

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

ALM. de TOMÉ RIBEIRO

ROTURA POR FADIGA DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Departamento de Engenharia Mecânica

TESE DE MESTRADO

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Tese de Mestrado
Curso 1984-86

A.L.M. de Tomé Ribeiro

Rotura por fadiga de aços inoxidáveis austeníticos

T/303

621(00) Riba/ROT

UNIVERSIDADE DO PORTO
Faculdade de Engenharia
BIBLIOTECA 4
Nº 15567-4
CDU
Data 30.9.1987

11.11.86ES

0434
R3672

Supervisor:

Viriato Abreu Teixeira Antunes

Agosto 1986

Esta tese é apresentada como parte dos requisitos exigidos para a obtenção do grau de Mestre em Materiais e Processos de Fabrico.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Viriato Antunes pela supervisão interessada, constante e incansável.

Ao Eng^o Fernando Oliveira pela liberdade concedida na utilização de todo o equipamento e pelas mais proveitosas discussões.

Ao Eng^o Carlos Sá pela técnica e paciência postas à prova no estudo das superfícies de fractura no microscópio electrónico.

Ao Eng^o Carlos Sousa pela ajuda na preparação e realização dos ensaios.

A Teresa pela compreensão, apoio e disponibilidade na compilação e dactilografia deste trabalho.

RESUMO

O objectivo deste trabalho é o de estudar e desenvolver um método que permita determinar à posteriori as solicitações que originaram a rotura por fadiga de um componente.

São estudados os mecanismos referidos na literatura que explicam a iniciação de fendas de fadiga, e os modelos desenvolvidos para o cálculo da vida do componente nessas condições. Destes últimos é exposto um método desenvolvido para o aço AISI 316 e é feita a sua adaptação para quaisquer valores de tensão média aplicados. Como alternativa é exposto um método mais expedito sendo ambos aplicados nos ensaios de fadiga realizados.

São compiladas leis de propagação de fendas de fadiga em aços inoxidáveis e faz-se a recolha bibliográfica de resultados para as velocidades de propagação de fendas de fadiga a nível microscópico para os mesmos aços. Os resultados descritos na literatura podem ser englobados em dois modelos: o das velocidades concorrentes e o das velocidades coincidentes. São calculadas as velocidades de propagação macro e microscópicas para os ensaios realizados em aço AISI 316 e são estudados os mecanismos de rotura do material. A propagação de fendas de fadiga a nível microscópico está de acordo com o modelo das velocidades concorrentes.

Finalmente é feita a aplicação de alguns destes conceitos ao estudo de um caso prático.

	Pág.
1 - INTRODUÇÃO	1
2 - INICIAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA	4
2.1 - Mecanismos metalúrgicos na origem de fendas de fadiga	4
2.2 - Modelos quantitativos	8
2.2.1 - Modelo de Coffin-Manson	9
2.2.2 - Modelos com base na energia utilizada para a propagação da fenda	10
2.2.3 - Modelo da descoesão por corte	15
2.2.4 - Outros modelos	17
2.2.5 - Conclusões	19
2.3 - Cálculo da vida até à iniciação de fendas de fadiga usando a função de dano do material	19
2.3.1 - Cálculo segundo Saanouni e Bathias	20
2.3.2 - Correção tendo em atenção a tensão média	26
2.4 - Método alternativo	27
2.5 - Propriedades de alguns materiais	29
3 - PROPAGAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA	30
3.1 - Velocidades de propagação macroscópicas	31
3.2 - Velocidades de propagação microscópicas	33
4 - ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS OBTIDOS	37
4.1 - Materiais e métodos	37
4.2 - Resultados obtidos	40
4.2.1 - Iniciação de fendas de fadiga	40
4.2.2 - Valores calculados apartir dos modelos expostos no ponto 2.3	41
4.2.3 - Propagação de fendas de fadiga	42
4.2.4 - Propagação de fendas de fadiga a nível microscópico	46
5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	
5.1 - Iniciação de fendas de fadiga	50

ÍNDICE

5.2 - Propagação de fendas de fadiga	
5.2.1 - Velocidades de propagação macroscópicas	51
5.2.2 - Velocidades de propagação microscópicas	53
6 - Conclusões	55
7 - Caso Prático	57

ÍNDICE DE SÍMBOLOS

a	-comprimento da fissura
a_0	-comprimento inicial da fissura
a_f	-comprimento final da fissura
A_i	-constantes de integração
a_p	-comprimento da zona deformada plasticamente
$\Delta A/A$	-estricção
B	-constante do material, lei de Basquin
C	-constante da lei de Paris
da/dN	-velocidade de propagação da fenda a nível macroscópico
D	-dimensão da zona deformada plásticamente à frente da fissura
E	-módulo de elasticidade
ΔJ_p	-integral J plástico cíclico
ΔK	-gama do factor intensidade de tensões
K_f	-factor de concentração de tensões em fadiga
$K_{méd}$	-factor intensidade de tensões médio
$K_{máx}$	-factor intensidade de tensões máximo
K_{pf} ou KE_{pf}	-factor de concentrações total em fadiga e considerando a deformação plástica
K_{pfm}	-o mesmo que K_{pf} mas tendo em conta a tensão média aplicada
K_t	-factor de concentrações total
K_ϵ	-factor de concentração de deformações
K_σ	-factor de concentração de tensões
$\Delta l/l$	-alongamento
m	-expoente da lei de Paris
n	-expoente do encruamento cíclico
N_1	-número de ciclos até à iniciação

N_f	-vida até à fractura
q	-sensibilidade do material à presença de um entalhe
r_y	-raio da zona deformada plásticamente à frente da fissura
r_{yc}	-raio da zona deformada plásticamente à frente da fissura em fadiga para tensões remotas superiores à tensão de cedência
r_{ym}	-raio da zona deformada plásticamente à frente da fissura em fadiga para tensões remotas inferiores à tensão de cedência
r_p	-raio na ponta da fissura
s	-espaçamento entre estrias ou velocidade de propagação da fenda a nível microscópico
W_c	-energia complementar
W_f	-energia total até à fractura
ΔW_p	-energia local ou na ponta da fissura da histerese da curva tensão/deformação
ΔW_{pn}	-energia nominal ou remota da histerese da curva tensão/deformação
c	-constante do material, lei de Coffin-Manson
b	-constante do material, lei de Basquin
γ	-expoente que relaciona a energia disponível na ponta da fissura com a que é utilizada para a nucleação de defeitos
γ_p	-deformação plástica por corte
δ	-quantidade de descoesão necessária à propagação da fissura
$\Delta \epsilon_p$	-deformação plástica cíclica
$\Delta \epsilon_e$	-deformação elástica cíclica
ϵ_f	-extensão na rotura à tracção
ϵ'_f	-deformação plástica até à rotura
$\Delta \epsilon_n$	-gama de deformações nominais ou remotas
$\Delta \epsilon_t$	-deformação total cíclica
ρ	-dimensão da zona de influência do entalhe no estado de tensão e deformação

$\Delta\sigma$	-gama de tensões, gama de tensões reais ou na ponta da fissura
σ_c	-tensão de cedência
σ'_f	-tensão de rotura cíclica
σ_f	-tensão limite de fadiga para provetes entalhados
σ_{fn}	-tensão limite de fadiga para provetes não entalhados
σ_m	-tensão média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	-tensão máxima
$\Delta\sigma_n$	-gama de tensões nominais ou remotas
σ_r	-tensão de rotura
σ_y	-tensão limite de elasticidade convencional

1 - INTRODUÇÃO

1 - INTRODUÇÃO

Quando se estuda uma rotura por fadiga de um determinado componente levantam-se frequentemente algumas questões nem sempre de fácil resolução. Terá havido solicitações que na realidade excederam o esperado pelo projectista? Qual a grandeza destas solicitações? Qual a influência da geometria do componente e do meio ambiente no processo de iniciação? Qual será a duração do período de iniciação de uma fenda? Qual será a vida do componente sabendo que uma fenda anteriormente iniciada se está a propagar? Estas questões têm preocupado os investigadores há longo tempo e os métodos desenvolvidos até agora permitem uma resolução muito correcta para grande número de casos mas, muito trabalho ainda é necessário para se dominar completamente estes problemas. É evidente que um método que permita responder a grande parte destas interrogações será uma poderosa ferramenta para a optimização do projecto, para a sua posterior revisão ou para a reparação e substituição de componentes fracturados. Aqui procurar-se-á responder a algumas destas questões e contribuir de uma maneira positiva para a melhor compreensão do grande número de factores envolvidos num processo de rotura por fadiga.

O objectivo deste trabalho é o de desenvolver e testar um método para a determinação à posteriori das solicitações exteriores que provocaram o colapso por fadiga de um determinado componente estudando-se pro isso as fases de iniciação e de propagação de fendas de fadiga.

No entanto, o desenvolvimento de um método universal seria tarefa interminável porque, para a infinidade de materiais utilizados em construção mecânica, seria necessário proceder a um programa de ensaios específico para colmatar a falta de informação apresentada na bibliografia. Em virtude desse facto, e embora o método aqui exposto seja extensível a todos os materiais, será no entanto concretizado unicamente para o caso do aço inoxidável AISI 316, material de grande importância na construção mecânica.

Neste trabalho foram estudados os processos descritos na literatura usados para o cálculo da vida à iniciação de fendas de fadiga, e é feita uma recolha bibliográfica das propriedades mecânicas relevantes em termos de resistência à fadiga para o aço AISI 316 ou para outros semelhantes. Em relação aos métodos publicados para o cálculo da vida à iniciação um é escolhido, propondo-se um outro, quantitativamente menos preciso mas mais expedito, como alternativa aos descritos na literatura.

Relativamente à fase de propagação de fendas de fadiga é prestada especial atenção aos aspectos fractográficos descritos na literatura, sendo referidas as principais relações existentes entre a distância entre estrias formadas na superfície de fractura e os níveis do factor de intensidade de tensões. São também referidas as leis de propagação de fendas de fadiga a nível macroscópico referentes ao material.

Como resultado de ensaios efectuados, são comparados os métodos de cálculo para a vida à iniciação de fendas de fadiga com os valores

obtidos. é determinada a influência da razão R nas Leis de Paris do material e, após análise de superfícies de fractura, são estabelecidas as relações entre o espaçamento entre estrias e o nível do factor intensidade de tensões para o material em causa. é prestada atenção à morfologia das superfícies de fractura e são identificados dois tipos de rotura do material.

Como resultado, passa-se a dispôr de métodos de cálculo e previsão da fase de iniciação de fendas de fadiga bem como de relações entre os indícios microscópicos existentes em superfícies de fractura e o nível de solicitações que lhes deram origem para o caso do material estudado.

Por último, é utilizado um caso prático para a aplicação destes conceitos onde apartir da superfície de fractura de componentes fracturados se infere o nível de tensões que lhe deram origem.

2 - INICIAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

2 - INICIAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

2.1 - MECANISMOS METALÚRGICOS NA ORIGEM DAS FENDAS DE FADIGA

Um componente aparentemente sã, no qual não seja detectável qualquer defeito superficial ou interno, pode ao fim de um certo número de ciclos de solicitação apresentar uma fenda. As causas que lhe dão origem são variadas, mas passam sempre pela iniciação, interacção, conexão e coalescência de muitas fendas de pequenas dimensões e situadas muito próximas umas das outras [1]. Na base deste facto está a deformação plástica cíclica como mecanismo de deterioração irreversível do material.

Na realidade a deformação plástica cíclica faz com que a nível microscópico se dê o abaixamento da resistência de certas zonas pela destruição dos defeitos cristalinos que impedem o deslizamento, e consequentemente a deformação do material (amaciamento cíclico). No entanto, noutras zonas verifica-se um aumento de resistência do material devido ao aparecimento de novos defeitos na rede cristalina (encruamento cíclico) [2]. Estas segundas zonas ficam microencruadas, apresentando por isso menor capacidade de deformação embora esta se possa verificar para maiores níveis de tensão. Nestes dois tipos de regiões microscópicas verifica-se o aparecimento de microfissuras, quer por resistência mecânica insuficiente quer por insuficiente ductilidade do material. Conclui-se deste facto que as zonas onde se verifique a existência de factores de concentração de tensões ou, de concentração

de deformações ou ambas, são zonas potencialmente susceptíveis à iniciação de fendas de fadiga.

Lynch [3] é de opinião que a iniciação de fendas de fadiga se verifica prioritariamente em pontos de deformação localizada, como sejam os entalhes geométricos, pontos de corrosão, degraus ou entalhes produzidos durante um processo de fadiga por atrito de superfícies, ou pelo aparecimento de alterações topográficas da superfície do componente resultantes de deslizamento generalizado. Se estes factores se associarem, mais rápida será a iniciação.

Para além destes casos, a iniciação de fendas de fadiga tem grande tendência para ocorrer na interface entre zonas com diferentes resistências à deformação plástica. Por exemplo, a interface entre uma inclusão ou um precipitado mais duros e a matriz mais dúctil é uma zona que reúne essas características. Lankford e Kusenberger, citados por [4], explicam o aparecimento de fissuras na interface matriz/inclusão do seguinte modo: primeiro verifica-se uma descoesão progressiva entre a matriz e a inclusão e, quando a descoesão se generaliza, dá-se a germinação de fissuras no plano equatorial da inclusão que mais tarde coalescem e crescem.

Em materiais de elevada ductilidade e de baixa resistência à tracção sujeitos a ensaios de fadiga para elevados níveis de deformação, verifica-se que durante o primeiro ciclo de deformação se produzem deslizamentos que são perfeitamente visíveis na superfície do material com o auxílio do microscópio óptico [3]. No subsquente meio ciclo, com

uma solicitação simétrica, o deslizamento inverso decorre em planos diferentes, principalmente devido ao facto de o ambiente reagir com os degraus recém formados [5], pelo que o resultado deste e dos ciclos posteriores é o desenvolvimento de uma topografia cada vez mais acentuada. Neste exemplo, o mecanismo responsável pelo aparecimento de defeitos na origem de posteriores fendas de fadiga, é a grande facilidade com que o material se deforma. Este facto pode ser verificado em materiais muito dúcteis ou em zonas macias doutros, resultando estas últimas do amaciamento cíclico ou da falta de uniformidade na distribuição de mecanismos endurecedores. Repare-se que os materiais metálicos, formados geralmente por misturas de fases ou constituintes com diferentes propriedades mecânicas e físicas, apresentarão uma tendência intrínseca para a formação destes defeitos.

Menciona-se frequentemente as intrusões e extrusões como defeitos na origem do aparecimento de fendas de fadiga. São também irregularidades superficiais como as descritas anteriormente mas têm um perfil consideravelmente diferente. Em materiais sujeitos a baixas deformações em ensaios de fadiga pode decorrer algum tempo até que apareça uma alteração topográfica significativa. Contudo, após um limitado número de ciclos de solicitação desenvolvem-se numerosas bandas de deslizamento e, conjuntamente, aparecem à superfície do material lâminas ou "whiskers" de material que se elevam na superfície até cerca de 10 μm e que têm uma espessura de cerca de 1 μm [3] chamando-se neste caso a este defeito "extrusão". Nem sempre o material é expulso da superfície formando-se por vezes poros e microentalhes superficiais da mesma dimensão chamadas "intrusões". Na fig.2.1 b) são representadas as

intrusões e extrusões bem como outras irregularidades superficiais devidas ao deslizamento generalizado junto a uma junta de grão a), ou à acção de bandas de deslizamento persistentes (PSB) c).

O conhecido modelo de Cottrell e Hull [5] explica com base no cruzamento de duas bandas de deslizamento a formação de intrusões e extrusões, como é representado na fig. 2.2.

Relativamente a todos estes mecanismos um factor comum se impõe como responsável pela deterioração do material e consequentemente pela iniciação de fendas de fadiga, esse factor é a deformação plástica. É baseada nela que se desenvolvem uma série de modelos de cálculo para a duração da fase de iniciação de fendas de fadiga e mesmo da sua propagação, como se verá mais adiante.

Finalmente é necessário dizer-se que a distinção entre uma fenda de fadiga e um defeito microscópico existente no material não pode ser feita devido a ser dependente unicamente dos meios de análise e inspecção do material. Repare-se que em princípio qualquer defeito microscópico pode estar na origem de uma fenda de fadiga, se as solicitações exteriores favorecerem o seu desenvolvimento. Repare-se também que quanto mais poderosos forem os meios de inspecção e análise, menor será a distinção que se poderá fazer entre o momento em que existe uma fenda (existência de defeitos microscópicos) ou aquele em que esta não existe (ausência de defeitos microscópicos) como fica documentado na fig. 2.3.

2.2 - MODELOS QUANTIFICATIVOS

Para o estudo de um problema de fadiga é usual fazer-se uma divisão desta em três estágios: o da iniciação, o da propagação e o da rotura ("stage I, II e III"). Quando se espera que toda a vida útil do componente decorra em regime de fadiga para grandes deformações cíclicas, ou quando o problema em estudo é unicamente um problema de iniciação não é costume fazer-se esta divisão. Se o problema é nitidamente de propagação, então o número de ciclos até à iniciação de fendas de fadiga é desprezável comparativamente com o número de ciclos da propagação, que são superiores a 10^4 ou 10^5 ciclos.

Os ensaios privilegiados para a determinação da vida até à iniciação de fendas de fadiga são os realizados para grandes deformações plásticas no corpo de prova do provete e efectuados em deformação controlada. Nestes ensaios a rotura do componente é esperada para um número de ciclos de carga inferior a 10^4 . Simulam-se desta forma no provete as condições reinantes em pequenos volumes de material onde se verificam elevadas deformações plásticas nos componentes reais, devido à existência de factores de concentração de tensões e de deformações [6]. Num componente onde exista uma descontinuidade geométrica, verifica-se uma concentração de tensões que dá origem à plasticização local do material. Como as tensões remotas aplicadas ao componente estão geralmente no domínio elástico, o volume de material plasticizado fica imerso num campo deformado elásticamente. Se as cargas aplicadas durante um ensaio forem constantes também esse campo apresentará uma

deformação constante pelo que o volume de material plasticizado se deforma dentro de limites constantes.

Em ensaios de fadiga oligocíclica, ensaios esses que como vimos representam as condições favoráveis para a iniciação de fendas de fadiga e onde a rotura aparece para um número de ciclos inferiores a 10^4 , observações microscópicas de superfícies de fractura permitiram concluir que a etapa de iniciação é muito reduzida, cerca de 10% da vida total, e que a maior parte da vida do componente é utilizada na propagação [7]. Este último facto está na base da divisão do processo de iniciação em dois estágios e permite ao mesmo tempo inferir-se que a deformação plástica deverá ser um factor que permita unificar o estudo da iniciação e da propagação de fendas de fadiga já que nos ensaios de iniciação se identifica uma fase de propagação de duração considerável.

2.2.1 - MODELO DE COFFIN-MANSON

Vários são os modelos que utilizam a deformação plástica para quantificar a vida à fadiga oligocíclica, ou para baixo número de ciclos, mas um dos mais aceites é o de Coffin-Manson [2]. Neste modelo tem-se que:

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon'_f \cdot \left(\frac{N_f}{2} \right)^c \quad (2.1)$$

ϵ'_f e c são constantes, $\Delta \epsilon_p$ é a gama de deformação plástica e N_f é a vida do componente à fractura (número de ciclos)

De um ponto de vista físico, o modelo de Coffin-Manson diz-nos que para cada material é constante o produto do número de ciclos até à rotura pela deformação total produzida o que permite concluir que existe um dano total que caracteriza a rotura nestas condições para cada material.

A partir de ensaios de fadiga oligocíclica obtêm-se também relações entre as deformações elásticas e o número de ciclos que são traduzidas pela equação de Basquin [2]:

$$\Delta \epsilon_e = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2 \cdot N_f)^b \quad (2.2)$$

E = módulo de elasticidade
 $\Delta \epsilon$ = deformação elástica
 σ'_f = coef. de resist. à fadiga
 b = constante

Repare-se que se pode relacionar a deformação total $\Delta \epsilon_t = \Delta \epsilon_e + \Delta \epsilon_p$ com a vida à fadiga e estabelecer se se está em regime de fadiga oligocíclica, para o qual $\Delta \epsilon_p > \Delta \epsilon_e$, ou em fadiga para elevado número de ciclos, em que $\Delta \epsilon_p < \Delta \epsilon_e$.

2.2.2. - MODELOS COM BASE NA ENERGIA UTILIZADA PARA A PROPAGAÇÃO DA FENDA

Outro ponto de vista para a abordagem deste problema é o que encara a fadiga para baixo número de ciclos como um processo essencialmente

constituído pela propagação de microfendas. Esta abordagem enquadra-se bem no ponto de vista exposto no ponto anterior em que se afirma que qualquer componente apresentará sempre defeitos microscópicos cuja detecção é função unicamente da resolução dos meios de inspeção e análise dos materiais.

Radhakrishnan [8] estabeleceu um modelo para a propagação de fendas de fadiga oligocíclica baseado na energia que é absorvida na ponta da fissura. Considera este autor que essa energia é uma porção da energia absorvida pelo material durante cada ciclo que, como é sabido, é a correspondente à histerese do ciclo tensão/deformação a que o provete está sujeito.

