (*crack closure*) [54]. Este processo e mostrado Figura 40.

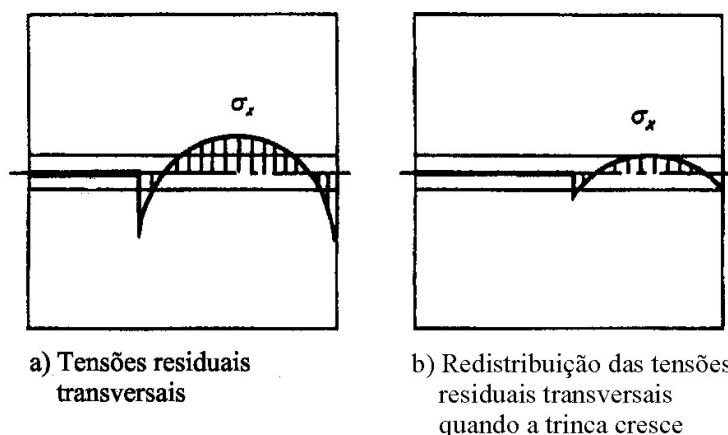


Figura 39: Redistribuição das tensões residuais transversais quando a trinca cresce [54].

Os autores manifestam que o efeito das tensões residuais no crescimento de trincas por fadiga é mais pronunciado para as faixas menores do fator de intensidade de tensões.

Outro dado interessante para o presente trabalho é o fato de que a taxa de crescimento de trinca não foi influenciada pela direção de laminação das chapas de aço API 5L X52. Em seus ensaios, eles comprovaram que a taxa de crescimento de trincas por fadiga foi maior tanto no metal da solda quanto no metal de base.

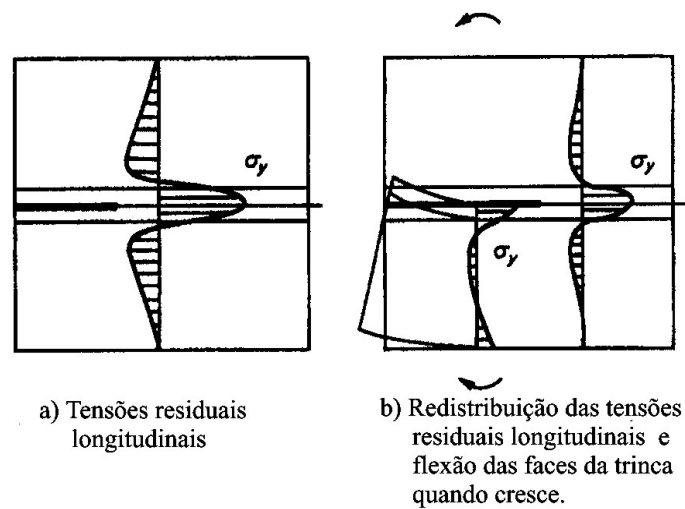


Figura 40: Redistribuição das tensões residuais longitudinais e flexão das faces da trinca quando cresce [54].

3 Materiais e Métodos

3.1 Material

O material para o presente trabalho, aço para duto segundo especificação API 5L-X70, foi fornecido pela TenarisConfab, empresa fabricante de dutos, na forma de seções de tubos com comprimento de 300 mm e 500 mm, com diâmetro externo de 914 mm (36,0'') e 10 mm (0,394'') de espessura de parede.

3.2 Solda circunferencial

Para estudar o comportamento à fadiga do material selecionado a partir de corpos de prova com trincas posicionadas nas três diferentes microestruturas da solda, ZTA, MB e MS, foram efetuadas as soldas circunferenciais definidas a seguir. Duas seções de tubos foram unidas mediante solda circunferencial, conformando um anel com solda circunferencial de 360°. Esse processo foi repetido em um segundo anel para garantir a quantidade necessária de corpos de prova.

A geometria do chanfro utilizado na solda é apresentada na Figura 41.

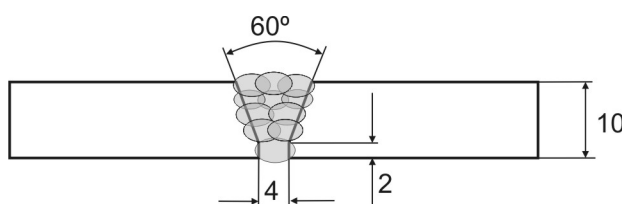


Figura 41: Solda esquemática e geometria do chanfro.

Os dois passes de raiz, inicial e de reforço (passes 1 e 2 na Figura 42), foram executados mediante o processo de soldagem TIG (vide Figura 43). O consumível utilizado foi arame de 3,25 mm de diâmetro, CM 2 IG da firma Böehler Thyssen, equivalente ao consumível ER90S-B3 segundo as especificações AWS A5.28. O gás de proteção foi argônio 99,96%. O preaquecimento da região do chanfro foi de 60 °C, para retirar a umidade. Utilizou-se corrente contínua com arame negativo. Ao finalizar o

passo de reforço de raiz, antes de começar com os passos de enchimento, foi realizado um ensaio não destrutivo (END) por líquidos penetrantes para verificar a inexistência de trincas superficiais ou poros, detectáveis por esse método.

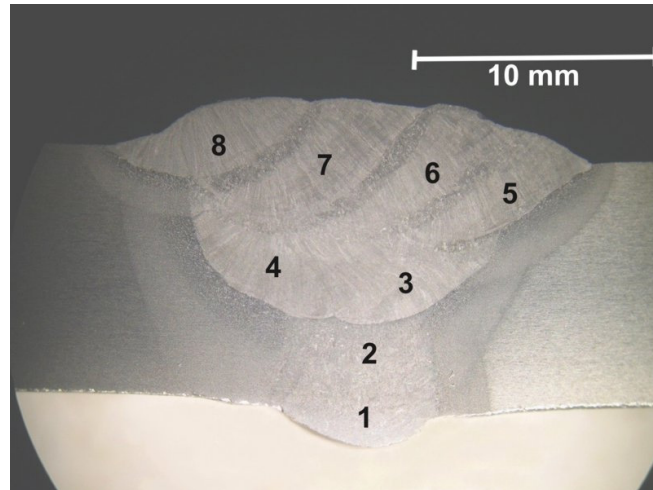


Figura 42: Perfil da solda circunferencial.



Figura 43: Soldagem do anel, passe de raiz.

Os passos de enchimento e acabamento (passos 3 a 8 na Figura 42) foram feitos utilizando o processo de arame tubular (FCAW). O consumível foi o OK TUBROD95 K2 da firma ESAB, equivalente ao consumível E90T5-K2(M) segundo classificação AWS A5.29. O diâmetro do arame foi de 1,20 mm. O gás de proteção foi uma mistura de 25% de CO₂ e 75% de Argônio com vazão de 12 l/min. Foi utilizada corrente

continua com arame positivo. O pré-aquecimento da região da solda foi de aproximadamente 160 °C (houve, neste caso, pequenas variações). Outros parâmetros de soldagem encontram-se na Tabela 2.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem.

Passe	Processo	Posição	Temp pré-aquecimento [°C]	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade de soldagem [mm/min]
1	TIG	Raiz	60	129	12,4	48
2	TIG	Raiz (reforço)		166	13,5	17
3	FCAW	Enchimento	150-200	208	26	53
4	FCAW	Enchimento		196	26	41
5	FCAW	Acabamento		180	25	44
6	FCAW	Acabamento		184	25	50
7	FCAW	Acabamento		196	24	42
8	FCAW	Acabamento		190	24	55

Após o processo de soldagem ser completado, foram feitos ENDS, mediante os métodos de líquido penetrantes e ultra-som, à procura de defeitos na solda. Esta etapa é mostrada na Figura 44.



Figura 44: Testes não destrutivos da junta circunferencial (ultra-som).

No primeiro anel soldado foram encontrados dois defeitos mediante a técnica de ultra-som, aproximadamente de 10 mm e 30 mm de comprimento. Posteriormente ao END o anel soldado foi segmentado em cinco pedaços menores para separar as regiões da solda com o alinhamento *High-Low* aceito pela norma API 5L ($< 1,59$ mm para tubulações de espessura de parede $< 12,7$ mm) [12].

Em uma etapa intermédia da usinagem, após atingir a espessura definitiva dos corpos de prova, foram feitas as marcações para posicionar os entalhes no metal de base, na ZTA ou no metal da solda. Para isso foram polidas e atacadas as superfícies laterais dos corpos de prova para revelar a solda. O posicionamento do entalhe é apresentado em detalhe a seguir.

3.3 Posicionamento do entalhe

O posicionamento do entalhe para cada zona alvo da solda, tanto para ZTA como para MS, foi feito de acordo ao critério *weld positional* da norma BS 7448 Parte 2 [55]. O entalhe para testes na região termicamente afetada foi posicionado 50% no metal de base mais ZTA e 50% no metal de solda, definidos na interseção de uma linha no centro da espessura com a linha de fusão. O procedimento de marcação pode ser visualizado na Figura 45.

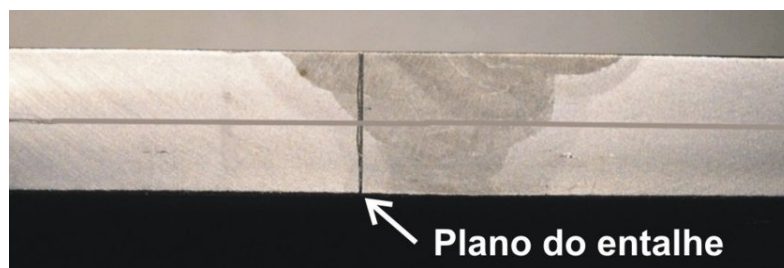


Figura 45: Posicionamento do entalhe na ZTA.

O entalhe no metal da solda foi posicionado no meio de duas marcas realizadas segundo o processo de marcação para um entalhe na ZTA descrito, em ambos os lados da solda.

3.4 Composição Química do Material

Os resultados da análise química do metal de base e da solda mediante o método de espectrofotometria de emissão ótica por centelhamento realizada no laboratório Synlab Quim, da empresa Synesis, são apresentados na Tabela 3.

Tabela 3: Composição química do material (% em peso).

Elemento	C	Mn	Cr	Cu	Ni	Si	Nb	Mo	Al	P	Ti	V	W	S	C _{eq}
MB	0,03	1,52	0,29	0,23	0,15	0,14	0,092	0,04	0,03	0,013	0,01	<0,01	<0,01	0,003	0,36*
MS	0,07	1,86	0,29	0,09	1,34	0,41	0,026	0,14	0,01	0,015	0,02	<0,01	<0,01	0,012	-

Nota: MB = metal de base, MS = metal de solda, (*) dado da USIMINAS [10]. C_{eq} = carbono equivalente [12].

3.5 Análise metalográfica

Com o objetivo de caracterizar as microestruturas do metal de base, da ZTA, e do metal da solda, foi realizada uma análise metalográfica. Após a soldagem dos anéis, foram retiradas 4 fatias de diferentes posições da solda para o posterior polimento, ataque e observação da superfície transversal à solda.

Primeiramente as fatias da solda foram lixadas com lixas de carbetto de silício base água granulação 200, 400, 600 e 1200. O polimento final foi feito com partículas de 6µm, 3µm, 1µm, 0,25µm. Posteriormente foi realizado o ataque com solução 1:1 de nital 2% (ácido nítrico diluído em álcool etílico) e picral 4% (ácido pícrico diluído em álcool etílico). Finalmente as fatias da solda e metal de base foram observadas no microscópio estereoscópico Zeiss Stemi SV6 e metalográfico Olympus BX60M.

3.6 Testes de tração

Para determinar as propriedades mecânicas de tração do metal de base e do metal de solda foram realizados testes de tração seguindo a norma ASTM E8-99 [56].

Escolheu-se esta norma de ensaios devido a limitações geométricas do tubo para a extração de corpos de prova nas geometrias sugeridas pela norma API 5L. É importante destacar que para a extração dos corpos de prova os tubos não foram planificados.

Os testes de tração foram realizados à temperatura ambiente, em uma máquina de ensaios eletromecânica EMIC DL-10000 com capacidade de ± 100 kN. As dimensões dos corpos de prova de tração são apresentadas na Figura 46, enquanto um diagrama do posicionamento para retirada dos CPs no tubo é apresentado na Figura 47. Foram retirados os corpos de prova de tração apresentados na Tabela 4.

Tabela 4: Nomenclatura e quantidade de corpos de prova de tração.

Nomenclatura	Material e direção	Quantidade
MB(T)	Metal de base direção transversal à laminação	3
MB(L)	Metal de base direção longitudinal à laminação	3
MS(Ts)	Metal base e solda, direção transversal à solda	3
MS(Ls)	Metal de solda, direção longitudinal à solda	3

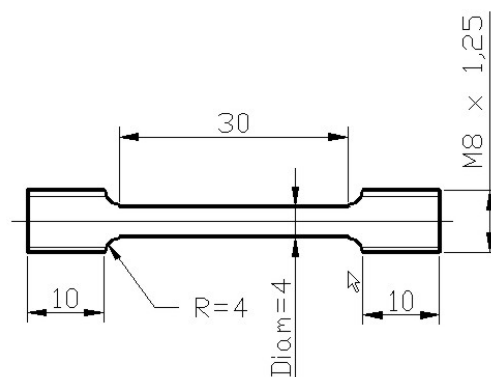


Figura 46: Dimensões dos corpos de prova de tração.

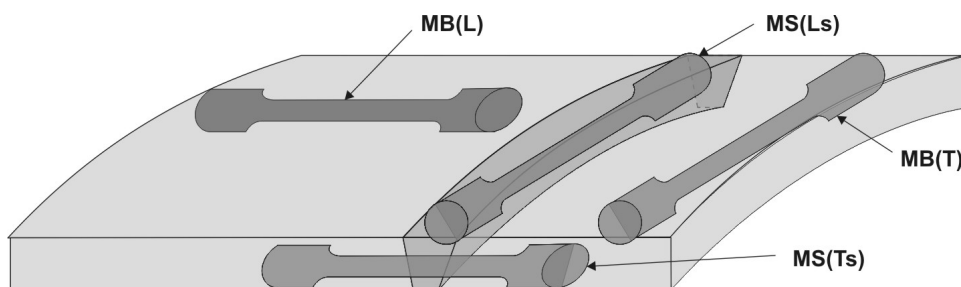


Figura 47: Esquema da extração dos corpos de prova de tração.

3.7 Testes de dureza

Foram feitos ensaios de dureza Vickers no perfil da solda utilizando uma máquina WPM com uma carga de 196 N. Já que a solda foi realizada com diferentes processos de soldagem e diferentes materiais de aporte, as medições de dureza foram feitas em três linhas diferentes através da solda, como esquematizada na Figura 48, permitindo assim revelar, caso existam, diferenças significativas de dureza entre os passes de raiz e de enchimento.

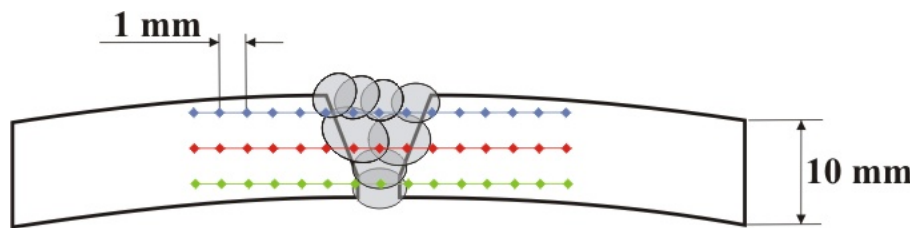


Figura 48: Esquema das medições de dureza.

3.8 Ensaios de propagação de trincas por fadiga

Os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram feitos conforme a norma ASTM E647-99 [40], utilizando uma célula de carga de $\pm 50,0$ kN em uma máquina servo hidráulica INSTRON 1332 com capacidade máxima de $\pm 250,0$ kN, do Laboratório de Fratura do PEMM/COPPE, vide Figura 49.

Os corpos de prova utilizados foram do tipo compacto de tração, C(T). Eles foram extraídos das soldas circunferenciais segundo as orientações apresentadas no esquema da Figura 50. As dimensões nominais dos corpos de prova C(T) utilizados são apresentadas na Figura 51.

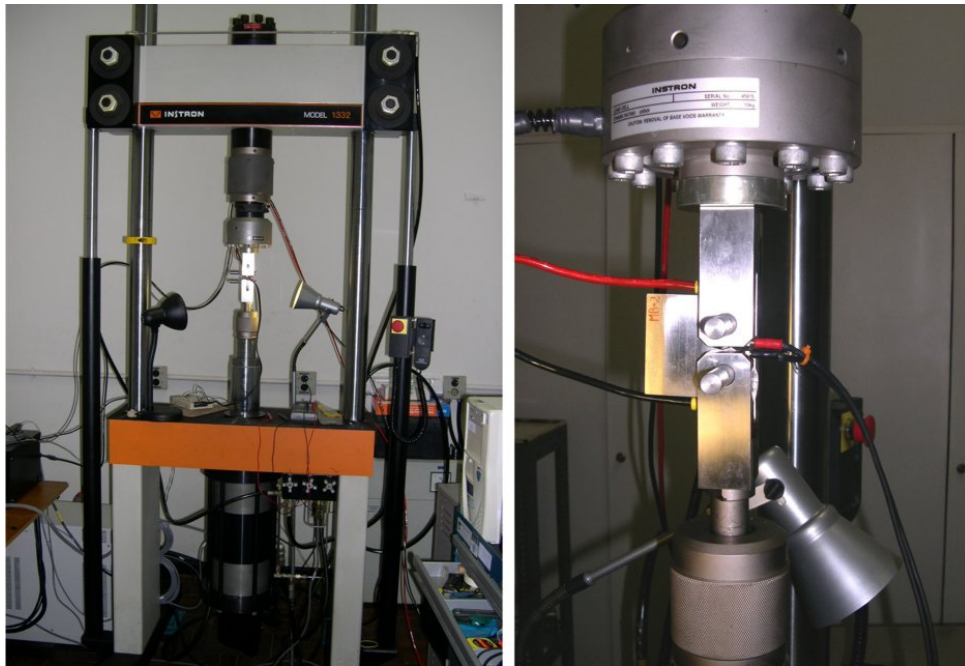


Figura 49: À esquerda, vista geral da máquina servo-hidráulica Instron 1332. À direita, detalhe do corpo de prova montado e das conexões do sistema de queda de potencial.

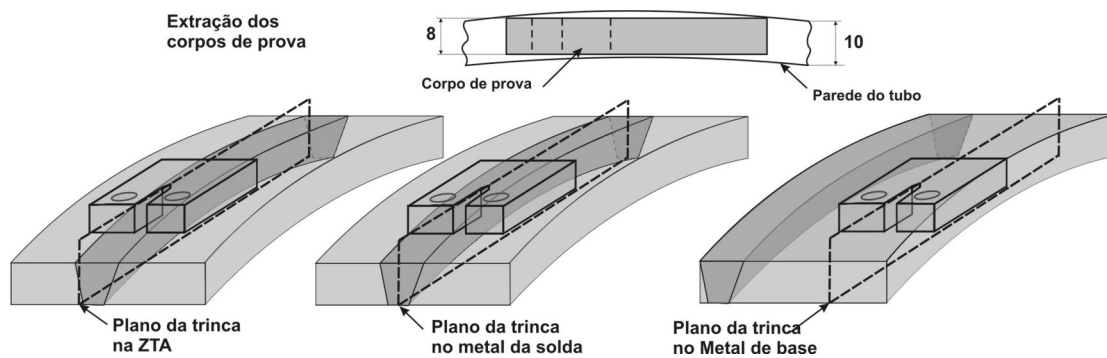


Figura 50: Esquema da extração dos corpos de prova para as três regiões.

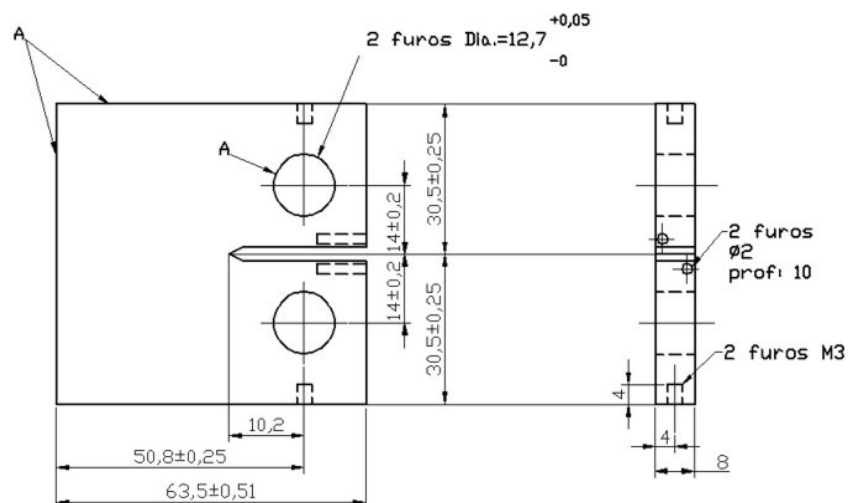


Figura 51: Dimensões dos corpos de prova C(T) em mm.

3.8.1 Técnica de queda de potencial elétrico

Para determinar o comprimento da trinca ao longo dos testes foi utilizada a técnica de queda de potencial elétrico. Foi utilizada uma fonte de corrente contínua Mayes com capacidade de 5 a 50 A. A corrente nominal utilizada foi de 15 A e sua passagem através do CP foi feita pelos furos rosqueados M3 representados na Figura 51. O sinal de queda de potencial foi adquirido através de dois conectores banana inseridos nos furos de 2 mm de diâmetro. Tal sinal, na faixa de 1 a 2 mV, foi amplificado cem vezes em um amplificador Omega Omni Amp III e posteriormente registrado no canal de aquisição externo da eletrônica da própria Instron 1332. O isolamento elétrico do CP nos dispositivos de tração (*clevises*) foi conseguido através de pinos com recobrimento cerâmico (98% alumina e 2% dióxido de titânio). Além disso, os CPs foram isolados lateralmente mediante lâminas finas de mica.

A expressão de calibração utilizada para correlacionar a queda de potencial (mV) com comprimento de trinca (mm) foi a seguinte:

$$a[q] = W \left[-0,99742 + 1,74663 \frac{q}{V_r} - 0,60611 \left(\frac{q}{V_r} \right)^2 + 0,096393 \left(\frac{q}{V_r} \right)^3 \right] \quad (14)$$

onde q é a queda de potencial registrada e V_r é uma voltagem de referência, característica de cada CP. A expressão (14) é similar à expressão sugerida pela norma ASTM E647-99 [40], mas os coeficientes do polinômio foram adaptados para melhorar a calibração, o que é permitido. Para ajustar a calibração do nosso sistema foram ensaiados dois CPs à fadiga e foram feitas marcas na superfície da trinca por meio de pequenas sobrecargas a intervalos conhecidos. Na Figura 52 pode se observar o comprimento de trinca medido nas marcações nos dois CPs, assim como o ajuste do polinômio de calibração (14) para cada CP. A defasagem entre as duas curvas é devida às diferentes V_r entre os dois CP testados.

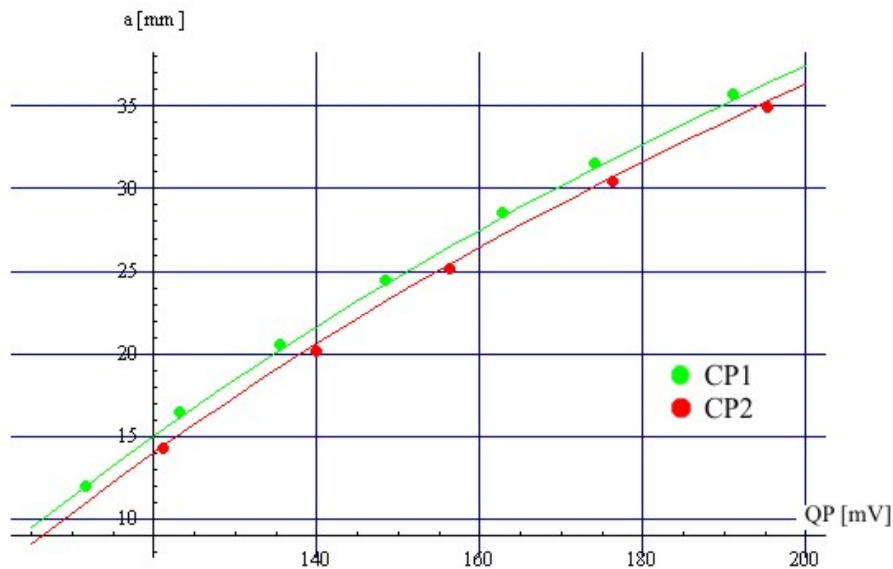


Figura 52: Curvas comprimento de trinca versus queda de potencial utilizadas na calibração do método homônimo.

Após ter determinado a expressão de calibração correta (utilizada para todos os CP) e antes de conhecer o comprimento de trinca durante o teste de fadiga é preciso que seja determinada, para cada CP, a voltagem de referência, V_r . A mesma foi calculada a partir de marcas na superfície de fratura para as quais era possível determinar a posição, através do projetor de perfis, e da queda de potencial elétrico naquela posição. Essas marcas foram a sobrecargas, ou com o comprimento final da trinca de fadiga. Para considerar a correção por curvatura, naquelas marcas o comprimento da trinca foi determinado opticamente segundo a metodologia da norma ASTM E 399 [41].

3.9 Aplicação de sobrecargas

Com o intuito de estudar o efeito de sobrecargas na vida à fadiga, foram aplicadas sobrecargas com *overload range (OLR)* de 1,75 (75%) e 2,00 (100%). Os níveis de sobrecargas foram escolhidos baseado no estabelecido na revisão bibliográfica e nas limitações geométricas dos CPs. O procedimento experimental desses ensaios com sobrecargas é o mesmo antes e após a aplicação da sobrecarga, diferindo só pelo meio ciclo correspondente à aplicação. Em outras palavras, após a aplicação de cada sobrecarga foram mantidos os mesmos parâmetros de carga de antes da sobrecarga.

As posições das sobrecargas foram escolhidas levando em consideração:

- a) aplicar a maior quantidade de sobrecargas com a menor quantidade de CPs;
- b) que, após a sobrecarga, ainda fosse possível um crescimento de trinca razoável para análise, válido segundo o estabelecido pela norma ASTM E647-99;
- c) que as sobrecargas não fossem, se possível, influenciadas pelo efeito de sobrecargas anteriores. Para isto foi considerada uma região deformada plasticamente em um material elástico-plástico com encruamento por deformação calculada mediante a expressão (15);

$$r_y \approx \frac{1}{2\pi} \frac{n-1}{n+1} \frac{K^2}{\sigma_0^2}, \quad (15)$$

sendo r_y o raio da região deformada plasticamente considerando estado plano de tensões, σ_0 a tensão limite de escoamento convencional (calculada em 0,2% de deformação plástica) e n o expoente da expressão de Ramberg Osgood (18). A sobrecarga seguinte só era aplicada para crescimento de trinca superior ao valor r_y .

3.10 Efeito do processo de instalação *reel-lay* na vida à fadiga

Como fora comentado, o processo de instalação de *risers* rígidos *reel-lay* consiste no enrolamento do duto já soldado em um carretel, do qual será desenrolado e retificado antes ser lançado ao mar. Este processo produz deformações plásticas no tubo, cujas magnitudes dependem dos diâmetros do carretel e do tubo. Devido a que o processo tem estágios de grandes deformações compressivas, o mesmo poderia ter um efeito deletério nas taxas de crescimento de trincas por fadiga de um defeito pré-existente.