A energia dessa histerese ΔW_{pn} é calculável pela área limitada pelos dois tramos do ciclo tensão/deformação sendo portanto:

$$\Delta W_{pn} = \text{área} = \Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon_p - 2 \cdot \text{energia complementar} \quad (2.3)$$

sendo a energia complementar W_c :

$$W_c = \int_0^{\Delta \sigma} (\Delta \epsilon_p) \cdot d(\Delta \sigma) \quad (2.4)$$

Sabe-se também que a curva tensão/deformação pode ser representada por:

$$\Delta \sigma = \sigma_o \cdot (\Delta \epsilon_p)^n \quad \begin{array}{l} n = \text{expoente de} \\ \text{encruamento cíclico} \end{array} \quad (2.5)$$

Após correcta manipulação matemática chega-se ao valor da energia complementar (W_c):

$$W_c = \frac{n}{n+1} \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_p \quad (2.6)$$

Portanto, a energia da histerese (W_{pn}) será:

$$\Delta W_{pn} = \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon - 2 \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_p \cdot \frac{n}{n+1}$$

$$\Delta W_{pn} = \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_p \cdot \left(\frac{1-n}{n+1} \right) \quad (2.7)$$

Utilizando os factores de concentração de tensões e de deformações definidos por Neuber [9-13], relaciona-se o estado de tensão remoto com o estado localizado na ponta da fissura para se poder calcular a energia disponível na ponta da fissura:

$$K_\sigma = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_n} \quad K_\sigma = \text{factor conc. de tensões} \quad (2.8)$$

$$K_\epsilon = \frac{\Delta\epsilon}{\Delta\epsilon_n} \quad K_\epsilon = \text{factor conc. de deform.} \quad (2.9)$$

$$K_t^2 = K_\sigma \cdot K_\epsilon = \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon}{\Delta\sigma_n \cdot \Delta\epsilon_n} = \frac{\Delta W_p}{\Delta W_{pn}} \quad K_t = \text{factor conc. total} \quad (2.10)$$

a energia disponível na ponta da fissura será então:

$$\Delta W_p = K_t^2 \cdot \Delta W_{pn} \quad (2.11)$$

e como:

$$K_t = 1 + 2(a/r)^{1/2} \approx 2(a/r)^{1/2} \quad (2.12)$$

sendo r e a respectivamente o raio e o comprimento da fissura. Então:

$$\Delta W_p = (4/r) \cdot \Delta W_{pn} \cdot a \quad (2.13)$$

A energia de deformação real na ponta da fissura é utilizada na nucleação de defeitos que dão origem à propagação da fissura [7]. No entanto parte desta energia é absorvida noutros defeitos e é dissipada sob a forma de calor e de vibração. Então a energia realmente utilizada será menor, sendo γ um expoente que quantifica esse facto e que tem a seguinte forma:

$$\gamma' = 1/(\beta' \cdot (n' + 1)) - 1 \quad (2.14)$$

A relação entre a energia total absorvida até à fractura (W_f) e N_f (número de ciclos) é calculável através de:

$$W_f = A_1 \cdot N_f^q \quad (2.15)$$

para $q = 1 - 1(\gamma + 1) \quad (2.16)$

Segundo este modelo a velocidade de propagação da fenda pode ser expressa pela seguinte expressão:

$$\frac{da}{dN} = A_2^\gamma (\Delta W_p) \cdot a_p \quad a_p = \text{comprim. da zona def. plást.} \quad (2.17)$$

Se se atender a que:

$$\Delta J_p \propto A_3 (\Delta W_p) \cdot f(n') \cdot a_p \quad (2.18)$$

ter-se-à:

$$\frac{da}{dN} = A_4 (\Delta J_p)^{\gamma+1} \quad (2.19)$$

Integrando agora a expressão (2.19) obtem-se o seguinte:

$$\frac{1}{\gamma} (1/a_o^\gamma - 1/a_f^\gamma) = A_5 (\Delta W_p)^{\gamma+1} N_f \quad (2.20)$$

onde a_o e a_f são respectivamente o comprimento inicial e final da fenda. Em alternativa poderá ser utilizada a seguinte expressão:

$$1/(\gamma \cdot a_o^\gamma) \cdot (1 - (a_o/a_f)^\gamma) \propto W_f \cdot \Delta \sigma^\gamma (1 - 1/n') \quad (2.21)$$

A correlação obtida entre os valores de diversos autores e os obtidos por este modelo parece ser muito boa [8]. Como conclusão poderemos dizer que este modelo dispõe de relações entre a energia total até à rotura e a gama de tensões e deformações aplicada (2.7) e (2.10), entre a energia total dispendida e o número de ciclos até à rotura (2.15). Permite ainda relacionar a energia responsável por cada incremento da

fenda com o integral J (2.19) ou relacionar a energia utilizada para a propagação de uma fenda entre dois valores conhecidos com o número de ciclos necessários.

Como se pode ver todas estas relações são de extrema importância para o estudo de problemas de fadiga mas a sua aplicação terá de se basear na determinação experimental dos parâmetros nelas intervenientes.

Lefebvre e Ellyin [14] utilizam também a energia dissipada durante a deformação chegando a relações formalmente idênticas diferindo em algumas constantes.

2.2.3 - MODELO DA DESCOESÃO POR CORTE (Tomkins)

Outro modelo que caracteriza este tipo de fadiga é o da descoesão por corte citado em [15,16] e que se representa na fig. 2.4 retirada de [16]. Este autor considera que a propagação de fendas em fadiga se dá pelo avanço da fenda através de uma descoesão irreversível originada por corte devida à deformação verificada em planos inclinados a 45° em relação ao plano de propagação da fenda. Nas fases dos ciclos em que as tensões tractivas decrescem, produzem-se estrias na superfície do material. Por vezes poder-se-à produzir mais do que uma estria por ciclo se se verificarem elevadas aberturas na ponta da fissura durante a tracção [16]. Segundo este modelo temos que a dimensão da zona deformada à frente da fissura, D , é:

$$D=2^{\frac{1}{2}} \cdot \left(\sec\left(\frac{\sigma \pi}{2T} - 1\right) \right) \cdot a \quad (2.22)$$

sendo σ a tensão máxima aplicada, T a tensão de cedência do material após ser solicitado em fadiga e a o comprimento da fenda.

$$\delta = \int_0^{\epsilon_p} D \cdot \epsilon_p \cdot d\epsilon \quad (2.23)$$

δ é a "quantidade de descoesão" e traduz o dano que é necessário provocar ao material para a propagação da fenda. Das expressões acima, Tomkins deriva a velocidade de propagação da fenda em regime de deformação plástica cíclica:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{\pi}{8}\right)^2 \cdot \left(\frac{\sigma}{T}\right)^2 \cdot \frac{\epsilon_p}{1+2\beta} \cdot a \quad \begin{array}{l} \beta \text{ é obtido em:} \\ \Delta\sigma = k \cdot \epsilon_p^\beta \end{array} \quad (2.24)$$

como $\Delta\sigma = 2 \cdot \sigma$ e k é uma constante, a equação acima pode transformar-se em:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{\pi}{8}\right)^2 \cdot \left(\frac{k}{2 \cdot T}\right)^2 \cdot \frac{\epsilon_p^{2\beta+1}}{1+2\beta} \cdot a \quad (2.25)$$

que integrada tem a forma da equação de Coffin-Manson:

$$\epsilon_p \cdot N_f^\alpha = \text{const.} \cdot \ln\left(\frac{a_o}{a_r}\right) \quad (2.26)$$

sendo $\alpha = 1/(1+2\beta)$ (2.27)

Nesta expressão $a_0 = a_f$ são as fendas iniciais e finais e, segundo o mesmo autor, respectivamente $10\mu\text{m}$ e 75% da espessura do provete.

2.2.4 - OUTROS MODELOS

Rie et al [7], comparam modelos de diferentes autores que relacionam a velocidade de propagação de fendas em fadiga oligocíclica com diversos parâmetros, nomeadamente os factores intensidade de deformações Δk_ϵ e o integral J cíclico ΔJ . Concluem que pode ser aplicada uma lei do tipo:

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta \epsilon_p \cdot a^{\frac{1}{2}})^{\alpha} \quad (2.28)$$

que integrada dá uma lei do tipo da de Coffin-Manson:

$$\Delta \epsilon_p \cdot N_f^{\frac{1}{2}} = C' \quad (2.29)$$

possuindo-se também as relações seguintes $\Delta k_\epsilon = A \cdot \Delta \epsilon_t \cdot a^{\frac{1}{2}}$ e $\Delta \epsilon_t = \Delta \epsilon_e + \Delta \epsilon_p$.

A análise feita com modelos que se exprimem em termos de integral J, parece apresentar uma boa relação entre os valores teóricos e os obtidos nos ensaios sendo aceite por grande número de autores [17].

Neste modelo tem-se que:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta J)^{\gamma} \quad (2.30)$$

$$\Delta J = \frac{\pi \cdot \sigma_t^2 \cdot a}{E} + \frac{2 \cdot \pi \cdot \sigma_t \cdot \Delta \epsilon_p \cdot a}{(1+n') \quad (2.31)}$$

Rie et al [7] concluem também que a melhor correlação entre estes dois modelos, por eles estudados de entre outros, se verifica quando é usada $\Delta \sigma$ como uma tensão efectiva na expressão anterior, o que quer dizer que $\Delta \sigma = 2 \cdot \sigma_t$. Finalmente concluem que ΔJ é um parâmetro de confiança para um Cálculo quantitativo.

Outros modelos, como o de Ibrahim e Miller citado em [18], afirmam que o mecanismo para o crescimento de fendas de fadiga de muito pequenas dimensões é semelhante ao expresso pela mecânica da fractura linear elástica e, portanto:

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta \gamma_p^2 \cdot a^{\alpha} \quad (2.32)$$

sendo $\Delta \gamma_p$ a gama de deformação plástica de corte .

2.2.5 - CONCLUSÕES

Conclui-se do atrás exposto que em fadiga oligocíclica se pode exprimir a iniciação e propagação de fendas de fadiga através da deformação plástica à tracção ou ao corte, através da energia da histerese do ciclo tensão/deformação e em termos do integral J. Outras conclusões que se podem tirar são que: o factor intensidade de deformação é válido em fadiga oligocíclica, qualquer que seja a análise aplicada as leis que se obtém são idênticas à de Coffin-Manson, pelo que os únicos pontos de controvérsia de todos estes modelos e aproximações residem na determinação das diferentes constantes utilizadas por cada método.

2.3 - CALCULO DA VIDA ATÉ À INICIAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA USANDO A FUNÇÃO DE DANO DO MATERIAL

Saanouni e Bathias estudaram o caso específico do aço AISI 316, fazendo ensaios de fadiga para baixo número de ciclos em provetes entalhados e lisos [10]. O trabalho que desenvolvem aplica-se facilmente na solução de alguns problemas levantados neste trabalho, podendo-se utilizar resultados obtidos por estes autores o que dispensa a realização de importante número de ensaios. Em virtude desse facto este método merece um tratamento individualizado neste capítulo.

Resumindo o método exposto a seguir, pode-se dizer que estes autores se

baseiam na utilização dos factores de concentração de tensões e deformações definidos por Neuber para caracterizar o estado de tensão/deformação na ponta da fissura. Fazem uma calibragem experimental com provetes entalhados e provetes lisos da função $K_{pf} \cdot \Delta \sigma_n$, equivalente à chamada função de dano, que é uma função utilizado por variadíssimos autores para o estudo e cálculo da vida até à iniciação de fendas de fadiga, como se viu atrás. Conhecendo-se os factores de concentração de tensões e deformações para o componente em causa pode-se calcular o número de ciclos até à iniciação de fendas de fadiga através da referida função de dano. Este modelo tem ainda em conta uma série de correcções aos factores de concentração de tensões e deformações teóricos o que o torna mais realista e mais preciso. Passemos agora à descrição do referido modelo.

2.3.1 - CALCULO SEGUNDO SAANOUNI E BATHIAS

Segundo Neuber, existe um factor de concentração de tensões e de deformações que é função da geometria do componente em causa ou de uma zona crítica deste. O factor de concentração de tensões teórico (K_t) é igual à média geométrica dos factores de concentração de tensões (K_σ) e de concentração de deformações (K_ϵ) equação (2.10):

$$K_t^2 = K_\sigma \cdot K_\epsilon \quad (2.33)$$

Em fadiga, o factor de concentração de tensões teórico (K_t) é

substituído por K_f (de fadiga) [9-13], que é um factor que quantifica a redução da vida à fadiga de um componente com um entalhe geométrico, quando comparada com a vida de um componente liso, através da relação entre as suas tensões limite de fadiga, respectivamente σ_{fn} e σ_n .

$$K_f = \frac{\sigma_f}{\sigma_{fn}} \quad (2.34)$$

K_f pode ser determinado experimentalmente em ensaios de fadiga ou pode ser calculado. Neste caso, Peterson [19] utiliza a conhecida expressão:

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (2.35)$$

para $q = 1 / (1 + (\rho / r)) \quad (2.36)$

Repare-se que o parâmetro q é introduzido para exprimir a sensibilidade de um dado material à presença de um entalhe com um dado raio de curvatura r . Quanto a ρ , inicialmente considerado uma propriedade constante do material, representa a distância à raiz do entalhe a partir da qual o estado de tensão e de deformação do material não é afectado pela presença desse entalhe.

Inicialmente ρ era considerado constante mas Saanouni e Bathias encontraram valores para ρ entre 0,03 e 4,7 mm, após procederem a ensaios em aço AISI 316. Complementarmente, conseguiram estabelecer com base em resultados experimentais, uma relação entre ρ e o raio da zona deformada plasticamente à frente da fissura r_y que por sua vez varia

com a geometria do componente. A relação entre ρ e r_y é a seguinte e pode ser observada na fig. 2.5:

$$\rho = 0.02 \cdot e^{1.87(r_y)^{0.25}} \quad (2.37)$$

estando r_y e ρ expressos em mm. Para o cálculo de r_y utilizam-se expressões conhecidas da mecânica da fractura. Os referidos autores substituem r_y por r_{yc} ou r_{ym} consoante o tipo de sollicitação é respectivamente cíclica ou estática, entendendo-se como "ensaios de fadiga para sollicitação estática" aqueles ensaios em que a gama de tensões remotas instaladas é inferior à tensão de cedência do material. Considera-se portanto que em fadiga, se o estado de tensão remoto tiver um valor superior ao da tensão de cedência, a dimensão da zona deformada plásticamente tem, neste caso, uma dimensão equivalente à da zona deformada plásticamente em regime estático. Em estado plano de tensão serão de utilizar as seguintes expressões:

$$r_{yc} = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K}{\sigma_c} \right)^2 \quad (2.38)$$

$$r_{ym} = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_{max}}{\sigma_c} \right)^2 \quad (2.39)$$

Utilizando as expressões (2.35) e (2.38) ou (2.39) pode-se calcular um valor para o factor de concentração de tensões K_f corrigido para situações de fadiga e atendendo à deformação plástica desenvolvida na ponta fissura. É usual chamar-se a este factor KEP_f [9] ou Kpf [10] pois este factor será um factor de concentração de tensões elasto-

-plástico. Neste trabalho, por simplicidade de nomenclatura utilizar-se-á Kpf.

Como tínhamos visto atrás na expressão (2.35), substituindo Kt por Kpf e usando as relações (2.8) e (2.9) (definição de factor intensidade de tensões e deformações), teremos:

$$K_{pf}^2 = \left(\frac{\Delta \sigma}{\Delta \sigma_n} \right) \cdot \left(\frac{\Delta \epsilon}{\Delta \epsilon_n} \right) \quad (2.40)$$

Se a solicitação remota mantiver o provete em regime elástico nas regiões suficientemente afastadas do entalhe, teremos a seguinte relação entre tensões e deformações remotas, ou nominais:

$$\Delta \sigma_n = E \cdot \Delta \epsilon_n \quad (2.41)$$

e, neste caso, teremos:

$$K_{pf} \cdot \Delta \sigma_n = (\Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon \cdot E)^{\frac{1}{2}} \quad (2.42)$$

Repare-se que $\Delta \epsilon = \Delta \epsilon_e + \Delta \epsilon_p$ e que estes valores são os valores reais nos pontos críticos da secção e não os valores provocados pela solicitação remota e que na expressão (2.42) só o factor Kpf pode contabilizar o efeito da deformação plástica.

O termo $(\Delta \sigma \cdot \Delta \epsilon \cdot E)^{\frac{1}{2}}$ é a chamada função de dano do material [9-11,20]

sendo seleccionada como parâmetro de cálculo e comparação da vida até à iniciação de fendas de fadiga de um componente. Para se determinar o valor da função de dano, segundo membro da expressão (2.42), basta calcular-se o valor de K_{pf} já que $\Delta\sigma_n$ é conhecido. Vários são os resultados publicados e que relacionam a função de dano com a vida de componentes fabricados em diversos materiais. Para o caso do aço AISI 316 vejam-se as figuras 2.6 [11], 2.7 e 2.8 [10] ou os trabalhos [9-11,20]. Saanouni e Bathias obtiveram a partir de resultados experimentais a expressão (2.43) que representa os resultados da fig. 2.7 e que relaciona a função de dano com o número de ciclos para a iniciação de fendas de fadiga. Estes resultados foram obtidos com provetes CT ensaiados em fadiga com uma razão $R=0,1$. Os provetes tinham diferentes raios de curvatura na raiz do entalhe com valores entre 0,10 e 4,10 mm e aos quais correspondem valores de K_t entre 4 e 16,25. A referida expressão é a seguinte:

$$N_i=10^{-\frac{1}{2}(\log(\Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon \cdot E) - 3.89) / 0.22} \quad (2.42)$$

Utilizando-se o primeiro termo da expressão (2.42), de cálculo mais fácil, a expressão obtida por [4] a partir de resultados experimentais é a seguinte:

$$N_i=10^{-\frac{1}{2}(\log(K_{pf} \cdot \Delta\sigma_n) - 3.78) / 0.19} \quad (2.44)$$

Esta expressão não é exactamente coincidente com a expressão (2.43)

devido a ambas serem baseadas em resultados experimentais. Contudo, a expressão (2.44) é de mais fácil utilização pois para se conhecer N_i basta calcular K_{pf} ao passo que para se utilizar a expressão (2.43) é necessário proceder a ensaios de fadiga em que se garanta o produto $\Delta\sigma.\Delta\epsilon$, ensaiando-se portanto sob controle de Neuber.

Neste trabalho utilizar-se-à a expressão (2.44) e o método atrás exposto para o cálculo de K_{pf} para a previsão da vida até à iniciação de fendas de fadiga nos ensaio realizados.

2.3.2 - CORRECÇÃO TENDO EM CONTA A TENSÃO MÉDIA

Um pormenor de alguma importância é que Kpf foi obtido no modelo visto no ponto anterior para $R=0,1$ e que por isso não tem em consideração o valor da tensão média instalada. Este efeito foi estudado por Buch [12] baseando-se no diagrama de Goodman, tradicionalmente utilizado para contabilizar o efeito da referida tensão média em fadiga. Bucher aconselha uma correcção aos valores de Kpf obtidos em ensaios de fadiga e no caso de existir uma tensão média. Se se fizer esta correcção, chamar-se-á Kp_{fm} ao valor de Kpf corrigido:

$$Kp_{fm} = \frac{\sigma_m + \sigma_f \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_r}\right)}{\sigma_m + \sigma_{fn} \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_r}\right)} \cdot Kpf \quad (2.45)$$

sendo:

σ_f = Tensão limite de fadiga de provetes entalhados para $\sigma_m=0$

σ_{fn} = " " " " " " não entalhados " "

σ_r = " de rotura

σ_m = " média

Relativamente à expressão (2.45) deverá lembrar-se que $K_f = \sigma_{fn} / \sigma_f$ (2.34), que $R = \sigma_{min} / \sigma_{m\acute{a}x}$ e que $\sigma_m = \sigma_{m\acute{a}x} \cdot (1+R)/2$. Temos agora a possibilidade de poder calcular o número de ciclos para se dar a iniciação de fendas de fadiga em componentes AISI 316 cálculo que será realizado mais à frente no ponto 4.2.2.

2.4. - MÉTODO ALTERNATIVO

Propõe-se neste ponto um método de cálculo para a vida à iniciação mais expedito usando o factor K_t ou, no caso de se dispôr dos elementos necessários, usando K_{pf} ou K_{pfm} definidos atrás. Com esses factores faz-se o cálculo do estado de tensão/deformação da zona crítica e, usando-se os valores da deformação plástica cíclica assim obtidos, faz-se o cálculo da vida à iniciação com a lei de Coffin-Manson. Repare-se que para o caso de materiais em que não se encontrem valores da função de dano na literatura será necessário proceder a ensaios para a sua determinação se se pretender utilizar o método exposto no ponto 2.3. Segundo o método alternativo agora exposto tal não será necessário embora a precisão dos resultados seja porventura pior.

Recorrendo às expressões que representam a curva tensão deformação cíclica do material e à definição de factor concentração de tensões e deformações, pode-se escrever:

$$\sigma = \sigma_{\text{máx.}} K t^{-2n/1+n} \text{ e portanto } K \sigma = K t^{2n/1+n} \quad (2.46)$$

$$\epsilon = \epsilon_{\text{máx.}} K t^{-2/1+n} \text{ e portanto } K \epsilon = K t^{2/1+n} \quad (2.47)$$

sendo n o valor do coeficiente de encruamento cíclico do material, veja-se o ponto 2.5

Pode-se agora calcular o valor de $\Delta \epsilon_p$:

$$\Delta \epsilon = K \epsilon \cdot \Delta \epsilon n = K \epsilon \cdot \frac{\Delta \sigma}{E} \quad (2.48)$$

e portanto:

$$\Delta \epsilon_p = \Delta \epsilon_t - \Delta \epsilon = \left(K \epsilon \cdot \frac{\Delta \sigma n}{E} \right) - \frac{\Delta \epsilon n}{E} =$$

$$= (K \epsilon - 1) \cdot \frac{\Delta \sigma n}{E} \quad (2.49)$$

Se introduzirmos o valor de $\Delta \epsilon_p$ na Lei de Coffin-Manson, expressão (2.1), poderemos calcular o valor de N_f .

$$N_f = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2 \cdot \epsilon' f} \right)^{1/c} \quad (2.49)$$

e finalmente:

$$N_f = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{(K\epsilon - 1) \cdot \Delta \sigma_n / E}{2 \cdot \epsilon'_f} \right)^{1/c} \quad (2.51)$$

2.5 - PROPRIEDADES DE ALGUNS MATERIAIS

Os aços inoxidáveis austeníticos têm merecido grande interesse por parte dos investigadores e de ensaiadores devido à sua grande utilização industrial. Como obra de referência cita-se o "Atlas of Fatigue Curves" [35] onde se encontram representados extensivamente os comportamentos à fadiga (nomeadamente a fase de propagação) dos mais variados materiais.

Apresentam-se no entanto aqui alguns resultados com interesse como os de Hennessy et al [21] que estudaram as transformações de fase em aços inoxidáveis austeníticos sujeitos a solicitações de fadiga. Truchon [9] estudou a iniciação de fendas de fadiga em provetes entalhados de diversos aços AFNOR (35CD4, XC38, E36) e no aço AISI 316. Os resultados obtidos por estes autores referentes à Lei de Coffin-Manson encontram-se na Tabela II-1, e os respeitantes à consolidação cíclica do material e a outras propriedades do material encontram-se na Tabela II-2.

3 - PROPAGAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

3 - PROPAGAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

Variadíssimos trabalhos têm sido realizados na determinação das velocidades de propagação de fendas de fadiga para os mais diversos materiais e condições de ensaio. Muitos são também os modelos quantitativos derivados desses trabalhos. A lei de Paris-Erdogan, por exemplo, relaciona a velocidade de propagação da fenda com o factor de intensidade de tensões:

$$\frac{da}{dN} = C. \Delta K^m \quad (3.1)$$

Outras teorias têm sido formuladas para explicar e quantificar a propagação de fendas de fadiga e, na generalidade, dividem-se em três grupos: as que se baseiam na acumulação de deformação plástica na ponta da fissura; as que se baseiam no CTOD crítico (crack tip opening displacement); e mais recentemente as teorias que se baseiam num balanço energético.

A interpretação e análise destas teorias cai fora do objectivo deste trabalho por ser muito extensa mas, muito rapidamente, pode-se dizer que as teorias do primeiro grupo dão origem a modelos de propagação de fendas de fadiga cuja variável principal é a deformação plástica desenvolvida que são expressos por leis semelhantes às de Coffin-Manson [16]. As teorias do segundo grupo dão origem a leis em que a velocidade

de propagação é proporcional ao CTOD ou, o mesmo é dizer, proporcionais a ΔK ao quadrado e inversamente proporcionais à tensão de cedência e ao limite elástico [16].

Em relação às críticas que estas teorias levantam, salienta-se a falta de sensibilidade à mudança do material em estudo, a previsão de valores para m (equação (3.1)) que não variam com diferentes materiais ou com diferentes estados metalúrgicos e a dificuldade de incluir parâmetros que tenham em consideração o encruamento do material verificado durante o ensaio.

3.1 - VELOCIDADES DE PROPAGAÇÃO MACROSCÓPICAS

Na fig. 3.1 apresentam-se diversas curvas $da/dN=f(\Delta K)$ para aços inoxidáveis austeníticos e para diferentes condições de ensaio à temperatura ambiente [16].

A velocidade de propagação de fendas de fadiga depende de vários factores entre os quais a temperatura, o meio ambiente, o grau de encruamento do material e a razão R entre as tensões máxima e mínima do ciclo de ensaio. No entanto o limite máximo para a lei de propagação de fendas de fadiga parece ser expresso pela expressão seguinte, proposta por Marshall [16]:

$$\frac{da}{dN} = \text{const} \frac{1}{2} \cdot \frac{\Delta K^2}{E \cdot \sigma_c} \quad (3.2)$$

Resultados para os aços AISI 301 e 302 em H_2 e Argon, obtidos por Schuster e Alstetter [22] encontram-se representados na fig.3.2 e na Tabela III-1 são apresentados resultados de Bolton e Padington [23] para outros meios ambientes, outros resultados podem ser encontrados em [16]. Os valores publicados para o expoente m , no caso de aços inoxidáveis austeníticos, estão entre 2,8 e 3,8 [24] sendo por vezes ainda superiores [4,23].

Dentro de uma família de aços, ou comparando aços de diferentes tipos, é de esperar uma diminuição de m com o aumento da resistência à tracção do material. Assim, os aços austeníticos apresentam valores de m da ordem de 3,25, os aços ferrítico-perlíticos apresentam valores de m da ordem de 3,00 e finalmente os aços martensíticos apresentam valores de m da ordem de 2,25 [24]. No que diz respeito ao coeficiente de encruamento dos aços referidos atrás tem-se que $n=0,30$ para os austeníticos [24] ou por vezes superiores ($n=0,39$ [9]); os ferríticos apresentam valores entre 0,15 e 0,30 e os martensíticos apresentam valores inferiores a 0,15 [24]. Por outro lado verificou-se que para o aço AISI 305, e em provetes com a direcção de solicitação paralela à direcção de laminagem [24], se obtêm curvas $da/dN=f(\Delta K)$ diferentes com o grau de encruamento do material, como se representa na fig.3.3 retirada de [24]. Nestes ensaios obtiveram-se valores de m de 2,8 para um aço encruado e de 3,8 para o mesmo aço recristalizado. No entanto outros autores citados por Hertzberg [25] obtêm resultados diferentes, visto que diferenças de 4 a 10 vezes na tensão de cedência do material, causados por diferentes graus de encruamento, não alteram as curvas das velocidades de propagação de fendas de fadiga para diversos materiais.

Pode-se concluir que se verifica uma tendência para uma diminuição de m com o aumento da resistência à tracção do material, ou com a diminuição da sua ductilidade, mas o efeito do encruamento, mais complexo, ainda é alvo de discussão.

3.2 - VELOCIDADES DE PROPAGAÇÃO MICROSCÓPICAS

Quando se dá propagação de fendas fadiga, estas deixam na superfície de fractura do material indícios microscópicos típicos. A forma mais usual destes indícios microscópicos são as estrias embora não sejam os únicos. As estrias, pelo seu aspecto regular e facilmente diferenciável, desde sempre mereceram a atenção de numerosíssimos autores. Vários são os modelos propostos para explicar a sua formação, entre os quais o de Tomkins (fig.2.4) exposto no ponto 2.2.3., mas a ideia subjacente a grande parte deles é a de que a fenda avança uma certa distância quando, precisamente nessa distância, se acumula uma "quantidade de dano" no material suficiente. é a chamada "process zone" [26] na qual o processo microscópico de fadiga é idêntico ao da fadiga para baixo número de ciclos, ou seja, controlado pela grande deformação plástica localizada.

A distância entre duas estrias de fadiga microscópicas pode-se fazer corresponder um ciclo de carga e conseqüentemente a ela corresponde a velocidade de propagação microscópica da frente da fenda de fadiga. A importância de se conhecer a relação entre as velocidades de propagação

macroscópicas e microscópicas de fendas de fadiga tem sido realçada por diversos autores. Esta relação é uma ferramenta importante na análise de componentes fracturados pois permite a sua comparação com provetes ensaiados em laboratório [27]. Dessa forma, pode-se tirar conclusões quanto às condições de carregamento do componente em serviço. No entanto é necessário ter em conta que nem sempre as condições reais a que o componente está sujeito são semelhantes às condições de ensaio, sendo este um factor limitativo da aplicação universal das curvas de velocidades de propagação. Apesar de tudo a utilização destas curvas pode-se revelar extremamente útil.

Vários autores têm consagrado atenção à determinação ou análise das curvas de variação das velocidades de propagação microscópicas de fendas de fadiga com o factor intensidade de tensões ΔK ($s=\sqrt{\Delta K}$) para vários materiais [1,4,25,28-32]. Dos valores apresentados na bibliografia conclui-se que dois modelos resumem as possíveis relações existentes as duas velocidades de propagação de fendas de fadiga a nível macro e microscópico. Nas figuras 3.4 e 3.5 são representados estes modelos a que se passará a chamar respectivamente: modelo das velocidades concorrentes e modelo das velocidades coincidentes.

O modelo das velocidades concorrentes adapta-se a resultados obtidos para o aço AISI 316 [4,16], para o alumínio 7075-T651 [29] e para o alumínio sinterizado MA-87 de composição semelhante [29]. Chapa de aço ao carbono, com uma estrutura de laminagem muito acentuada constituída por camadas alternadas de perlite e ferrite, apresenta resultados citados em [29] que podem ser incluídos neste modelo.

O modelo das velocidades coincidentes adapta-se ao alumínio 2024-T3 [25], ao aço AISI 304 [4], ao alumínio 7010-T76 [27] e para um alumínio vazado ou extrudido de composição não especificada em [32].

O modelo das velocidades concorrentes é considerado como sendo resultante da diferença na direcção de propagação da fenda a nível microscópico e a nível macroscópico. A nível microscópico a fenda evolui em "zig-zag" e portanto teria de o fazer mais rapidamente já que o caminho percorrido é maior. Apartir do ponto de cruzamento das velocidades, veja-se a fig.3.4, a fenda sujeita a elevados valores de ΔK evolui rectilíneamente passando portanto a uma velocidade igual à da propagação macroscópica.

Outra explicação para este modelo é a de que a cada ciclo de carregamento não corresponde necessariamente uma estria [16,29,30]. Assim, a distância entre estrias corresponderiam vários ciclos e, esta distância ao ser considerada como a propagação da fenda durante um único ciclo de carga, daria valores de velocidade calculados superiores. Igualmente para esta segunda análise, a partir de um dado valor de ΔK a fenda evoluiria de forma mais constante, especialmente devido à coexistência de outros mecanismos de rotura [30], e a partir daí as velocidades passariam a coincidir.

Finalmente, repare-se que se a fenda a nível microscópico não evoluir unicamente no plano que contém a fenda macroscópica mas alternadamente se afaste e aproxime deste plano, então é possível que ao serem medidos os espaçamentos entre estrias no microscópio electrónico se estejam a

cometer erros que levam à determinação de velocidades de propagação microscópicas com valores superiores aos reais.

Como conclusões da recolha bibliográfica realizada não é possível concluir quando um dado material se comporta de acordo com um ou outro modelo, e uma investigação mais aprofundada seria necessária. No entanto parece certo que a velocidade de propagação microscópica, ou o espaçamento entre estrias, é independente da microestrutura do material em causa, variando linearmente com ΔK . Como prova disso estariam os resultados obtidos com chapa de aço ao carbono realizados por Heiser e citados em [20]. Para esse caso a velocidade de propagação microscópica apresenta sempre o mesmo andamento independentemente da orientação que o provete tenha em relação à direcção de laminagem e, consequentemente, do alinhamento em camadas alternadas de ferrite e perlite. A mesma independência da velocidade de propagação microscópica com a microestrutura é verificada no caso de um alumínio sinterizado ou vazado [21]. Em ambos os casos as velocidades de propagação microscópicas registadas eram idênticas e estavam de acordo com o modelo das velocidades concorrentes. Igualmente para materiais que estão de acordo com o modelo das velocidades coincidentes se nota a independência das mesmas velocidades com a microestrutura, como é o caso de alumínio vazado e extrudido, em que as velocidades de propagação são semelhantes [32].

4 - ENSAIOS REALIZADOS E
RESULTADOS OBTIDOS

4 - ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS OBTIDOS

Vários são os parâmetros que condicionam a iniciação e propagação de fendas de fadiga podendo ser divididos em extrínsecos e intrínsecos ao material. Neste estudo todos os parâmetros intrínsecos foram mantidos constantes, pois o material e o seu estado metalúrgico foram sempre os mesmos. Quanto aos parâmetros extrínsecos estudou-se unicamente a influência de R, razão entre a carga máxima e mínima, mantendo-se todos os outros constantes: temperatura, ambiente, geometria, etc.

Determinaram-se através de métodos ópticos a iniciação de fendas e as curvas de propagação destas fendas com o factor intensidade de tensões instalado e determinaram-se as curvas das velocidades de propagação microscópica destas fendas com o mesmo factor de intensidade de tensões. Finalmente analisaram-se em microscopia electrónica de varrimento as superfícies de fractura dos provetes ensaiados.

4.1 - MATERIAIS E MÉTODOS

Estudou-se o aço inoxidável AISI 316 em chapa de 5 mm no estado fornecido. As características do material são as seguintes:

$\sigma_r=567$ MPa $\sigma_c=277$ MPa $\Delta l/l=61\%$ $\Delta A/A=74\%$
 Dureza HV5=171 (140 a meia espessura) $\sigma_{fn}=330$ MPa

A tensão σ_{fn} é a tensão limite de fadiga do material para provetes sem entalhe e retirada da bibliografia.

Utilizaram-se provetes CCT representados na fig.4.1 nos quais se conservou como direcção de solicitação a direcção de laminagem, maquinando-se o entalhe central por electroerosão.

Os provetes foram ensaiados numa máquina servo-hidraulica "MTS" com capacidade de carga máxima de cerca de 10^5 N. A carga máxima aplicada foi sempre igual a 20000 N à qual corresponde uma tensão instalada no provete, no início do ensaio, de 125 MPa. A solicitação foi aplicada segundo uma onda sinusoidal com uma frequência de 10 Hz para os ensaios 1 e 2 e de 20 Hz para o ensaio 3. A temperatura ambiente variou entre 20 e 25°C. O alinhamento axial das cabeças porta provetes da máquina foi conferido e afinado, ensaiando-se com valores iguais ou melhores a 2.0×10^{-3} mm.

A iniciação de fendas de fadiga foi feita com as mesmas condições do ensaio excepto para o ensaio 3. Os três ensaios foram realizados com diferentes valores de R. Os valores de R, razão entre a carga máxima e mínima aplicadas, foram de 0,1 para o ensaios 1 e respectivamente de 0,25 e 0,5 para os ensaios 2 e 3. Para o ensaio 3 em que a razão R é igual a 0,5 seria difícil obter-se a iniciação da fenda para um número de ciclos compatível com o tempo disponível, como se verá adiante.

Assim, usou-se uma aplicação de carga com vista a favorecer a iniciação da fenda e em que R variou da forma expressa na fig.4.2. Repare-se que o número de ciclos calculado para a iniciação da fenda para $R=0,5$ é cerca de 4 ordens de grandeza superior ao calculado para ensaios com $R=0,1$ ou $R=0,25$, veja-se a tabela IV-2. Esta aplicação de carga teve também como objectivo evitar a paragem da fenda, usualmente devida à diminuição da solicitação. Foi-se aumentando portanto a razão R de uma forma progressiva para evitar este efeito indesejável.

A iniciação da fenda foi detectada através da observação da superfície do provete com uma luneta móvel interrompendo-se os ensaios cada 1000 a 5000 ciclos. A superfície do provete foi preparada com vista a obter-se uma melhor definição da extremidade da fenda através de um polimento que elimine quaisquer riscos na superfície que possam originar erros. A iluminação da superfície é de alguma importância e foi mantida a intensidade e orientação do feixe luminoso, de leitura para leitura e de ensaio para ensaio. Este método utilizado permite medir fendas com uma variação de dimensão da ordem dos 0,01 mm. Por exemplo para o caso do ensaio 1 foi detectada uma fenda de 0,08 mm aos 23000 ciclos. Repare-se que a iniciação foi estudada nos mesmos provetes em que se realizaram os ensaios de propagação usando-se portanto um controle de carga.

As superfícies de fractura foram numeradas e analisadas no microscópio electrónico de varrimento do CEMUP e sobre as fotografias tiradas foi feita a medição do espaçamento entre estrias. Cada fotografia foi tirada em áreas referenciadas da superfície de fractura e sempre a meio

da espessura do provete. A distância das zonas observadas até à raiz do entalhe permite relacionar o valor do espaçamento entre estrias com o ΔK aplicado ao provete.

4.2 - RESULTADOS OBTIDOS

4.2.1 - INICIAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

Alguns autores limitam a fase de iniciação pelo aparecimento de uma fenda com 0,01 a 0,10 μm . No entanto a detecção de fendas dessa dimensão nem sempre é fácil e neste trabalho era seguramente impossível já que a resolução do método aplicado é de 0,01mm. Como se pode concluir facilmente, existe um período da iniciação que é indetectável. Para se ultrapassar este problema aplicou-se um método que consistiu em utilizar os valores do crescimento da fenda com o número de ciclos $a=f(N)$, aproximá-los por um polinómio e fazer uma extrapolação para uma fenda de dimensão "nula", obtendo-se assim o número de ciclos para os quais a iniciação se deu. Foi utilizado um programa de estatística disponível para o computador Apple II [33] que se baseia no método dos mínimos quadrados.

Os valores do crescimento do comprimento da fenda com o número de ciclos ($a=f(N)$) encontram-se representados na fig.4.3 e dizem respeito

aos ensaios 1,2 e 3. Repare-se que para o caso do ensaio 3 a iniciação é feita com um $R=0,1$ e a propagação é feita com um $R=0,5$. Para o ensaio 3 a frequência de solicitação aplicada é de 20 Hz ao passo que no ensaio 1 ela é de 10Hz.

O andamento das curvas de crescimento $a=f(N)$ está de acordo com o publicado na literatura e a qualidade das leituras é evidente, pelo aspecto das mesmas sendo portanto de considerar que o método usado para medição do comprimento da fenda tem a qualidade desejada.

A partir dos dados representados na fig.4.3 e usando o método descrito acima obtiveram-se os polinômios representados na Tabela IV-1 aos quais correspondem coeficientes de correlação superiores a 0,990. Os valores calculados com estes polinômios para o número de ciclos à iniciação estão representados na mesma tabela para diversos valores do comprimento da fenda.

4.2.2 - VALORES CALCULADOS APARTIR DOS MODELOS EXPOSTOS NO PONTO 2.3

Com base no modelo utilizado por Saanouni e Bathias exposto em 2.3.1 e corrigido para uma tensão média não nula, como é exposto no ponto 2.3.2, utilizou-se o esquema de cálculo representado no diagrama da fig.4.4 para cálculo dos valores previstos para o número de ciclos da iniciação. Os dados utilizados e os valores para o número de ciclos para a iniciação calculados (N_i) encontram-se na Tabela IV-2.

Segundo Peterson [19], o valor de K_t é 12, e obtém-se envolvendo o entalhe por uma elipse com um eixo maior igual à dimensão do entalhe e com um raio de curvatura mínimo igual ao raio de concordância na extremidade do entalhe, neste caso 1mm. O valor de K_t não varia com as diferenças nas dimensões verificadas entre os diferentes provetes ensaiados e resultantes das tolerâncias de maquinagem.

4.2.3 - PROPAGAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

Como se disse atrás, fizeram-se ensaios de propagação de fendas de fadiga para diversos valores de R . Os valores registados durante os ensaios para as dimensões da fenda, o número de ciclos, o valor de ΔK , o $K_{méd}$ e o da/dN calculados encontram-se registados nas tabelas IV-3, IV-4 e IV-5 respectivamente para o ensaio 1 ($R=0,1$), ensaio 2 ($R=0,25$) e ensaio 3 ($R=0,5$). Como já foi dito atrás, o ensaio 3 começou com $R=0,1$ e foi realizado conforme o gráfico da fig. 4.2, mas os resultados apresentados na Tabela IV-5 só dizem respeito à parte do ensaio em que $R=0,5$.

Os gráficos relativos a estes ensaios são representados nas figuras 4.5, 4.6 e 4.7. comparando-se as três curvas obtidas na fig.4.8. As Leis de Paris correspondentes são as seguintes:

$$\begin{array}{ll} \text{Ensaio 1} & \frac{da}{dN} = 1,07 \cdot E-12 \cdot \Delta K^{3,66} \\ R=0,1 & \end{array} \quad (4.1)$$

$$\begin{array}{ll} \text{Ensaio 2} & \frac{da}{dN} = 3,21 \cdot E-12 \cdot \Delta K^{3,44} \\ R=0,25 & \end{array} \quad (4.2)$$

$$\begin{array}{ll} \text{Ensaio 3} & \frac{da}{dN} = 3,26 \cdot E-12 \cdot \Delta K^{3,59} \\ R=0,5 & \end{array} \quad (4.3)$$

Os expoentes das Leis de Paris obtidos encontram-se dentro dos valores esperados para aços inoxidáveis austeníticos, como foi visto no ponto 3.1, dependendo do valor de R usado no ensaio. Quer isto dizer que se verifica uma diminuição da resistência do material à propagação de fendas de fadiga com o aumento de R ou, que o dano provocado no material para o mesmo ΔK é superior se o $K_{méd}$ for superior como se pode ver:

$$R=0,1 \quad da/dN=0,033 \mu\text{m/ciclo} \quad \Delta K=16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{e} \quad k_{méd}=9,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$R=0,25 \quad da/dN=0,043 \mu\text{m/ciclo} \quad \Delta K=16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{e} \quad k_{méd}=13,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$R=0,25 \quad da/dN=0,074 \mu\text{m/ciclo} \quad \Delta K=16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{e} \quad k_{méd}=24,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Repare-se que o ensaio para $R=0,5$ apresenta um valor de m superior ao do ensaio para $R=0,25$ o que não seria de esperar. No entanto neste ensaio o valor ΔK mais elevado foi de $19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ao passo que nos outros ensaios este valor ultrapassou os $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. É portanto natural que um maior número de pontos experimentais dê origem a um coeficiente m inferior até por que as três curvas obtidas são paralelas (veja-se a fig.4.8).

Verifica-se também uma inflecção das curvas $da/dN=f(\Delta K)$ por volta dos $22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para o ensaio com $R=0,1$ e $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para o ensaio com $R=0,25$, passando as velocidades de propagação a ser superiores, e por isso a curva passa a ser mais vertical, para valores de ΔK superiores. Este facto justifica também o valor de m obtido para o ensaio com $R=0,5$ quando comparado com o obtido para o ensaio com $R=0,25$.

Esta inflecção das curvas é facilmente identificável para o ensaio com $R=0,1$ e, quer para este quer para o ensaio com $R=0,25$ as leis de Paris à direita e à esquerda desse ponto de inflecção são diferentes. Inclusivamente, os coeficientes de correlação das curvas que englobam todos os pontos são inferiores aos coeficientes de correlação de cada uma das curvas obtidas quando se faz uma divisão dos pontos experimentais em dois grupos. Ver-se-á a seguir que a este ponto de inflexão corresponde uma mudança nos indícios microscópicos existentes nas superfícies de fractura dos provetes. A inflexão das curvas de propagação acompanhada pela mudança dos indícios microscópicos existentes na superfície de fractura é referida também em [32] a propósito de ligas de alumínio.

Da análise destes resultados pensou-se que deveria existir uma relação entre da/dN e K_{med} para justificar o desfazamento entre as diferentes curvas obtidas, veja-se a fig.4.8. Na realidade, a carga máxima aplicada foi sempre a mesma e, por isso, para condições idênticas de geometria da fenda, o K_{max} seria constante para todos os ensaios. Calcularam-se os valores de da/dN para os diferentes ensaios e aos quais correspondem valores de K_{med} idênticos, analisaram-se esses valores utilizando um programa de computador de tratamento de dados [33], obtendo-se a seguinte relação:

$$K_{med} = \phi(\Delta K) \cdot \frac{da}{dN} \quad (4.4)$$

sendo
$$\phi(\Delta K) = 4450 \cdot \Delta K^{-2.59} \quad (4.5)$$

A função $\phi(\Delta K)$ é válida para ΔK entre 14 e 18,5 MPa $\sqrt{m}$ e R entre 0,1 e 0,5 com um coeficiente de correlação de 0,997. O domínio de validade desta função é restringido pelas condições de obtenção dos valores experimentais não tendo sido tentada a sua extrapolação para outras condições. Agora, se se tiver presente que:

$$K_{med} = \Delta K \cdot \frac{1+R}{2 \cdot (1-R)} \quad (4.6)$$

e portanto:
$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{4450} \cdot \frac{1+R}{2 \cdot (1-R)} \cdot \Delta K^{3.59} \quad (4.7)$$

Este modelo de inspiração fenomenológica tem a vantagem de reunir numa única expressão as Leis de Paris para diferentes ensaios nos quais a variação de R é bastante significativa. Como principal limitação apresenta o facto de ser aplicável unicamente dentro das condições expressas atrás. Esta desvantagem é típica de modelos com idêntica inspiração estando também presente sempre que se utiliza a Lei de Paris [26].

Neste caso aqui estudado m passa a ser uma constante do material (4.7) para as condições referidas atrás, visto que deixa de ser dependente de R .