No presente trabalho, foi estudado o efeito do processo de deformações característico do método de instalação *reel-lay* na taxa de crescimento por fadiga de um defeito pré-existente na solda, posicionado na fibra mais afastada do centro do carretel. Esta posição é convencionalmente definida como às 12:00 horas. Para este fim foi utilizado um método experimental simulando, em corpos de prova C(T), os ciclos de deformações característicos do método de lançamento *reel-lay*. A seqüência de

procedimentos para simular o efeito do processo de *reeling* nos corpos de prova C(T) submetidos a fadiga foi a seguinte:

1. Definição (arbitrária) da geometria do duto e do carretel, baseado em informações da bibliografia.
2. Definição (arbitrária) da geometria do defeito simulado (posição, orientação e tamanho);
3. Avaliação das propriedades elasto-plásticas do material no qual o defeito está inserido (curva σ - ε verdadeira e de Ramberg-Osgood);
4. Cálculo do momento fletor aplicado no *riser* necessário para enrolá-lo no carretel, em função da curva σ - ε verdadeira;
5. A partir do valor do momento fletor, estimativa do valor da Integral J aplicado no defeito segundo o método do EPRI.
6. Aplicação do valor da Integral J estimado no corpo de prova C(T) pré-trincado, sob controle de carregamento (primeiro meio ciclo trativo);
7. Aplicação dos três meios ciclos de deformação restantes do processo de *reeling* como detalhado no item 3.10.7, a seguir.

Esta seqüência de eventos será abordada em detalhe no que segue.

3.10.1 Geometria do *riser* e do carretel

Os parâmetros necessários para a simulação das deformações, assim como outras considerações necessárias, foram definidos arbitrariamente de acordo com dados práticos e da bibliografia, sendo apresentados a seguir:

- Diâmetro do *riser*: 219,1 mm,
- Espessura de parede (e): 15,0 mm,
- Raio do carretel: 8,0 m,

3.10.2 Geometria do defeito pré-existente

Foi considerado arbitrariamente um defeito planar de re categorização necessária [57] para vazante de comprimento $2c + e$ ($2 \times 3,5 \text{ mm} + 15,0 \text{ mm} = 22,0 \text{ mm}$). A Figura 53 apresenta um esquema do defeito vazante considerado. Com respeito à solda circunferencial, o plano do defeito simulado foi posicionado como o plano do entalhe no corpo de prova, vide Figura 45. Deve ser salientado que o defeito considerado é, no caso mais geral, maior que os defeitos tolerados nas juntas circunferenciais de risers rígidos [9][58].

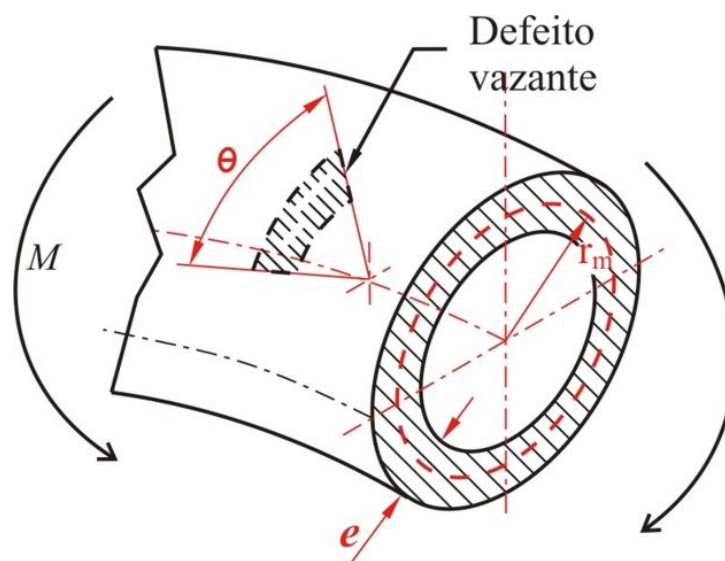


Figura 53: Defeito vazante. e = espessura da parede, $\theta = 2c/r_{\text{ext}}$, r_m = raio médio.

3.10.3 Curvas σ - ε verdadeira e de Ramberg- Osgood

A partir da curva média σ - ε convencional obtida dos testes de tração do material da solda no sentido transversal, MS(Ts) (vide item 4.1), foi calculada a curva σ - ε verdadeira. Ambas as curvas são apresentadas na Figura 54. Posteriormente, a partir da curva σ - ε verdadeira foi ajustada a equação de Ramberg-Osgood, de acordo com a expressão a seguir [56]:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n, \quad (16)$$

Para o metal de solda, os coeficientes de ajuste foram $\alpha = 1,37$ e $n = 9,98$.

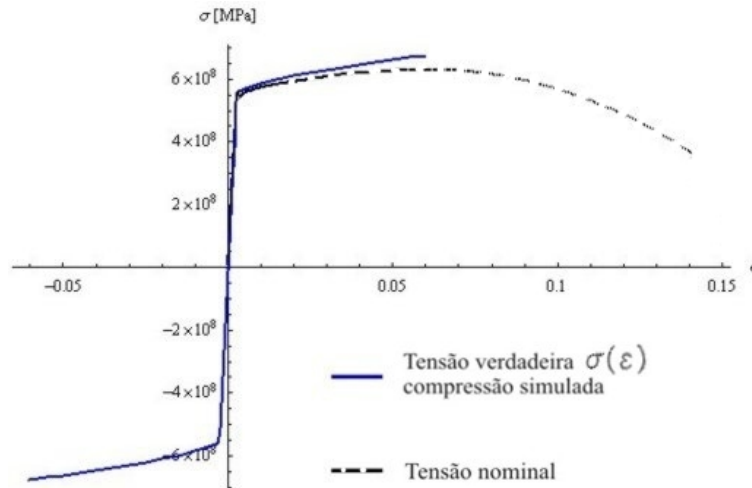


Figura 54: Curvas σ - ε convencional e verdadeira dos CPs MS(Ts).

3.10.4 Cálculo do momento fletor

Considerando o diâmetro do carretel e do *riser* simulado, e considerando que o tubo não sofre ovalizações durante o processo de enrolamento, a deformação máxima atingida na fibra mais afastada do tubo é de 1,4%. Tal deformação, decorrente da curvatura do *riser*, é análoga aquela conseguida pela aplicação de um momento fletor de acordo com o esquema da Figura 55. É importante salientar que a deformação simulada experimentalmente foi, por limitações da carga aplicável nos CPs, de 1,4%. Esta deformação corresponde aproximadamente à metade da deformação geralmente atingida nos processos de lançamento reais [7], [8] e [9] (vide item 2.2). Assim, o processo de *reeling* aqui simulado é menos severo que o real. O valor do momento fletor M necessário para enrolar o tubo no carretel foi estimado através da integração numérica da expressão (17), considerando que:

- a) a linha neutra do tubo não muda quando fletido;

- b) as tensões e deformações do material seguem a curva apresentada na Figura 54 do item anterior.

Para o cálculo de M foi utilizada a tensão verdadeira e foi considerado que a resposta do material sob deformações compressivas é simétrica à resposta em tração.

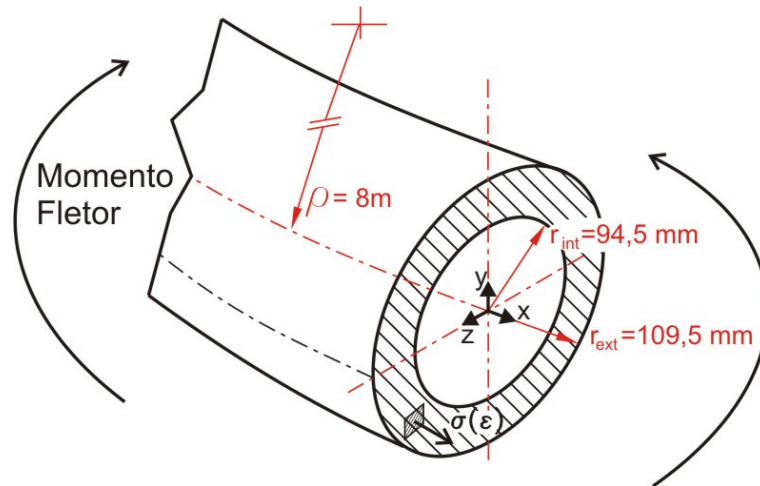


Figura 55: Dimensões e momento fletor aplicado sobre o riser.

$$\begin{aligned}
 M &= \iint_A -y \cdot \sigma(\varepsilon) \cdot dA \\
 M &= - \int_{-r_{ext}}^{r_{ext}} \int_{-\sqrt{r_{ext}^2 - z^2}}^{\sqrt{r_{ext}^2 - z^2}} y \cdot \sigma(\varepsilon) \cdot dy \cdot dz + \\
 &\quad + \int_{-r_{int}}^{r_{int}} \int_{-\sqrt{r_{int}^2 - z^2}}^{\sqrt{r_{int}^2 - z^2}} y \cdot \sigma(\varepsilon) \cdot dy \cdot dz \quad ; \quad \varepsilon = -\frac{y}{\rho}
 \end{aligned} \tag{17}$$

3.10.5 Cálculo do valor da Integral J no riser com um defeito na solda

Mediante a utilização do método do EPRI [59] foi possível estimar o valor da Integral J atuante, J_{tot} , em um defeito radial (como descrito no item 3.10.2) na solda quando é aplicado o momento fletor M . Neste método os valores da Integral J são estimados somando suas componentes elástica e plástica, de acordo com a equação (18a). As expressões utilizadas para o cálculo foram as seguintes:

$$J_{tot} = J_{el}^r + J_{pl}^r \quad (18a)$$

$$J_{el}^r[M, \theta] = \frac{1}{E} \left(\frac{M}{\pi r_m^2 e} \sqrt{\pi r_m \theta} \left(1 + A \left(4,5967 \left(\frac{\theta}{\pi} \right)^{1,5} + 2,6422 \left(\frac{\theta}{\pi} \right)^{4,24} \right) \right) \right)^2 \quad (18b)$$

$$J_{pl}^r[M, \theta] = \alpha \sigma_0 \varepsilon_0 r_m \left(1 - \frac{\theta}{\pi} \right)^2 h_1^r \left[\frac{\theta}{\pi}, \frac{r_m}{e} \right] \left(\frac{M}{M_0[\theta]} \right)^{n_r+1} \quad (18c)$$

$$A = \sqrt[4]{0,125 \frac{r_m}{e} - 0,25} \quad ; \quad M_0[\theta] = 4 \sigma_0 r_m^2 e \left(\cos \left[\frac{\theta}{2} \right] - \frac{1}{2} \text{sen}[\theta] \right) \quad (18d)$$

onde:

J_{el}^r = valor da componente elástica da Integral J no *riser* com defeito,

J_{pl}^r = valor da componente plástica da Integral J no *riser* com defeito,

E = módulo de elasticidade,

e = espessura da parede,

$\theta = 2c/r_{ext}$, vide Figura 53,

r_m = raio médio = $(r_{ext}+r_{int})/2$, vide Figura 53,

$\varepsilon_0 = \sigma_0/E$, deformação de escoamento,

h_1^r = função tabelada [59],

α e n são as constantes da equação de Ramberg Osgood (16) do material.

Devido a que a deformação plástica envolvida no processo de *reeling* é relativamente alta, foi considerado que a região deformada plasticamente na ponta da trinca é significativa se comparada com a espessura do tubo (15,0 mm) ou a espessura do corpo de prova (8,0 mm). Por este motivo foi considerado que o *riser* e o corpo de prova estão submetidos a um estado plano de tensões.

3.10.6 Aplicação do valor da Integral J estimado no corpo de prova C(T)

Tendo determinado:

- a) a geometria e dimensões do defeito no tubo,
- b) o material no qual o defeito está inserido, e
- c) o momento aplicado,

foi possível estimar o valor da Integral J atuante em um defeito na solda do *riser* ao ser enrolado no carretel. Esta estimativa do valor da Integral J foi aplicada posteriormente nos corpo de prova C(T) pré-trincados por fadiga (quando $a \approx 17$ mm) sob controle de carregamento (primeiro meio ciclo trativo).

As expressões utilizadas para o cálculo do valor da Integral J no corpo de prova C(T) foram as seguintes [59]:

$$J_{tot} = J_{el}^{CP} + J_{pl}^{CP} \quad (19a)$$

$$J_{el}^{CP} [P, a] = \frac{(K[P, a_{eff} [P, a]])^2}{E} \quad (19b)$$

$$J_{pl}^{CP} [P, a] = \alpha \sigma_0 \varepsilon_0 (W - a) h_1^{CP} \left[\frac{a}{W}, n \right] \left(\frac{P}{P_0[a]} \right)^{n+1} \quad (19c)$$

$$P_0[a] = 1,072 \sigma_0 B (W - a) \left(\sqrt{\left(\frac{2a}{W - a} \right)^2 + \frac{4a}{W - a} + 2} - \left(\frac{2a}{W - a} + 1 \right) \right) \quad (19d)$$

$$K[P, a] = \frac{P}{B\sqrt{W}} \left(\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \left(0,886 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a}{W}\right)^3 \right) \right) \quad (19e)$$

$$a_{eff}[P, a] = a + \frac{1}{1 + \left(\frac{P}{P_0[a]}\right)^2} \frac{1}{2\pi} \frac{n-1}{n+1} \left(\frac{K[P, a]}{\sigma_0}\right)^2 \quad (19f)$$

onde:

a_{eff} = comprimento de trinca efetivo,

K = fator de intensidade de tensões,

h_1^{CP} = função tabelada [59].

3.10.7 Aplicação dos três meios ciclos restantes do processo de *reeling* no CP

Posteriormente à aplicação da primeira carga no CP, e para simular os subsequentes meios ciclos de compressão, tração e compressão, o CP foi submetido à história de deformações detalhada a seguir e esquematizada na Figura 56.

Passo 1-2: aplicação da carga compressiva necessária para voltar o CP a sua geometria original, antes da aplicação do J estimado,

Passo 2-3: aplicação da carga de tração necessária para atingir o mesmo deslocamento na linha de carga que o atingido durante a aplicação do valor estimado de J (correspondente ao primeiro meio ciclo),

Passo 3-4: aplicação da carga compressiva necessária para voltar o CP a sua geometria original, antes da aplicação do J estimado.

Embora o CP sofra grande deformação plástica na ponta da trinca e não consiga recuperar perfeitamente sua geometria original, foi considerada, como referência, a largura original do entalhe, isto é, 3 mm.

Posteriormente ao passo 3-4, o ensaio de fadiga foi continuado sob os mesmos parâmetros de carga (σ_a e σ_m) e frequência anteriores à aplicação dos quatro meio ciclos de sobrecarga.

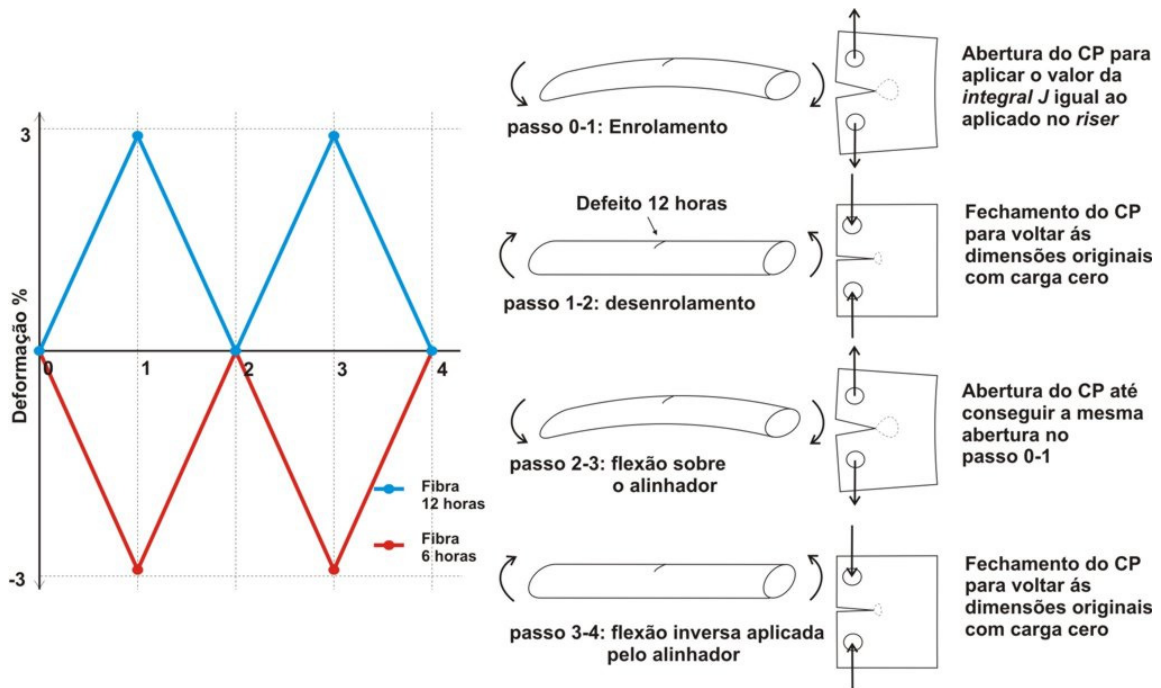


Figura 56: Esquema da simulação do método *reel-lay* no corpo de prova C(T).

3.10.8 Limitações da simulação do processo de *reeling*

Durante o desenvolvimento do trabalho foram realizadas simplificações que fazem que este método experimental forneça uma simulação aproximada. Entre as simplificações mais importantes podem ser destacadas:

- Deve ser notado que o plano do defeito na solda, Figura 45, envolve dois materiais de propriedades bem diferenciadas: a ZTA e o metal de deposição. Porém, os cálculos da Integral J e do momento fletor foram simplificados considerando que o defeito planar fica embebido completamente em um material de propriedades homogêneas à tração e compressão, tal como o apresentado na Figura 53.
- A curvatura do *riser* obtida pela aplicação do momento fletor foi considerada suave e não tem ângulos ou quebras na solda circunferencial produzidas por diferentes propriedades mecânicas dos materiais que intervêm na solda.
- Embora exista diferença de restrição à deformação plástica (*constraint*) entre o CP e o tubo com defeito, a diferença de seus efeitos não foi considerada.

- d) O tipo de defeito mais provável na solda circunferencial de *riser* rígidos é uma falta de fusão ou falta de penetração na zona de ligação da solda ou na ZTA. No entanto, para uma estimativa do valor da Integral J aplicado em um defeito no *riser* foi considerado um defeito planar, perpendicular à superfície do tubo e de recategorização necessária para vazante.
- e) Foram desconsiderados possíveis efeitos oriundos na diferença de espessura entre o CP (8 mm) e a parede do *riser* (15 mm).

4 Resultados e discussão

4.1 Testes de tração

Os resultados dos testes de tração realizados para o MB(L), MB(T), MS(Ls) e MS(Ts) são apresentados na Tabela 5. As curvas a partir das quais estes resultados foram obtidos são apresentadas nas Figuras 57 e 58.

Tabela 5: Resultados dos testes de tração

		$\sigma_{LE} 0,2\%$ [MPa]	$\sigma_{LE} 0,5\%$ total [MPa]	σ_R [MPa]	Alongamento à ruptura [%]
Região (direção)	Quantidade de CPs	Média \pm desvio padrão	Média \pm desvio padrão	Média \pm desvio padrão	Média \pm desvio padrão
MB(L)	3	653 \pm 6	651 \pm 2	679 \pm 2	20,3 \pm 1,5
MB(T)	3	602 \pm 9	600 \pm 4	653 \pm 5	21,0 \pm 1,7
MS(Ls)	3	706 \pm 13	704 \pm 14	787 \pm 19	16,0 \pm 4,0
MS(Ts)*	3	552 \pm 4	546 \pm 10	629 \pm 2	14,1 \pm 2,0

(*) dois CP apresentaram dupla estrição, em ambos os lados da solda.

Como pode ser visto a partir da tabela, o metal de solda, MS(Ls), apresentou as melhores propriedades, tanto no que diz ao limite de escoamento (LE), quando ao limite de resistência. No entanto, estes resultados têm a maior dispersão. Os menores limites de escoamento e de resistência foram os correspondentes a CPs transversais à solda, os quais incluem a ZTA e, nela, a região de grãos grosseiros. Dos três CP MS(Ts) ensaiados, dois apresentaram dupla estrição, uma em cada lado do cordão de solda.

A partir dos resultados dos testes de tração, e sem considerar outros requisitos, o material supera o mínimo LE (483 MPa) correspondente para aços API 5L-X70 PSL1 e PSL2. Porém, na direção longitudinal (MB(L)) foi superada o máximo LE estabelecido para aços X70 PSL2 (621 MPa). Dessa forma, com relação às propriedades de tração, o material poderia ser classificado como X80 PSL2. Obviamente, ele atinge amplamente a especificação X70 PSL1.

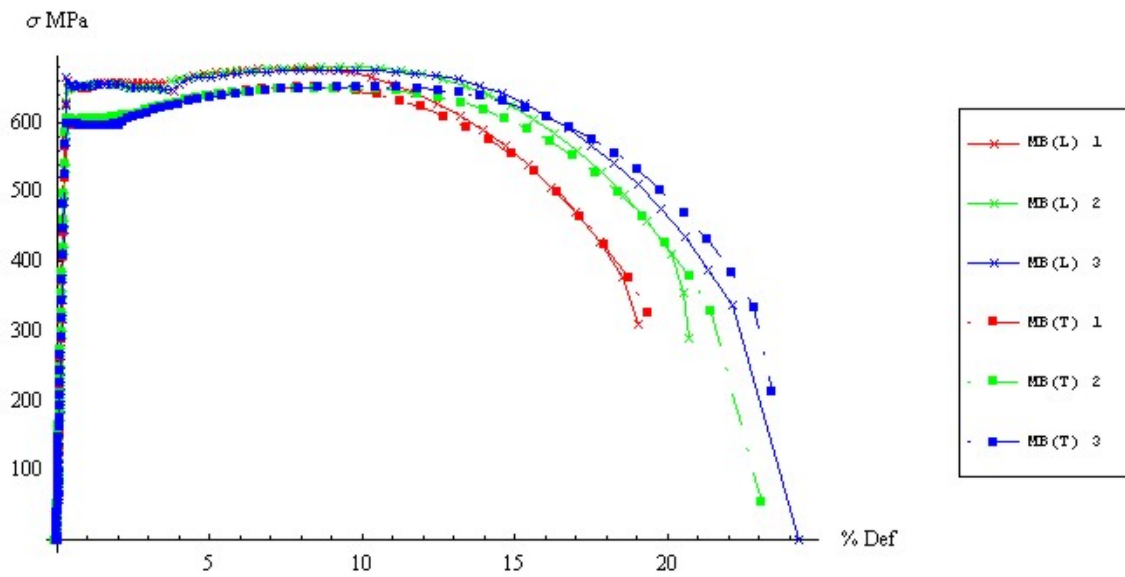


Figura 57: Curvas de tração. CP MB(L) e MB(T).

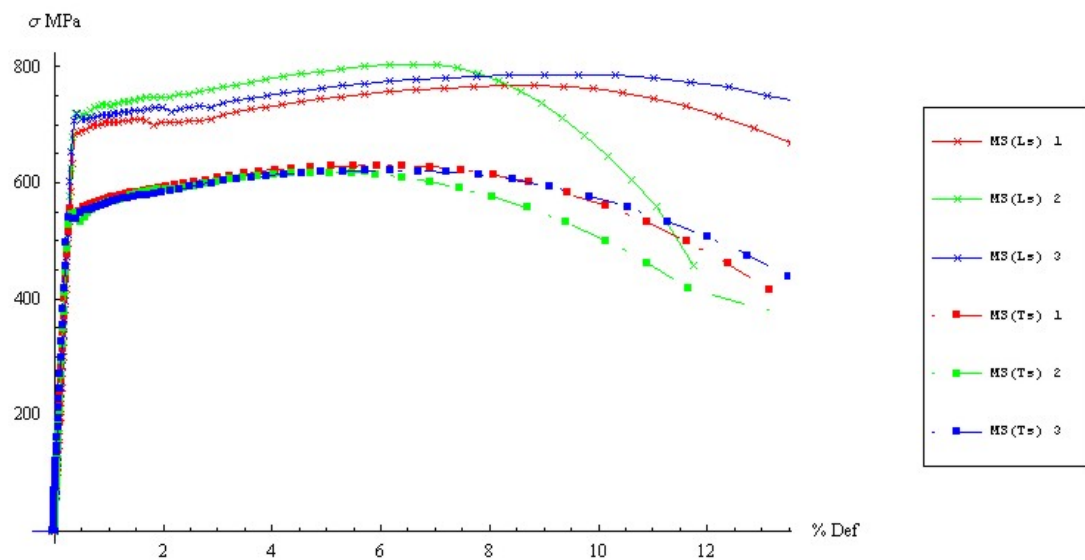


Figura 58: Curvas de tração. CP MS(Ts) e MS(Ls).

4.2 Testes de dureza

Os resultados dos testes de dureza são apresentados na Figura 59. A partir dela pode ser visualizado que a dureza para o material de base é de aproximadamente 230 HV, sendo que o menor valor de dureza corresponde à ZTA (entre 190 e 220 HV). Também pode ser observado que os pontos de mínima dureza para as diferentes linhas

de medição acompanham a forma trapezoidal da solda. O valor máximo de dureza corresponde aos passes de acabamento, com valores variando entre 340 e 370 HV.

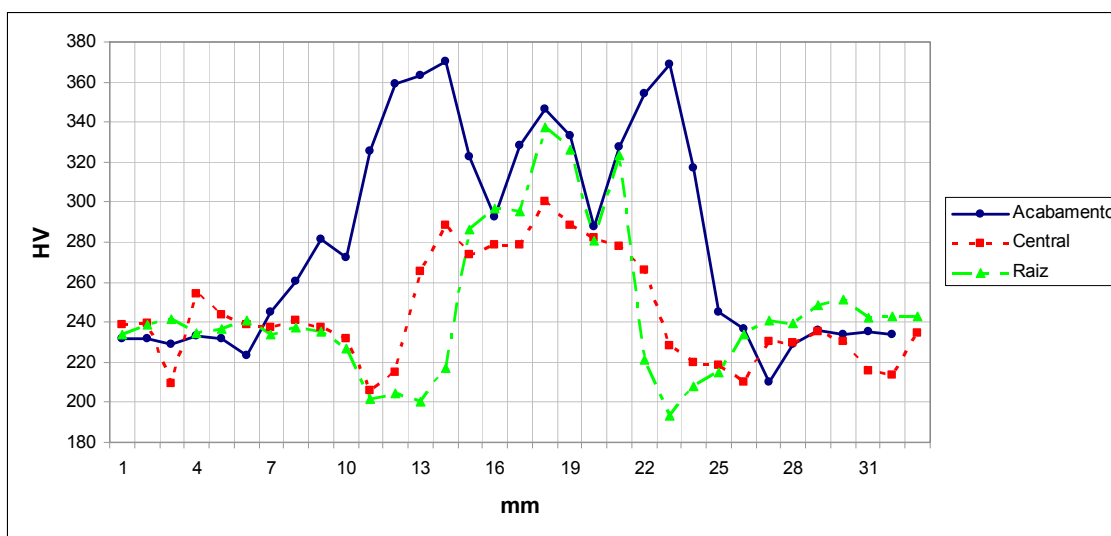


Figura 59: Resultados dos ensaios de dureza Vickers na solda circunferencial.