4.2.4 - PROPAGAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA A NÍVEL MICROSCÓPICO

As superfícies de fractura dos provetes ensaiados foram analisadas em microscopia electrónica de varrimento. O objectivo desta observação era o de determinar a relação existente entre o espaçamento entre estrias e o factor intensidade de tensões, $s = f(\Delta K)$. Com este fim foram tiradas fotografias das regiões com interesse a metade da espessura do provete. Sobre as fotografias foram medidos os valores para s encontrando-se esses resultados na Tabela IV-6, IV-7 e IV-8. Os mesmos resultados dão origem aos gráficos das figuras 4.9, 4.10 e 4.11 quando relacionados com o factor intensidade de tensões aplicado ao provete através da distância ao entalhe. Neste gráficos são representadas esquematicamente as velocidades de propagação das fendas a nível macroscópico.

Calcularam-se as leis que representam as observações microscópicas representadas nas figuras 4.9, 4.10 e 4.11, e que têm as seguintes formas:

$$R=0,1 \quad s = 9,8.E-11.\Delta K^{2,46} \quad (4.8)$$

$$R=0,25 \quad s = 5,6.E-11.\Delta K^{2,70} \quad (4.9)$$

$$R=0,7 \quad s = 57,5.E-11.\Delta K^{2,02} \quad (4.10)$$

Estes valores devem ser encarados unicamente como uma referência, havendo ainda um certo grau de incerteza dada a dispersão dos pontos obtidos, nomeadamente para o ensaio com $R=0,5$ para o qual não foi possível um número de observações significativas muito grande (doze pontos). É interessante reparar-se que a dispersão dos pontos é mais elevada até a um certo valor de ΔK , passando para valores superiores a ser menor. Este valor de ΔK é de cerca de $22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para o ensaio com $R=0,1$; de $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para o ensaio com $R=0,25$ e superior a $16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para o ensaio com $R=0,5$ como se pode verificar nas fig. 4.9, 4.10 e 4.11.

Em todos os provetes observados nunca se conseguiram observar estrias de dimensões inferiores a $0,09\mu\text{m}$ representadas na fig. 4.12. Alguns autores afirmam que abaixo de um certo valor de ΔK o espaçamento entre estrias é independente de ΔK [26], mas tal facto não foi observado.

Todas as curvas obtidas encontram-se de acordo com o modelo das velocidades concorrentes, referido no ponto 3.2, e um facto

interessante é o que se prende com a forma das curvas de velocidade macroscópica que apresentam um ponto de inflexão coincidente com o ponto de mudança do tipo de micromecanismos existentes nas superfícies de fractura, veja-se a fig.4.9 e 4.10. No caso em estudo verificou-se igualmente uma mudança nestes micromecanismos facto nunca referido na literatura revista até ao momento para o caso específico do aço AISI 316 ou semelhantes.

Esta mudança nos micromecanismos de rotura é observada pela existência de dois tipos diferentes de fractografia nas superfícies observadas. Assim, verificou-se que para valores de ΔK inferiores ao ponto de inflexão das velocidades macroscópicas, só é possível detectar estrias de fadiga em regiões particulares da superfície de fractura. De facto, a existência de estrias aparece circunscrita a certos grãos do material. Estes grãos identificam-se facilmente a baixas ampliações pois aparecem com um aspecto típico, mais escuro nas fotografias como se pode ver na fig. 4.13, e só a elevadas ampliações é que as estrias são detectáveis como o indicam as figuras 4.14 e 4.15. Muitas vezes porém, nota-se que existem estrias neste grãos mas não é possível medi-las devida a insuficiente resolução do microscópio.

Para valores de ΔK superiores ao ponto de inflexão das velocidades macroscópicas, observam-se estrias de fadiga que se estendem por toda a superfície de fractura e que por isso passam a ser transgranulares, como se pode ver na fig. 4.16 e 4.17.

A conclusão que se pode tirar deste facto é a de que a formação de estrias de fadiga no aço AISI 316 até um certo valor de ΔK só se verifica em grãos ou regiões do material com orientação favorável. Para valores superiores ao ponto de inflexão das velocidades de propagação macroscópicas, a formação das estrias deixa de ser dependente das orientações cristalográficas passando estas a aparecer em qualquer ponto da superfície de fractura do material.

A dispersão registada nos valores das velocidades de propagação a nível microscópico é devida à dificuldade de medição do espaçamento entre estrias e principalmente à grande influência que tem no resultado qualquer falta de paralelismo entre a superfície em que se encontram as estrias e o plano de observação ou da fotografia. Quando o espaçamento entre estrias é maior os erros cometidos são menores, reduzindo-se por isso a referida dispersão.

5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5. - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 - INICIAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

Na tabela V-1 são postos em comparação os valores de N_i obtidos com as previsões feitas utilizando o método exposto em 2.3 e com os valores obtidos a partir dos resultados experimentais. Como se pode ver, o método de cálculo exposto em 2.3 é bastante correcto pois permite prever com razoável precisão o número de ciclos para o qual se dá a iniciação.

O método de cálculo utilizado tem como principal desvantagem, a necessidade de se possuir valores para a função de dano do material que só podem ser obtidos em ensaios de fadiga oligocíclica, embora já se encontrem valores publicados na bibliografia para alguns materiais. No entanto, e dada a sua precisão, este método justifica um programa de ensaios se a aplicação assim o exigir.

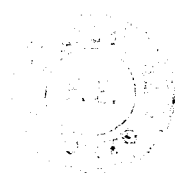
Como alternativa à determinação da função de dano do material, propõe-se a aplicação dos factores de concentração de tensões e deformações juntamente com a lei do comportamento cíclico do material para cálculo da deformação plástica cíclica de utilização imediata na Lei de Coffin-Manson, como descrito no ponto 2.4. Este método é mais expedito e qualitativamente correcto, mas o número de ciclos assim calculado é exageradamente baixo. Tal será devido ao facto de que a expressão de Coffin-Manson é deduzida para condições de solicitação a deformação

constante que são muito mais exigentes do que as experimentadas pelos provetes ensaiados neste trabalho (a tensão constante).

5.2 - PROPAGAÇÃO DE FENDAS DE FADIGA

5.2.1 - VELOCIDADES DE PROPAGAÇÃO MACROSCÓPICAS

As curvas obtidas estão de acordo com o previsto na literatura. Inclusivamente a inflexão verificada nestas curvas aparece igualmente em dois resultados publicados como se pode ver na fig.3.1. Os resultados obtidos para diferentes valores de R estão de acordo com a ideia de que o $K_{méd}$ é um factor importante na propagação de fendas de fadiga. Nos ensaios efectuados foi mantido constante o $K_{máx}$ precisamente para se poder observar a influência do $K_{méd}$. O modelo resultante a que se refere a expressão (4.7) representa correctamente os resultados obtidos. Repare-se que a gama de variação de R é bastante vasta permitindo afirmar-se que a sua influência está completamente caracterizada. Os resultados para $R=0,5$ dizem respeito a valores de ΔK até cerca de $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e devido a esse facto a lei de Paris obtida não apresenta um valor de m diferente do valor obtido no ensaio 2. é de esperar no entanto que esse valor diminua ao serem considerados pontos obtidos para valores de ΔK superiores que influenciarão a expressão da Lei de Paris.



Segundo o modelo obtido e a que diz respeito a expressão (4.7) o expoente da Lei de Paris é independente das condições de ensaio, em termos de R , sendo portanto uma característica do material.

Como desvantagem deste modelo pode-se dizer que ele tem uma generalização reduzida em termos de ΔK , pois está limitado aos valores que lhe deram origem. Uma extrapolação deste modelo, a ser tentada, teria de ser confirmada com alguns ensaios de fadiga suplementares o que sairia fora do âmbito deste trabalho, no entanto esse aspecto é deixado como sugestão para trabalho futuro. Em alternativa seria possível alargar a validade do modelo para valores superiores de ΔK se o ensaio para $R=0,5$ fosse realizado com um provete com outras dimensões ou outra geometria. Tentar-se-ia que a secção resistente fosse maior do que no ensaio realizado, de maneira a ser possível propagar a fenda para valores de ΔK superiores sem se atingir a rotura. Repare-se que a zona de iniciação e de propagação para valores de R inferiores a 0,5 reduz consideravelmente a secção utilizada na propagação para $R=0,5$

As curvas $da/dN=f(\Delta K)$ apresentam um ponto de inflexão cuja localização varia de curva para curva, no entanto, para valores superiores a este ponto a velocidade de propagação aumenta. A este ponto corresponde uma mudança nos mecanismos microscópicos de rotura do material como foi visto atrás.

5.2.2 - VELOCIDADES DE PROPAGAÇÃO MICROSCÓPICAS

Observaram-se dois tipos de indícios microscópicos nas superfícies de fractura estudadas: estrias circunscritas a certos grãos (figs. 4.13, 4.14 e 4.15) e estrias generalizadas a toda a superfície de fractura (fig. 4.16 e 4.17). As estrias de fadiga intergranulares são muito difíceis de detectar e medir, embora se tenha desenvolvido uma técnica que permite rapidamente saber onde elas se encontram. Na realidade a detecção e medição destas estrias é bastante morosa e só se consegue fazer se sistematicamente forem observados todos os grãos com o aspecto semelhante aos mais escuros da fig. 4.13. Mesmo assim nalguns destes grãos é impossível medir-se a distância entre estrias devido à resolução exigida ao microscópio. Atribui-se a estes factor a inexistência de referências na literatura a este tipo de estrias ou à existência de dois tipos de morfologia das superfícies de fractura de componentes em AISI 316.

Quanto às leis representativas das observações microscópicas realizadas, não se pode tirar conclusões quanto às possíveis relações entre m e R por se achar que o número de observações ainda não é suficiente. Resultados obtidos para outros aços apontam para um aumento de m com o aumento de R [27]. Tal facto é encontrado para os ensaios 1 e 2 nos quais se tem respectivamente para $R=0,1$ e $R=0,2$ os valores de $m=2,46$ e $m=2,70$, veja-se as figs. 4.9, 4.10 e 4.11.

Pode-se concluir dos resultados obtidos que as velocidades de propagação microscópicas de fendas de fadiga para o aço AISI 316 embora

sejam difíceis de determinar para valores pequenos de ΔK variam linearmente com ΔK em coordenadas logarítmicas e são concorrentes com as velocidades de propagação macroscópicas. Na fig. 4.18 são representadas as diversas curvas referentes à propagação de fendas de fadiga obtidas neste trabalho.

A existência de dois micromecanismos de rotura nas superfícies de fractura de provetes de AISI 316 ensaiados em fadiga coincide com a existência de um ponto de inflexão nas curvas de $da/dN=f(\Delta K)$. Paralelamente verifica-se que a mudança de estrias intergranulares muito finas para estrias transgranulares de fácil medição é acompanhada por uma esperada redução da dispersão dos valores obtidos para as velocidades de propagação microscópicas.

6 - CONCLUDES

6 - CONCLUSÕES

1 - A previsão do número de ciclos até à iniciação de fendas de fadiga em componentes em AISI 316 pode ser feita com toda a segurança utilizando a função de dano do material e o método de Saanouni e Bathias (ponto 2.3) corrigido para qualquer valor da tensão média. Em alternativa pode-se aplicar o método exposto em 2.41, mais expedito e qualitativamente válido.

2 - As leis de Paris para o aço AISI 316 ensaiado à temperatura ambiente são as seguintes:

$$R=0,1 \quad \frac{da}{dN} = 1,07E-12 \cdot \Delta K^{3,66}$$

$$R=0,25 \quad \frac{da}{dN} = 3,21E-12 \cdot \Delta K^{3,44}$$

$$R=0,5 \quad \frac{da}{dN} = 3,26E-12 \cdot \Delta K^{3,59}$$

3 - A influência de R foi estudada e como resultado tem-se que:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{4450} \cdot \frac{1+R}{2(1-R)} \cdot \Delta K^{2,59}$$

para ΔK entre 14 e 18,5 MPa $\sqrt{m}$ e R entre 0,1 e 0,5. A validade do modelo para outros valores deve ser confirmada.

4 - O aço AISI 316 apresenta velocidades de propagação de fendas de fadiga a nível microscópico de acordo com o modelo das velocidades concorrentes.

5 - Verificou-se a existência de dois tipos de indícios microscópicos nas superfícies de fractura de provetes em aço AISI 316:

- Estrias intergranulares muito finas para valores de ΔK à esquerda do ponto de cruzamento das velocidades de propagação macro e microscópicas.
- Estrias transgranulares à direita deste ponto

6 - O menor espaçamento entre estrias observado foi de $0,09 \mu\text{m}$.

7 - A observação de estrias com estas dimensões só é possível em superfícies de clivagem existentes nas superfícies de fractura. Estas superfícies de clivagem são facilmente identificáveis se observadas a baixas ampliações.

8- A mudança verificada nos micromecanismos de rotura é acompanhada por uma inflexão de $da/dN=f(\Delta K)$ à qual corresponde um aumento da velocidade de propagação para valores de ΔK superiores.

7 - CASO PRÁTICO

7 - CASO PRÁTICO

A rotura em serviço dos parafusos de ligação entre o cone e a roda de uma turbina Francis foi alvo de um estudo anterior [36]. Pretende-se aqui continuar a discussão de alguns problemas levantados nesse estudo à luz dos resultados obtidos neste trabalho.

Resumidamente, dos 24 parafusos M24 que ligavam os dois componentes apenas 5 resistiam no momento da inspeção. Dos fracturados ao fim das 368 horas de funcionamento 9 partiram pela parte roscada e 10 pela cabeça. O material dos parafusos é AISI 319 e foi utilizado em substituição de aço de construção de ferramentas de pequena liga 8.8 DIN 267.

Os parafusos foram inspecionados [36] e nas roturas pela parte roscada observa-se que estas aparecem a 45 mm da cabeça precisamente na zona onde se faz o contacto entre a roda e o cone.

A fractografia dos componentes em causa permitiu identificar zonas de iniciação múltipla junto ao filete bem como a existência de intrusões e extrusões na superfície do componente, zonas de propagação da fenda resultante, identificadas pelas estrias de fadiga e zonas de rotura final. Associados a estas zonas típicas observaram-se também fenómenos de corrosão (por picada e localizada junto a inclusões) e gripagem.

é de realçar a complexidade dos processos de fadiga reais onde a conjugação de vários factores contribui para a aceleração dos processos de rotura e, muitas vezes, para aumentar a complexidade do problema. Neste caso a corrosão dá facilmente origem a microentalhes superficiais e à gripagem das superfícies associa-se facilmente deformação plástica e deterioração do acabamento superficial.

As estrias de fadiga observadas apresentam espaçamento irregular devido a solicitações aleatórias de espectro desconhecido. Aqui também se nota o afastamento em relação aos estudos em laboratório onde o tipo de solicitações é bem definido. Em relação a estrias de igual espaçamento, deve-se acrescentar que a elas podem corresponder ΔK diferentes consoante a razão R em acção para as solicitações que lhes deram origem, veja-se a propósito a fig. 4.18. Esta indeterminação não pode no entanto ser resolvida devendo-se adoptar um critério que coloque as soluções propostas do lado da segurança. Relativamente a este assunto deve-se acrescentar que ao maior espaçamento entre estrias corresponde o maior valor de ΔK e consoantemente de $\Delta \sigma$. Assim se se utilizar o gráfico da fig. 4.18, ou outro idêntico, usar-se-ão os valores correspondentes a $R=0,1$, situação mais gravosa para o material.

O material dos parafusos em causa não é exactamente igual mas é muito semelhante ao aço estudado neste trabalho. É preciso notar-se no entanto que para outros materiais a relação entre as curvas de propagação microscópica e macroscópica pode ser diferente. No caso de materiais que seguem o modelo das velocidades coincidentes tal facto

não tem tanta importância visto que as velocidades ao serem coincidentes a determinação do ΔK aplicado não apresenta problemas.

Na prática a resolução do problema em causa é feita do seguinte modo:

- 1 - Observação de superfícies de fractura e medição do espaçamento entre estrias. A situação mais gravosa corresponde ao maior espaçamento entre estrias.
- 2 - Medição da distância ("di") entre a área observada e o ponto de iniciação da fenda "a".
- 3 - Determinação de ΔK recorrendo às curvas que relacionam as velocidades de propagação microscópica e macroscópica.
- 4 - Utilizando o valor determinado em 2 calcula-se a função Y que permite a calibração do factor intensidade de tensão para a geometria do componente em causa.
- 5 - Calculo de $\Delta \sigma$ a partir de:

$$\Delta K = Y \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$$

Para o caso dos parafusos em estudo a função Y tem a seguinte forma segundo Daoud et al citados em [36]:

$$K/K_0 = 1,11 - 3,59(a/d_1) + 24,879(a/d_1)^2 - 53,879(a/d_1)^3 + 57,239(a/d_1)^4$$

Com base nestes dados e na fig. 4.18 (valores de ΔK *) obtêm-se os resultados da tabela seguinte:

a [mm]	a/d ₁	s [μm]	ΔK * [MPa√m]	Y	Δσ [MPa]
6	0,29	1	43	1,26	249
9,3	0,45	2	57	2,01	166
13	0,62	2	57	4,18	68
16	0,77	2,5 #	62	8,83	31
18	0,86	2,5 #	62	13,8	19

Os valores representados com # foram obtidos por extrapolação apartir dos valores de s para R=0,1.

Desta tabela conclui-se que os valores de $\Delta\sigma$ observados são bastante elevados para o aço em causa, facto esse agravado pelo desconhecimento do valor de R que permitiria determinar $K_{méd}$ e $\sigma_{méd}$ e definir assim completamente a solicitação que determinou a rotura do material. Repare-se que valor de $\sigma_{méd}$ é muito importante pois permite dizer se o valor máximo de tensão instalada ultrapassa as condições admissíveis para o material. No entanto e na impossibilidade de se conhecer $\sigma_{méd}$, a observação de $\Delta\sigma$ aplicados tão elevados como 249 MPa (a tensão de cedência do material é 200 MPa), logo no início da propagação da fenda, claramente indicam a facilidade com que a fenda se deve ter iniciado e posteriormente propagado, concluindo-se portanto que o material não possui resistência mecânica compatível com a utilização em causa, sendo esta a razão fundamental do colapso dos parafusos em estudo.

BIBLIOGRAFIA

- 1- Kitagawa, H. "Quantitative analysis of fatigue process.
Takahashi, S. Microcracks and slip lines under cyclic strains."
Suh, C. M. and
Miyashita, S. STP 675 ASTM

- 2- Barrois, W. "Repeated plastic deformation as a cause of
mechanical damage in fatigue, wear, fretting-
-fatigue and rolling fatigue."

Int. J. of Fatigue, oct. 1983

- 3- Lynch, S. P. "Mechanisms of fatigue and environmentally
assisted fatigue."

STP 675 ASTM

- 4- Bathias, C. "La fatigue des materiaux et des structures."
Bailon, J. -P.

Maloine, S. A., 1980 Paris

- 5- Honeycombe, "The plastic deformation of metals."

Edward Arnold, Ltd, 1968 London

- 6- "Constant-Amplitude Low-Cycle fatigue"

ASTM Standard E 606-80

- 7- Rie, K.-T. "Fracture mechanical aspects of low cycle
Schubert, R. behaviour in hydrogen environment."
Kholer, W.
Proceedings of the 5th ECF Conference, 1984
- 8- Radhakrishnan, V.M. "An analysis of low cycle fatigue based on
hysteresis energy"
Fat. of Eng. Mat. and Struct., 3, 75-84, 1980
- 9- Truchon, M. "Applications of low cycle fatigue test results
to crack initiation from notches."
STP 770, ASTM 1972
- 10- Saanouni, K. "Study of fatigue crack initiation in the
Bathias, C. vicinity of notches."
Eng. Fract. Mechanics, vol 16, 1982
- 11- Topper, T.H. "Neuber's rule applied to fatigue of notched
Wetzel, R.M. specimens."
Morrow, J.D.
JMSLA, vol 4, March 1969
- 12- Buch, A. "Effect of mean stress in the notch factor in
fatigue."
Proceedings of the 5th ECF Conference, 1984

- 13- Freitas, M. "Life assessment of initiation fatigue cracks
François, D. around inclusions in rolling fatigue."

Proceedings of the 5th ECF Conference, 1984
- 14- Lefebvre, D. "Cyclic response and inelastic strain energy in
Ellyin, F. low cycle fatigue."

Int. J. Fat., 6, 1, Jan 1984
- 15- Skelton, R.P. "Growth of short cracks during high strain
fatigue and thermal cycling."

STP 770, ASTM
- 16- Marshall, P. "Austenitic stainless steels - Microstructure and
mechanical properties."

Elsevier App. Sci. Publ., London 1984
- 17- Zhou, F.G. "A fracture mechanics analysis of low cycle
Cai, Q.G. fatigue in a superalloy."

Fat. of Eng. Mat. and Struct., 2, 419-422, 1980
- 18- Kujawaski, D. "A cumulative damage theory for fatigue crack
Ellyin, F. initiation and propagation."

Int. J. Fat., 6, 2, April 1984

- 19- Peterson, R. E. "Stress concentration factors."

John Wiley & Sons, Ltd., New York, 1973
- 20- Mowbray, D. F. "Applications of finite element stress analysis
McConnelee, J. E. and stress-strain properties in determining notch
fatigue specimen deformation and life."

STP 519, ASTM 1973
- 21- Hennessy, D. "Phase transformations of stainless steel during
Steckel, G. fatigue."
Alstetter, C.

Metal. Trans., 7A, March 1976
- 22- Schuster, G. "Comparision of fatigue damage in stable and
Alstetter, C. unstable stainless steels."

STP 811, ASTM 1983
- 23- Bolton, J. D. "The effects of saline aqueous corrosion on
Redington, M. L. fatigue crack growth rates in 316 grade stainless
steel."

Int. J. of Fat., 5, 3, July 1983
- 24- Rolfst, S. T. "Fracture and fatigue control in structures.
Barson, J. M. Applications of fracture mechanics."

Prentice-Hall, Inc., New Jersey 1977

- 25- Hertzberg, R.W. "Deformation and fracture mechanics of engineering materials."

John Willey & Sons, New York, 1976

- 26- Bailon, J.P. "Effect of microstructure on fatigue crack
Antolovitch, S.D. propagation: a review of existing models and
suggestions for further research."

STP 811, ASTM 1983

- 27- Brothers, A.J. "Engineering applications of fractography."
Yukawa, S.

STP 513, part 1, ASTM 1971

- 28- Grinberg, N.M. "Stage II fatigue crack growth."