O perfil de dureza apresentado na Figura 59 é consistente com os valores obtidos em aços da mesma classe. Pode se observar que existe uma região da ZTA onde a dureza cai, o que é consistente com o aumento do tamanho de grão na ZTA, que será apresentado no item 4.3. Já no metal da solda foi possível observar um incremento tanto nos valores de dureza quando na dispersão dos resultados. Este comportamento está possivelmente associado com a quantidade de passes de solda. Também é importante notar que nos passes de raiz os valores de dureza são comparáveis aos valores de dureza dos passes de acabamento.

Os valores de dureza também são coerentes com os limites de escoamento de cada região microestrutural da solda. Os valores de dureza para o metal de base e para o metal da solda foram consideravelmente superiores aos obtidos por BELTRÃO [60] para um aço de características similares. Estas diferenças podem ser devidas à origem do material, isto é, materiais produzidos por diferentes fornecedores.

4.3 Análise metalográfica

A partir da Figura 42 é possível ter uma visão do perfil da solda como um todo. Nela é possível diferenciar claramente a região termicamente afetada (ZTA), o passe de raiz, os dois passes de enchimento e os quatro passes finais de acabamento. Para os passes de enchimento e acabamento são visíveis os grãos colunares orientados segundo a direção da extração de calor no processo de soldagem. Nos passes de acabamento são facilmente observáveis os arcos de grãos equiaxiais, produto da recristalização causada pelo calor fornecido pelo passe subsequente.

Nas Figuras 60 a 62 é apresentada a microestrutura do metal de base, composta de grãos alongados de ferrita e perlita nos contornos. Na Figura 62 pode-se visualizar pequenas inclusões globulizadas.

Nas Figuras 63 e 64 apresenta-se as microestruturas da ZTA próximo ao metal de base e próximo ao metal da solda, respectivamente. Próximo do metal de base os grãos são equiaxiais e ainda mantêm, aproximadamente, o seu tamanho original. Já mais próximo ao metal da solda os grãos apresentam-se maiores e crescendo de forma concorrente.

Nas micrografias das Figuras 65 a 69 são apresentadas as microestruturas do metal da solda, tanto dos grãos austeníticos colunares como dos grãos equiaxiais. Podem-se diferenciar as seguintes microestruturas.

PF: ferrita primária.

PF(G): ferrita no contorno de grão.

PF(I): ferrita poligonal intragranular.

AF: ferrita acicular.

FS: ferrita com uma segunda fase.

FS(A): ferrita com segunda fase alinhada.

FC: ferrita com agregados de carbeto (inclusive perlita).

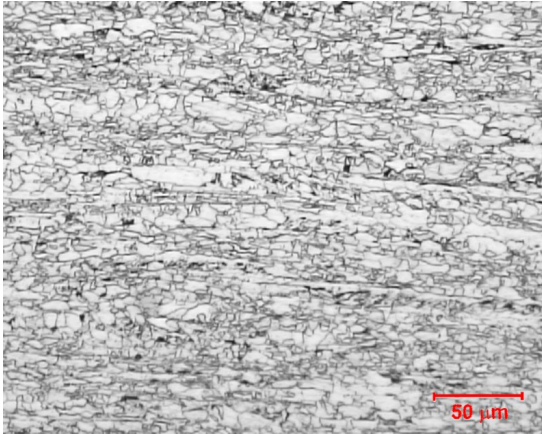


Figura 60: Microestrutura do metal de base (200X).

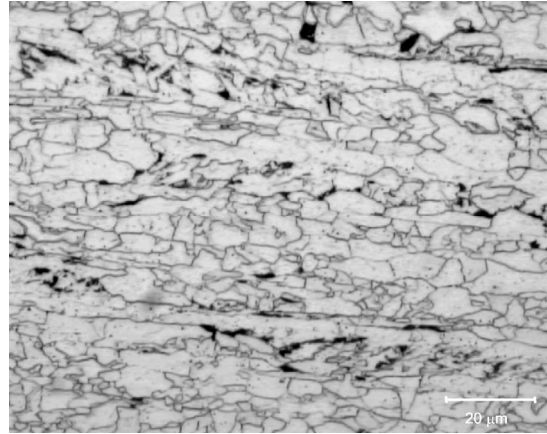


Figura 61: Microestrutura do metal de base (500X).

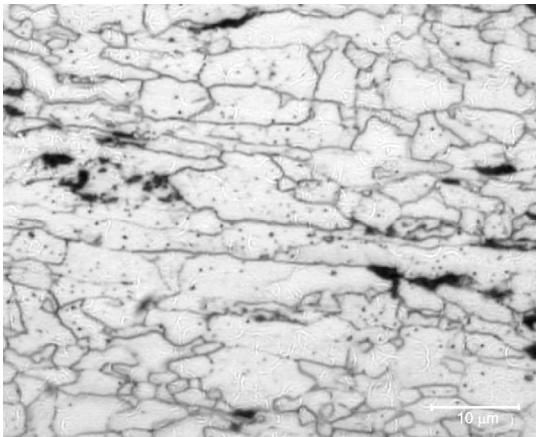


Figura 62: Microestrutura do metal de base (1000X).

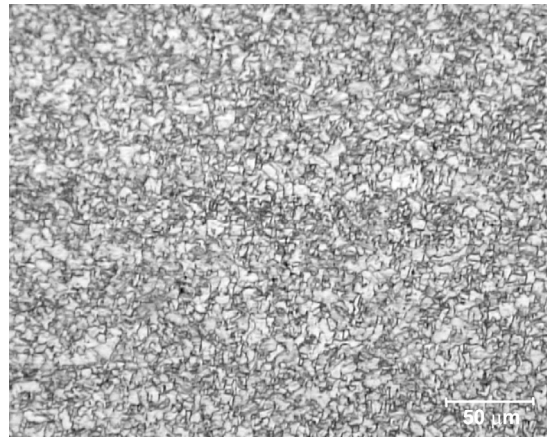


Figura 63: Microestrutura da ZTA próximo do metal base (200X).



Figura 64: Microestrutura da ZTA próximo do metal da solda (200X).

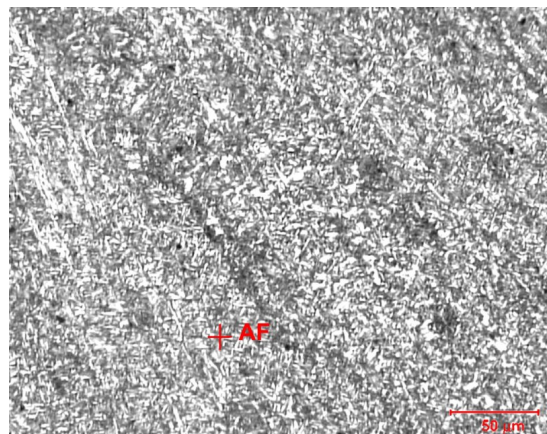


Figura 65: Microestrutura do metal da solda, grãos colunares (200X).

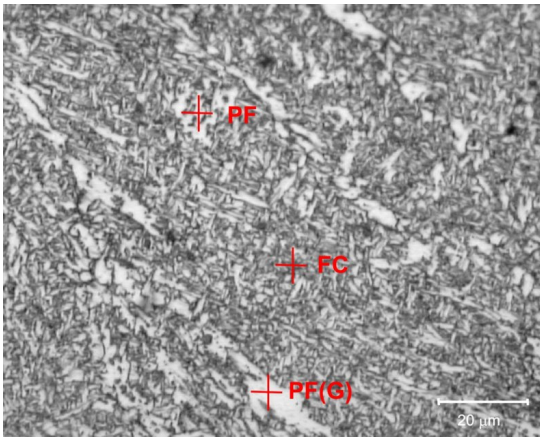


Figura 66: Microestrutura do metal da solda, grãos colunares (500X).

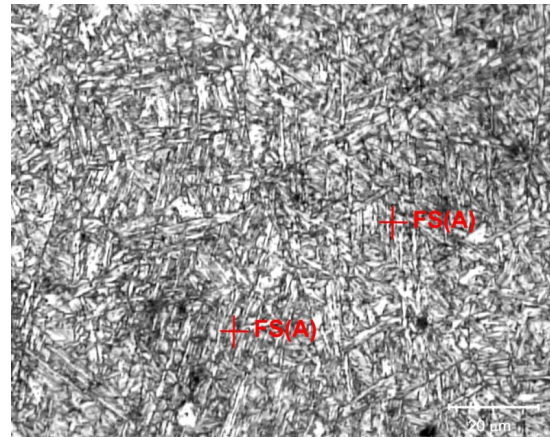


Figura 67: Microestrutura do metal da solda, grãos colunares (500X).

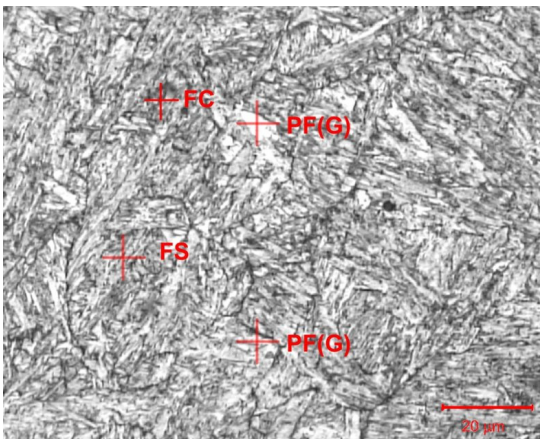


Figura 68: Microestrutura do metal da solda, grãos equiaxiais (500X).

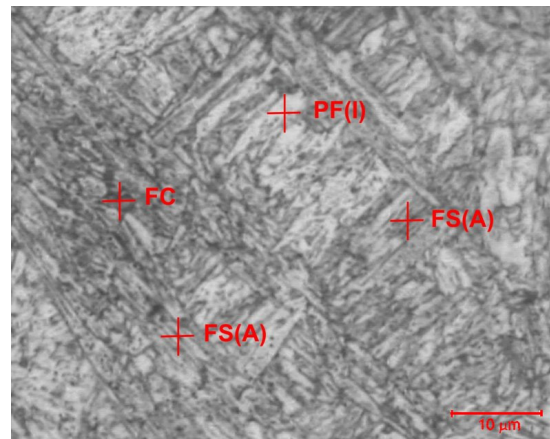


Figura 69: Microestrutura do metal da solda, grãos equiaxiais (1000X).

4.4 Propagação de trincas por fadiga

No presente item são apresentados os resultados dos testes de fadiga para as três regiões da solda. Serão apresentados e discutidos os seguintes resultados, em seqüência:

1. Filtragem do sinal da queda de potencial elétrico;
2. Curvas de crescimento de trinca em função do número de ciclos para cada razão de tensões aplicada, $R = 0,1$ e $R = 0,5$;

3. Curvas correspondentes à taxa de crescimento de trinca por fadiga em função de ΔK e os ajustes da equação de Paris por mínimos quadrados;
4. O efeito das sobrecargas nas curvas da/dN vs. ΔK ;
5. Efeito das sobrecargas na técnica de queda de potencial elétrico;
6. Análise fractográfica;
7. Influencia do processo de *reeling* na vida à fadiga.

4.4.1 Filtragem do sinal de queda de potencial elétrico

Devido a que o sinal de queda de potencial adquirido geralmente tinha ruído elétrico, vide Figura 70, o mesmo precisou ser filtrado matematicamente antes de ser utilizado no cálculo do comprimento de trinca mediante a expressão (14). A ferramenta matemática utilizada foi um filtro linear ou “média em movimento”. A quantidade de pontos considerados para o cálculo da média local foi variável, tipicamente entre 2 e 100 pontos, mudando de um ensaio para outro.

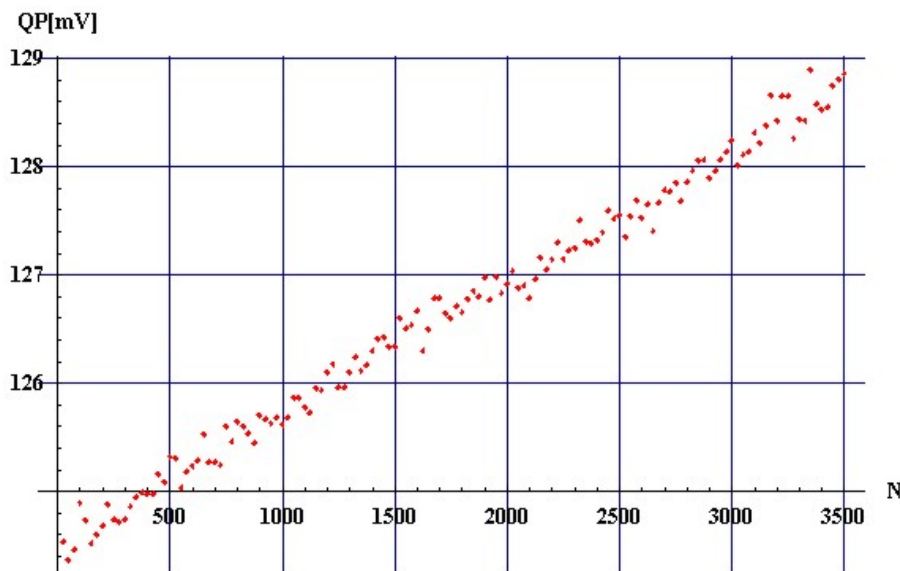


Figura 70: Sinal de queda de potencial elétrico correspondente ao CP B11.

4.4.2 Curvas de crescimento da trinca a vs. N

Os resultados dos testes de crescimento de trincas por fadiga são apresentados nas Figuras 72 a 77 na forma de curvas a versus N para as três microestruturas da solda e para cada R considerado em separado. Com o intuito de cobrir um maior espectro de taxas de crescimento de trincas foram aplicados diferentes valores de carga constante para diferentes corpos de prova. Para facilitar a interpretação de cada curva, os parâmetros de ensaio utilizados serão paralelamente apresentados nas Tabelas 6 a 8, seguindo a seqüência de apresentação das curvas de cada microestrutura. Nas mesmas tabelas são também apresentadas as deflexões máximas da trinca $I_{m\acute{a}x}$, como esquematizadas na Figura 71, e a posição da trinca para aquela deflexão. A norma ASTM E647-99 [40] admite um ângulo máximo de deflexão da trinca de 14° .

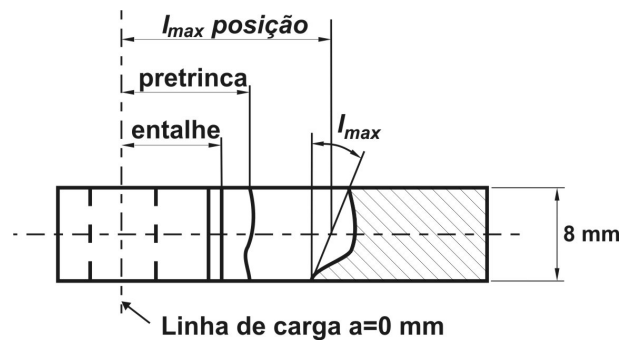


Figura 71: Esquema do crescimento da trinca.

Tabela 6: Parâmetros de ensaio e deflexão máxima da trinca. CPs de metal de base.

Corpo de prova	R	ΔP [kN]	$I_{m\acute{a}x}$	
			Ângulo	a [mm]
B101	0,1	7	3°	13,5
B102	0,1	7	4°	14,0
B103	0,1	7	8°	13,5
B104	0,1	12	1°	14,0
B105	0,1	5	4°	14,0
B502	0,5	4,5	2°	13,5
B503	0,5	4,5	9°	13,5
B504	0,5	6	7°	14,0
B505	0,5	7,5	4°	14,0

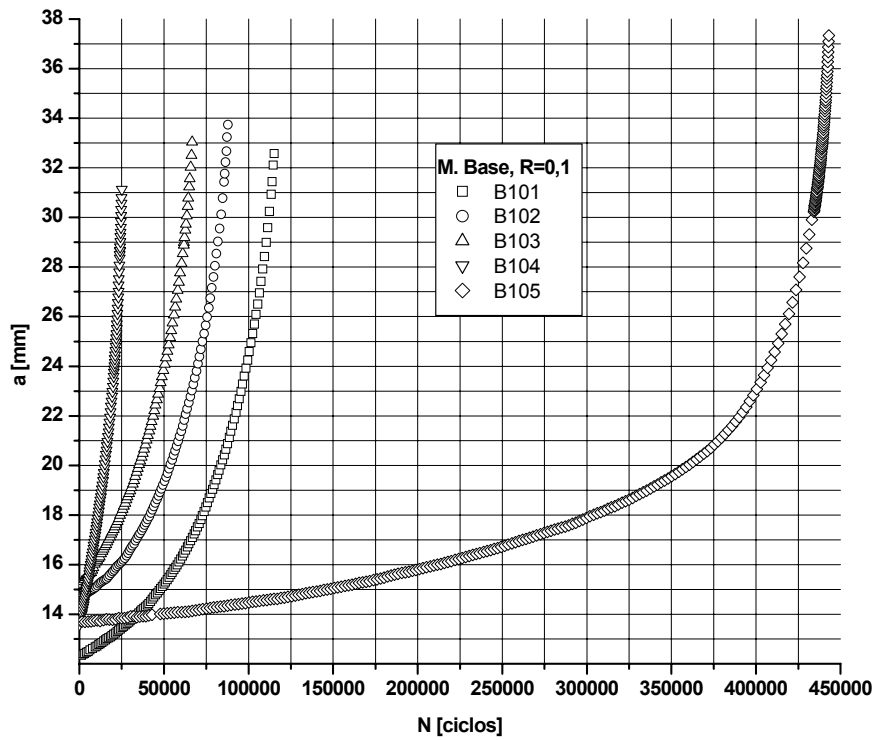


Figura 72: Curvas a vs. N para o metal de base e $R = 0,1$.

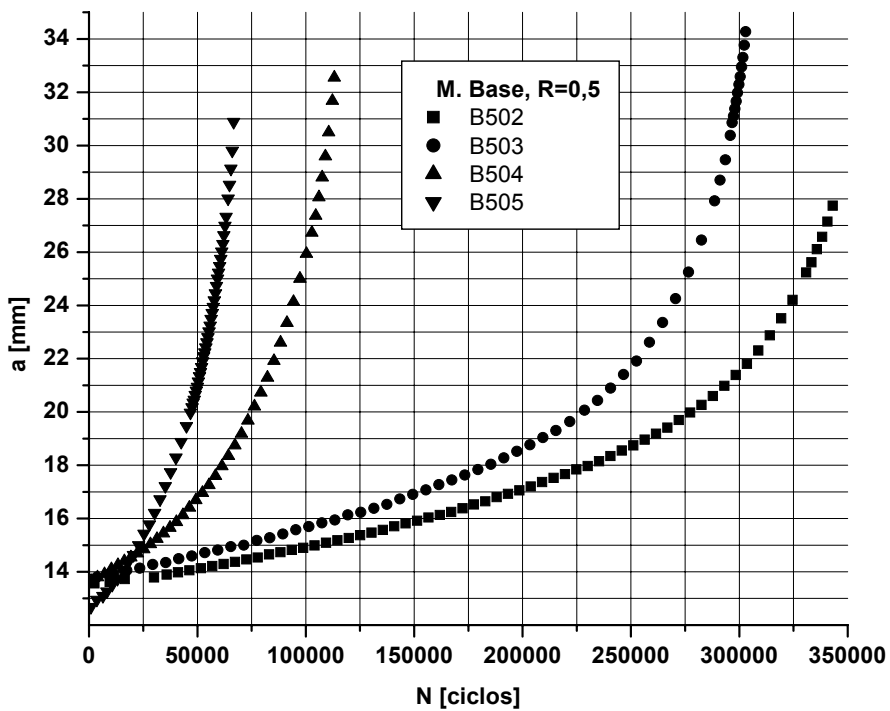


Figura 73: Curvas a vs. N para o metal de base e $R=0,5$.

Tabela 7: Parâmetros de ensaio e deflexão máxima da trinca para os CPs da ZTA.

Corpo de prova	R	ΔP [kN]	$I_{\text{máx}}$		Observações
			Ângulo	a [mm]	
Z101	0,1	12	8°	14	
Z102	0,1	11	17°	18,5	$I_{\text{máx}}$ fora de norma para a entre 14 e 20 mm
Z103	0,1	13	7°	20	
Z104	0,1	12	8°	25	
Z501	0,5	7,5	6°	13,5	
Z502	0,5	6	17°	18,5	$I_{\text{máx}}$ fora de norma para a entre 15 e 19 mm
Z503	0,5	8	11°	15	
Z504	0,5	8	4°	20	

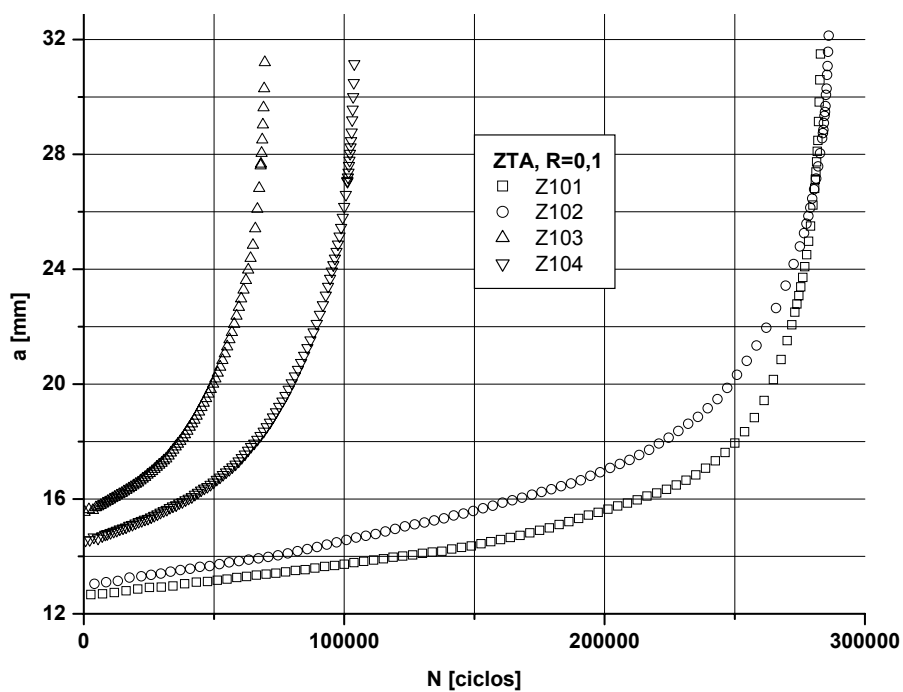


Figura 74: Curvas a vs. N para zona termicamente afetada e $R = 0,1$.

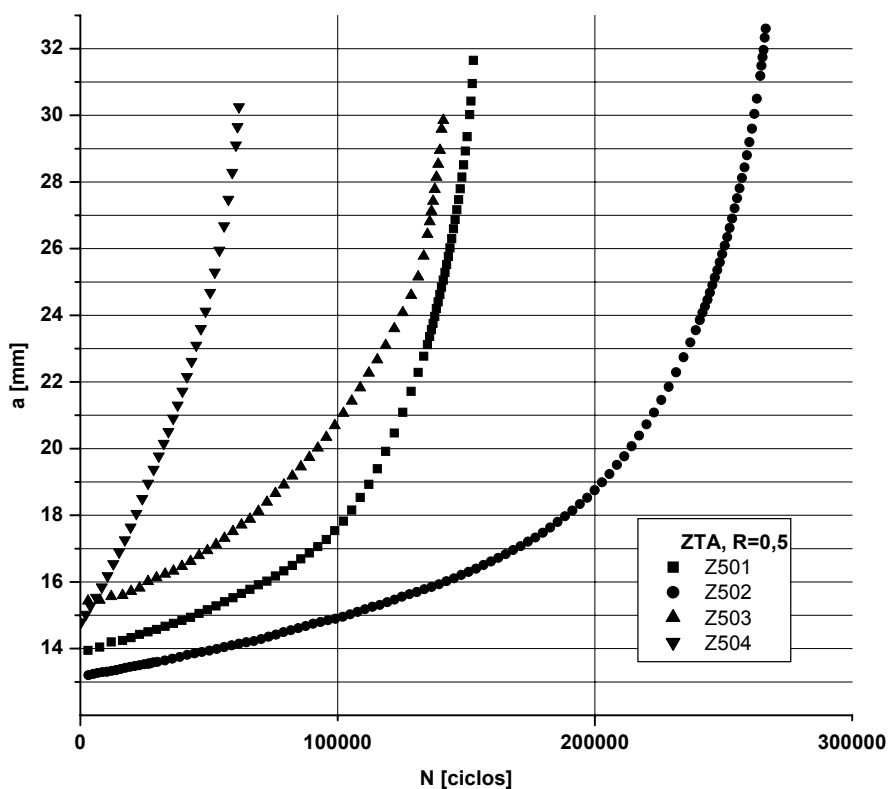


Figura 75: Curvas a vs. N para zona termicamente afetada e $R = 0,5$.

Tabela 8: Parâmetros de ensaio e deflexão máxima da trinca. CPs de metal de solda.

Corpo de prova	R	ΔP [kN]	$I_{\text{máx}}$		Observações
			Ângulo	a [mm]	
S101	0,1	12	37°	18	$I_{\text{máx}}$ fora de norma para a entre 13 e 22 mm
S102	0,1	11	11°	20,5	
S103	0,1	12	3°	13,5	
S501	0,5	7,5	11°	13,5	
S502	0,5	8	2°	14	
S503	0,5	8	9°	15	

A partir das curvas a versus N mostradas e dos dados apresentados na Tabela 8, pode-se visualizar que a maior quantidade de ciclos de vida para cada microestrutura foi conseguida para os menores valores de ΔP aplicados, como esperado.

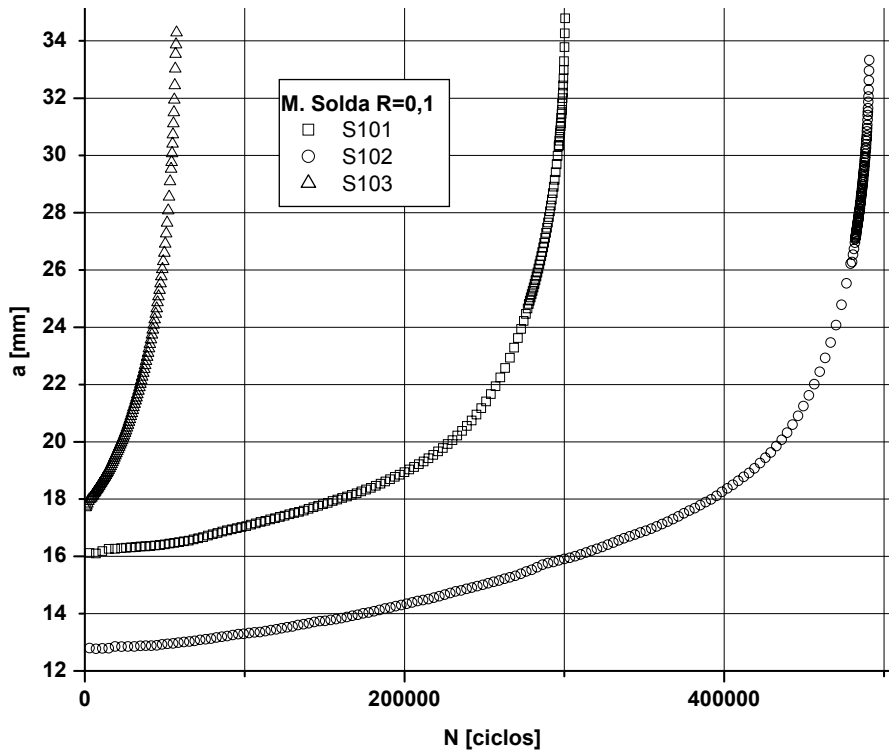


Figura 76: Curvas a vs. N para o metal da solda e $R = 0,1$.

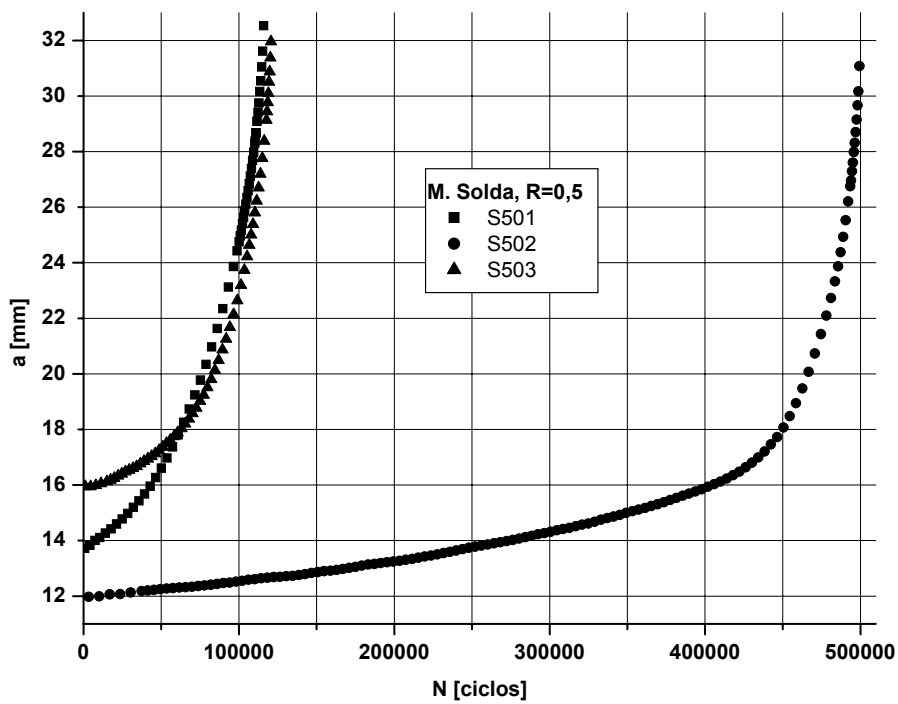


Figura 77: Curvas a vs. N para o metal da solda e $R = 0,5$

4.4.3 Curvas da/dN vs. ΔK

A partir das curvas a vs. N e do ΔP aplicado durante o ensaio de fadiga é possível calcular as curvas da/dN vs. ΔK , apresentadas (em escala dupla logarítmica) nas Figuras 78, 79 e 81 a 84. A unidade utilizada para as taxas de crescimento é milímetros por ciclo (mm/c). Nas figuras se apresenta também o ajuste da equação de Paris a partir dos dados correspondentes para cada região e valores de R considerados, assim como o intervalo de confiança de 95% para a taxa de crescimento da trinca em função de ΔK . É importante salientar que para o ajuste da equação de Paris foram considerados:

- a) os resultados da/dN vs. ΔK dos corpos de prova sem sobrecargas; e
- b) os resultados da/dN vs. ΔK prévios às primeiras sobrecargas em corpos de prova que eram destinados a estudar o efeito das mesmas, embora eles não estejam representados nas figuras.

Nas curvas da/dN vs. ΔK do metal de base é possível distinguir quebras, isto é, cada curva poderia ser representada por duas retas de inclinação diferente no plano logarítmico. Neste trabalho este tipo de curvas será denominada bi-linear. De acordo com a literatura [25] e [26], nestes casos é recomendado dividir as curvas em dois intervalos diferentes para o ajuste da equação de Paris, vide Figuras 78 e 79. Embora alguns autores indiquem que as quebras na parte inicial do estágio II nas curvas de Paris são devidas a mudanças no micromecanismo de crescimento da trinca, a análise por microscopia eletrônica de varredura não permitiu observar mudanças nas superfícies de fratura associadas aos diferentes micromecanismos de crescimento discutidos. A Figura 80 mostra um esquema de relações da/dN versus ΔK bi-lineares ajustadas aos valores experimentais, assim como os parâmetros de ajuste obtidos. A localização dos pontos de mudança na inclinação nas curvas da/dN vs ΔK está de acordo com resultados da bibliografia, apresentados nas Figuras 17 e 18 [25] e [28].

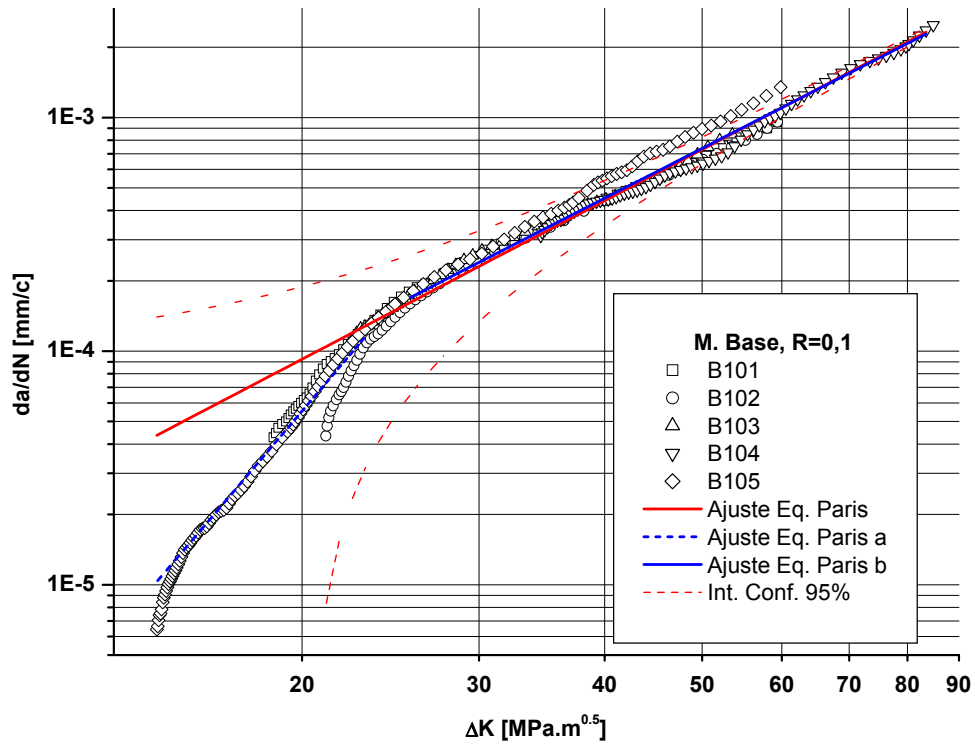


Figura 78: Curva da/dN vs. ΔK do metal de base e $R = 0,1$; ajustes da equação de Paris para os intervalos considerados e intervalo de confiança do 95%.

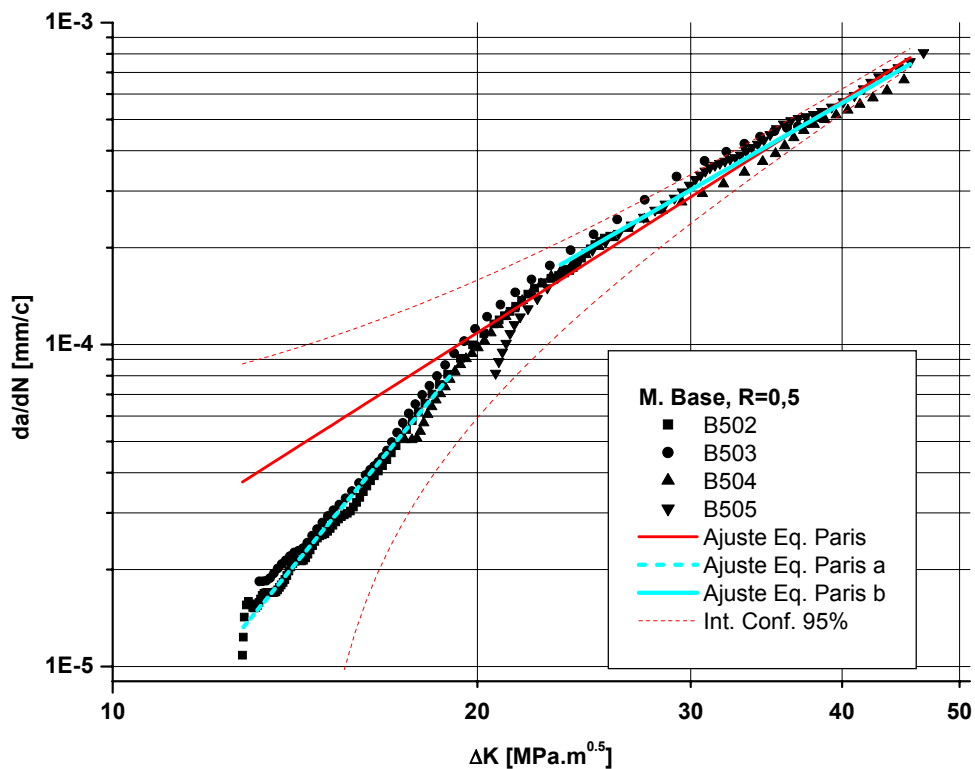


Figura 79: Curva da/dN vs. ΔK do metal de base e $R = 0,5$; ajustes da equação de Paris para os intervalos considerados e intervalo de confiança de 95%.

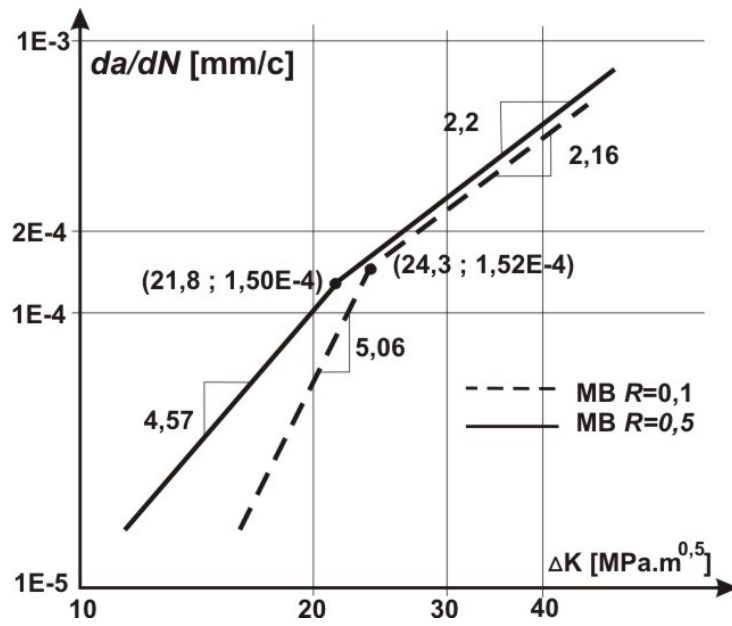


Figura 80: Esquema com curvas da/dN bi-lineares ajustadas de acordo com os resultados experimentais no metal de base.

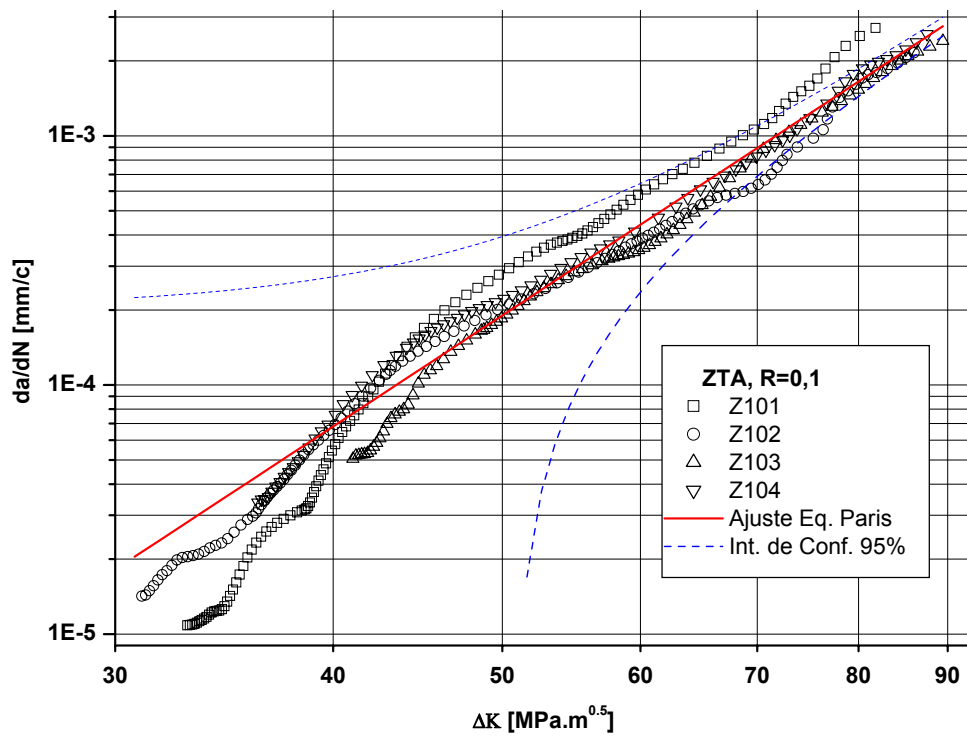


Figura 81: Curva da/dN vs. ΔK da zona termicamente afetada e $R = 0,1$; ajuste da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

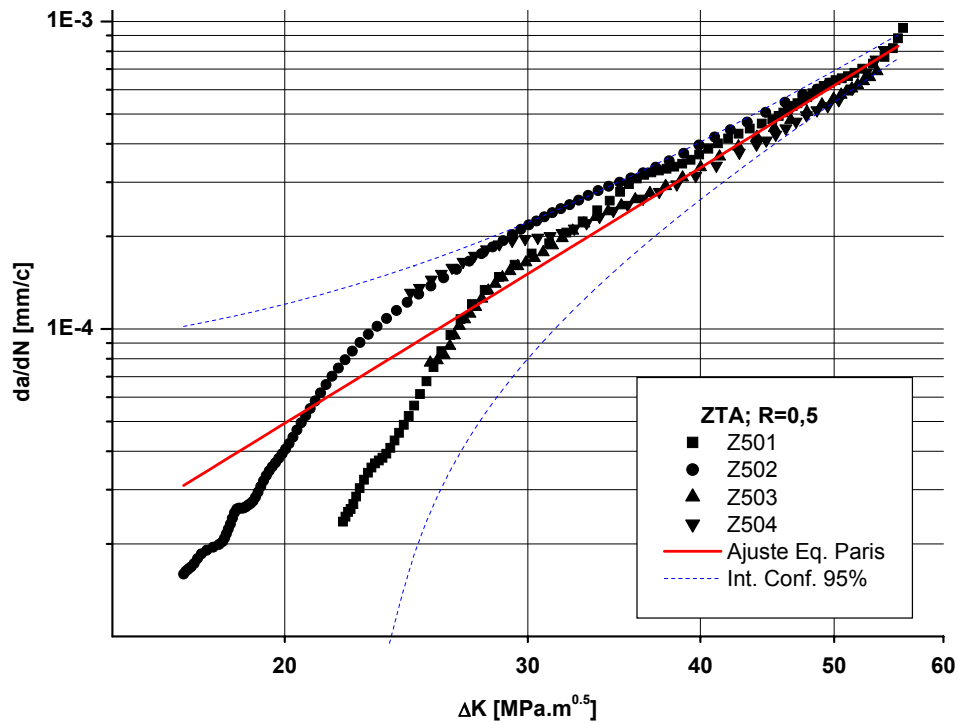


Figura 82: Curva da/dN vs. ΔK da zona termicamente afetada e $R = 0,5$; ajustes da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

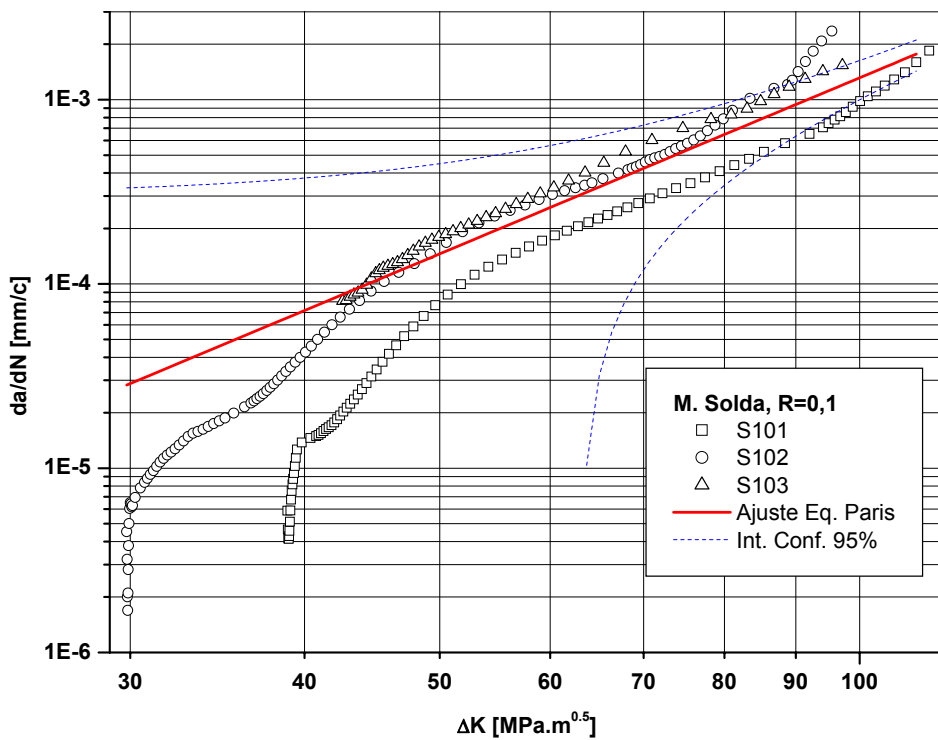


Figura 83: Curva da/dN vs. ΔK do metal de solda e $R = 0,1$; ajustes da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

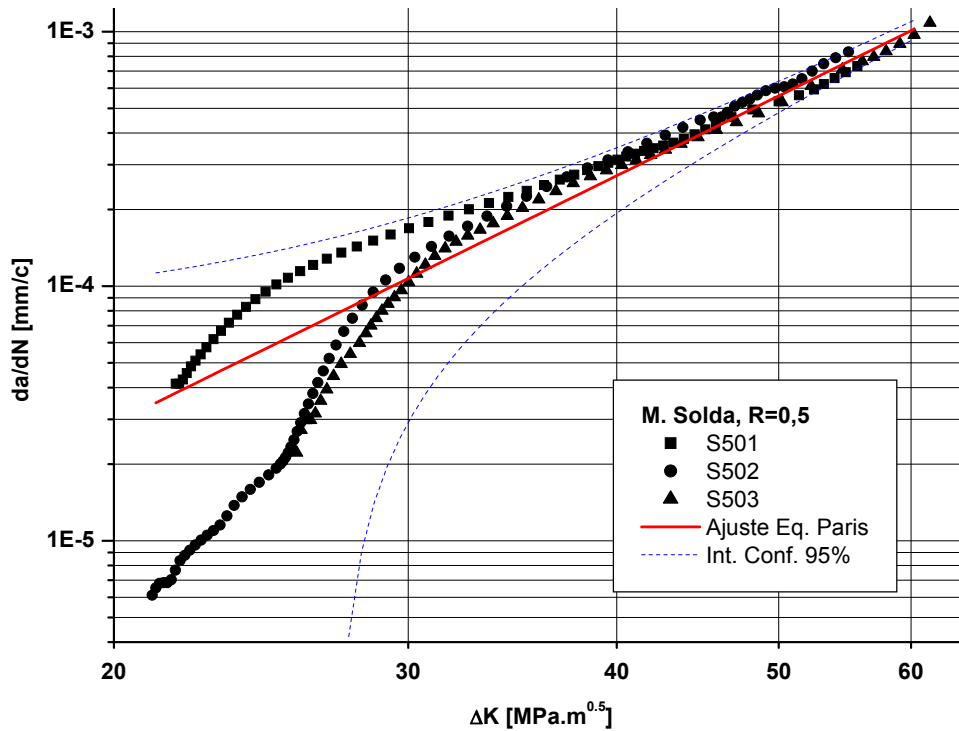


Figura 84: Curva da/dN vs. ΔK do metal de solda e $R = 0,5$; ajustes da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

Na Tabela 9 são apresentados os valores das constantes da equação de Paris (3) ajustada para os resultados das três microestruturas da solda e $R = 0,1$ e $0,5$.

Tabela 9: Constantes da equação de Paris e parâmetros do ajuste por regressão.

	R	Intervalo ΔK [MPa.m ^{0,5}]	C [mm/(ciclo. .MPa.m ^{0,5})]	Erro (C) [mm/(ciclo. MPa.m ^{0,5})]	m	Erro (m)	χ^2
MB	0,1	14,3 < ΔK < 83,5	1,07.10 ⁻⁷	±5,93.10 ⁻⁹	2,26	±0,013	2,406.10 ⁻¹⁵
		14,3 < ΔK < 23,0	1,4593.10 ⁻¹¹	±8,40.10 ⁻¹²	5,06	±0,188	8,970.10 ⁻¹⁷
		25,6 < ΔK < 83,5	1,363.10 ⁻⁷	±1,02.10 ⁻⁸	2,20	±0,018	3,439.10 ⁻¹⁵
	0,5	12,8 < ΔK < 45,5	8,41.10 ⁻⁸	±7,05.10 ⁻⁹	2,39	±0,024	6,366.10 ⁻¹⁶
		12,8 < ΔK < 19,0	1,15.10 ⁻¹⁰	±2,24.10 ⁻¹¹	4,57	±0,069	7,737.10 ⁻¹⁸
		23,4 < ΔK < 45,5	1,96.10 ⁻⁷	±1,92.10 ⁻⁸	2,16	±0,028	5,112.10 ⁻¹⁶
ZTA	0,1	30,8 < ΔK < 89,4	2,93.10 ⁻¹²	±7,47.10 ⁻¹³	4,6	±0,058	1,077.10 ⁻¹⁴
	0,5	16,9 < ΔK < 55,6	1,27.10 ⁻⁸	±1,57.10 ⁻⁹	2,76	±0,033	1,303.10 ⁻¹⁵
MS	0,1	29,8 < ΔK < 109,8	5,9.10 ⁻¹⁰	±2,8.10 ⁻¹⁰	3,17	±0,105	2,380.10 ⁻¹⁴
	0,5	21,2 < ΔK < 60,3	1,8.10 ⁻⁹	±3,48.10 ⁻¹⁰	3,23	±0,050	1,567.10 ⁻¹⁵

Comparando os intervalos de confiança de 95% das Figuras 78, 79 e 81 a 84 e a estatística de prova da qualidade do ajuste (χ^2) da Tabela 9, pode-se inferir que a variabilidade dos resultados, para um dado valor de ΔK , é menor para o metal de base que para as outras duas microestruturas. Possivelmente esse resultado esteja relacionado com a presença de tensões residuais na ZTA e no metal de solda, assim como com a microestrutura diferente e a geometria irregular dos passes da solda no MS. Nesse sentido, a partir das micrografias da superfície de fratura (vide, por exemplo, Figura 94) pode-se ver que na região da raiz da solda a trinca tem menor comprimento que na região de passes de enchimento e acabamento. Isto só pode ser possível se diferentes segmentos da frente de trinca tiveram taxas de crescimento diferentes. Pode-se inferir então que microestruturas diferentes no plano da trinca alteram a taxa de crescimento da trinca como um todo. A proporção de microestruturas diferentes no plano da trinca no metal da solda varia com a irregularidade geométrica dos passes. Na ZTA a frente de trinca propaga-se por microestruturas ainda mais diferentes em termos de propriedades mecânicas, como a região de grãos grosseiros e os passes de acabamento, o que produz uma maior dispersão nos resultados.

Pode-se também inferir, comparando para cada microestrutura da solda os dois valores de R , que as velocidades de crescimento de trinca para o R maior apresentam menor variância. Além disso, para qualquer microestrutura considerada, a variância da taxa de crescimento de trinca esperada foi maior para os ΔK menores.

Na Figura 85 é apresentada uma comparação dos ajustes da equação de Paris para as três microestruturas da solda. Na Figura 86 é apresentada uma comparação mais geral dos resultados obtidos para o metal de base e $R = 0,1$, pelo presente trabalho [PT] e por diferentes autores, DE MARCO FILHO [5], FERNANDEZ [20], SHI [54], e NEVES BELTRAO [60]. Na Figura 87 resultados similares, também para o metal de base, são comparados para $R = 0,5$.

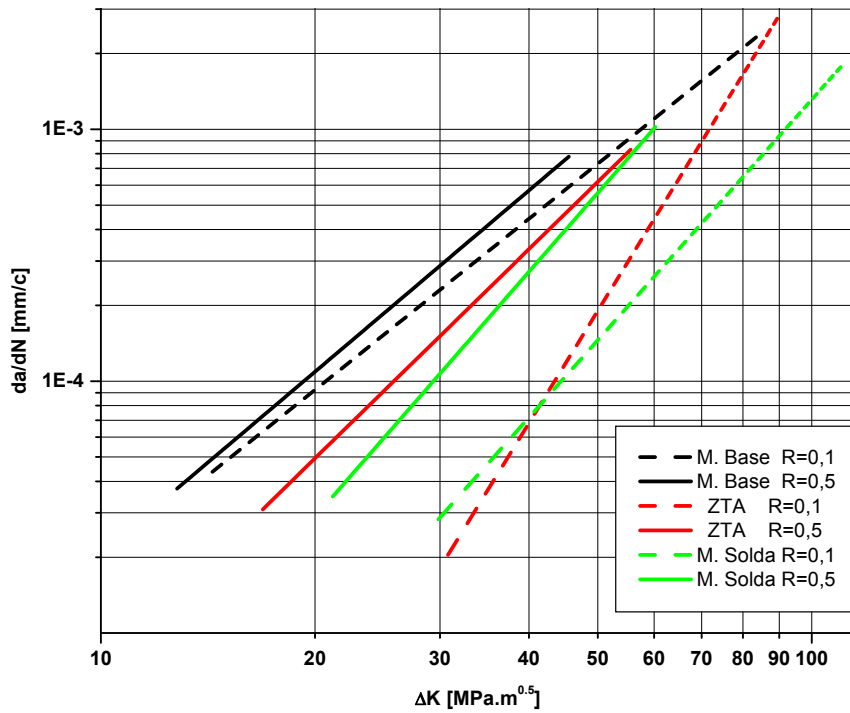


Figura 85: Comparação das retas resultantes das equações de Paris ajustadas para as três microestruturas da solda.