Int. J. of Fat., 6, 4, 1984

- 29- Lankford, J. "Fatigue crack micromechanisms in ingot and
Davidson, D.L. powder metallurgy 7XXX aluminium alloys."

Acta Metall., 31, 8, 1983

- 30- Euw, E.F.J. von "Delay in fatigue crack propagation."
Hertzberg, R.W.
Roberts, R.

STP 513, part 1, ASTM 1971

- 31- Rhodes, D. "Micromechanisms of fatigue crack growth in
Nix, K. J. aluminium alloys."
Radon, J. C.
Int. J. of Fat., 6, 1, 1984
- 32- Stofanak, R. J. "On the behaviour of cast and extruded aluminum
Hertzberg, R. W. alloys. Part B: Fractography."
Leupp, J.
Jaccard, R. Eng. Fract. Mechanics, 17, 6, 1983
- 33- "Statistical analysis"

Lombard Cientific Ltd.
- 34- "Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth
Rates Above 10^{-8} m/cicle"

ASTM Standard E 647-83
- 35- Boyer H. E. (ed) "Atlas of fatigue curves"

ASTM 1986
- 36- Antunes, V. A. "Estudo Fractográfico de Parafusos de ligação
Castro, P. M. S. T Cone-Roda duma Turbina Francis"

DeMEC da Fac. Engª Univ. Porto- Relatório Interno

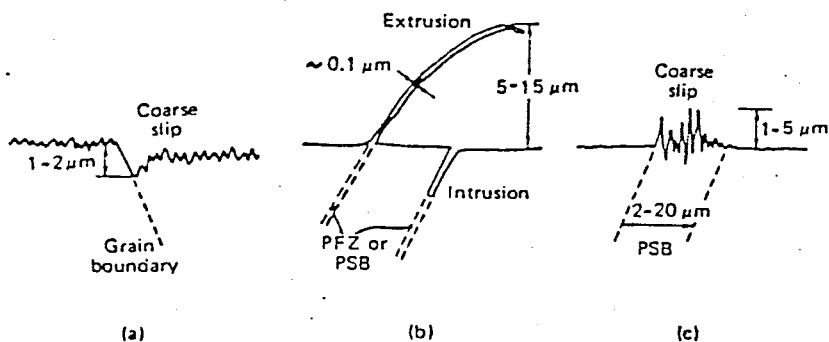


Fig.2.1- Irregularidades superficiais produzidas por deformação plástica: a) deslizamento generalizado adjacente a uma junta de grão; b) extrusões e intrusões de fadiga; c) acção de bandas de deslizamento persistentes [3].

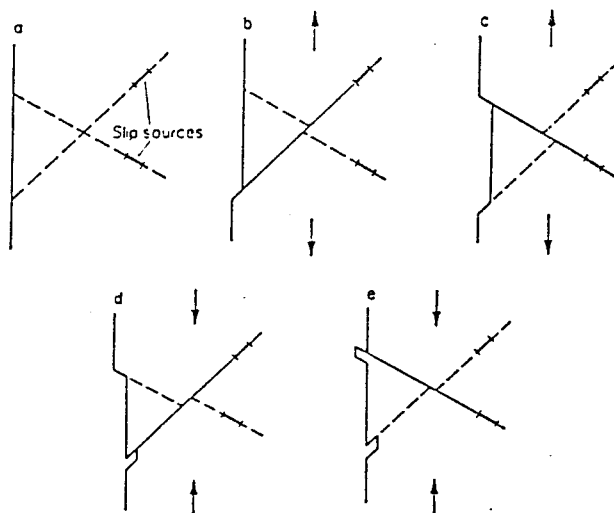


Fig.2.2- Mecanismo de Cottrell e Hull explicativo da formação de intrusões e extrusões [5].

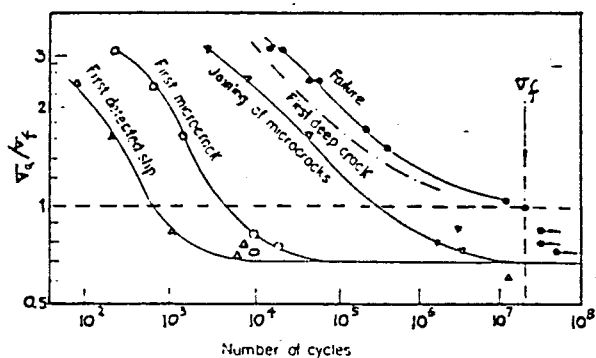


Fig.2.3- Curvas de fadiga para diferentes meios de análise de defeitos [2].

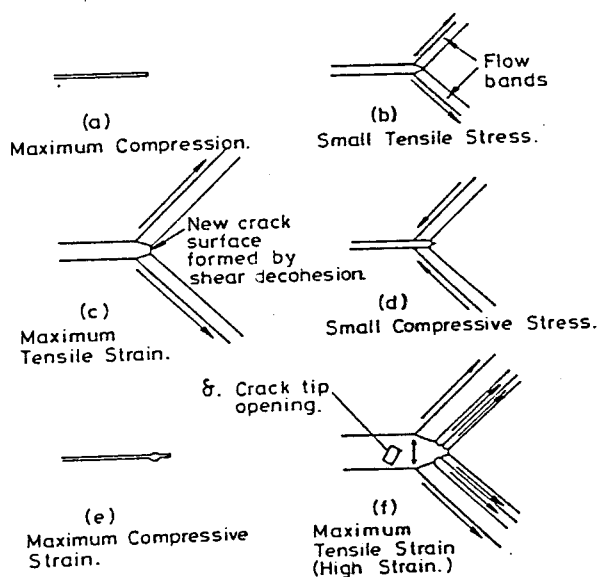


Fig.2.4- Mecanismo de descoesão por corte (Tomkins) [16].

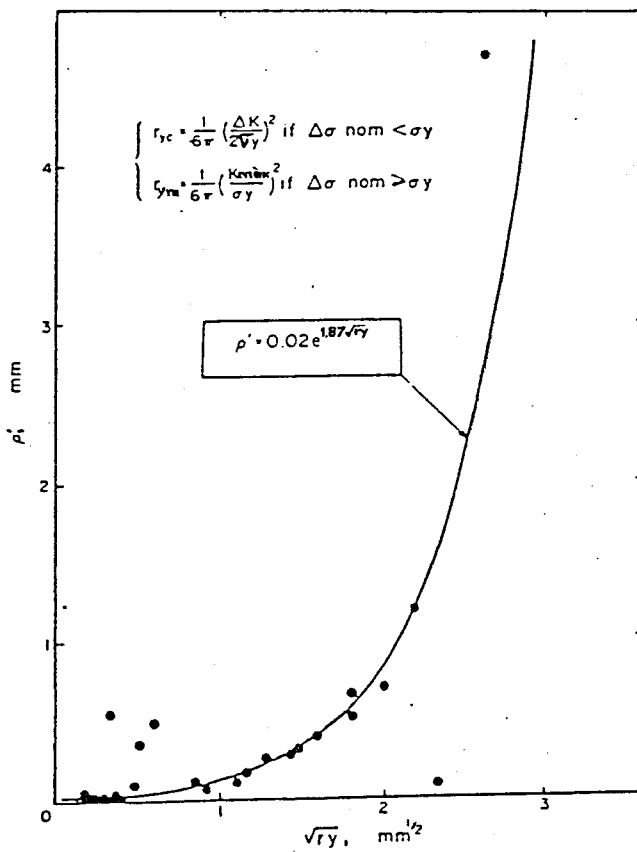


Fig.2.5- Variação de ρ com ry para o aço AISI 316 [10].

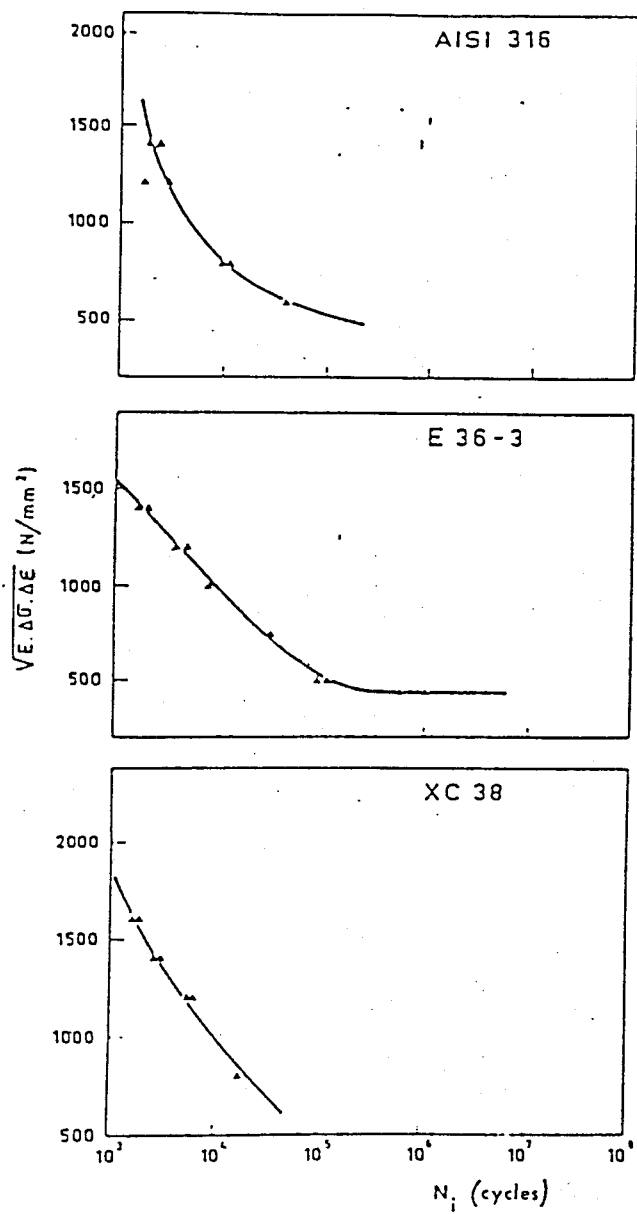


Fig.2.6- Função de dano para diversos materiais [11].

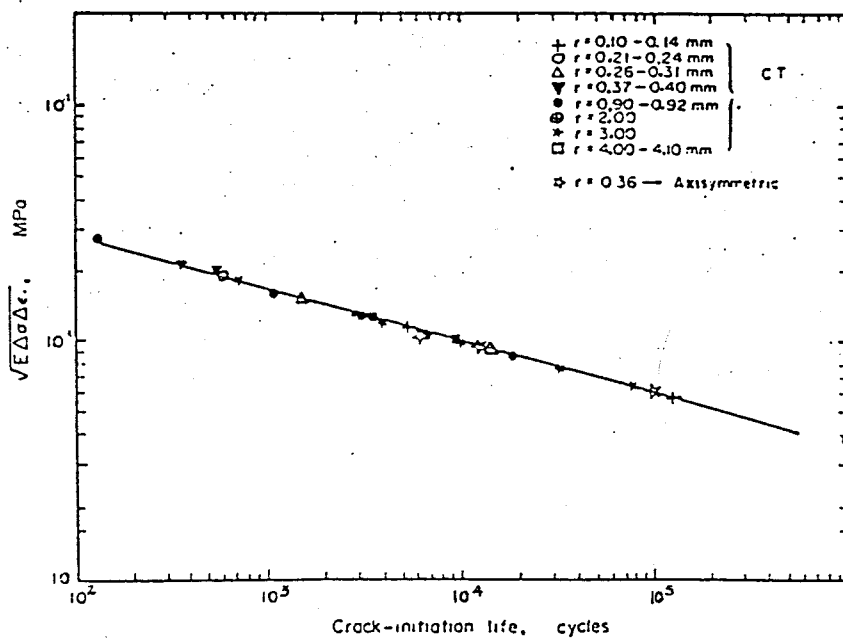


Fig.2.7- Função de dano para o aço AISI 316 ensaios feitos com provetes CT e vários raios de curvatura na raiz do entalhe [10].

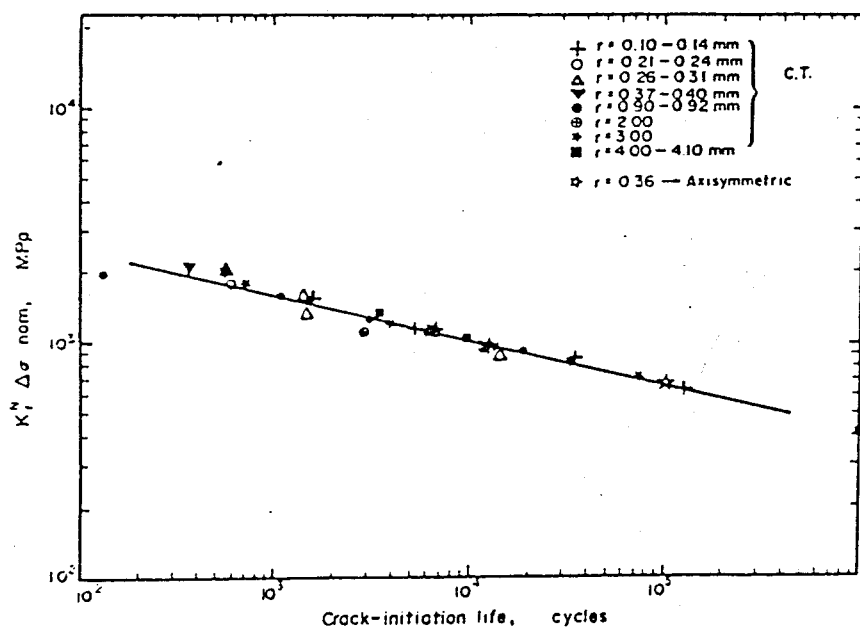


Fig.2.8- Variação de $K_{pf} \Delta \sigma_n$ com N_i para o aço AISI 316 obtida em ensaios com provetes CT e vários raios de curvatura na raiz do entalhe [10].

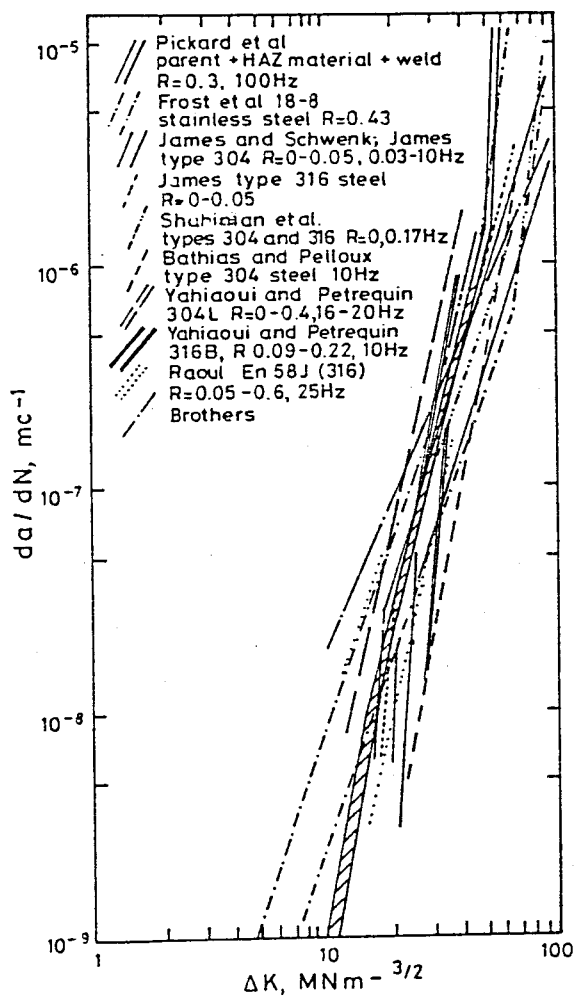


Fig.3.1- Curvas $da/dN=f(\Delta K)$ para vários aços inoxidáveis austeníticos citados em [16].

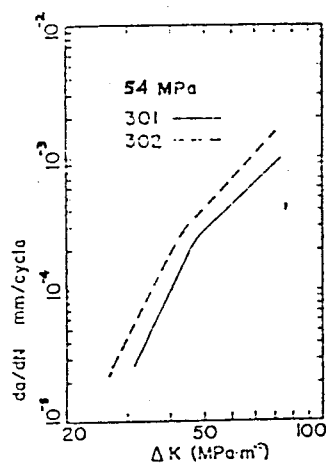
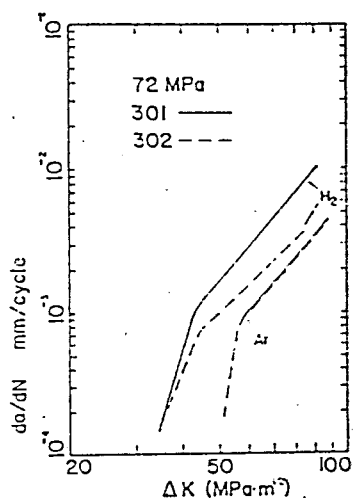


Fig.3.2- Curvas $da/dN=f(\Delta K)$ para os aços AISI 301 e 302 para diversos meios ambientes e duas tensões médias [22].

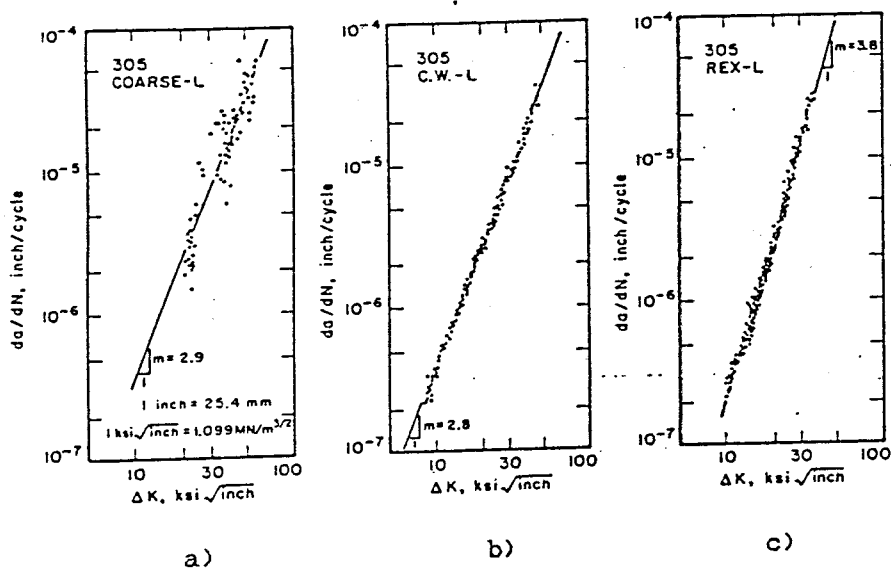


Fig.3.3- Curvas $da/dN=f(\Delta K)$ para o aço AISI 305 e para diversos graus de encruamento: a) grão equiaxial, b) encruado e c) completamente recristalizado [24].

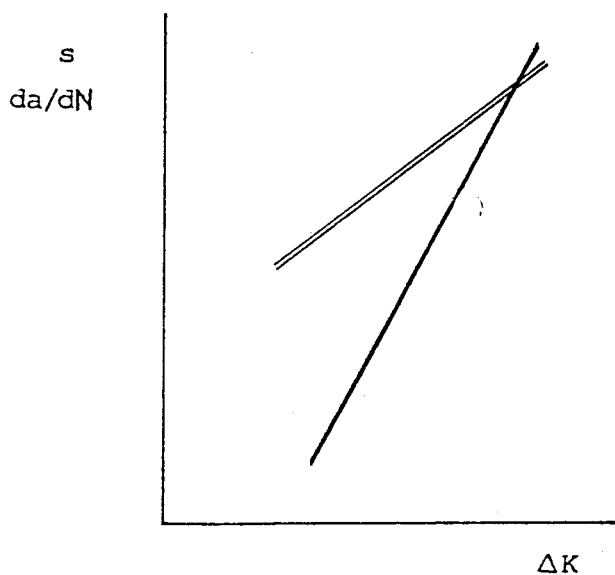


Fig.3.4- Modelo das velocidades concorrentes
 ————— velocidade macroscópica
 = = = = = velocidade microscópica

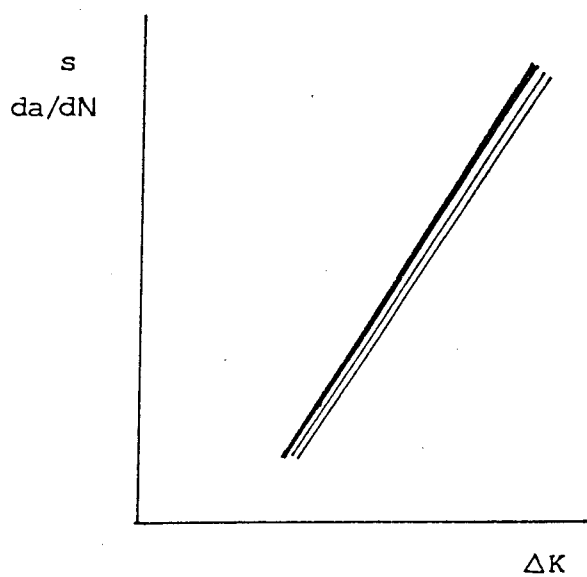


Fig.3.5- Modelo das velocidades coincidentes
 ————— velocidade macroscópica
 = = = = = velocidade microscópica

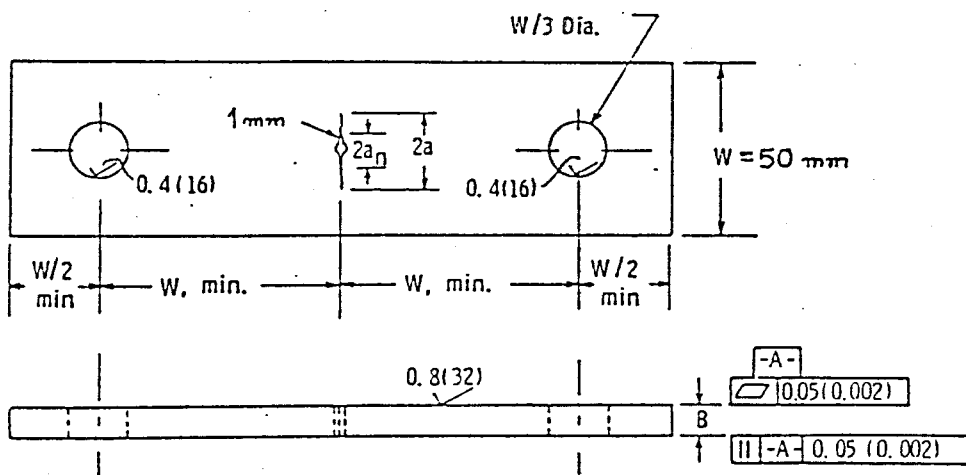


Fig.4.1- Provetes utilizados nos ensaios de fadiga segundo a norma ASTM E 647-81

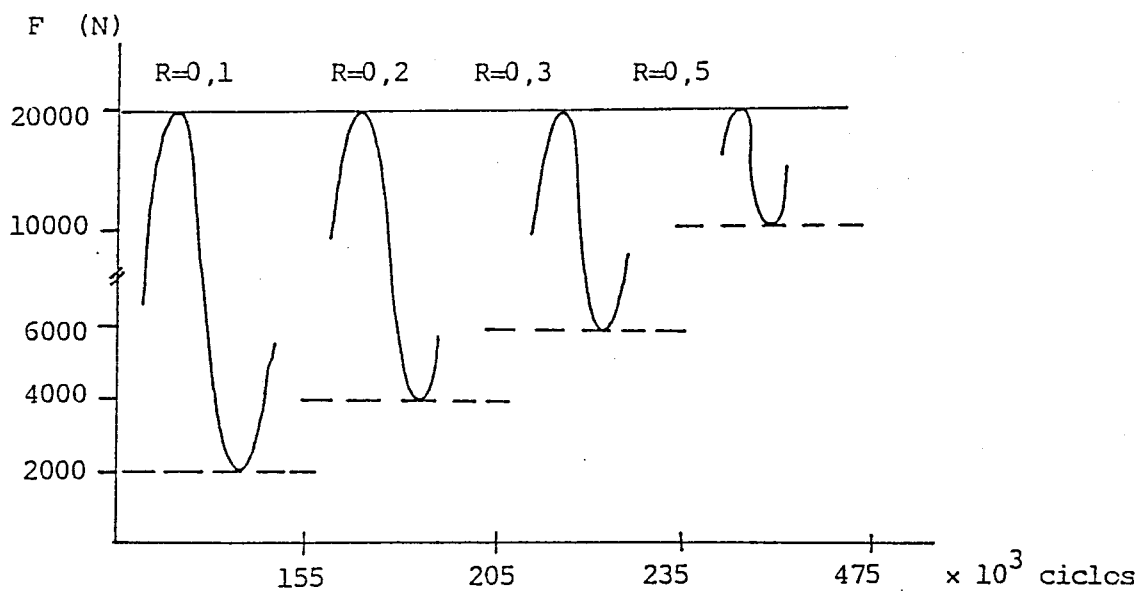


Fig.4.2- Esquema das solicitações aplicadas durante o ensaio 3.

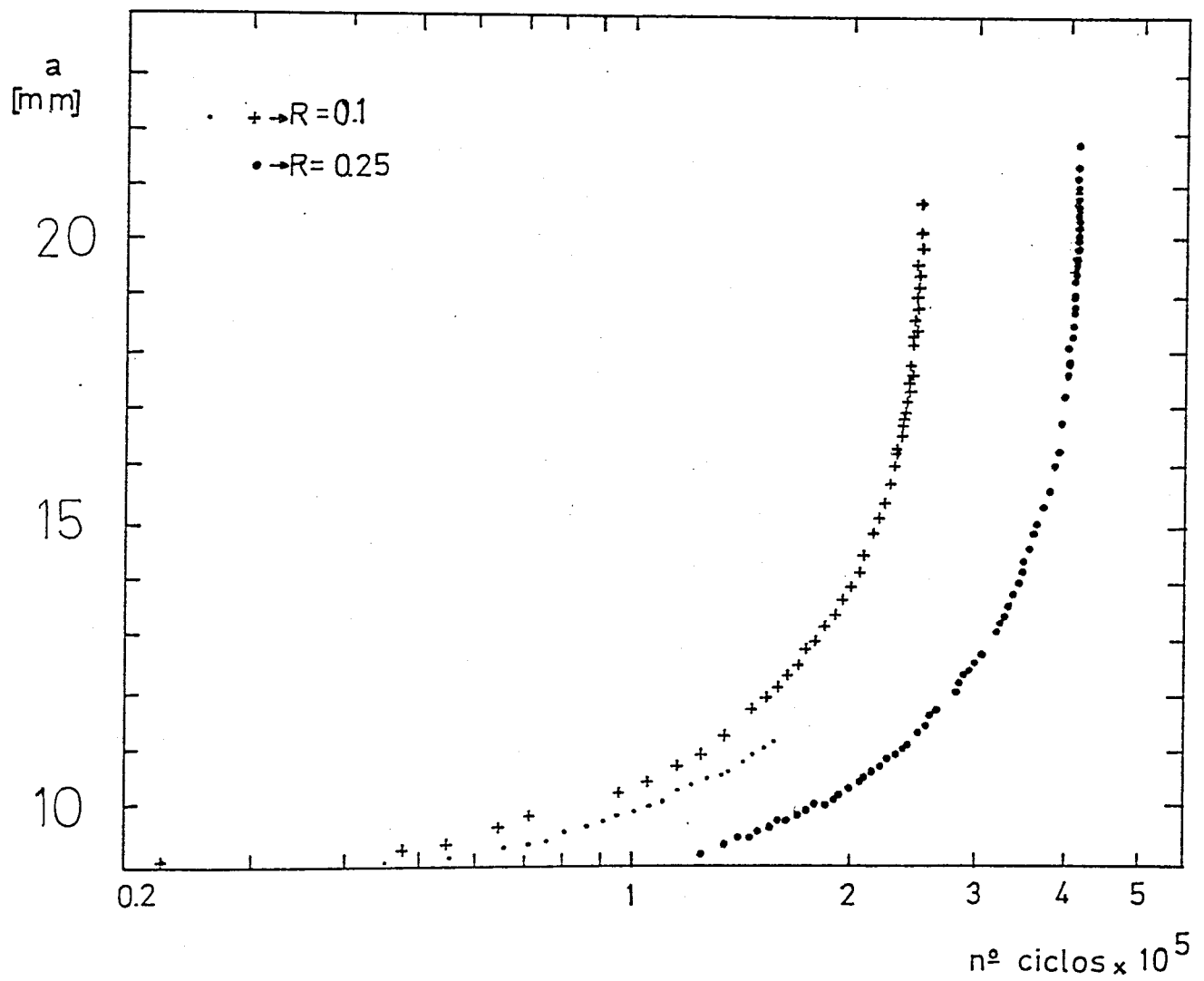


Fig.4.3- Resultados obtidos. Curva $a=f(N)$, crescimento da fenda com o número de ciclos.

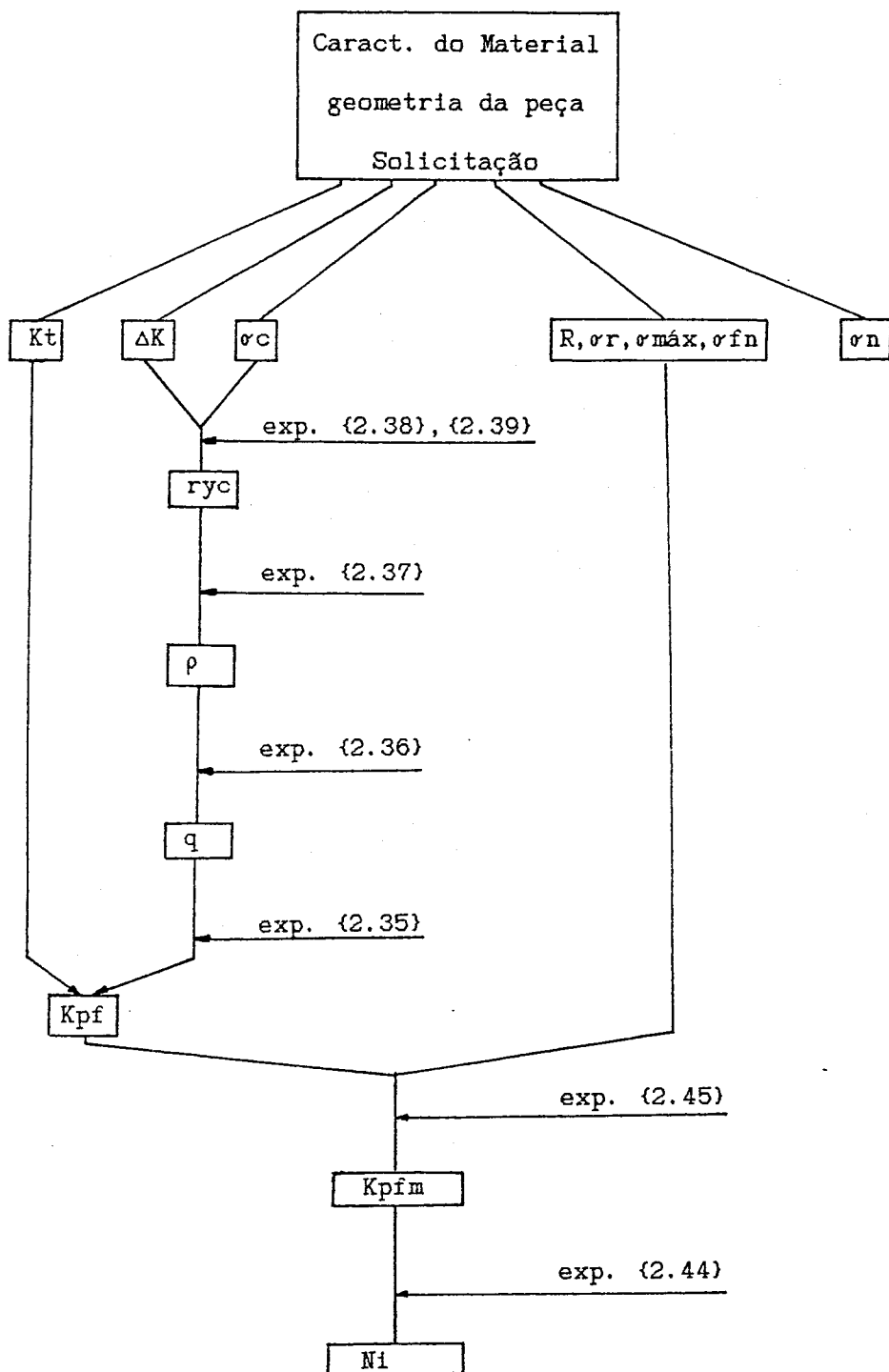


Fig. 4.4 - Esquema de cálculo do número de ciclos até à iniciação de fendas de fadiga como descrito nos pontos 2.3.1 e 2.3.2.

da/dN
 μm

AISI 316 R=0,1

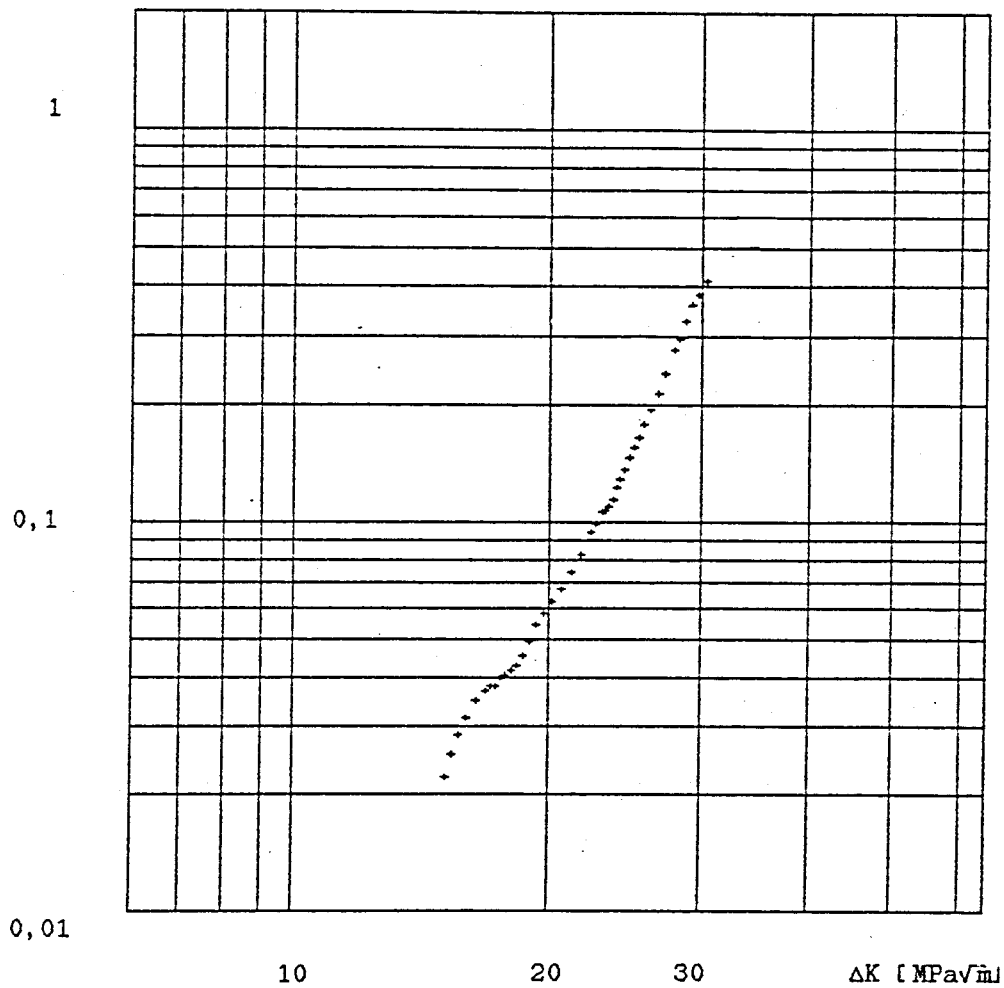


Fig.4.5- Resultados obtidos. Curva $da/dN=f(\Delta K)$ para $R=0,1$.

da/dN
 μm

AISI 316 R=0,25

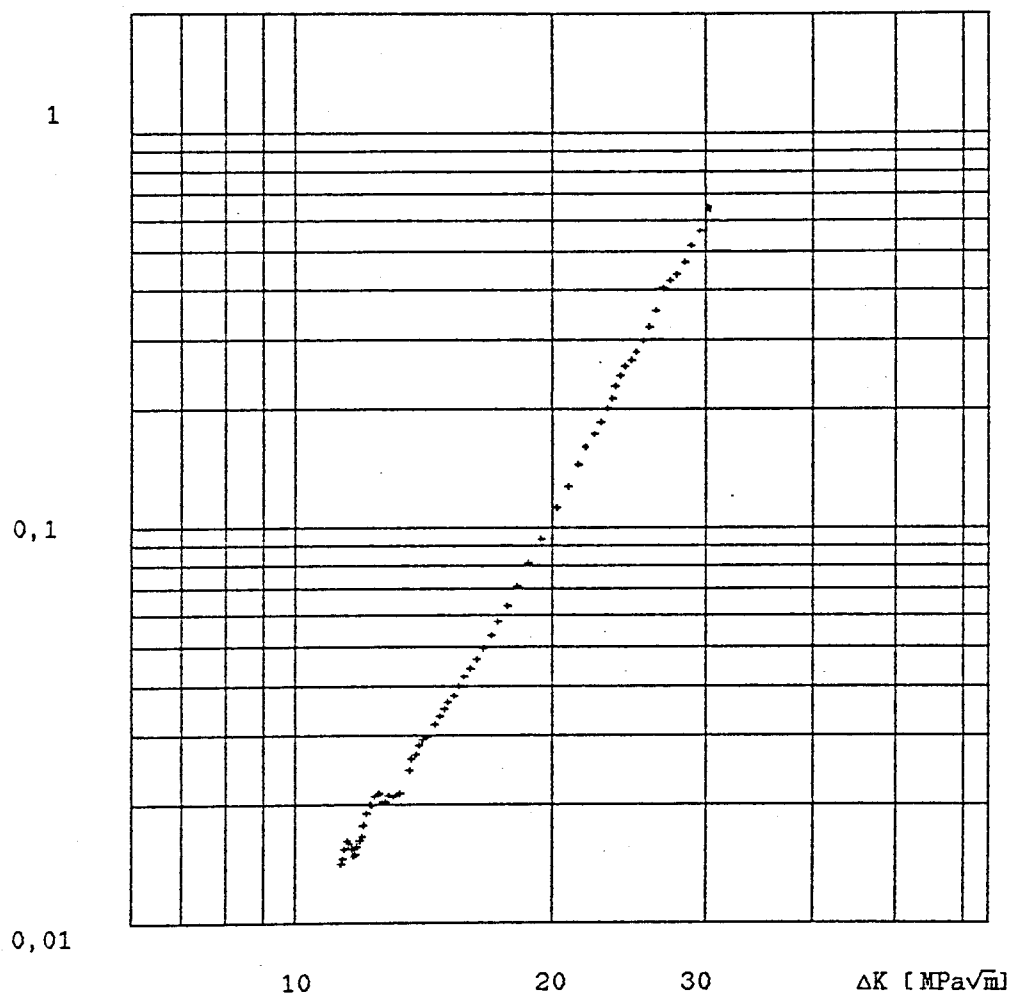


Fig.4.6- Resultados obtidos. Curva $da/dN=f(\Delta K)$ para $R=0,25$.

da/dN
 μm

AISI 316 R=0,5

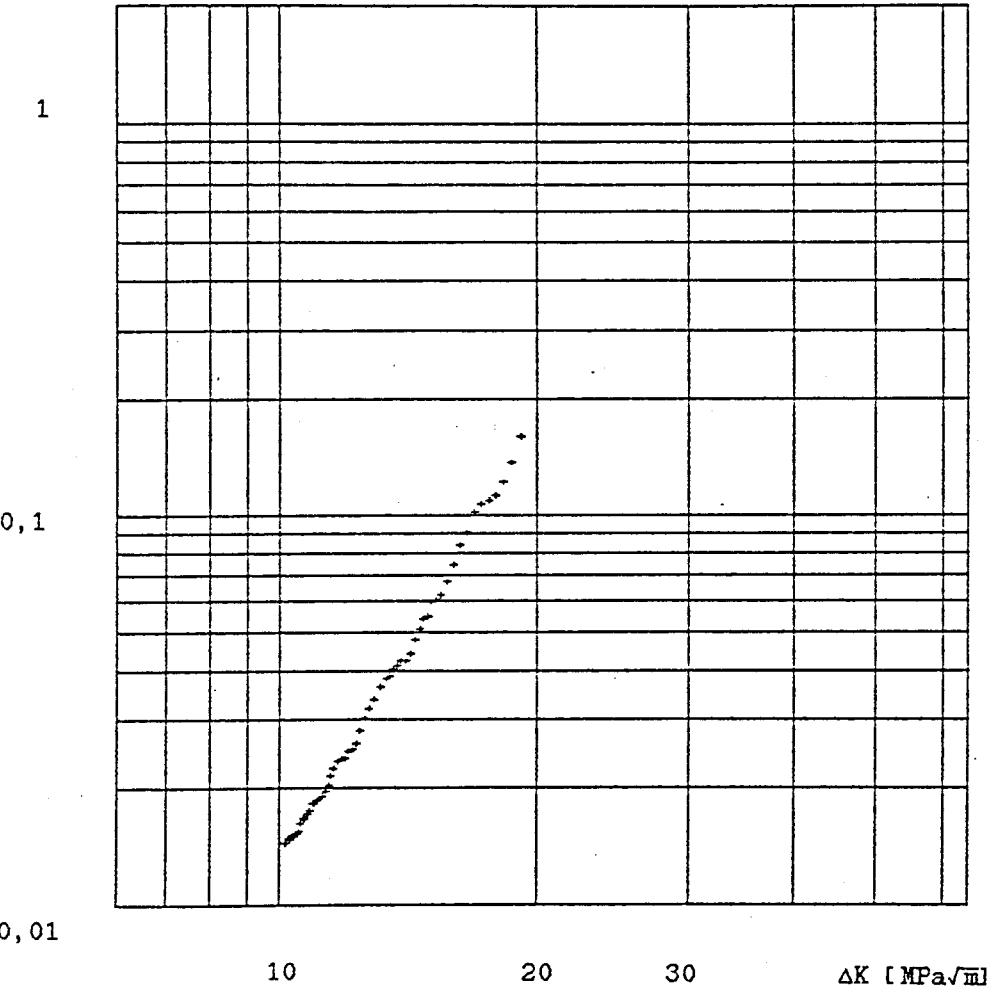


Fig.4.7- Resultados obtidos. Curva $da/dN=f(\Delta K)$ para $R=0,5$.

da/dN

AISI 316

[μm]

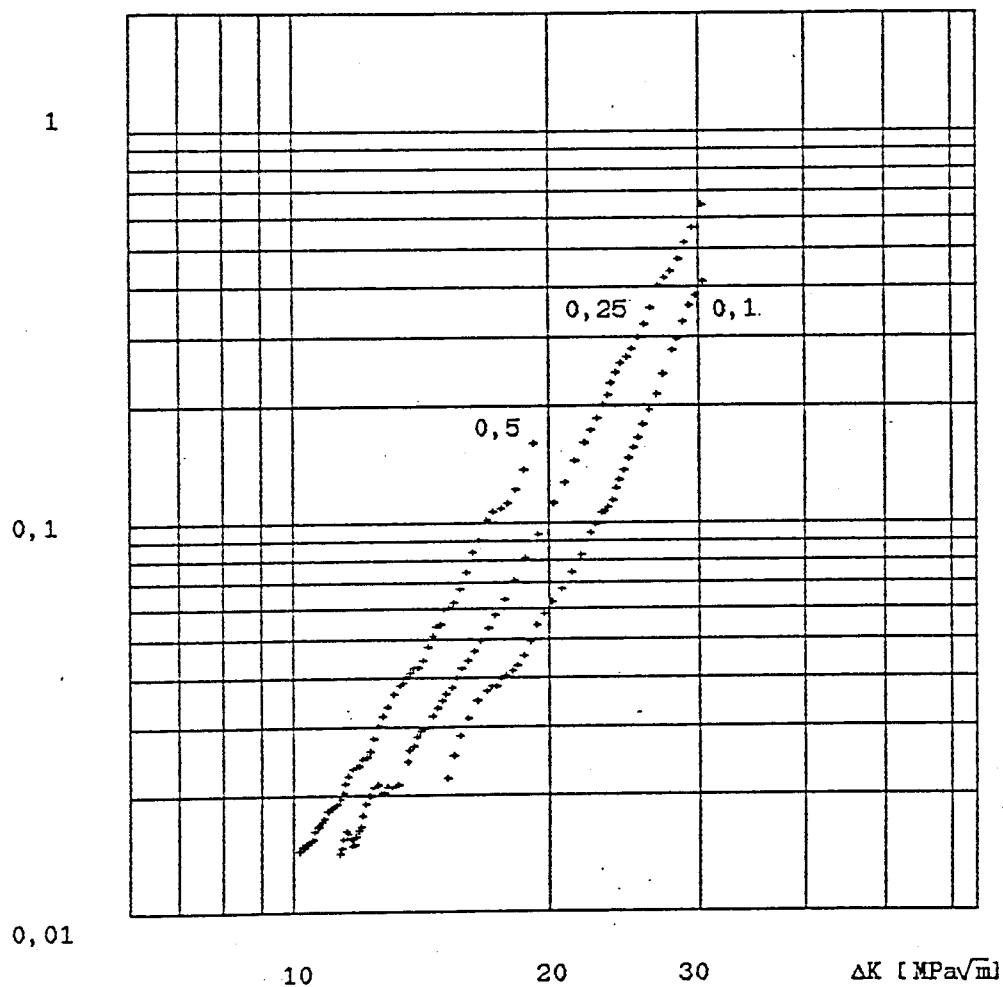


Fig. 4.8 - Resultados obtidos. Curvas para $R=0,1$, $R=0,25$ e $R=0,5$.