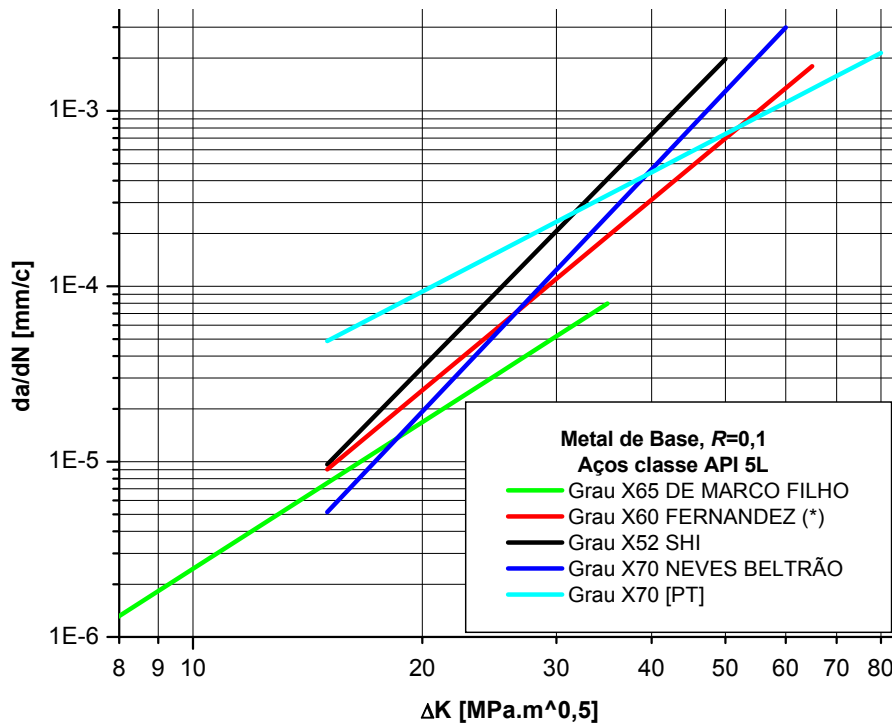


Figura 86: Comparação dos resultados de taxas de crescimento de trincas por fadiga de diferentes autores ($R = 0,1$), aços classe API 5L. (*) Faixa dos valores de ΔK desconhecida.

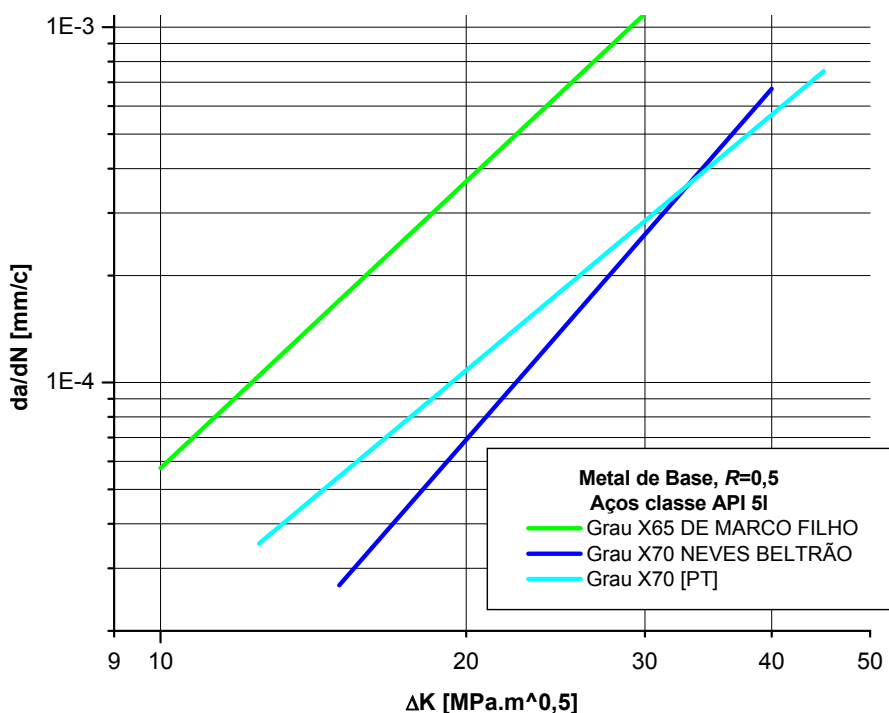


Figura 87: Comparação dos resultados de taxas de crescimento de trincas por fadiga de diferentes autores ($R = 0,5$), aços classe API 5L.

A comparação geral de resultados para o metal de base deve ser realizada com cautela, já que os resultados da bibliografia foram obtidos a partir de aços de diferentes fornecedores e não são conhecidas as variáveis de fabricação que, em geral, influenciam na vida à fadiga (tratamento termomecânico, composição química, microestrutura, espessura da chapa, etc.). Mesmo assim, pode-se visualizar que os resultados experimentais do presente trabalho estão, de uma forma geral, de acordo com os resultados obtidos para aços da mesma família em condições similares (fadiga em ar, temperatura ambiente, etc.).

Os resultados das taxas de crescimento de trinca por fadiga apresentados como na Figura 85 sugerem a discussão seguinte. Observando a posição relativa das curvas da/dN vs. ΔK , para cada microestrutura em separado, é possível ver que as curvas para $R = 0,5$ se acham deslocadas para cima, se comparadas com as curvas para $R = 0,1$. Isto é, para o mesmo ΔK a taxa de crescimento é maior para $R = 0,5$. Este comportamento está de acordo com o apresentado no item 2.6 e com resultados de outros trabalhos consultados [24] [28] [60].

4.4.4 Efeito das sobrecargas nas curvas a versus N

No presente item são apresentados os resultados obtidos da aplicação de uma sobrecarga de tração na vida à fadiga. Primeiramente, da mesma forma que foi feito para os CPs sem sobrecargas, são apresentados, na Tabela 10, os parâmetros de ensaio utilizados, as deflexões máximas obtidas durante o crescimento da trinca e outras observações. Posteriormente são apresentadas as curvas a versus N correspondentes às sobrecargas nas Figuras 88 a 93 para cada microestrutura da junta soldada e valor de R . Com o intuito de destacar o efeito das sobrecargas, nas figuras foram superpostas as curvas a versus N sem sobrecargas.

Os comprimentos de trinca escolhidos para a aplicação das sobrecargas foram $a \approx 17,0$ e $21,0$ mm. Porém, existem pequenas variações no comprimento exato da trinca na sobrecarga devido a que a posição precisa da sobrecarga é revelada só após a quebra do corpo de prova e do estabelecimento do polinômio de calibração da técnica de queda de potencial elétrico, vide Tabela 11.

Tabela 10: Parâmetros de ensaio e deflexão máxima da trinca. CPs de metal de base.

Corpo de prova	R	ΔP [kN]	OLR		$I_{\text{máx}}$		Observações
			$a = 17$ mm	$a = 21$ mm	Ângulo	a [mm]	
B11	0,1	12	1,75	2	3°	21	
B12	0,1	12	2	1,75	4°	19	
B13	0,1	8	1,75	2	3°	21	
B14	0,1	8	2	1,75	4°	14,5	
B51	0,5	8	2	-	3°	17	Sem crescimento aparente após 380.000 ciclos
B52	0,5	8	1,75	-	5°	20	
Z11	0,1	12	1,75	2	8°	20	
Z12	0,1	12	2	1,75	14°	14	
ZR13	0,1	12	3	-	19	21	$I_{\text{máx}}$ fora de norma para a entre 18 e 22 mm
Z52	0,5	8	1,75	-	8°	17	
Z53	0,5	8	2	-	1°	17	
ZR54	0,5	8	2,5	-	7	19	
S11	0,1	12	1,75	2	28°	20,5	$I_{\text{máx}}$ fora de norma para a entre 15 e 27 mm
S12	0,1	12	2	-	33°	18,5	$I_{\text{máx}}$ fora de norma para a entre 13 e 20 mm

Tabela 10: Continuação.

Corpo de prova	R	ΔP [kN]	OLR		$I_{m\acute{a}x}$		Observações
			$a = 17$ mm	$a = 21$ mm	Ângulo	a [mm]	
S13	0,1	12	2	-	8°	17	Sem crescimento aparente após 860.000 ciclos
S51	0,5	8	1,75	-	14°	16	
S52	0,5	8	2	-	41°	17	$I_{m\acute{a}x}$ fora de norma para a entre 13 e 23 mm

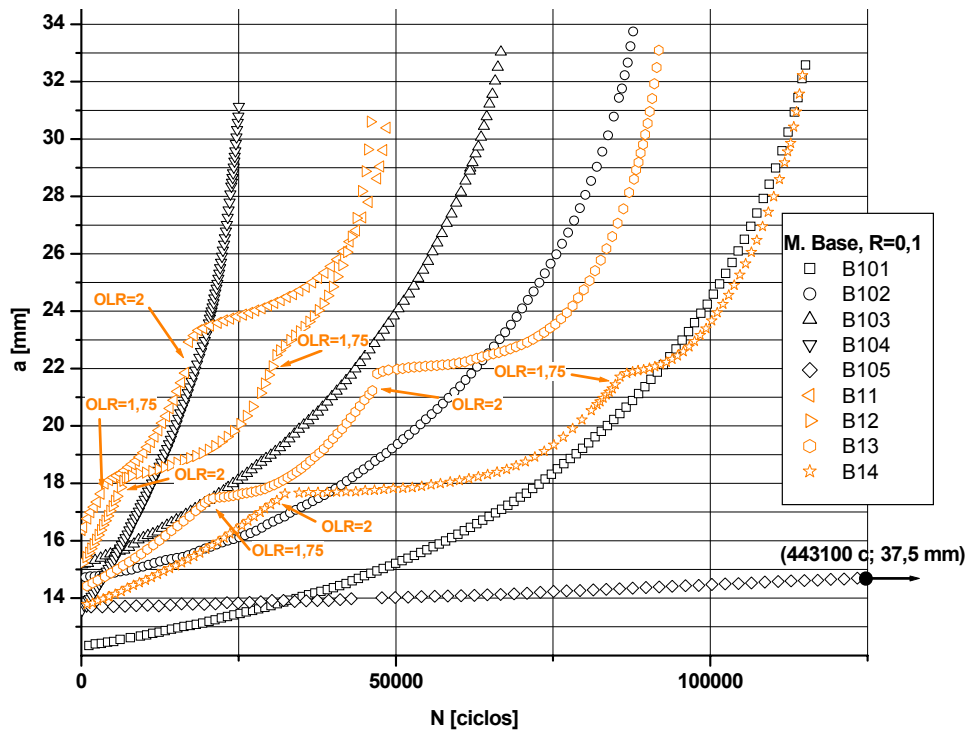


Figura 88: Curvas a vs. N e efeito de sobrecargas para o metal de base e $R = 0,1$.

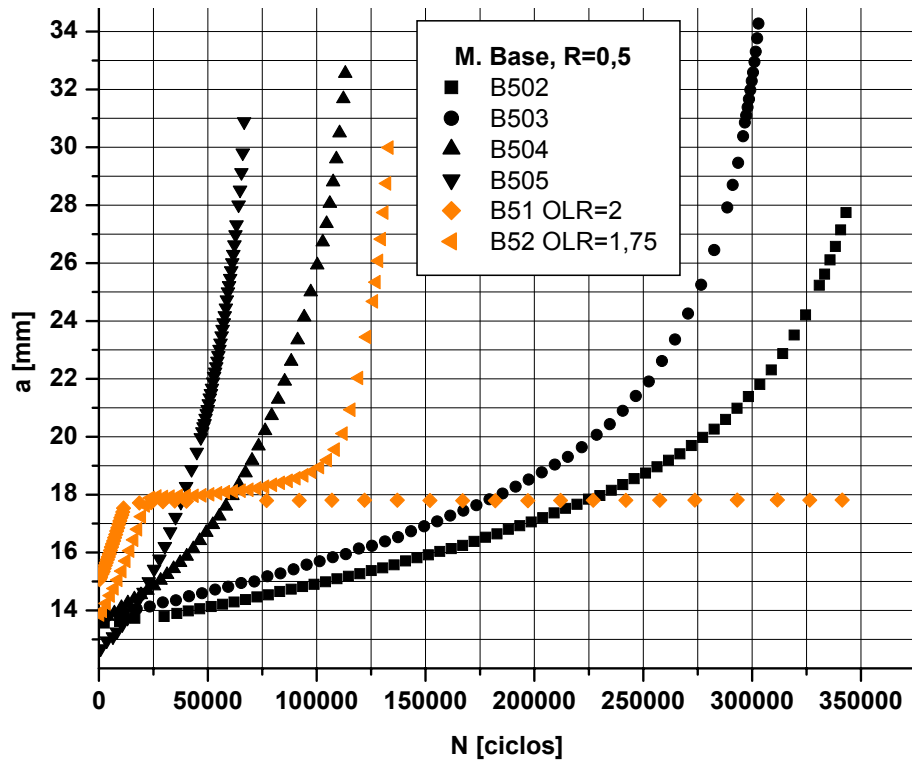


Figura 89: Curvas a vs. N e efeito de sobrecargas para o metal de base e $R = 0,5$.

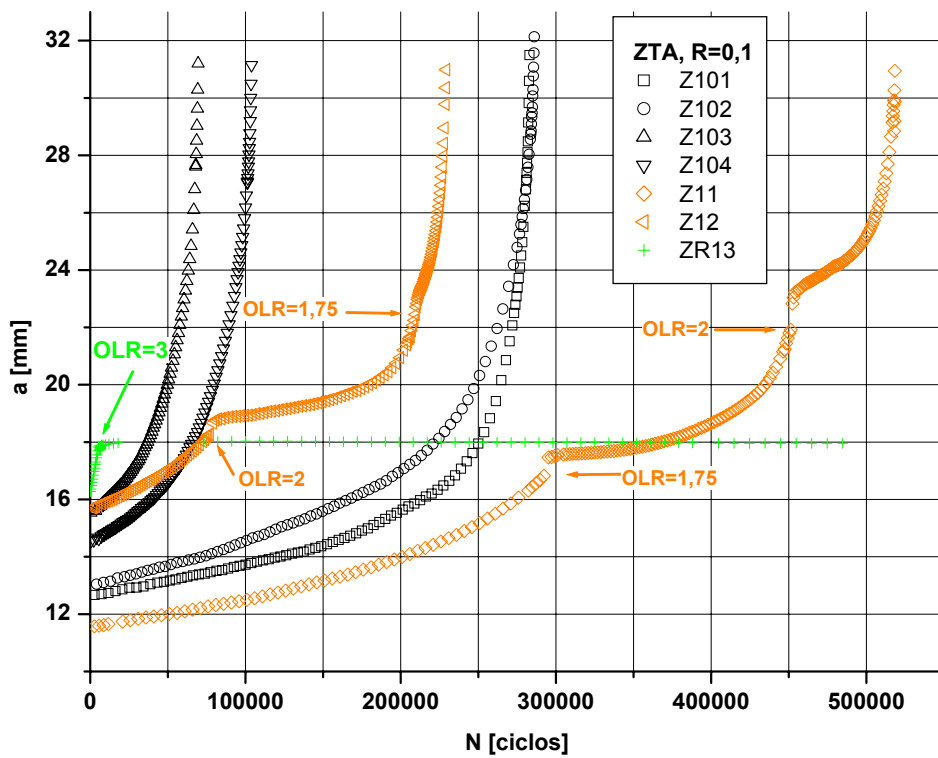


Figura 90: Curvas a vs. N e efeito de sobrecargas para a ZTA e $R = 0,1$.

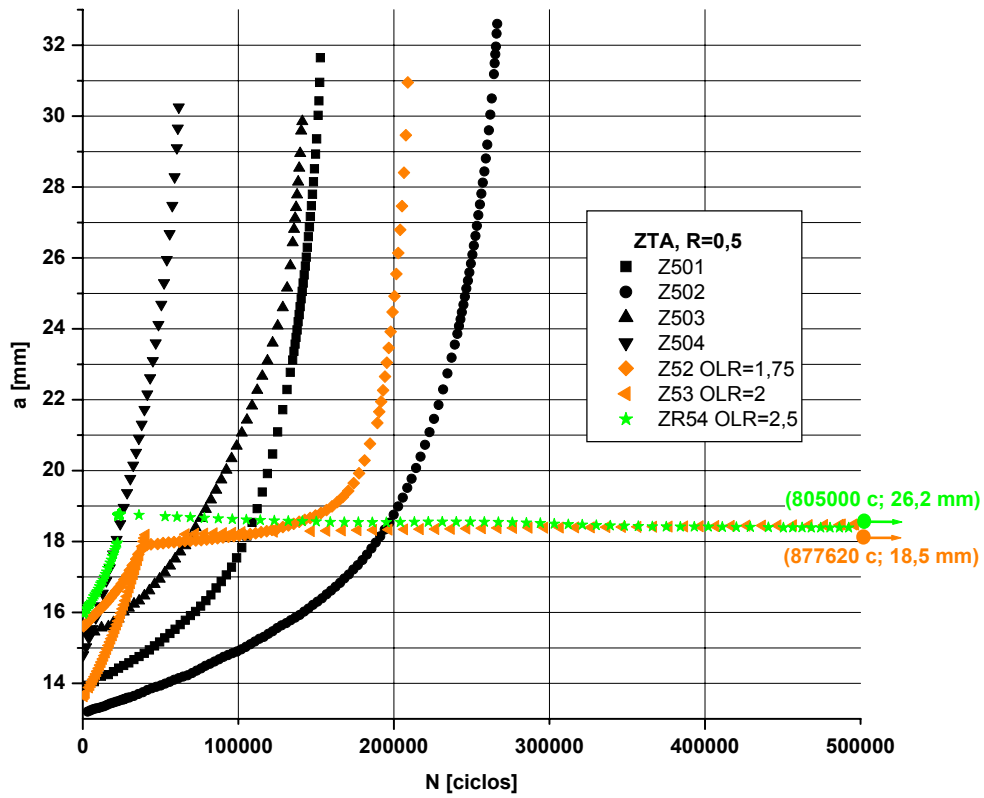


Figura 91: Curvas a vs. N e efeito de sobrecargas para a ZTA e $R = 0,5$.

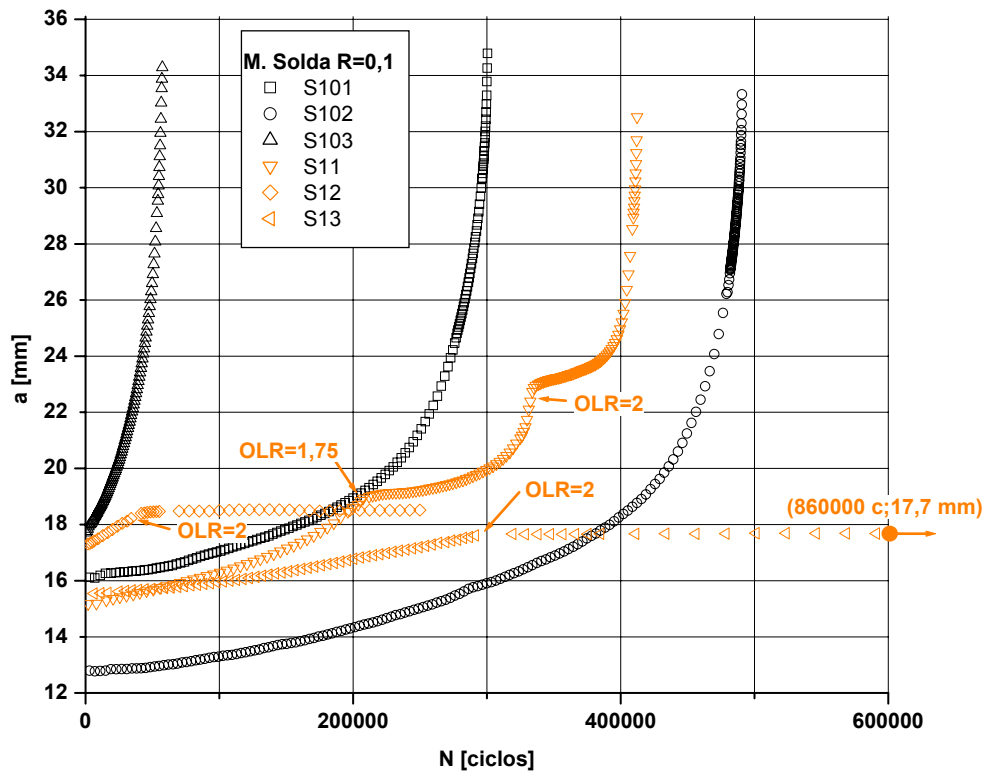


Figura 92: Curvas a vs. N e efeito de sobrecargas para o metal da solda e $R = 0,1$.

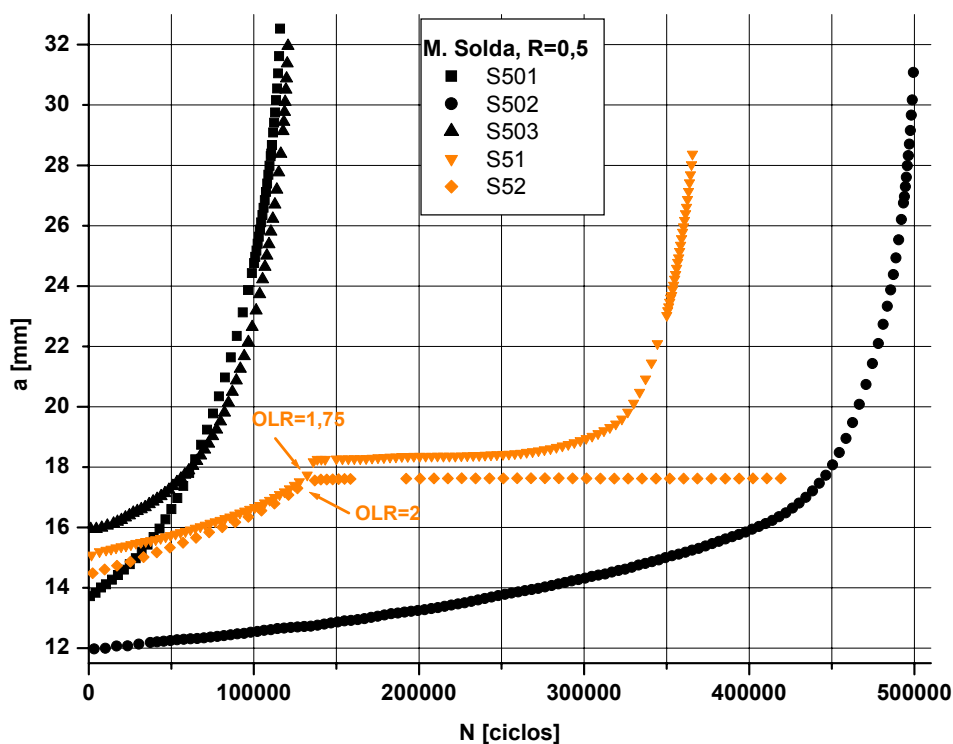


Figura 93: Curvas a vs. N e efeito de sobrecargas para o metal da solda e $R = 0,5$.

Como pode ser observado, as maiores deflexões da trinca ocorreram nos corpos de prova entalhados no metal da solda. Algumas fotografias dessas trincas são apresentadas na Figura 94. É interessante ressaltar que a região da frente da trinca com o retardo maior, isto é, de menor comprimento, sempre foi correspondente à região dos passes de raiz da solda. Esse efeito foi mais pronunciado para ΔK baixos, ou seja, no início do ensaio, logo após o pré-trincamento. Esse resultado pode estar relacionado com as propriedades mecânicas dos passes de raiz, que poderiam ser diferentes do restante da solda. Isto pode ser inferido dos altos valores de dureza obtidos nos passes de raiz, como pode-se observar na Figura 59. Porém, este resultado contradiz o estabelecido por BRICKSTAD *et al.* [52], que apresentaram resultados de um modelo numérico para um estudo paramétrico do processo de soldagem TIG, utilizado para prever as tensões de regiões próximas à superfície interna de tubos com soldas circunferenciais.

Nos CPs de metal de base as deflexões registradas foram pequenas e em nenhum caso superaram a deflexão máxima estabelecida pela norma.

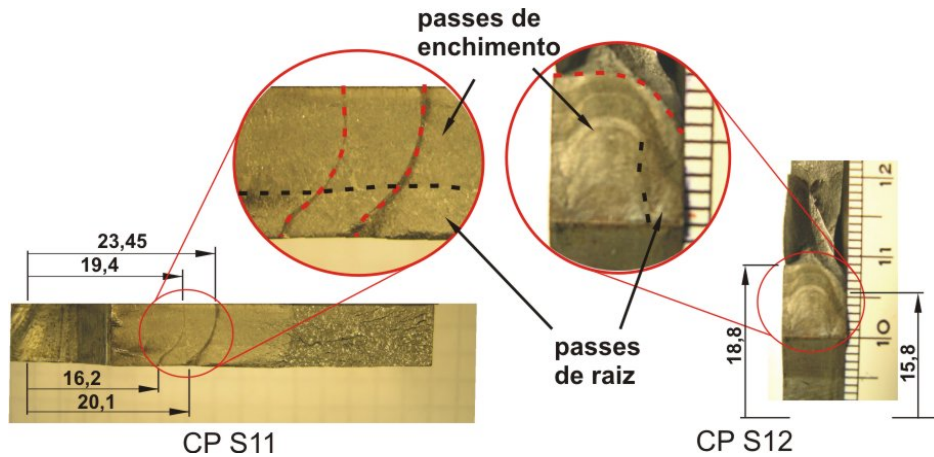


Figura 94: Imagens ilustrando o avanço do frente da trinca nos CP S11 e S12 (comprimento de trinca em mm).

A partir das Figuras 88 a 93 pode-se visualizar o efeito marcante das sobrecargas na vida à fadiga para as três regiões da solda e para diferentes níveis de sobrecarga. Também é possível constatar que o efeito da sobrecarga depende da magnitude da mesma. Em todos os casos analisados, sobrecargas maiores retardaram mais o crescimento da trinca. Em algumas situações, a trinca diminuiu sua velocidade de crescimento até ficar praticamente estática após uma grande quantidade de ciclos. Como exemplos deste comportamento, têm-se os corpos de prova S52, S13, Z53, ZR54, ZR13 e B51.

4.4.5 Efeito das sobrecargas nas curvas da/dN versus ΔK

Para quantificar o efeito das sobrecargas nas curvas da/dN versus ΔK , foram utilizados os seguintes procedimentos:

1. Existe uma região onde a taxa de crescimento é influenciada pela aplicação da sobrecarga. O tamanho dessa região pode ser associado ao comprimento do percurso da trinca até atingir a taxa de crescimento normal, isto é, sem efeito da sobrecarga. Esse percurso, designado como Δa^1_s , pode ser calculado a partir do ΔK_1 (vide Figura 95) quando é conhecido o ΔP aplicado após as sobrecargas. Nas curvas da/dN vs. ΔK foram marcados os pontos onde foi considerado que o efeito da sobrecarga desapareceu, por ter sido atingida a taxa de crescimento de

trinca correspondente aos ensaios sem sobrecarga e para os mesmos valores de ΔK . Nos casos onde, excepcionalmente, não foi possível estabelecer ditas interseções, foi considerado o ponto onde a curva reingressa ao intervalo de confiança, vide Figuras 98 e 99. Entre esses pontos e os pontos de aplicação da sobrecarga, fica definida uma região onde a taxa de crescimento foi modificada pelo efeito da sobrecarga. Essa região, quando calculada a partir das curvas da/dN vs. ΔK , tem um tamanho Δa^1_s .

2. A partir das curvas a vs. N foi calculado (graficamente) o crescimento de trinca necessário para que a trinca recupere a taxa de crescimento anterior à sobrecarga. Neste caso, a região onde existe influência da sobrecarga foi denominada Δa^2_s . Determinados os pontos de igual inclinação da curva (mesma derivada da/dN) é possível calcular o número de ciclos (N_d) entre esses pontos considerados como o aumento da vida a fadiga. HERTZBERG [33] apresenta esse método como o método utilizado para determinar a região deformada plasticamente pela sobrecarga e define N_d como os ciclos de demora da trinca. O método é exemplificado na Figura 96. Note-se que, nos diagramas da/dN versus ΔK , este segundo método significa movimentar-se horizontalmente à direita desde o ponto de aplicação da sobrecarga até interceptar a curva da/dN , vide Figura 95. Dessa forma, fica definido ΔK_2 , a partir do qual também pode ser calculado Δa^2_s .

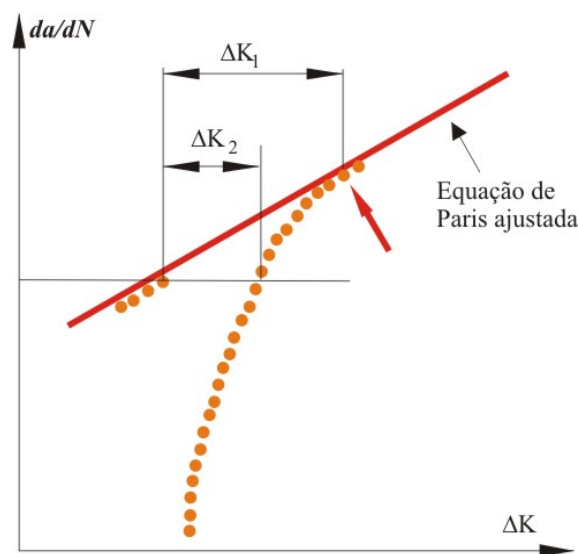


Figura 95: Esquema para explicar o parâmetro Δa^1_s , considerado para avaliar o efeito das sobrecargas.

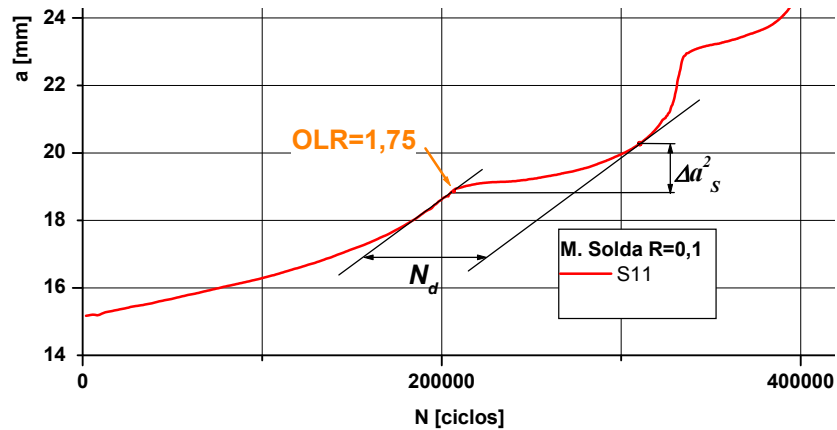


Figura 96: Segundo método utilizado para calcular o efeito da sobrecarga [33].

Os valores de Δa_s^1 e Δa_s^2 calculados a partir dos dados experimentais, assim como o tamanho da região deformada plasticamente considerando estado de tensão plana (calculado de acordo com a expressão (15)), são apresentados na Tabela 11.

Um outro parâmetro utilizado para quantificar o efeito das sobrecargas foi a mudança da taxa de crescimento de trinca resultante da sobrecarga, $M_{da/dN}$, definido como:

$$M_{da/dN} = \frac{(da/dN)_{após\ a\ sobrecarga}}{(da/dN)_{antes\ da\ sobrecarga}} \quad (20)$$

O parâmetro $M_{da/dN}$ terá um valor entre 0 e 1 se o resultado da sobrecarga for uma queda da velocidade de crescimento, e um valor maior que 1 se for um aumento na velocidade de crescimento.

Na Tabela 11 pode-se observar uma marcada tendência das variáveis $M_{da/dN}$ e N_d a um comportamento contrário e coerente. Isto é, valores de $M_{da/dN}$ perto de zero produzem a maior quantidade de ciclos de demora no crescimento de trinca, N_d .

Em vários testes no MS, após a sobrecarga, a trinca não apresentou crescimento aparente após uma grande quantidade de ciclos. Para esses casos, segundo os resultados das curvas da/dN vs. ΔK , foram atingidas taxas de crescimento de trinca correspondente às consideradas no estágio I de fadiga ($< 1 \times 10^{-6}$ mm/c).

Tabela 11: Parâmetros e resultados das sobrecargas de tração.

CP	R	OLR	$\Delta K_{\text{prévio}}$ [MPa.m ^{0,5}]	a [mm]	$M_{\text{da/dN}}$	Δa^1_s [mm]	Δa^2_s [mm]	$2r_y$ [mm]	N_d
B11	0,1	1,75	40	17,8	0,33	>4,3	3,9	4,2	6100
	0,1	2	50,7	22	0,13	-	6,6	8,5	20490
B12	0,1	2	40,9	17,3	0,1	>4,1	3,9	5,2	17030
	0,1	1,75	50,6	21,4	0,14	-	5	6,1	7890
B13	0,1	1,75	27,5	17,5	0,12	1,9	1,4	1,8	9190
	0,1	2	33,3	21,2	0,04	4,4	3	3,5	21212
B14	0,1	2	27,3	17,4	0,01	3	1,9	2,4	32515
	0,1	1,75	33,7	21,3	0,19	2,7	1,7	2,7	6830
B51	0,5	2	27,8	17,7	$2,0 \cdot 10^{-5}$	-	-	7,9	>380000
B52	0,5	1,75	27,4	17,4	0,01	4,9	3,4	5,8	81320
Z11	0,1	1,75	39,9	16,8	0,04	4,4	2,9	4,1	78630
	0,1	2	52,2	22	0,13	-	4,5	9,1	34314
Z12	0,1	2	43	18,2	0,08	3,7	2,4	6,1	81620
	0,1	1,75	53,6	22,5	0,5	7,1	2	7,3	2160
ZR13	0,1	3	41,8	17,7	0,005	-	-	-	>525000
Z52	0,5	1,75	27,8	17,7	0,044	3,9	2,7	6,4	119100
Z53	0,5	2	28,6	18,2	0,0012	-	-	8,8	>837240
ZR54	0,5	2,5	28,1	17,9	$2,9 \cdot 10^{-4}$	-	-	13,3	>782545
S11	0,1	1,75	44	18,9	0,044	2,7	1,4	4	70195
	0,1	2	52,7	22,2	0,35	4,3	3,1	7,4	57207
S12	0,1	2	42,8	18,2	$7,1 \cdot 10^{-6}$	-	-	4,9	>230000
S13	0,1	2	41,4	17,5	$2,0 \cdot 10^{-6}$	-	-	4,5	>571425
S51	0,5	1,75	27,9	17,7	$2,5 \cdot 10^{-4}$	4,8	1,8	5,1	150720
S52	0,5	2	27,2	17,2	$6,5 \cdot 10^{-4}$	-	-	6,3	>339000

Um outro ponto para salientar é que, exceto para os CPs B13 e B14, todos os valores de Δa^1_s calculados resultaram bem mais próximos de $2r_y$ que os valores de Δa^2_s . Isto sugere que o tamanho da região onde a taxa de crescimento de trinca é influenciada pela sobrecarga, Δa^1_s , é mais aproximado ao tamanho da região deformada plasticamente (tensão plana), $2r_y$, que Δa^2_s . Desta forma, Δa^1_s é uma alternativa ao método de avaliação da influência das sobrecargas estabelecido por HERTZBERG [33] (vide item 4.4.5). Considerando os resultados do presente trabalho, o tamanho da região

afetada pela sobrecarga foi melhor aproximado a partir das curvas da/dN vs. ΔK que a partir das curvas a vs. N .

Para ilustrar claramente o efeito das sobrecargas nas curvas da/dN vs. ΔK , nas Figuras 97 a 102 foram superpostos às curvas obtidas no estudo das sobrecargas os ajustes da equação de Paris e os intervalos de confiança dos resultados sem sobrecargas (vide Tabela 9).

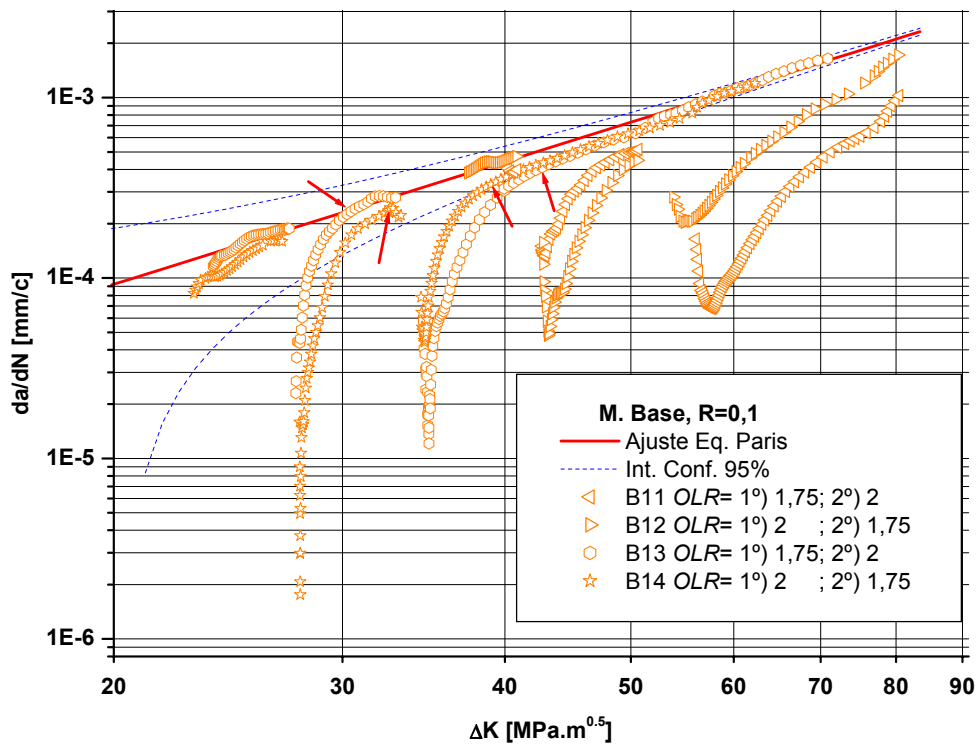


Figura 97: Efeito das sobrecargas nas curvas da/dN vs. ΔK para metal de base e $R = 0,1$.

Nas Figuras 99 e 100, a seguir, além do efeito da aplicação das sobrecargas $OLR = 1,75$ e 2 , já apresentados para o MB, são apresentados o efeitos de uma sobrecarga $OLR = 3$ ($R = 0,1$) e $OLR = 2,5$ ($R = 0,5$). Estas duas últimas correspondem à aplicação da sobrecarga de 40 kN (igual para ambos os valores de R) necessária para aplicar o valor da Integral J do primeiro meio ciclo de *reeling* simulado, de acordo com o calculado no item 3.10.

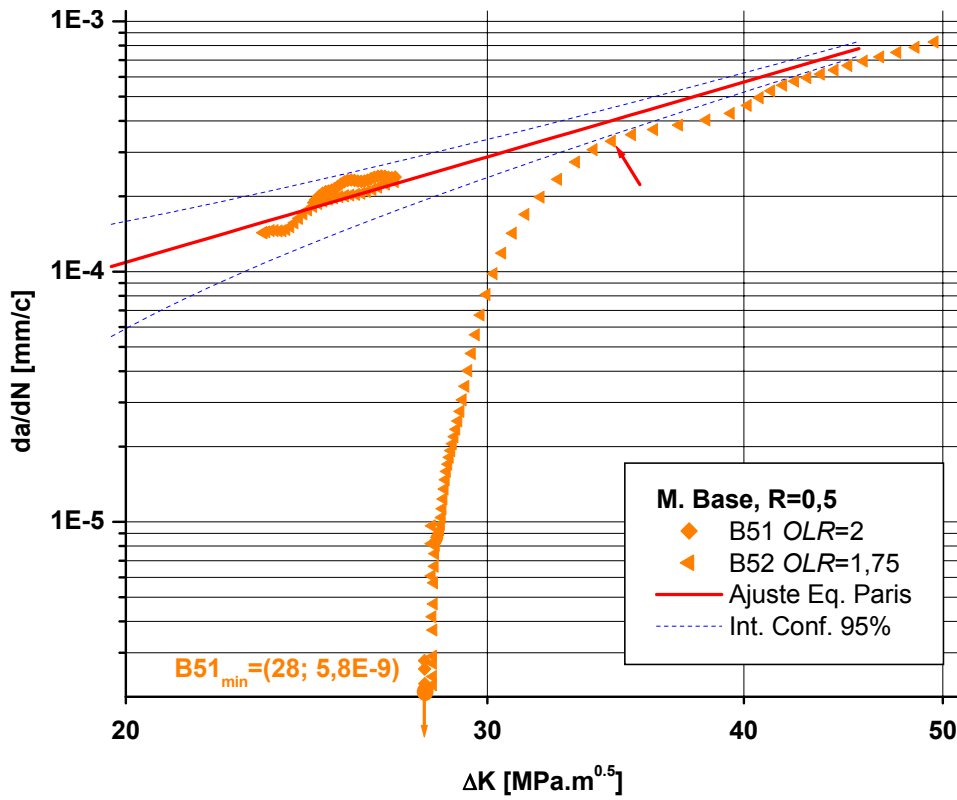


Figura 98: Efeito das sobrecargas nas curvas da/dN vs. ΔK para metal de base e $R = 0,5$.

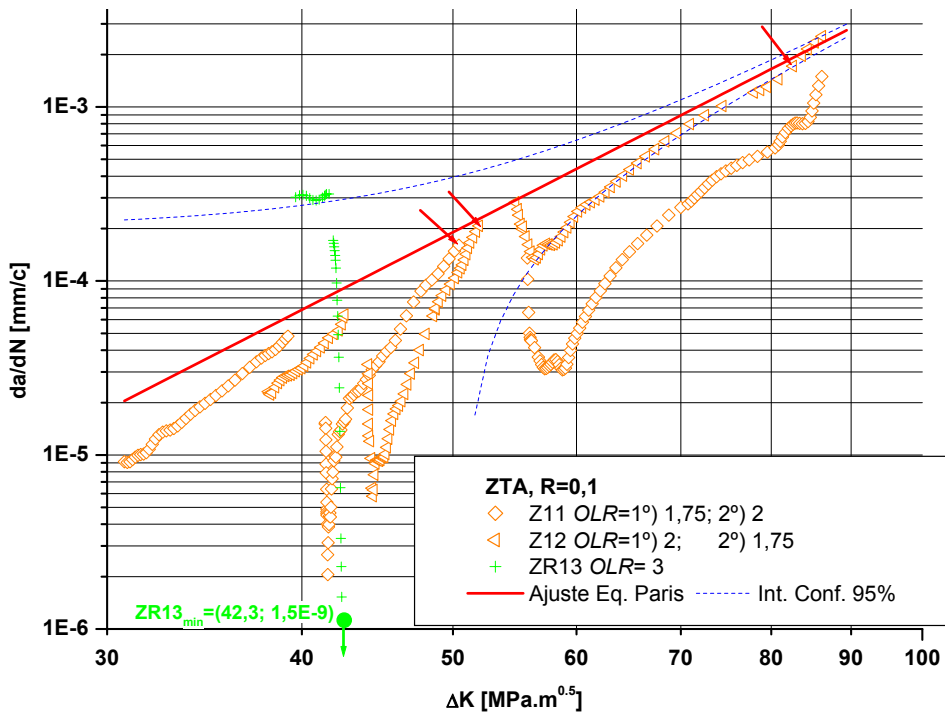


Figura 99: Efeito das sobrecargas de tração nas curvas da/dN vs. ΔK para a ZTA e $R = 0,1$.

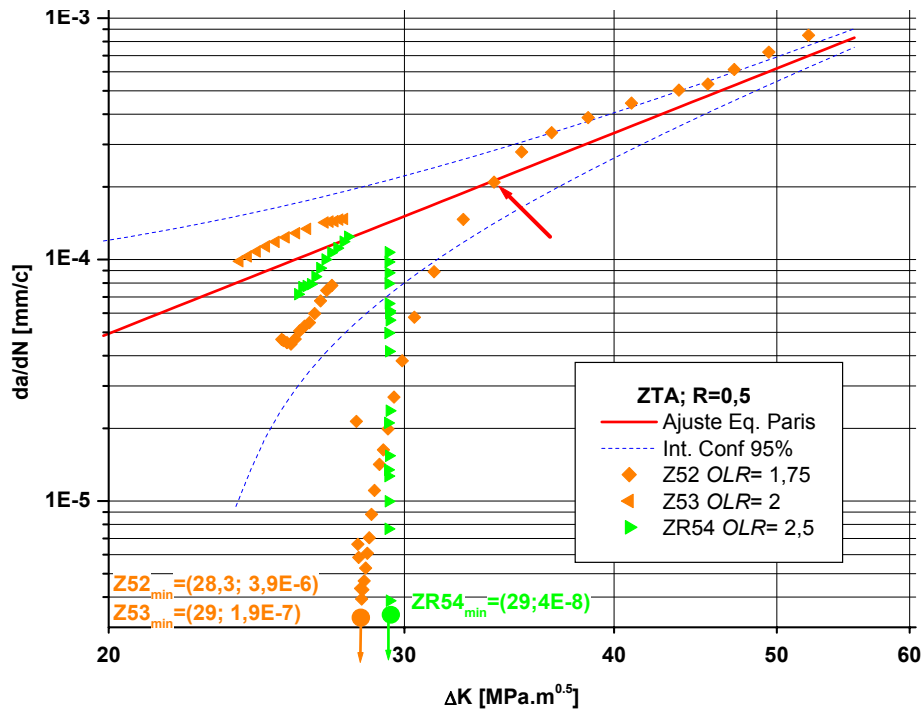


Figura 100: Efeito das sobrecargas de tração nas curvas da/dN vs. ΔK para a ZTA e $R = 0,5$.

Em seguida, nas Figuras 101 e 102, é apresentado o efeito das sobrecargas no crescimento de trincas no metal da solda.

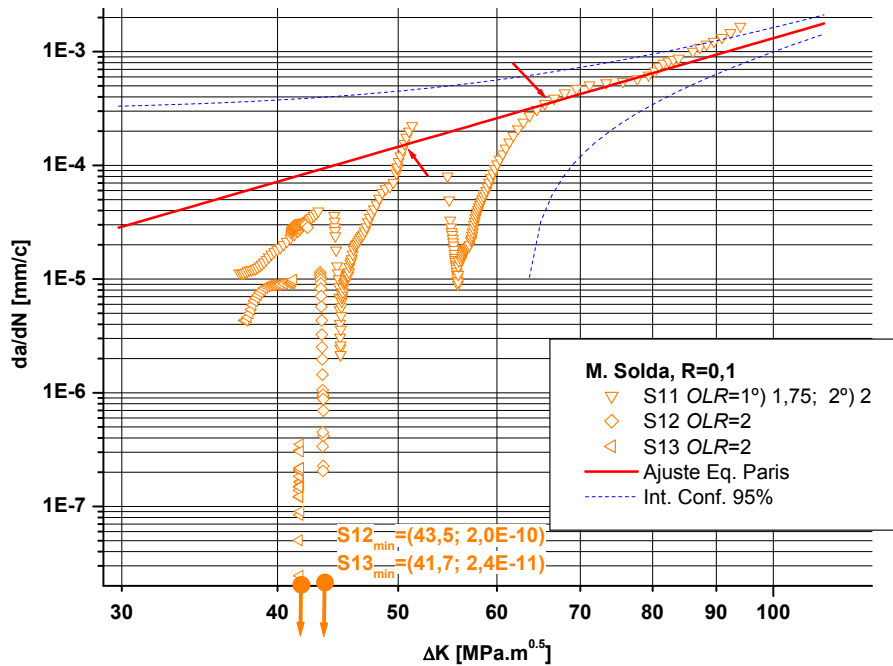


Figura 101: Efeito das sobrecargas nas curvas da/dN vs. ΔK para o metal da solda e $R = 0,1$.

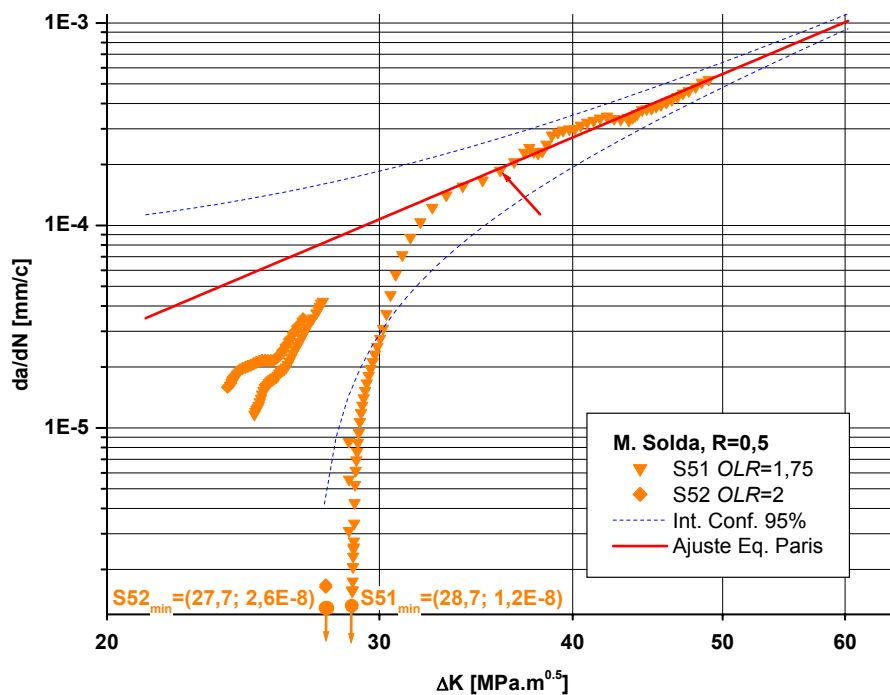


Figura 102: Efeito das sobrecargas nas curvas da/dN vs. ΔK para o metal da solda e $R = 0,5$.

Nas Figuras 97 e 99 são apresentadas as curvas da/dN versus ΔK dos CPs B11, B12 e Z11. Nestes corpos de prova, a trinca não recuperou o valor normal de velocidade de crescimento (velocidade sem influência da sobrecarga) antes do teste se completar. É muito provável que, nesses casos, a sobrecarga tenha influenciado o ligamento remanescente como um todo.

Na maioria das curvas da/dN versus ΔK com sobrecargas apresentadas, é possível observar que a menor taxa de crescimento de trinca não é atingida imediatamente após a sobrecarga. Esse fato é também observável em varias curvas a versus N , após as sobrecargas. Aparentemente, existe uma demora da trinca até atingir a menor taxa de crescimento, um pouco adiante do ponto de aplicação da carga. Esse efeito foi citado na revisão bibliográfica [30]. Porém, dito efeito pode ser confundido com o efeito das sobrecargas no sinal de queda de potencial elétrico, tratado a seguir, no item 4.5.

Com o intuito de esclarecer a influência de cada parâmetro de sobrecarga nos resultados (vide Tabela 11), foi feita uma análise de variância (ANOVA) de primeira ordem dos efeitos das variáveis: microestrutura, R , OLR , e $\Delta K_{prévio}$ na variável dependente $M_{da/dN}$. É importante salientar que as interações entre essas variáveis não

foram estudadas. Se tais interações existirem e forem significativas, as mesmas poderiam mascarar os efeitos principais. Na análise foram só considerados os CPs com sobrecargas de tração simples e com valores de OLR 2 e 1,75. O teste de significância para $M_{da/dN}$ com nível de significância 0,1 é apresentado na Tabela 12.

Tabela 12: Teste de variância de primeira ordem para a variável $M_{da/dN}$. Nível de significância 0,1.

Fator	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	Estatístico de prova F	Valor p
Microestrutura	0,0106	2	0,0053	0,836	0,478
R	0,0056	1	0,0056	0,889	0,382
OLR	0,028	1	0,0278	4,402	0,081
$\Delta K_{prévio}$	0,223	11	0,0203	3,21	0,082
Erro	0,038	6	0,0063		

A ANOVA mostra que as variáveis significativas foram o OLR e $\Delta K_{prévio}$ por ter sido o valor p menor ao nível de significância (0,1). Com essa última variável estão associados o comprimento da trinca para a sobrecarga e o ΔP constante aplicado antes e depois da sobrecarga. A diminuição da velocidade de crescimento da trinca após uma sobrecarga aumenta quando diminui o $\Delta K_{prévio}$ ou quando aumenta o OLR . Segundo a ANOVA, a microestrutura da junta soldada, resultou ser a variável menos significativa. Para esclarecer mais ainda os resultados da análise paramétrica, os valores médios e os intervalos de confiança dos efeitos para cada fator considerado são apresentados nas Figuras 103 a 106.

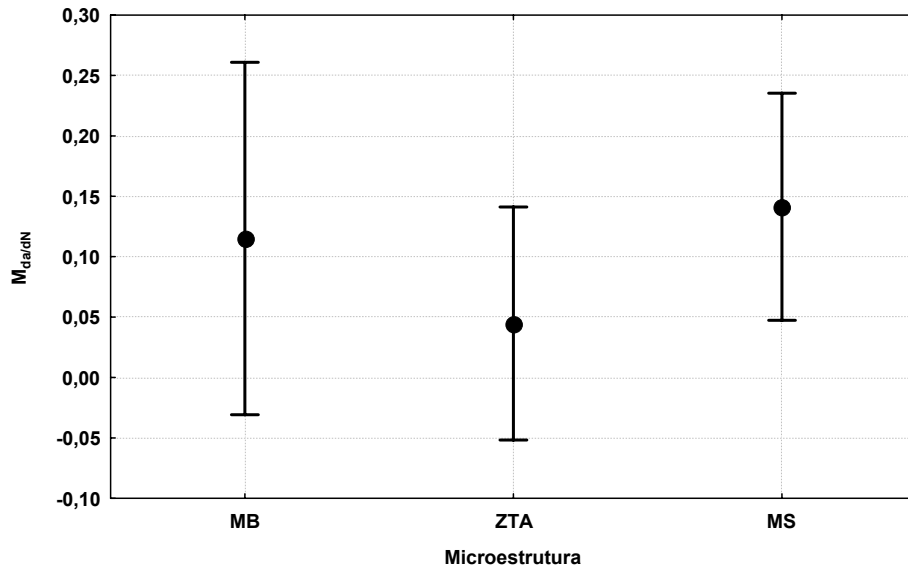


Figura 103: Efeito da microestrutura da solda em $M_{da/dN}$. Valores médios e intervalo de confiança de 90% obtidos por mínimos quadrados. Valor $p = 0,478$.