da/dN

AISI 316 $R=0,1$

s

$\text{---} da/dN$

$[\mu m]$

$\square - s$

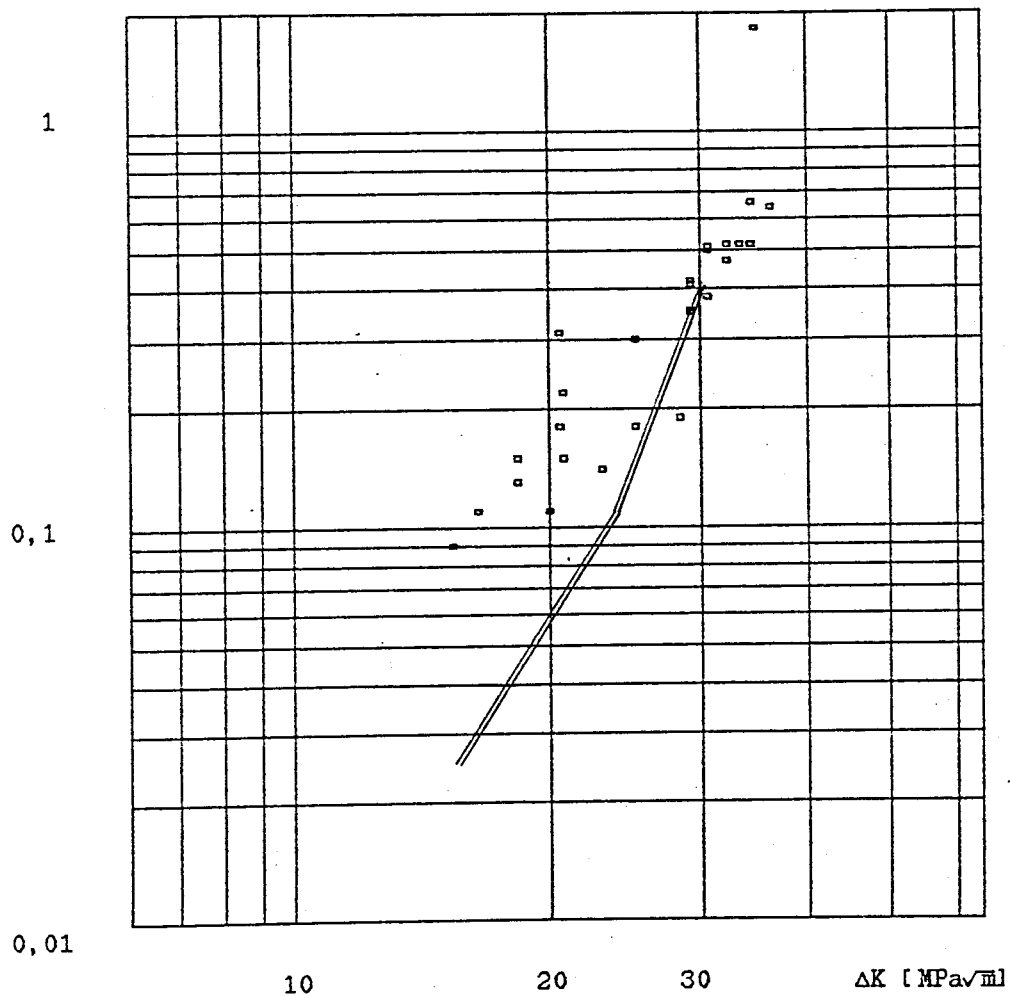


Fig.4.9 - Resultados obtidos. Curvas $s=f(\Delta K)$ e $da/dN=f(\Delta K)$ para $R=0,1$.

da/dN

s

$[\mu m]$

AISI 316 $R=0,25$

$= - da/dN$

$\square - s$

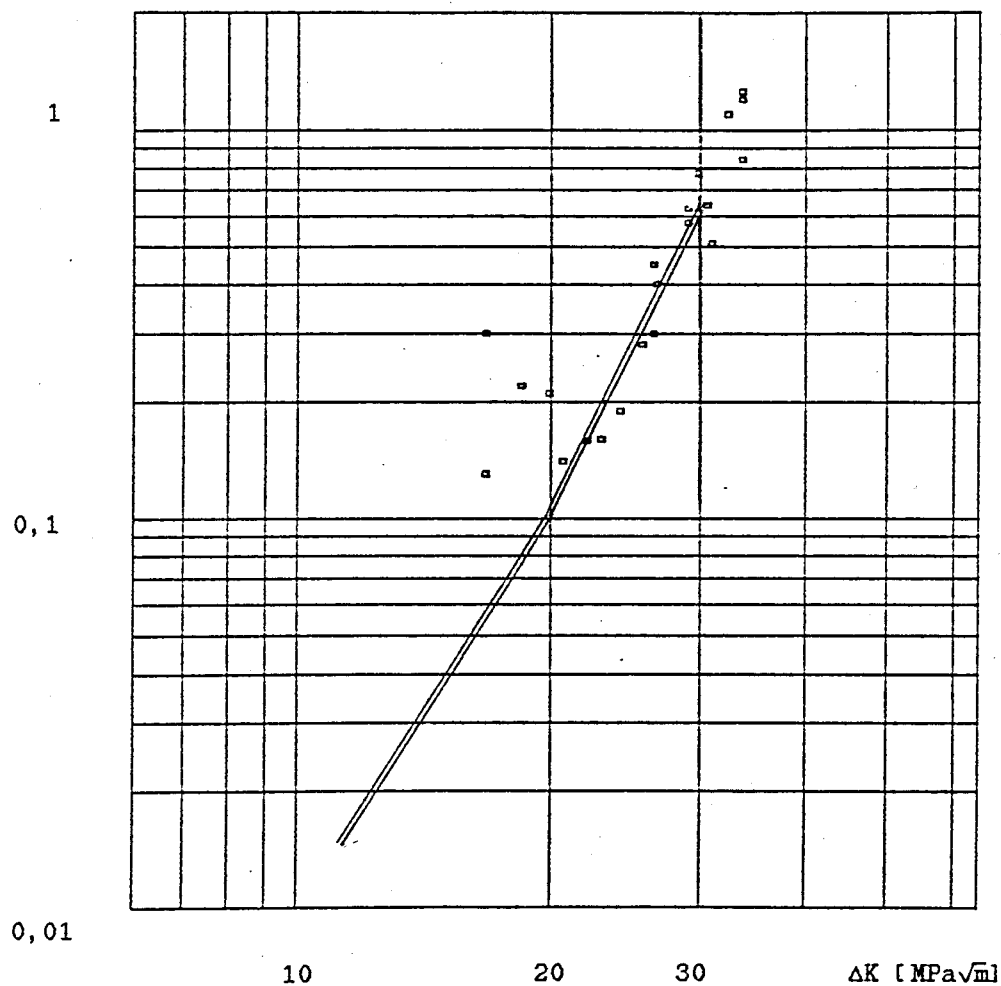


Fig.4.10- Resultados obtidos. Curvas $s=f(\Delta K)$ e $da/dN=f(\Delta K)$ para $R=0,25$.

da/dN

AISI 316 $R=0,5$

s

— da/dN

$[\mu m]$

$\square - s$

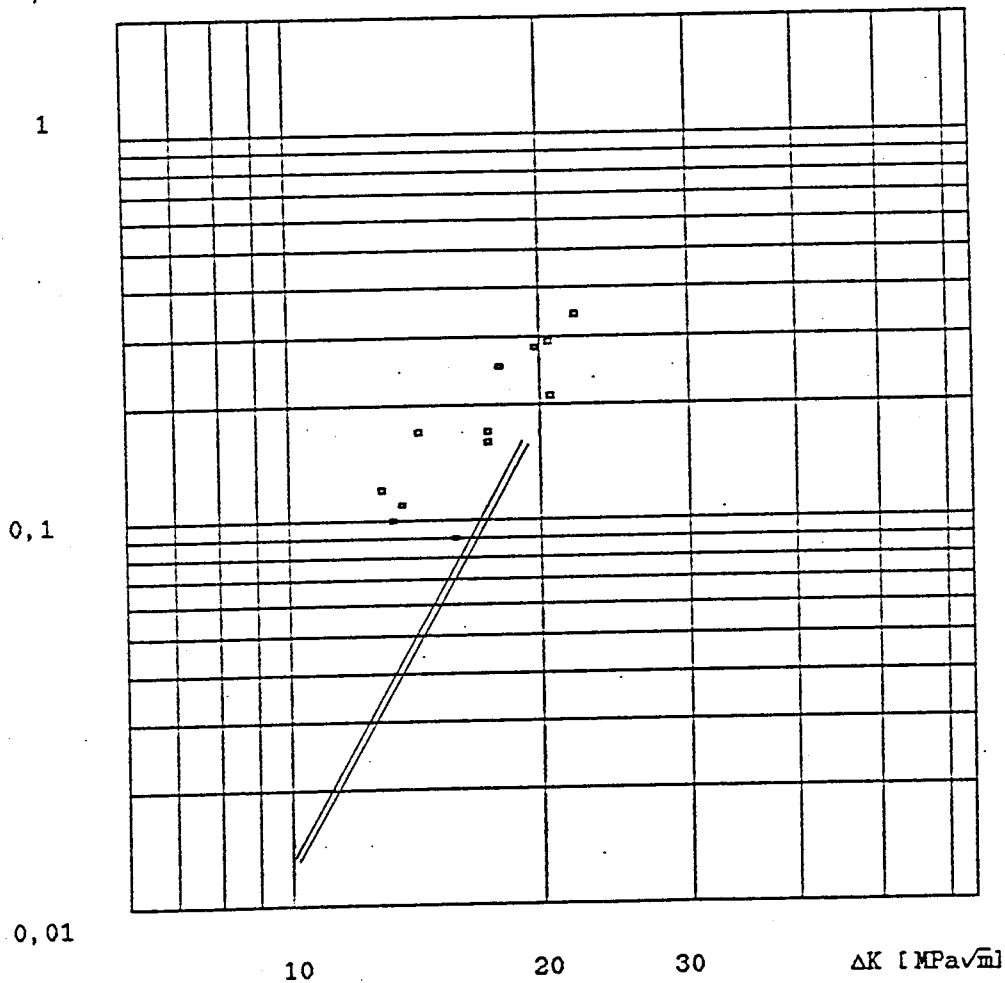


Fig.4.11- Resultados obtidos. Curvas $s=f(\Delta K)$ e $da/dN=f(\Delta K)$ para $R=0,5$.

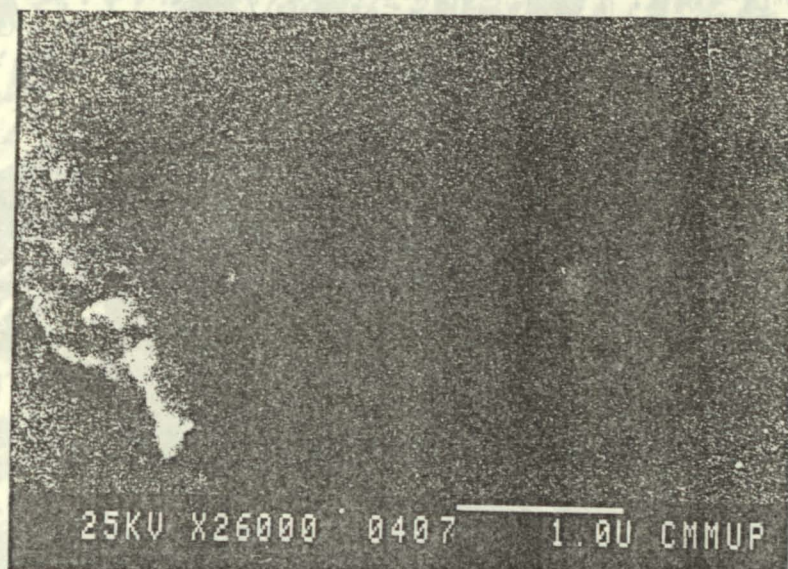


Fig.4.12- Estrias de fadiga com o menor espaçamento observado de 0,09 μm .

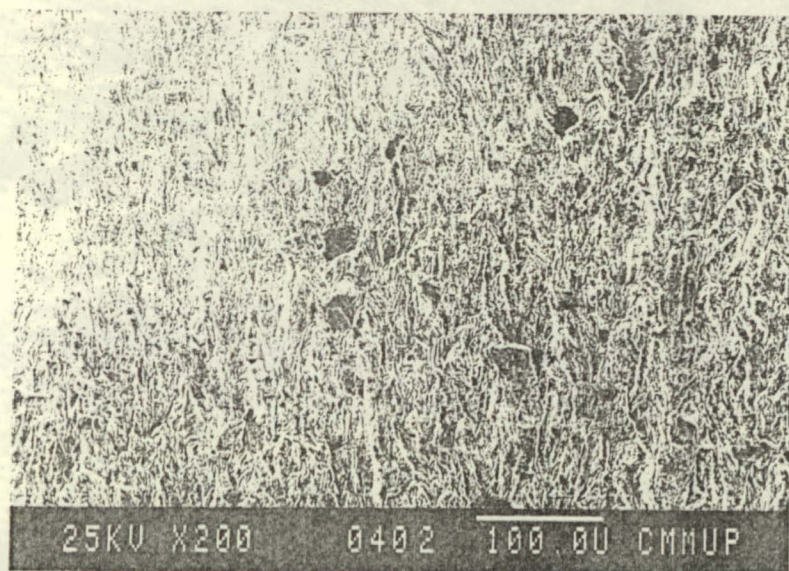


Fig.4.13- Aspecto geral de superfície de fratura (ensaio 3). Estrias visíveis unicamente nos grãos de aspecto mais escuro e a eles circunscritas.

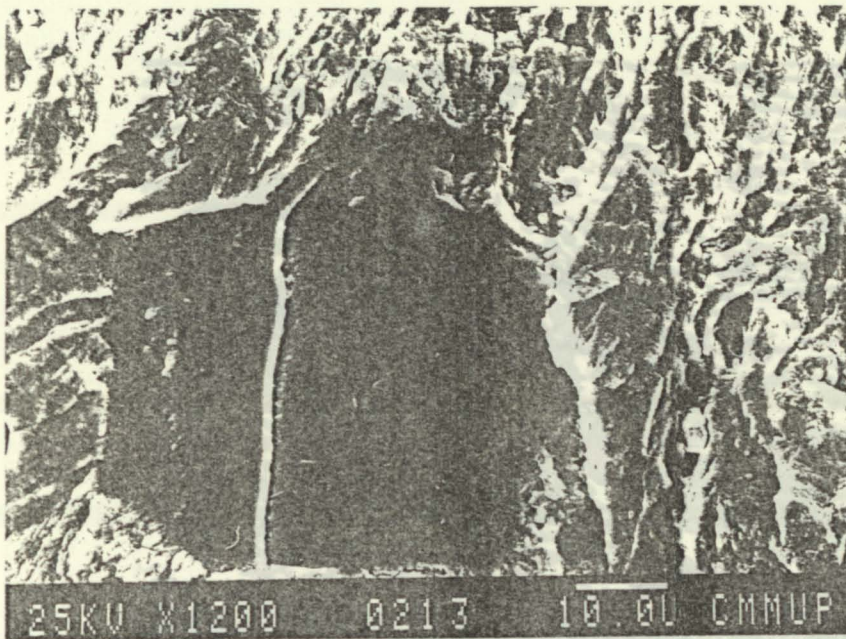


Fig.4.14- Maior ampliação de um dos grãos de aspecto

Fig. mais escuro da fig. 4.13. anulares para valores de ΔK superiores ao ponto de inflexão da velocidade.

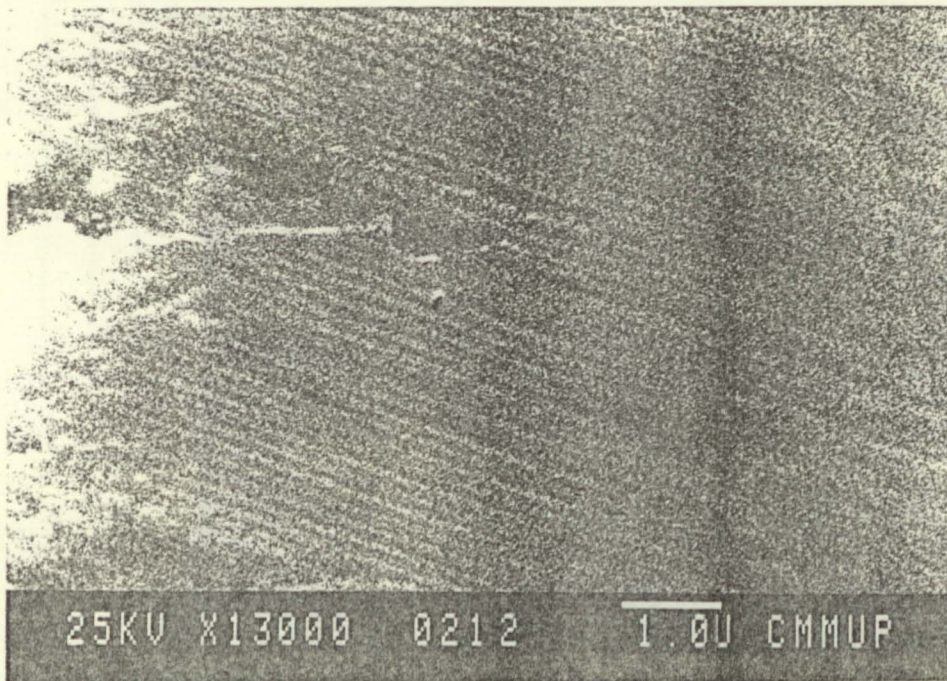


Fig.4.15- Maior ampliação da fig. 4.14. Retrias transgranulares para valores de ΔK superiores ao ponto de inflexão da velocidade.

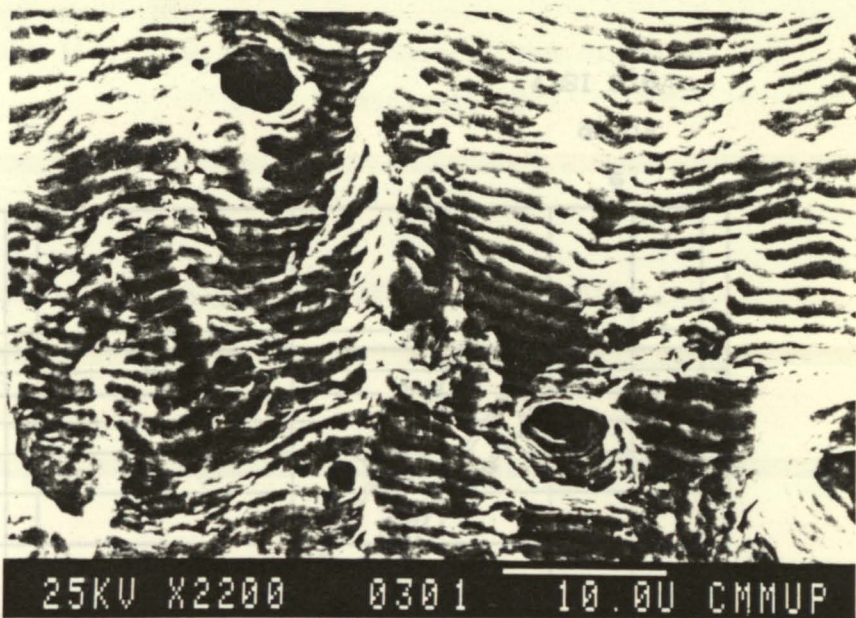


Fig.4.16- Estrias transgranulares para valores de ΔK superiores ao ponto de inflecção da velocidade.

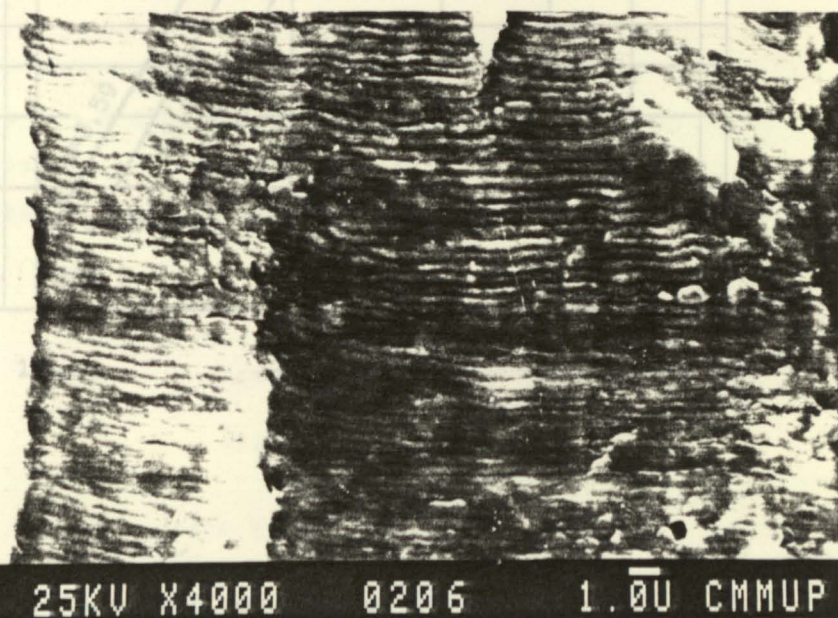


Fig.4.17- Estrias transgranulares para valores de ΔK superiores ao ponto de inflecção da velocidade.

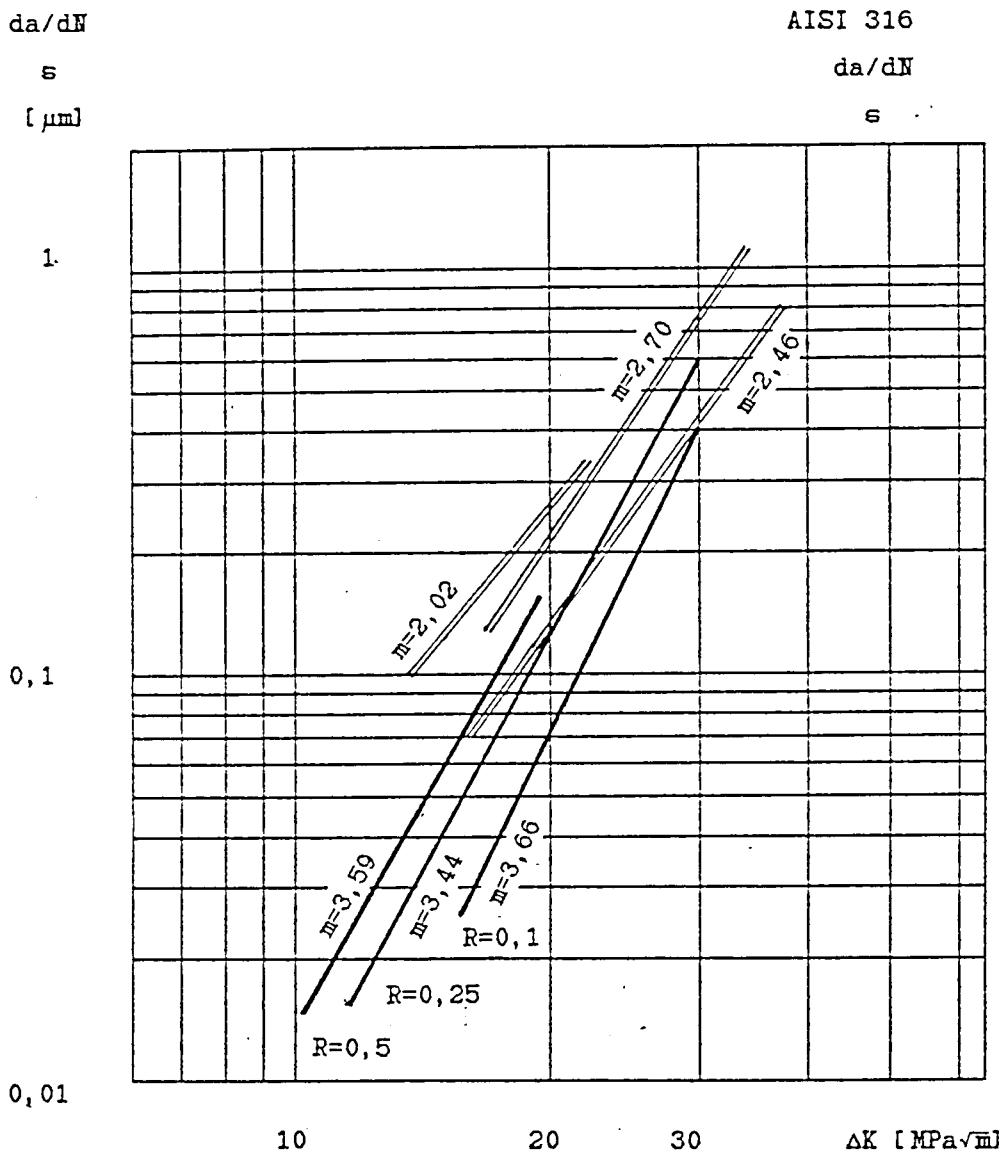


Fig.4.18 - Resultados obtidos. Curvas $\epsilon=f(\Delta K)$ e $da/dN=f(\Delta K)$ para $R=0,1$, $R=0,25$ e $R=0,5$.

TABELA II-1 - Lei de Coffin-Manson para diversos
aços inoxidáveis [21]

	AISI 316 [21] *	AISI 304 [21] **	AISI 316 [9] ***
$\sigma'f/E$	0,010	0,006	0,0284
$\epsilon'f$	0,088	0,047	0,047
b	0,158	0,090	0,223
c	0,359	0,314	0,434

* - 954°C, arrefecido no forno e ensaiado a -68°C

** - " " " " " " 22°C

*** -1100°C, temperado em água

Nota: $\Delta\epsilon_e = (\sigma'f/E) \cdot (2.Nf)^b$

$\Delta\epsilon_p = \epsilon'f \cdot (2.Nf)^c$

$\sigma'f$ = tensão de rotura cíclica

$\epsilon'f$ = extensão na rotura cíclica

σf = tensão de rotura à tracção

ϵf = extensão na rotura à tracção

Nf = nº de ciclos até à rotura

b = expoente de resistência

c = " " ductilidade

$\Delta\epsilon$ = deformação cíclica (e=plástica
p=plástica)

TABELA II-2 - Propriedades mecânicas para diversos aços
inoxidáveis [9]

	k	n	σ_r	$\sigma_{0,2}$	$\Delta l/l$	$\Delta A/A$	ϵ_f	HRCB
	*	*	MPa	MPa	%	%	%	
AISI 301 [21]	-	0,07	2199**	276	-	67	1.10	80
AISI 304 [21]	-	0,11	2386**	262	-	69	1.12	80
AISI 316 [9]	486	0,39	575	250	75	75	-	-

* -
$$\frac{\Delta \sigma}{2} = K. \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2} \right)^n$$

** - Tensão de rotura real (Força de rotura/área resistente na
fractura)

TABELA III-1 - Lei de Paris para o aço AISI 316 para dois meios ambientes diferentes [23]

	Ar	Ringer	Ar	Ringer
C	3.61 E-14	8.47 E-11	2 E-13	2 E-15
m	4.47	2.23	3.9	5 e 4.2

Nota: A solução de Ringer simula um meio fisiológico. Note-se que o aço AISI 316 é muito utilizado em próteses.

TABELA IV-1 - Número de ciclos até à iniciação de fendas de fadiga.
Extrapolação polinomial com base na curva $a=f(N)$
obtida nos ensaios realizados

Ensaio	R	Termos do polinómio de 5º grau que aproximam $a=f(\Delta K)$					
		A	B	C	D	E	F
1	0,1	12,92	1,122	1,144E-2	6,091E-5	-1,410E-17	1,178E-10
2	0,25	99,78	0,6408	-3,124E-3	1,507E-15	-3,442E-8	2,833E-11
3	0,1	26,19	57,29	-56,67	16,00	-16,79	9,347

Nota: O polinómio do 5º grau é completo e tem a seguinte forma:

$$N_i = A + B \cdot a + C \cdot a^2 + D \cdot a^3 + E \cdot a^4 + F \cdot a^5$$

VALORES DE N_i CALCULADOS

Ensaio	R	N_i		
		$a^*=0$	$a^*=0,10\mu m$	$a^*=0,01mm$
1	0,1	12920	14053	25345
2	0,25	99780	100418	105875
3	0,1	26190	26861	32480

Nota: a^* é o aumento experimentado por "a" correspondente à iniciação de uma fenda dessa dimensão durante o número de ciclos N_i

TABELA IV-2 - Previsão da vida até à iniciação de fendas de fadiga para provetes CCT em aço AISI 316 e segundo o método exposto em 2.3.

Ensaio	Kt	ΔK	r_{yc} mm	ρ	q	Kpf	Kpfm	Kpfm. $\Delta\sigma_n$ MPa	Ni ciclos 10 ⁴
1 e 3	12	13,2	9,04E-2	0,0351	0,797	9,78	8,10	911	1,85
2	12	11,0	6,28E-2	0,0320	0,811	9,92	7,78	730	5,97
3*	12	3,66	6,95E-3	0,0231	0,855	10,4	7,66	240	2150

Nota: Atendendo à previsão feita para o ensaio 3* a iniciação foi feita para R=0,1 conforma fig.4.2

Ensaio	Condições de ensaio		
	$\sigma_{m\acute{a}x}$ MPa	$\Delta\sigma$ MPa	R
1 e 3	125	112,5	0,1
2	125	93,75	0,25
3*	125	31,25	0,50

TABELA IV-3 - Resultados obtidos. AISI 316 (cont.)

Ensaio nº1 R=0,1 F_{máx}=20000N Freq.=10Hz T=22°C

Nº de ciclos X10 ³	2a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	K _{méd} MPa√m
242	0,01741	1,78	25,88	15,82
243	0,01759	1,94	26,31	16,08
244	0,01778	2,13	26,80	16,38
245	0,01802	2,39	27,36	16,72
246	0,01825	2,75	28,03	17,13
246,5	0,01838	2,95	28,41	17,36
247	0,01856	3,27	28,83	17,62
247,5	0,01872	3,59	29,33	17,92
248	0,01888	3,80	29,93	18,29
248,5	0,01912	4,12	30,53	18,66
249,05	0,01935			
249,5	0,01950			
250	0,01981			

$$\frac{da}{dN} = 1,071E-13 \cdot \Delta K^{3,66}$$

TABELA IV-3 - Resultados obtidos. AISI 316 (cont.)

Ensaio nº1 R=0,1 F_{máx}=20000N Freq.=10Hz T=22°C

Nº de ciclos X10 ³	2a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	K _{méd} MPa√m
205	0,01407	0,586	19,81	12,11
210	0,01437	0,630	20,27	12,39
215	0,01476	0,675	20,77	12,69
220	0,01503	0,746	21,32	13,03
224	0,01534	0,827	21,83	13,34
228	0,01568	0,945	22,40	13,69
230	0,01591	0,995	22,76	13,91
232	0,01610	1,06	23,14	14,14
233	0,01619	1,07	23,35	14,27
234	0,01630	1,10	23,55	14,39
235	0,01643	1,14	23,76	14,52
236	0,01653	1,23	24,00	14,67
237	0,01665	1,29	24,25	14,82
238	0,01678	1,36	24,52	14,98
239	0,01694	1,46	24,82	15,17
240	0,01709	1,55	25,15	15,37
241	0,01723	1,65	25,50	15,58

TABELA IV-3 - Resultados obtidos. AISI 316

Ensaio nº1 R=0,1 F_{máx}=20000N Freq.=10Hz T=22°C

Nº de ciclos X10 ³	2a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	K _{méd} MPa√m
65	0,00961			
71	0,00988			
95	0,01021			
105	0,01040	0,222	15,25	9,32
115	0,01070	0,252	15,48	9,46
125	0,01094	0,285	15,79	9,65
135	0,01117	0,315	16,13	9,86
146,44	0,01164	0,348	16,56	10,12
155	0,01192	0,368	16,94	10,35
160	0,01211	0,379	17,18	10,50
165	0,01228	0,378	17,40	10,63
170	0,01249	0,395	17,65	10,79
175	0,01271	0,404	17,90	10,94
180	0,01288	0,413	18,17	11,10
185	0,01311	0,430	18,44	11,27
190	0,01331	0,455	18,72	11,44
195	0,01352	0,493	19,04	11,64
200,23	0,01381	0,547	19,40	11,65

TABELA IV-4 - Resultados obtidos. AISI 316

Ensaio nº2 R=0,25 F_{máx}=20000N Freq.=10Hz T=20°C

Nº de ciclos X10 ³	a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	Kméd MPa√m
123,5	0,00919			
134	0,00934			
140	0,00941			
145	0,00946	0,141	11,38	9,48
150	0,00953	0,145	11,44	9,53
155	0,00962	0,154	11,50	9,58
160	0,00971	0,161	11,58	9,65
165	0,00978	0,159	11,65	9,71
170	0,00986	0,154	11,72	9,77
175	0,00994	0,149	11,78	9,81
180	0,01001	0,150	11,84	9,87
185	0,01008	0,157	11,90	9,92
190	0,01015	0,163	11,97	9,981
195	0,01024	0,166	12,05	10,04
200	0,01035	0,178	12,12	10,10
205	0,01042	0,189	12,20	10,17
210	0,01049	0,199	12,28	10,23

TABELA IV-4 - Resultados obtidos. AISI 316 (Cont.)

Nº de ciclos X10 ³	a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	K _{méd} MPa√m
215,15	0,01063	0,198	12,38	10,32
220	0,01073	0,209	12,47	10,39
225	0,01084	0,211	12,57	10,48
230	0,01091	0,214	12,65	10,54
235	0,01104	0,203	12,76	10,63
240	0,01114	0,203	12,85	10,71
246,09	0,01131	0,210	12,96	10,80
255	0,01139	0,208	13,13	10,94
260	0,01155	0,211	13,23	11,02
265	0,01169	0,213	13,32	11,10
280	0,01199	0,244	13,67	11,39
285	0,01211	0,260	13,78	11,48
290	0,01226	0,268	13,91	11,59
295	0,01240	0,282	14,05	11,71
300	0,01255	0,291	14,19	11,82
305	0,01268	0,295	14,34	11,95
316	0,01302	0,320	14,69	12,24
321	0,01319	0,333	14,86	12,38
326	0,01334	0,350	15,05	12,54
330	0,01350	0,363	15,20	12,67
335	0,01368	0,377	15,41	12,84
340	0,01388	0,398	15,63	13,03
345	0,01408	0,421	15,86	13,22
350	0,01429	0,442	16,12	13,43
355	0,01450	0,464	16,39	13,66

TABELA IV-4 - Resultados obtidos. AISI 316 (cont.)

Nº de ciclos X10 ³	a [mm]	da/dN [μ m]	ΔK MPa $\sqrt{m}$	K _{méd} MPa $\sqrt{m}$
360	0,01477	0,495	16,69	13,91
365	0,01500	0,534	17,01	14,18
370	0,01527	0,579	17,37	14,48
375	0,01557	0,638	17,77	14,81
380	0,01590	0,713	18,25	15,21
385	0,01626	0,812	18,80	15,67
390	0,01669	0,937	19,47	16,23
395	0,01715	1,12	20,32	16,93
398	0,01752	1,27	20,95	17,46
400	0,01778	1,44	21,45	17,88
402	0,01807	1,60	22,07	18,39
403	0,01823	1,72	22,40	18,67
404	0,01842	1,85	22,80	19,00
405	0,01861	2,01	23,24	19,37
405,5	0,01870	2,12	23,48	19,57
406	0,01881	2,28	23,74	19,78
406,5	0,01893	2,42	24,03	20,02
407	0,01905	2,56	24,35	20,29
407,5	0,01920	2,66	24,71	20,59
408	0,01933	2,77	25,07	20,89
408,5	0,01947	2,97	25,46	21,21
409	0,01961	3,21	25,89	21,58
409,5	0,01977	3,54	26,39	21,99
410	0,01997	4,03	26,98	22,48
410,3	0,02009	4,21	27,40	22,83

TABELA IV-4 - Resultados obtidos. AISI 316 (Cont.)

Nº de ciclos X10 ³	a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	K _{méd} MPa√m
410,6	0,02021	4,37	27,86	23,21
411	0,02042	4,71	28,50	23,75
411,3	0,02054	5,18	29,03	24,19
411,6	0,02067	5,65	29,67	24,73
411,9	0,02087	6,46	30,35	25,29
412,2	0,02108			
412,5	0,02128			
412,8	0,02160			

$$\frac{da}{dN} = 3,21 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{3,44}$$

TABELA IV-5 - Resultados obtidos. AISI 316

Ensaio nº1 R=0,5 F_{máx}=20000N Freq.=10Hz T=20°C

Nº de ciclos X10 ³	2a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	K _{méd} MPa√m
240	0,01340			
245	0,01347			
250	0,01352			
255	0,01360	0,143	10,24	15,36
260	0,01366	0,149	10,30	15,45
265	0,01375	0,147	10,36	15,54
270	0,01383	0,150	10,41	15,62
275	0,01390	0,151	10,47	15,71
280	0,01396	0,152	10,53	15,80
285	0,01406	0,154	10,59	15,89
290	0,01413	0,161	10,65	15,98
295	0,01421	0,167	10,72	16,08
300	0,01429	0,166	10,78	16,17
305	0,01438	0,171	10,85	16,28
310	0,01446	0,175	10,92	16,38
315	0,01455	0,181	10,99	16,49

TABELA IV-5 - Resultados obtidos. AISI 316 (cont.)

Nº de ciclos X10 ³	2a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	Kméd MPa√m
320	0,01464	0,182	11,07	16,61
325	0,01474	0,185	11,15	16,73
330	0,01484	0,187	11,22	16,83
335	0,01492	0,190	11,30	16,95
340	0,01501	0,195	11,38	17,07
345	0,01512	0,202	11,47	17,21
350	0,01522	0,215	11,56	17,34
355	0,01533	0,225	11,66	17,49
360	0,01544	0,233	11,77	17,66
365	0,01557	0,237	11,88	17,82
370	0,01568	0,238	12,00	18,00
375,07	0,01582	0,248	12,11	18,17
380	0,01592	0,250	12,23	18,35
385	0,01603	0,259	12,35	18,53
390	0,01620	0,279	12,48	18,72
395	0,01632	0,301	12,63	18,95
400	0,01647	0,319	12,80	19,20
405	0,01666	0,337	12,97	19,46

TABELA IV-5 - Resultados obtidos. AISI 316 (cont.)

Nº de ciclos X10 ³	2a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	Kméd MPa√m
410	0,01682	0,361	13,17	19,76
415	0,01700	0,381	13,38	20,07
418	0,01712	0,388	13,51	20,27
421	0,01724	0,401	13,65	20,48
424	0,01737	0,409	13,81	20,72
427	0,01748	0,422	13,96	20,94
430	0,01761	0,424	14,12	21,18
433	0,01774	0,442	14,28	21,42
436	0,01789	0,478	14,46	21,69
439	0,01799	0,513	14,66	21,99
441	0,01813	0,542	14,81	22,12
443	0,01825	0,552	14,97	22,46
445	0,01835	0,597	15,14	22,71
447	0,01847	0,605	15,31	22,97
449	0,01858	0,626	15,50	23,25
452	0,01880	0,679	15,81	23,72
454	0,01892	0,745	16,04	24,06

TABELA IV-5 - Resultados obtidos. AISI 316 (cont.)

Nº de ciclos X10 ³	2a [mm]	da/dN [µm]	ΔK MPa√m	K _{méd} MPa√m
456	0,01907	0,839	16,30	24,45
458	0,01923	0,910	16,59	24,89
460	0,01943	1,02	16,95	25,43
461,5	0,01962	1,07	17,27	25,91
463	0,01975	1,09	17,62	26,43
464,5	0,01995	1,12	17,96	26,94
466	0,02010	1,22	18,30	27,45
467,5	0,02025	1,37	18,73	28,10
469	0,02047	1,60	19,22	28,98
470,5	0,02074			
472	0,02101			
473	0,02129			

$$\frac{da}{dN} = 3,26 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{3,59}$$

Tabela IV-6 - Resultados obtidos. Valores de $s=\{(\Delta K)$ para $R=0,1$ e respectivas condições de obtenção.

Fotog. ref.	Distância ao entalhe [mm]	ΔK [MPa $\sqrt{m}$]	Espaçamento entre estrias μm
200	10,85	34,8	1,82
201	9,85	30,7	0,51
202	9,85	30,7	0,50
203	9,85	30,7	0,38
204	9,43	29,2	0,35
205	9,43	29,2	0,42
206	9,43	29,2	0,41
207	7,96	25,2	0,30
208	7,96	25,2	0,18
209	6,87	23,0	0,14
210	6,69	22,8	-
211	5,68	20,8	0,22
212	5,70	20,8	0,15
214	5,56	20,6	0,31
215	5,54	20,6	0,18
219	2,52	16,5	0,11
220	3,94	18,3	0,13
221	3,94	18,3	0,15
221	5,12	20,0	0,11
223	10,90	34,5	0,52
224	10,90	34,5	0,66
225	10,58	33,4	0,52
226	10,32	32,3	0,52
227	10,30	32,3	0,47
228	9,13	28,4	0,19
229	11,15	36,3	-
230	11,15	36,3	0,64
231	1,57	15,4	0,09

Lei de propagação de fendas de fadiga a nível microscópico:

$$s=9,84.E-11.\Delta K^{2,46}$$

$$\text{coef. corr.} = 0,884$$

Tabela IV-7 - Resultados obtidos. Valores de $s=\sqrt{\Delta K}$ para $R=0,25$ e respectivas condições de obtenção.

Fotog. ref.	Distância ao entalhe [mm]	ΔK MPa $\sqrt{m}$	Espaçamento entre estrias μm
300	12,50	33,7	1,25
301	12,57	33,7	1,20
302	11,57	29,0	0,58
303	11,57	29,0	0,63
304	10,58	25,6	0,28
305	9,11	22,0	-
306	8,00	19,9	0,21
307	7,05	18,4	0,22
308	5,87	16,7	0,30
309	5,87	16,7	0,13
310	12,37	32,4	1,10
311	12,56	33,7	0,84
312	11,96	30,6	0,64
313	11,79	29,9	0,78
314	12,07	31,0	0,51
315	10,83	26,6	0,40
316	10,77	26,4	0,30
317	10,77	26,4	0,45
318	9,96	24,1	0,19
319	9,46	22,9	0,16
320	9,04	22,0	0,16
321	8,39	20,7	0,14

Lei de propagação de fendas de fadiga a nível microscópico:

$$s=5,57.E-18.\Delta K^{2,70}$$

$$\text{coef. corr.} = 0,889$$

Tabela IV-8 - Resultados obtidos. Valores de $s=\sqrt{\Delta K}$ para $R=0,5$ e respectivas condições de obtenção.

Fotog. ref.	Distância ao entalhe [mm]	ΔK [MPa $\sqrt{m}$]	Espaçamento entre estrias μm
401	11,61	19,75	0,28
401a	3,17	12,90	0,12
402	11,90	20,56	0,21
403	3,47	13,27	0,10
403a	11,90	20,50	0,29
404	3,87	13,62	0,11
404a	12,34	22,05	0,34
405	4,33	14,29	0,17
407	5,34	15,75	0,09
408	10,87	17,83	0,25
409	10,61	17,29	0,16
410	10,60	17,27	0,17

Lei de propagação de fendas de fadiga a nível microscópico:

$$s=5,75.E-10.\Delta K^{2,02}$$

$$\text{coef. corr.}=0,867$$

Tabela V-1 Valores de Ni calculados e obtidos nos ensaios

Ensaio	R	Ni (1)	Ni observados (2)
1 e 4	0,10	1,9 E4	1,3 E4
2	0,25	6,0 E4	1,0 E5
3	0,5	2,2 E7	*

(1) - Obtido pelo método exposto em 2.3

(2) - Extrapolação para $a=0,10 \mu\text{m}$ com base em $a=f(N)$

* - Ensaio não realizado (iniciação feita com $R=0,1$)



FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

BIBLIOTECA



000008485