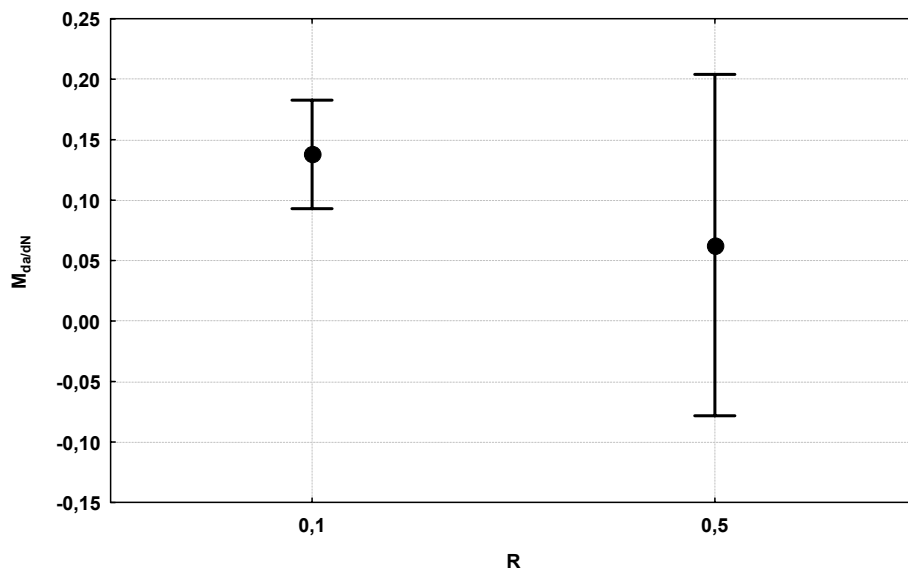


Figura 104: Efeito da relação de tensões em $M_{da/dN}$. Valores médios e intervalo de confiança de 90% obtidos por mínimos quadrados. Valor $p = 0,382$.

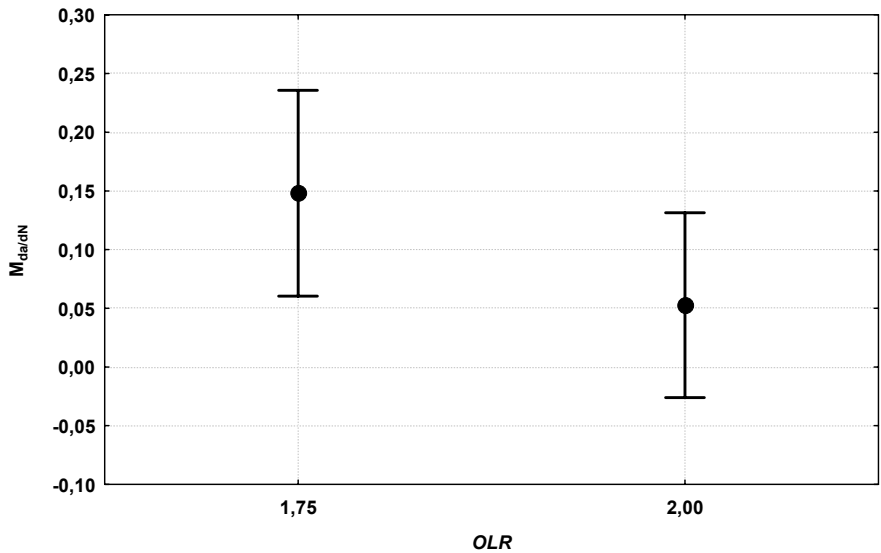


Figura 105: Efeito do OLR em $M_{da/dN}$. Valores médios e intervalo de confiança de 90% obtidos por mínimos quadrados. $Valor p = 0,081$.

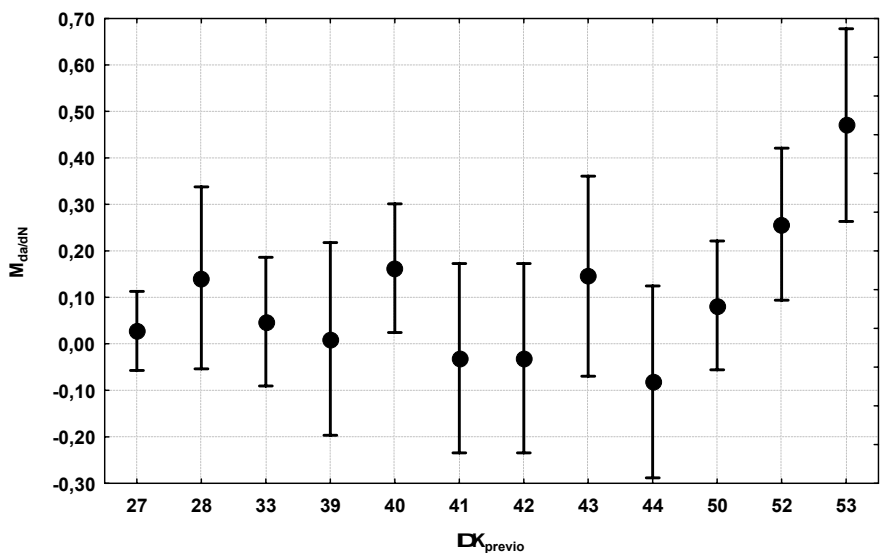


Figura 106: Efeito do $\Delta K_{prévio}$ em $M_{da/dN}$. Valores médios e intervalo de confiança de 90% obtidos por mínimos quadrados. $Valor p = 0,082$.

Os valores de $M_{da/dN}$ negativos da análise ANOVA são uma consequência da variância dos resultados e não devem ser considerados como valores observados ou esperáveis.

Na Figura 106 pode ser notada uma influencia significativa da variável $\Delta K_{prévio}$ para valores altos da mesma. Neste caso, um aumento no $\Delta K_{prévio}$ produz uma diminuição no valor de $M_{da/dN}$. Em outras palavras, a influência das sobrecargas diminuiu com o aumento no $\Delta K_{prévio}$. HERTZBERG [33] cita resultados similares.

4.5 Efeito das sobrecargas na técnica de queda de potencial elétrico

Imediatamente após a aplicação das sobrecargas, o sinal de queda de potencial apresentou o comportamento mostrado nas Figuras 90 e 107. Este comportamento pode ser interpretado através das seguintes manifestações (de forma separada ou mediante uma combinação das mesmas):

- a) Mudança (pulo) no sinal imediatamente após a aplicação da sobrecarga (por exemplo: CP Z11 na Figura 90),
- b) Diminuição aparente no comprimento da trinca alguns ciclos após a aplicação sobrecarga (vide Figura 107).

Tal comportamento poderia introduzir erros significativos na associação do sinal de queda de potencial elétrico ao comprimento de trinca. Porém, o mesmo foi interpretado como consequência de mudanças nas propriedades elétricas do material adjacente à ponta da trinca, como se explica através do modelo físico apresentado a seguir.

É conhecido que a deformação plástica aumenta a resistividade elétrica (ρ) do material pela introdução de grande quantidade de defeitos na estrutura cristalina. Esse aumento da resistividade pode estar intensificado na região adjacente à ponta da trinca, devido à deformação plástica intensa pela aplicação da sobrecarga. Embora a norma ASTM E 647 [40] aceite a possibilidade de erros por deformação plástica na ponta da trinca, a mesma estabelece que esses erros não são significativos.

Porém, nos testes de fadiga realizados existiu um efeito da sobrecarga na queda de potencial elétrico, consistente com mudanças nas propriedades elétricas do material pela deformação plástica e inconsistente com a experiência do comportamento de trincas de fadiga na configuração de cargas utilizada. Também é importante salientar que os maiores efeitos das sobrecargas no sinal de queda de potencial (manifestações a e b anteriores) foram tanto mais intensos quanto maior foi o K_{sob} (fator de intensidade de tensões correspondente à sobrecarga). Assim, parece existir uma correlação entre a magnitude da sobrecarga e a grau com que este efeito se manifesta. Este efeito pode ser claramente identificado nas curvas a vs. N do item 4.4.4. Novamente, mudanças na queda de potencial elétrico podem ser associadas com deformação plástica.

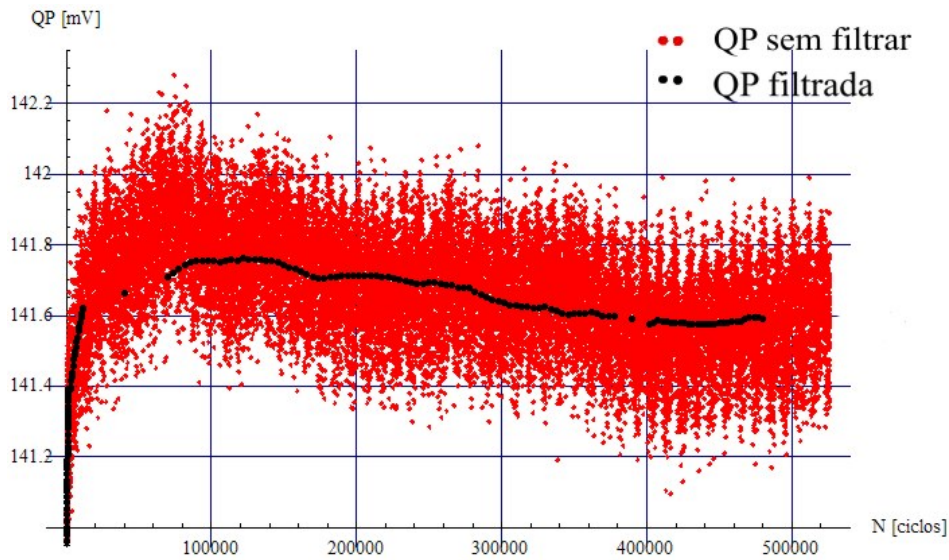


Figura 107: Comportamento típico do sinal de queda de potencial elétrico após a aplicação de uma sobrecarga (CP ZR13).

Uma trinca crescendo por fadiga, antes da sobrecarga, percorre um ligamento remanescente cuja resistividade elétrica é constante. A aplicação da sobrecarga aumenta a resistividade elétrica na região deformada plasticamente pela sobrecarga. A trinca, ao crescer, atravessa uma região com resistividade maior, até sair dessa região e atingir novamente o ligamento remanescente com a resistividade original. Considerando que esse aumento local da resistividade, associado ao grau de deformação plástica à frente da ponta da trinca, tem uma distribuição simplificada do tipo representada na Figura 108, é de se esperar uma mudança na queda de potencial no ligamento remanescente.

Para ilustrar este raciocínio, consideremos o ligamento remanescente como sendo um condutor elétrico de seção retangular, vide Figura 108, e que o comprimento da trinca determina a seção de condução elétrica. Se no sistema de referência a posição $x = 0$ coincide com a linha de carga, então $a = x$. A resistência elétrica que oferece o condutor retangular é fornecida pela expressão:

$$R[x] = \rho[x] \frac{h}{B(W-x)}, \quad (21)$$

onde B é espessura do CP, h o seu comprimento e $\rho[x]$ a resistividade elétrica média do material do condutor retangular com uma trinca de tamanho x .

Na parte superior da Figura 108 é apresentado um diagrama com possíveis incrementos da resistividade elétrica média após a aplicação da sobrecarga (no caso, de 8% e 12%). Para a construção deste diagrama o comprimento da trinca foi fixado, idealmente, em 17 mm. Na região deformada plasticamente pela sobrecarga, a resistividade diminui linearmente até atingir o valor original antes da sobrecarga.

Por último, a região superior da Figura 109 mostra a expressão (21) da resistência R do ligamento remanescente em função da posição da ponta da trinca, de acordo com o modelo de resistividade considerado. Deve ser lembrado que pelo ligamento remanescente circula uma corrente constante, então, pela lei de Ohm [61], mudanças na resistência são diretamente proporcionais às mudanças na queda de potencial elétrico. Desta forma, foi possível associar as mudanças no sinal de queda de potencial, assim como as desacelerações ou retrocessos aparentes da trinca com o efeito das sobrecargas nas propriedades elétricas do material, através do modelo simplificado de resistividade em função do comprimento da trinca apresentado.

Uma vez conhecidas as mudanças nas propriedades elétricas do material após sobrecargas, aparece o problema de como desconsiderar aqueles efeitos no cálculo da voltagem de referência, V_r . Nesse sentido, o cálculo de V_r foi feito utilizando a expressão (14), substituindo como comprimento real da trinca medido pelo projetor de perfis na posição da sobrecarga seguinte e com a queda de potencial elétrico lida para essa posição, justamente antes dessa sobrecarga. Após a sobrecarga final, utilizou-se como referência o comprimento final da trinca de fadiga. Dessa forma, para o caso de CPs com duas sobrecargas, o percurso total da trinca, desde a pré-trinca até a fratura do CP, foi dividido em três intervalos (tratando-se mesmo de três arquivos de aquisição separados). Assim, as três voltagens de referência obtidas ficaram o mais afastadas possível dos efeitos das sobrecargas porque a referência foi fixada na parte final de cada intervalo.

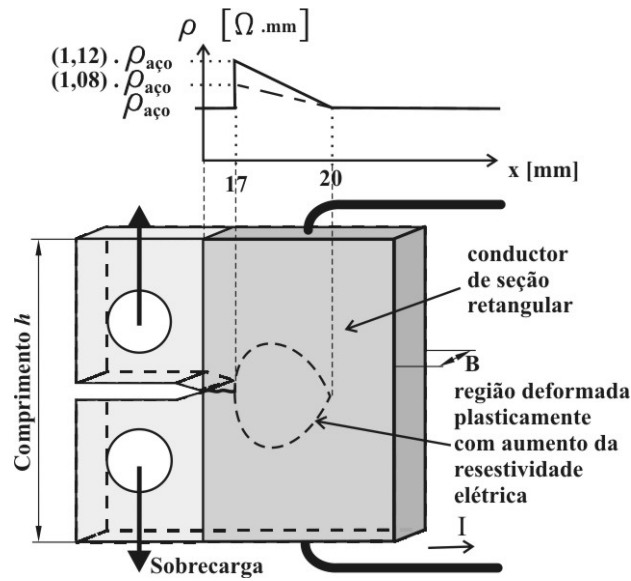


Figura 108: Modelo do aumento da resistividade elétrica média com a deformação plástica em um condutor elétrico simplificado (retangular). $\rho_{\text{aço}} = 2,32 \times 10^{-4} \Omega.m$.

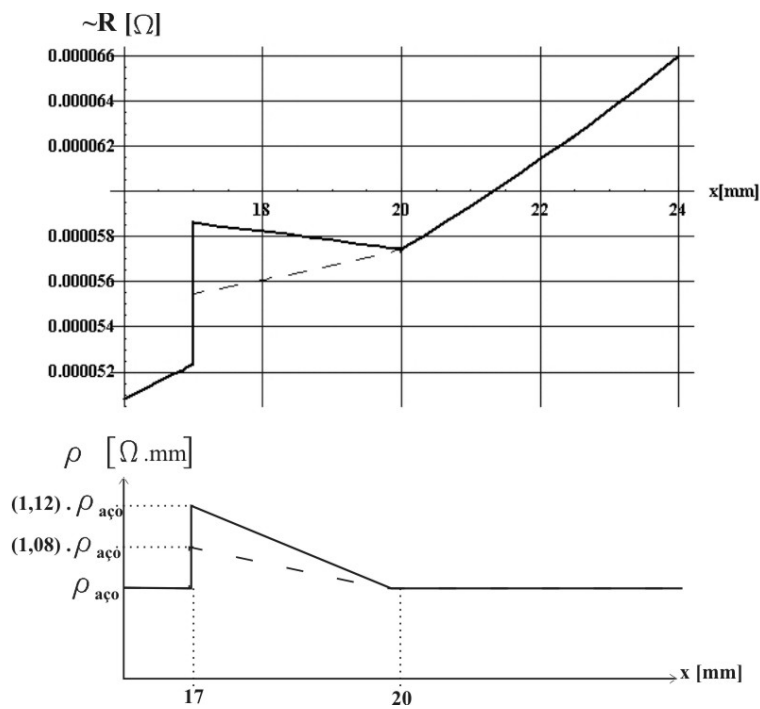


Figura 109: Modelo simplificado da distribuição da resistividade elétrica e resistência elétrica de um condutor retangular de seção variável.

4.6 Análise fractográfica

Alguns resultados da inspeção das superfícies de fratura através de microscopia eletrônica de varredura são apresentados nas Figuras 110 a 113. Na Figura 110 se apresenta a marca deixada por uma sobrecarga. A Figura 111 mostra algumas estriações, características de crescimento de trinca por fadiga, em $a \approx 23,2$ mm.

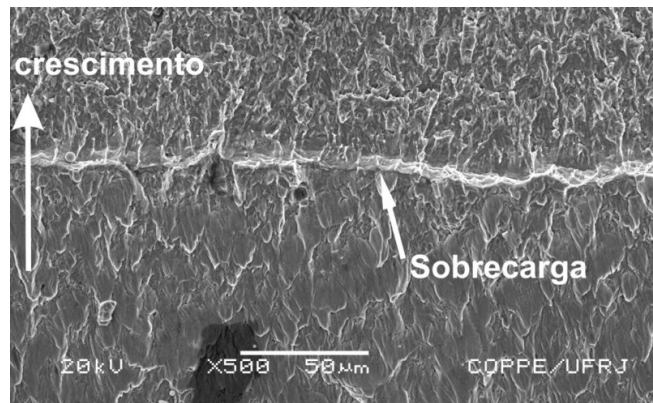


Figura 110: Sobrecarga em CP Z52 em $a \approx 17,5$ mm.

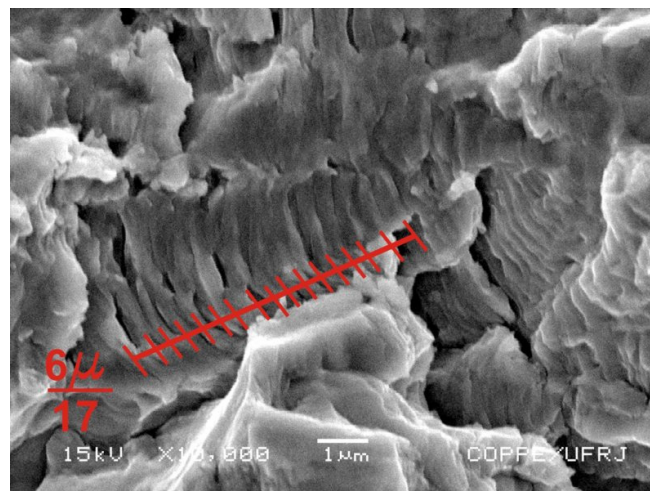


Figura 111: Estriações visíveis no CP B101 em $a \approx 23,2$ mm.

Nessa posição, mediante a contagem de estriações a partir da micrografia, foi determinada uma velocidade aproximada de crescimento de trinca de $3,5 \times 10^{-4}$ mm/c. O ajuste da equação de Paris, vide Figura 78, prediz aproximadamente 3×10^{-4} mm/c para $\Delta K = 32,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Portanto, o valor aproximado obtido a partir de contagem de estriações fica dentro do intervalo de confiança de 95% da Figura 78. Na Tabela 13 são

apresentados, de forma resumida, os resultados da contagem de estriações das Figuras 111 a 113. Todas as taxas de crescimento de trincas inferidas a partir de contagem de estriações nas micrografias de microscopia eletrônica de varredura coincidiram com as taxas de crescimento de trinca avaliadas experimentalmente através das curvas da/dN vs. ΔK .

Tabela 13: Comparação das taxas de crescimento de trinca obtidas pelos testes de fadiga e pela análise fractográfica com MEV.

CP	a [mm]	ΔK [MPa.m ^{0,5}]	Limite Inferior do int. de conf. 95% [mm/c]	da/dN da eq. de Paris ajustada [mm/c]	da/dN aprox. por fractografia [mm/c]	Limite superior do int. de conf. 95% [mm/c]
B101	23,2	32,5	1,8E-4	3,0E-4	3,5E-4	3,8E-4
B102	17,3	23,9	4,2E-5	1,4E-4	1,4E-4	2,4E-4
B102	21	28,9	1,2E-4	2,1E-4	2,7E-4	3,1E-4

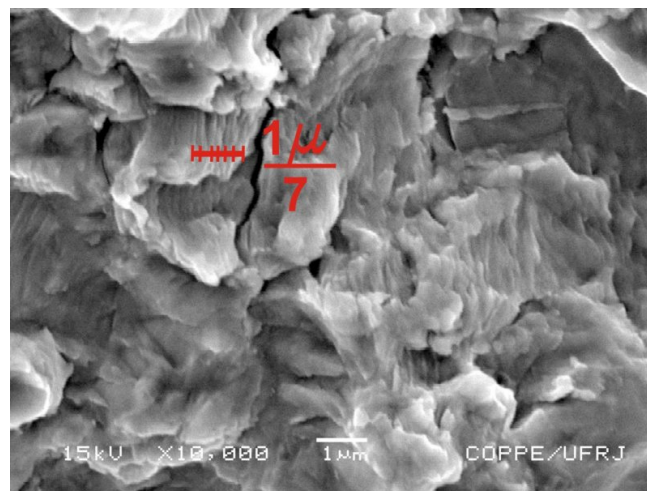


Figura 112: Estriações no CP B102 em $a \approx 17,3$ mm.

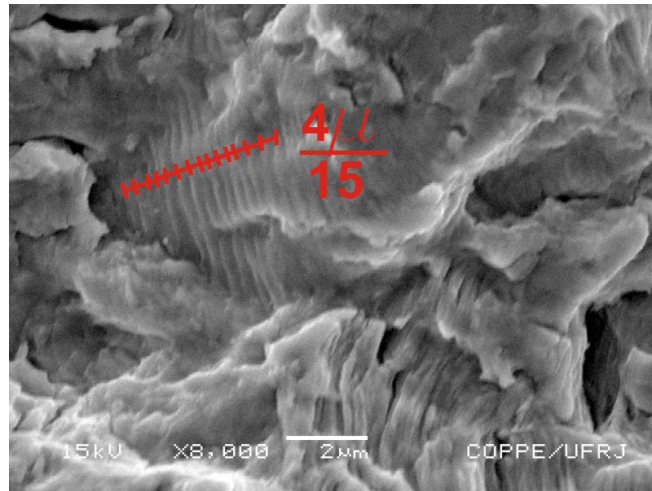


Figura 113: Estriações no CP B102 em $a \approx 21$ mm.

4.7 Resultados da simulação do processo de *reeling*

No presente item são apresentados os resultados da simulação do processo de *reeling*, de acordo com a metodologia estabelecida no item 3.10.

O valor da Integral J estimado mediante a expressão (19a), utilizado na simulação do primeiro meio ciclo trativo no *reeling* nos corpos de prova C(T), foi aproximadamente 270 kJ/m^2 . É importante lembrar que para garantir que o parâmetro J controle o campo de tensões e deformações ao redor da ponta da trinca é comumente estabelecido que o corpo de prova, ou o componente, tenha as seguintes dimensões mínimas (SAXENA [62]):

$$a, W - a, B \geq 20 \left(\frac{J}{\sigma_Y} \right) \quad (22)$$

onde $\sigma_Y = (\sigma_0 + \sigma_R)/2$. A norma ASTM E 1820-01 [63] estabelece a mesma expressão como limite para garantir que J domina o crescimento de trinca durante a determinação de curvas J - R . De acordo com a expressão (22) e para $J = 270 \text{ kJ/m}^2$, a espessura mínima de um corpo de prova C(T) é $B = 9,1$ mm. Sendo rigorosos, durante a aplicação do primeiro meio ciclo de deformações do processo de *reeling* aqui simulado, o limite convencionalmente estabelecido para garantir que J é o parâmetro que controla o campo

de tensões e deformações na ponta da trinca foi superado. Na realidade, a espessura dos corpos de prova testados ($B = 8,0$ mm) foi 1,1 mm menor que a espessura mínima, isto é, uma diferença aproximada de 12 %. Mesmo assim, o processo de simulação subsequente foi considerado válido para os fins experimentais e utilizado no estudo do comportamento da taxa de crescimento da trinca após o processo de *reeling*.

Nas Figuras 114 e 115 são apresentadas curvas a versus N obtidas a partir de corpos de prova submetidos ao processo de simulação do *reeling*. A Figura 114 apresenta curvas a versus N obtidas com $R = 0,1$, enquanto que a Figura 115 apresenta curvas similares obtidas para $R = 0,5$. Em ambos os casos foram sobrepostas as curvas correspondentes a corpos de prova como soldados, o que permite diferenciar o comportamento dos corpos de prova submetidos ao *reeling* (CPs ZR11, ZR12, ZR52 e ZR53).

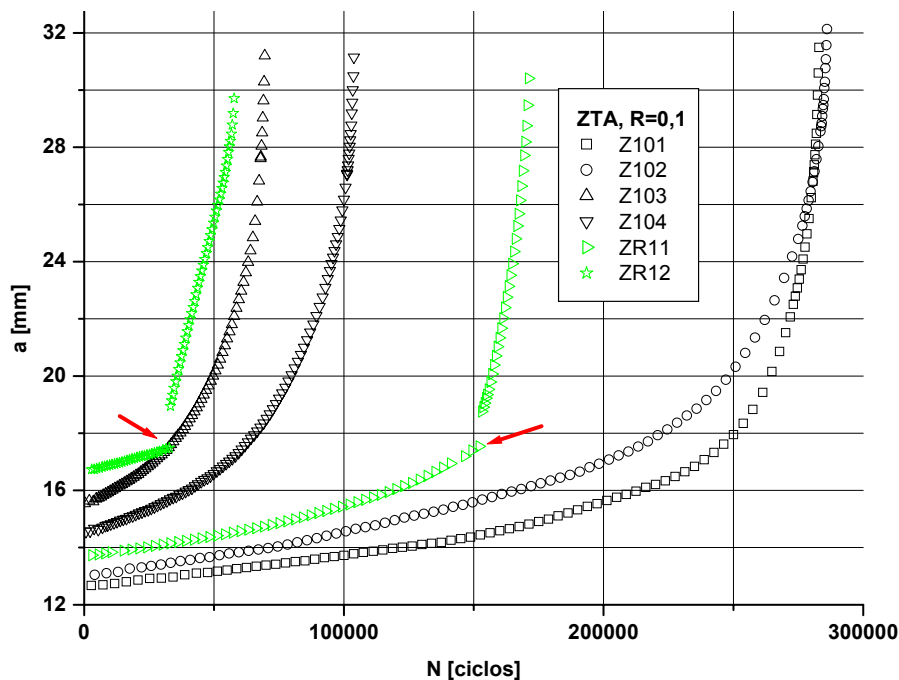


Figura 114: Efeito do processo de *reeling* nas curvas a versus N para $R = 0,1$.

Como pode ser observado na Figura 114 ($R = 0,1$), há dois efeitos claramente definidos: por um lado, um aumento do comprimento da trinca após os ciclos de *reeling* simulado, por outro, uma mudança brusca na inclinação das curvas. Embora mais pesquisa necessite ser feita, a descontinuidade das curvas a versus N dos corpos de prova ZR11 e ZR12 da Figura 114 pode ser consequência de:

- a) crescimento monotônico estável de trinca, corroborado oticamente (sempre menor a 0,3 mm), e/ou
- b) efeito dos ciclos de deformações no sinal de queda de potencial registrado.

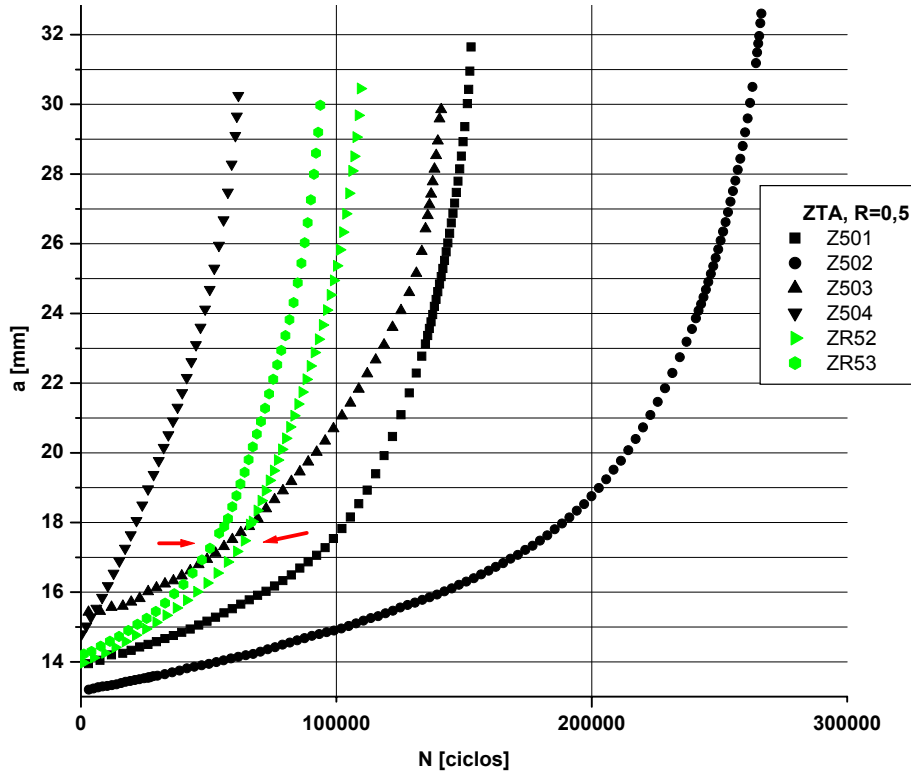


Figura 115: Efeito do processo de *reeling* nas curvas a versus N para $R = 0,5$.

Na Tabela 14 são apresentados alguns parâmetros e resultados dos ensaios com a aplicação do processo de *reeling* simulado. Afortunadamente, os CPs ensaiados para simular o *reeling* não apresentaram deflexões de trinca significativas durante o crescimento da mesma.

Os corpos de prova nos quais foi simulado o processo de *reeling* apresentaram crescimento estável monotônico de trinca na posição da seqüência de ciclos de deformação. A Figura 116 mostra o crescimento estável monotônico de trinca nos CP ZR11 e ZR12 como uma faixa fina mais brilhante e rugosa que o resto da superfície correspondente ao crescimento da trinca por fadiga. O maior crescimento estável da trinca foi de aproximadamente 0,3 mm e se apresentou sempre nos CPs com $R = 0,1$ no centro da espessura do CP.

Tabela 14: Parâmetros e resultados dos ensaios com o processo de *reeling* simulado.

CP	ΔP [kN]	R	$\Delta K_{\text{prévio}}$ [MPa.m ^{0,5}]	a [mm]	$M_{da/dN}$	Δa_r [mm]
ZR11	12	0,1	41,5	17,6	4,6	9,8
ZR12	12	0,1	41,4	17,5	11,9	8,5
ZR52	8	0,5	27,4	17,4	1,9	5,8
ZR53	8	0,5	28	17,8	1,7	5,7

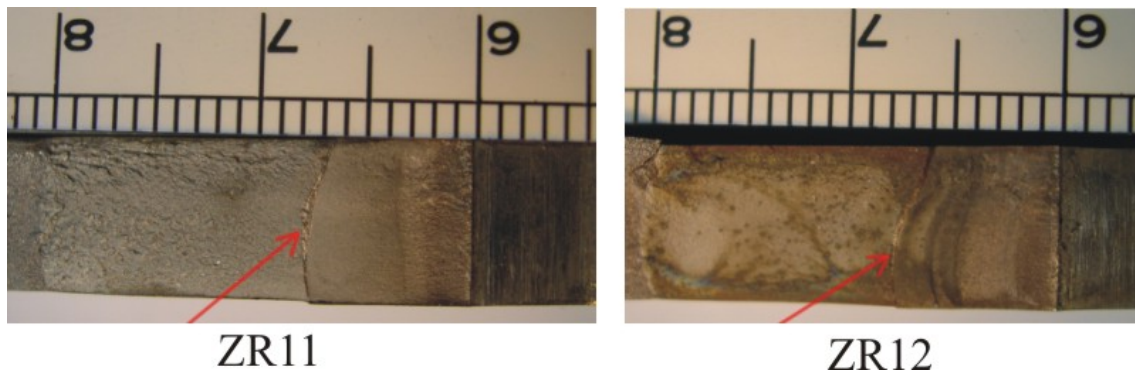


Figura 116: Crescimento estável de trinca nos CPs ZR11 e ZR12 durante os ciclos de deformação do processo de simulação do *reeling*.

O efeito do processo de *reeling* simulado pode ser também observado nas curvas da/dN versus ΔK no plano logarítmico das Figuras 117 e 118. Nelas foram marcados pontos onde as curvas apresentam, após a aplicação da seqüência de ciclos de deformação, uma mudança brusca no seu traçado. Embora mais pesquisa necessite ser feita, considerou-se que tais pontos são representativos da taxa de crescimento e do ΔK correspondentes à posição da trinca no limite da região onde a taxa de crescimento de trinca foi afetada pelo processo de *reeling*. Com estes pontos e os pontos da aplicação do processo de *reeling* simulado, foi possível aproximar o tamanho da região onde a trinca tem uma taxa de crescimento afetada pelo processo de *reeling*, definido como Δa_r (vide Tabela 14).

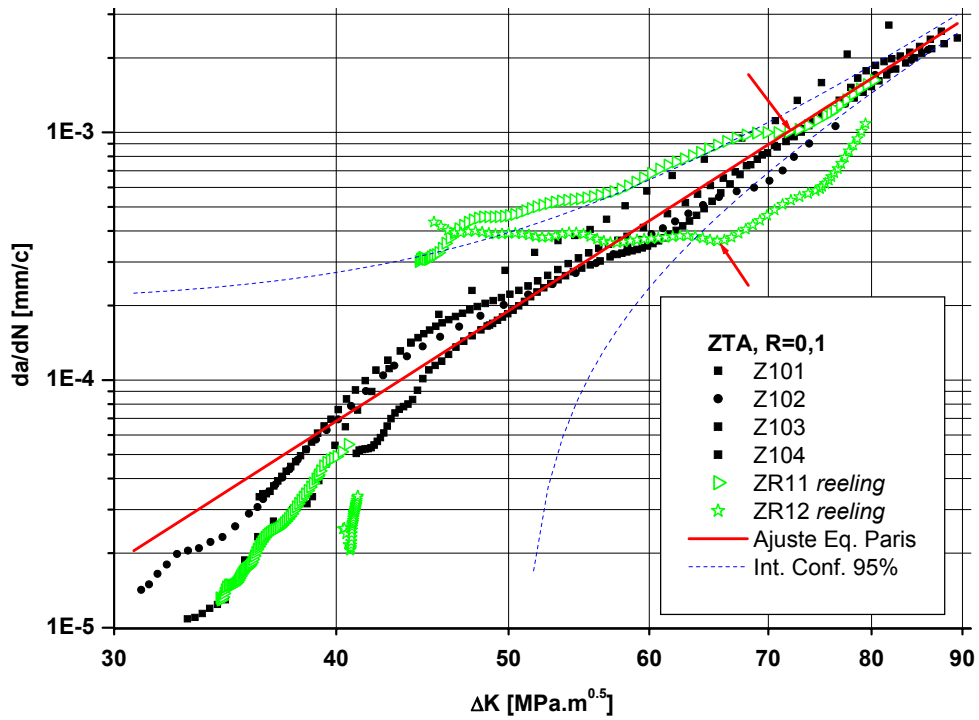


Figura 117: Efeito do processo de *reel-lay* nas curvas da/dN vs. ΔK para a ZTA e $R = 0,1$.

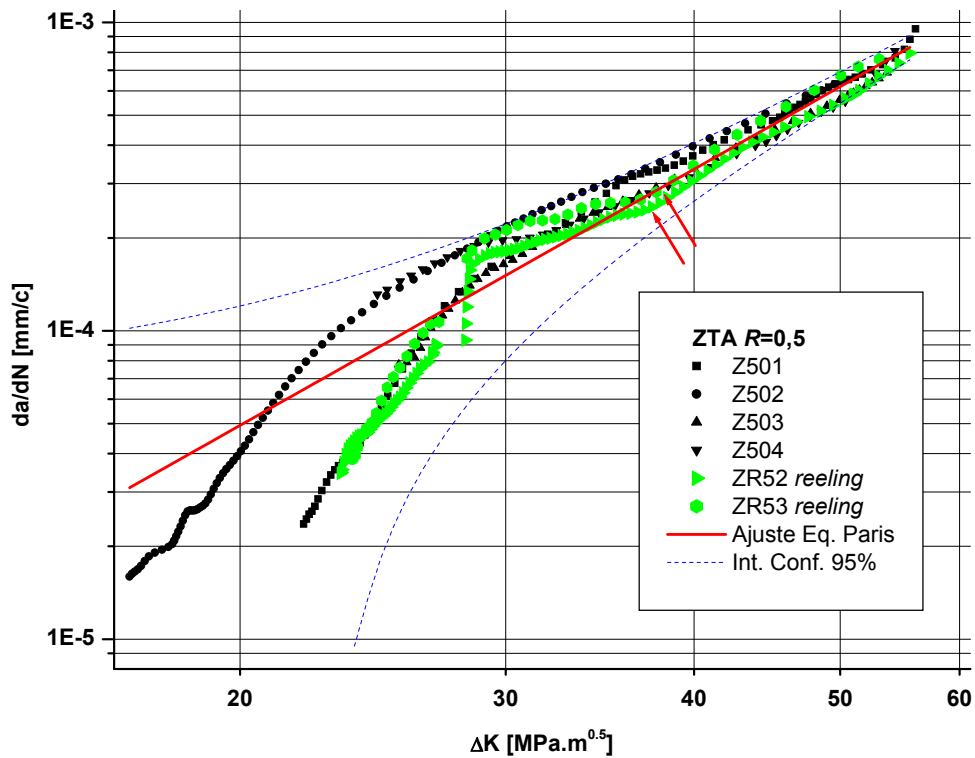


Figura 118: Efeito do processo de *reel-lay* nas curvas da/dN vs. ΔK para a ZTA e $R = 0,5$.

A partir da observação das Figuras 117 e 118 pode-se inferir que o *reeling* promove um aumento na taxa de crescimento de trincas por fadiga, para ambas as relações de tensões analisadas, isto é, $R = 0,1$ e $0,5$. No entanto, para $R = 0,1$ o aumento da taxa de crescimento da trinca por fadiga foi maior, chegando a extrapolar o intervalo de confiança de 95% das curvas da/dN versus ΔK . Esse fato é confirmado pelos valores de $M_{da/dN}$ maiores que a unidade, apresentados na Tabela 14. Nesse sentido, é importante lembrar que o valor da carga inicial do processo de simulação do *reeling* (primeiro ciclo de deformação) foi o mesmo para ambos os valores de R .

Nas Figuras 99 e 100 (vide página 101) podem ser observados os efeitos de sobrecargas de tração simples nas taxas de crescimento de trinca para $R = 0,1$ e $0,5$, correspondentes só ao primeiro estágio do processo de *reeling* simulado, isto é, ao enrolamento no carretel. Em ambos os casos, após a aplicação do primeiro ciclo de deformação do processo de *reeling* (ciclo trativo), foram atingidas velocidades de crescimento de trincas comparáveis com as correspondentes ao estágio I das curvas da/dN versus ΔK . De fato, a trinca não apresentou crescimento durante uma grande quantidade de ciclos. Mais uma vez são comparados os efeitos do processo de *reeling* simulado e salientado que os dois meios ciclos compressivos que o método envolve são, aparentemente, prejudiciais para a vida à fadiga de *risers* rígidos contendo um defeito planar na solda. Os resultados aqui apresentados indicam que o efeito benéfico de uma sobrecarga de tração para a vida em fadiga é completamente apagado pelos ciclos de deformação compressivos subseqüentes aplicados no processo de *reeling* simulado.

5 Conclusões

A partir dos resultados apresentados e da discussão dos mesmos, é possível estabelecer as seguintes conclusões:

a) Sobre a técnica de queda de potencial elétrico:

- Embora o sinal de queda de potencial registrado durante os testes de fadiga tenha apresentado ruído elétrico, foi possível, mediante o tratamento matemático adequado do sinal, determinar o comprimento da trinca de forma precisa.
- As alterações no sinal de queda de potencial registradas após a aplicação de sobrecargas foram explicadas baseado no aumento da resistividade elétrica do material à frente da ponta da trinca.

b) Sobre as taxas de crescimento de trincas por fadiga:

- A microestrutura do MB apresentou a menor variabilidade dos resultados de velocidade de crescimento de trinca e, assim, foi possível identificar claramente a bi-linearidade das curvas da/dN versus ΔK , para valores de ΔK perto da transição do estágio I de fadiga para o estágio II. Estes resultados são consistentes com os resultados da bibliografia aqui comparados para materiais similares.
- A relação de tensões R teve pouca influência nas taxas de crescimento de trincas por fadiga no metal de base. Esta influência foi mais marcada no metal de solda e na ZTA.
- As taxas de propagação de trincas para $R = 0,5$ foram superiores às taxas para $R = 0,1$ nas três regiões da junta soldada.

- As taxas de crescimento de trinca calculadas nos testes de fadiga foram corroboradas mediante análise fractográfica com microscopia eletrônica de varredura.

c) Sobre o efeito das sobrecargas de tração na taxa de crescimento de trinca por fadiga:

- As variáveis OLR e o $\Delta K_{\text{prévio}}$ foram as mais significativas na vida residual à fadiga após da aplicação de sobrecargas, dentro das faixas de sobrecargas consideradas.
- O tamanho da região à frente da trinca onde houve diminuição na taxa de crescimento, após a sobrecarga, foi melhor estimado a partir das curvas da/dN versus ΔK que a partir das curvas a versus N .

d) Sobre a influência do processo de instalação de *reeling* simulado na vida à fadiga do *riser* com um defeito planar na ZTA:

- Embora o J aplicado para o primeiro ciclo trativo de deformação na simulação do processo de *reeling* seja levemente superior ao limite máximo imposto pela espessura dos corpos de prova, a aplicação do mesmo, assim como dos ciclos de deformação subseqüentes, foram considerados apropriados para o escopo do trabalho.
- Após a aplicação dos ciclos de deformação como definidos, foi constatado um aumento da taxa de crescimento da trinca.
- O aumento na taxa de crescimento de trinca após os ciclos de deformação aplicados foi mais marcante para $R = 0,1$ que para $R = 0,5$.

Referências

- [1] ASSAYAG, M., COELHO, M. V., “*An Overview of PETROBRAS Current Technological Program in Ultra-Deepwater exploitation systems: PROCAP-3000*”, Offshore West Africa Conference, 0001:2001, Abuja, Nigeria, 2001.
- [2] HATTON, S. A., HOWELLS, H., “*Catenary and Hybrid Risers for Deepwater Locations Worldwide*”, *Advances in Riser Technologies*, Aberdeen, June 1996.
- [3] HATTON, S. A., WILLIS, N., “*Steel Catenary Risers for Deepwater Environments*”, Deepwater Pipeline Conference, New Orleans, USA, March 1999.
- [4] HOWELLS, H., *Analysing the Practicalities of Moving to Steel Catenary Risers in the Atlantic Frontier*, DEEPTEC '96, Aberdeen, January 1996.
- [5] DE MARCO FILHO, M., *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L Grau X-65 para Utilização em Risers Rígidos*, Tese de D.Sc. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.
- [6] WÄSTBERG, S., PISARSKI, H., NYHUS, B., “Guidelines for Engineering Critical Assessments for Pipeline Installation Methods Introducing Cyclic Plastic Strain”. In: *Proceedings of the Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, OMAE2004-51061, Vancouver, June 2004.
- [7] HOWELLS, H., “Advance in Steel Catenary Risers Design”, *2H Offshore Engineering Limited Working*, DEEPTEC '95, Aberdeen, February 1995.
- [8] DE SOUZA, M. I. L., *Desenvolvimento de métodos analíticos para a estimativa da vida à fadiga de juntas soldadas de SCRs*, Tese de M.Sc. COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2004.

- [9] HALSEN, K. O., WÄSTBERG, S., “The Applicability of Elastic Plastic Fracture Mechanics Parameters for Defect in Girth Welds Subjected to Cyclic Loading”. In: *Proceedings of The Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*, pp. 16-23, Honolulu, Hawaii, USA, Maio 2003.
- [10] Web site da USIMINAS, seção: catálogo de produtos /chapas grossas /tubos de grande diâmetro. www.usiminas.com.br/produtos (acesso em 01/05/2005).
- [11] COSTA NETO, C. A., *Estudo do Comportamento à Fratura da Junta Soldada de um Tubo de Aço que Atende Especificação API 5L no Grau X70*, Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1989.
- [12] API SPECIFICATION 5L, *Specification for Line Pipe*, 42 ed, 2000.
- [13] PEREZ IPIÑA, J. E., *Mecánica de Fractura*. 1 ed. Buenos Aires, Librería y Editorial Alsina, 2004.
- [14] NEUMANN, P., “Fatigue”. In: Cahn and Haasen (eds), *Physical Metallurgy* 3 ed., chapter 24, Elsevier Science Publishers, 1983.
- [15] CETLIN, P. R., PEREIRA DA SILVA, P. S., *Análise de Fraturas*, Associação Brasileira de Metais, pp 133-179, São Paulo, Brasil, 1974.
- [16] MUGHRABI, H., WANG, R., DIFFERT, K., ESSMANN, U., “Fatigue Crack Initiation by Cyclic Slip Irreversibilities in High-Cycle Fatigue”, *Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage, ASTM STP 811*, pp. 5-45, 1983.
- [17] ASM HANDBOOK, *Formerly Ninth Edition, Metals Handbook - Fractography*, v. 12, ASM International.
- [18] PARIS, P., GOMEZ, M. P., ANDERSON, W. E., “A Rational Analytic Theory of Fatigue”, *Trend in Engineering*, University of Washington, 1961; *apud in*

PEREZ IPIÑA, J. E., *Mecánica de Fractura*. 1 ed. Buenos Aires, Librería y Editorial Alsina, 2004.

- [19] PARIS, P. C., “Fatigue – An interdisciplinary Approach”, *10th Sagamore Conference*, Syracuse University Press, Syracuse, NY, 1964; *apud in* HERTZBERG, R. W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4 ed., New York, John Wiley & Sons, Inc, 1996.
- [20] FERNANDEZ, J. L., Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais, Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.
- [21] ELBER, W., “The Significance of Fatigue Crack Closure”, *ASTM STP 486*; *apud in* HERTZBERG, R. W., 1996. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4 ed., New York, John Wiley & Sons, Inc, 1971.
- [22] PRIDDLE, E. K., “The Threshold Stress Intensity Factor for Fatigue Crack Growth in Mild Steel Plate and Weld Metal: Some Effects of Temperature and Environment, Fatigue Threshold – Fundamentals and Engineering Applications”, *Engineering Materials Advisory Services*, UK, pp. 581-600, 1982; *apud in* FERNANDEZ, J. L., Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais, Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.
- [23] BASTIAN, F. L., CAMINHA, H. M., MORAES, M., Apostila Mecânica da Fratura, PEMM-COPPE, 1989.
- [24] FUCKS, W. E., MARSH, K. J., *Metal Fatigue in Engineering*, 1 ed. New York, John Wiley & Sons (eds.), 1980.
- [25] LAL, D. N., “A Mechanistic Model for the Influence of Stress Ratio on the LFM Fatigue Crack Growth Behavior of Metals and Alloys-I. Crack Ductile Materials”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 49, n. 6, pp. 871-897, 1994.

- [26] LAL, D. N., NAMDBOOHIRI, T. K. G., “A Model for the Effect of Stress Ratio on the Threshold Condition”, *Material Science Engineering*, A130, pp. 37-49, 1990.
- [27] SURESH, S. e RITCHIE, R. O., “On the Influence of Environment on the Load Ratio Dependence of Fatigue Threshold in Pressure Vessel Steel”, *Engineering Fracture Mechanics*, v 18, pp. 785-800, 1983.
- [28] VOSIKOVSKY, O., “Fatigue Crack Closure in an X70 steel”, *International Journal of Fracture*, 17, pp. 301-309, 1981.
- [29] VASUDEVAN, A. K., SADANANDA, K., LOUAT, N., “A Review of Crack Closure, Fatigue Crack Threshold and Related Phenomena”, *Materials Science and Engineering*, v A188, pp. 1-22, 1994.
- [30] SADANANDA, K., VASUDEVAN, A. K., HOLTZ, R. L., LEE, E. U., “Analysis of Overload Effect and Related Phenomena”, *International Journal of Fatigue*, v 21, pp. S236-S246, 1999.
- [31] SURESH, S., PARKS, D. M. and RITCHIE, R. O., “Fatigue Thresholds”.In: Bäcklund J., Blom A. F. and Beevers C. J., Eds., EMAS Publ. Ltd., Warley, England, 1982; *apud in* HERTZBERG, R. W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4 ed. New York, John Wiley & Sons, Inc, 1996.
- [32] RUSHTON, P. A., TAHERI, F., “Prediction of crack growth in 50WTsteel subjected to constant amplitude with over- and under-loads using a modified wheeler approach”, *Marine Structures*, v. 16, pp. 517–539, 2003.
- [33] HERTZBERG, R. W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4 ed. New York, John Wiley & Sons, Inc, 1996.
- [34] DONALD, J. K., BRAY, G. H., BUSH, R. W. “Introducing the K_{max} Sensitivity Concept for Correlating Fatigue Crack Propagation”. In: *High Cycle Fatigue*

of Structural Materials: Symposium Proceeding in Honor of Professor Paul C. Paris, pp. 123-141, Warrendale, PA, 1998.

- [35] LANG, M. *Quantitative Untersuchung Von Reihenfolgeeffekten auf Ermüdungsrißfortschritt*. PhD Dissertation, Institut für Werkstoff-Forschung, 1996.
- [36] MILLS, W. J., HERTZBERG, R. W., “Overload effect in fatigue life”, *Engineering Fracture Mechanics*, n. 8, pp. 657, 1976; *apud in* HERTZBERG, R. W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4 ed. New York, John Wiley & Sons, Inc, 1996.
- [37] VONEUW, E. F. J., HERTZBERG, R. W., ROBERTS, R., ASTM STP 513, pp. 230, 1972; *apud in* HERTZBERG, R. W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4 ed. New York, John Wiley & Sons, Inc, 1996.
- [38] HAMMOUDA, M., AHMAD, S., SELEEM, M., SALLAM, H., “Fatigue crack growth due to two successive single overloads”, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 21, pp. 1537–1547, 1998; *apud in* RUSHTON, P. A., TAHERI, F., “Prediction of crack growth in 50WTsteel subjected to constant amplitude with over- and under-loads using a modified wheeler approach”, *Marine Structures*, 16, pp. 517–539, 2003.
- [39] LANG, M., MARCI, G., “The influence of single and multiple overloads”, *Engineering Fracture Mechanics*: (in press), 1999; *apud in* SADANANDA, K., VASUDEVAN, A. K., HOLTZ, R. L., LEE, E. U., “Analysis of Overload Effect and Related Phenomena”, *International Journal of Fatigue*, v. 21, pp. S236-S246, 1999.
- [40] ASTM E 674, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, Annual Book of ASTM Standard, v. 03.01, 1999.

- [41] ASTM E 399-90, *Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of metallic Materials*, Annual Book of ASTM Standard, v. 03.01, 1996.
- [42] BUSCHIAZZO, A., VISENTIN, M., SAAVEDRA, H., PEREZ IPIÑA, J., *Método de Caída de Potencial para Medición de Crecimiento de Fisura*. In: Cuaderno de Facultad N° 007/04, Universidad Nacional del Comahue, Neuquén, 2004.
- [43] MCINTYRE, P., ELLIOT, D., “A Technique for Monitoring Crack Extension During C.O.D.”, *Measurement. British Steel Corporation*, Report MG/15/72, 1972.
- [44] BRANCO, C. M., FERNADEZ, A. A., DE CASTRO, P. M. S. T., *Fadiga de Estruturas Soldadas*, 1 ed. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.
- [45] SILVEIRA, J. P., MONTEIRO DE BARROS, S., *Tensões Residuais e Deformações em Soldagem*, Petrobras, SEPES – DIVEN – SEM - RIO, Apostila da disciplina Metalurgia Física da Soldagem, PEMM-COPPE.
- [46] LINERT, G. E., “Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steel”, *American Welding Society*”, v. 2, 1967.
- [47] MACHERAUCH, E., WOHLFAHRT, H., “Different Sources of Residual Stress as a Result of Welding”, In: *International Conference, The Welding Institute: Residual Stresses in Welded Construction and Their Effects*, Paper 11, pp. 267-282, London, November 1977.
- [48] NELSON, D. V., “Effects of Residual Stress on Fatigue Crack Propagation”, *Residual Stress Effects in Fatigue STP 776, ASTM*, pp. 172-187, 1982; *apud in* KAZIMIERZ, S., JERZY, T., “Fatigue Crack Growth in Random Residual Stresses”, *International journal of Fatigue*, n. 26, pp. 1179-1187, 2004.
- [49] SOBCZYK, K., TRĘBICKI, J., “Fatigue Crack Growth in Random Residual Stresses”, *International journal of Fatigue*, n. 26, pp. 1179-1187, 2004.

- [50] LAWRENCE, F. V., “Estimating the fatigue crack initiation life of welds”, *ASTM STP 648*, pp. 134, 1978.
- [51] EL SOUDANI, S. M. et al, “Anisotropy of Fatigue Crack Grow Propagation in Aluminium Alloy Butt Welded Joints”, *Welding Journal*, Res. Supl., pp.144, May 1975.
- [52] BRICKSTAD, B., JOSEFSONB, B. L., “A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes”, *Pressure Vessel and Piping*, v. 75, pp. 11-15, 1998.
- [53] TCHANKOV, D. S., OHTA, A., SUZUKI, N., MAEDA, Y., “Random loading fatigue life assessments for notched plates”, *International Journal of Fatigue*, v. 21, pp. 941-946, 1999.
- [54] SHI, Y. W., CHEN, B. Y., ZHANG, J. X., “Effects of Welding Residual Stress on Fatigue Crack Growth Behavior in Butt Welds of Pipe Steel”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 36, n. 6, pp. 893-902, 1990.
- [55] BS 7448 Part 2: 1997 *Fracture mechanics toughness tests*, British Standard Technical Committee ISE/NFE/4, 1997.
- [56] ASTM E 8, 1995a, *Test Method for Tension Testing of Metallic Materials*, Annual Book of ASTM Standard, v. 03.01.
- [57] BS-7910, *Guide on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structure*, British Standard Institution, 1999.
- [58] WÄSTBERG, S., “Testing of segment specimens and full scale pipes for the assessment of fracture during reeling installation”. In: *Proceedings of the Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, OMAE2004-51060, Vancouver, June 2004.

- [59] ANDERSON, T. L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 2 ed. Boca Raton, CRC Press, 1995.
- [60] NEVES BELTRÃO, M. A., *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Longitudinais de Aços para Dutos da Classe API 5L-X70*. Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2005.
- [61] WILLIAM, F. S., *Fundamentos de la Ciencia de los Materiales*, 2 ed. Madrid, España, McGraw-Hill, 1993.
- [62] SAXENA, A., *Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers*, 1 ed. Boca Raton, Florida, CRC Press, 1998.
- [63] ASTM E 1820-01, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, Annual Book of ASTM Standard, v. 03.01, 2001.