



<http://welcome.to/LabMat-FEI>

LabMat
FEI FCA

Projeto de iniciação científica

**VIDA EM FADIGA DE AÇOS CARBONO
COM ESTRUTURA BIFÁSICA
FERRITA-MARTENSITA**

Relatório Final

Bolsista: Rodrigo Cesar N. Liberto
Orientador: Prof. Rodrigo Magnabosco

31/10/2001

**Laboratório de Materiais
Departamento de Mecânica
Faculdade de Engenharia Industrial
Fundação de Ciências Aplicadas**

I - Introdução

Embora as pesquisas dos aços bifásicos tenham começado a décadas atrás, o grande interesse nestes aços é recente. Com a crise do petróleo, houve uma preocupação da indústria automobilística em melhorar o rendimento do automóvel, e para isto buscou-se o desenvolvimento de novos materiais. Isto acelerou a utilização dos aços bifásicos, que são uma nova classe dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). A solução encontrada foi a substituição dos aços convencionais utilizados na carroceria, chassi e rodas por aços ARBL. Com isto vários laboratórios começaram a desenvolver novas composições e novas alternativas de processamento para produzir em alta escala aços bifásicos para abastecer a indústria automobilística. Em pesquisas recentes, siderúrgicas e fabricantes de autopeças destacam seus esforços em pesquisas voltadas a atender às crescentes pressões de aumentar a durabilidade e resistência ao impacto, além de conseguir reduzir peso dos veículos^[1,2].

II - Objetivo

O presente projeto de pesquisa tem como objetivo caracterizar a vida em fadiga de alto ciclo ($N_f > 10^4$ ciclos ou quando não existem laços de histerese na curva tensão deformação cíclica) de aço ARBL de estrutura bifásica ferrita-martensita, analisando as variáveis de ensaio controlado por amplitude de tensões. Estas variáveis vão ser necessárias para a definição da equação de Basquin-Morrow, que correlaciona a amplitude de tensões (σ_a) e a tensão média aplicada no ciclo de tensões (σ_m) com o número de ciclos até a fratura (N_f) e as características do material (b), ou expoente de Basquin, e S_f , ou tensão real de ruptura do material. Estes dados vão ser usados para análises futuras e posteriormente farão parte de um banco de dados do LabMat.

III - Aços ARBL

Os aços ARBL estão sendo cada dia mais utilizados, por apresentarem alta resistência e ao mesmo tempo alta tenacidade, podendo assim possibilitar a construção de estruturas mais leves^[3]. Estão divididos em:

- *Resistentes à corrosão atmosférica* (“*weathering steels*”) são aços que apresentam pequenas quantidades de cobre, fósforo e silício, que tem a função de melhorar a resistência a corrosão, o endurecimento por solução sólida e refino da estrutura ferrítica.

- *Microligados de estrutura ferrítica-perlítica* são aços que apresentam microadições de vanádio e nióbio (menos de 0,10 % de cada) para aumentar a resistência mecânica, sem aumentar o teor de carbono. Este aumento é devido ao endurecimento por precipitação (formam barreiras eficientes ao deslocamento das discordâncias, além de impedir o crescimento dos grãos), e pelo fato de apresentarem teores menores de carbono, estes aços tem excelente soldabilidade e tenacidade.

- *Ultra-baixo carbono bainíticos* são aços que contém baixos teores de carbono (menos de 0,08%), combinando alto limite de escoamento, soldabilidade, formabilidade e boa tenacidade; isto se deve a presença de uma estrutura de ferrita acicular.

- *Perlítico deformados*, são obtidos através da adição de moderadas quantidades de um ou mais elementos de liga.

- *Livres de intersticiais* (“*interstitial-free steels*”) são aços com baixos teores de intersticiais, apresentando assim alta formabilidade com baixo limite de escoamento, alto alongamento e excelente profundidade de estampagem. Com a adição de elementos formadores de carbonetos como nióbio e o titânio, a profundidade de estampagem aumenta sensivelmente.

- *Bifásicos* (“*dual-phase*”) são aços que apresentam elevado limite de escoamento (devido ao alto coeficiente de encruamento), ductilidade e limite de resistência. Tem uma microestrutura constituída de martensita dispersa na matriz de ferrita. Recebem o nome de bifásico por apresentar basicamente as duas fases bem definidas^[3].

IV - Aços Bifásicos

Os aços bifásicos recebem este nome por apresentarem uma estrutura de 15 a 20% de martensita dispersa em uma matriz de ferrita poligonal, obtidas durante a austenitização na zona intercrítica (campo de estabilidade de ferrita e austenita no diagrama Fe-C), seguido de um resfriamento rápido para transformação da austenita previamente formada em martensita (figura IV.1). O termo bifásico vem da predominância de duas fases na sua microestrutura; contudo pequenas quantidades de outras microestruturas (bainita, austenita retida e perlita) podem estar presentes. O percentual de martensita na estrutura vai depender da porcentagem de carbono e da temperatura em que a liga vai estar zona intercrítica, e a resistência da liga bifásica vai depender da fração volumétrica de martensita. O comportamento mecânico é governado pela ferrita, por se apresentar uma fração volumétrica maior e ser contínua na liga bifásica. Estes aços podem ser conformados como aços de baixa liga, onde as peças produzidas apresentarão uma elevada resistência mecânica devido ao seu elevado coeficiente de encruamento. A estrutura bifásica também apresenta uma ductilidade superior aos dos aços endurecidos por precipitação e dos ARBL endurecidos por solução sólida (figura IV.2)^[2,4].

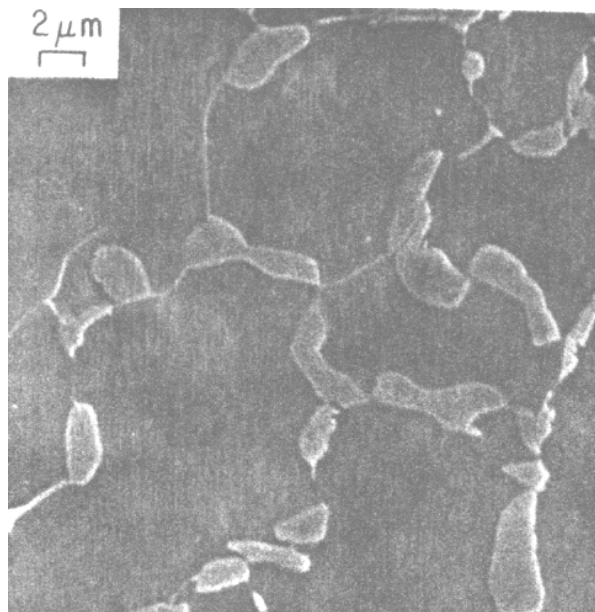


Figura IV.1 : Microestrutura de um aço bifásico (0,06% C , 1,5% Mn) temperado em água^[2].

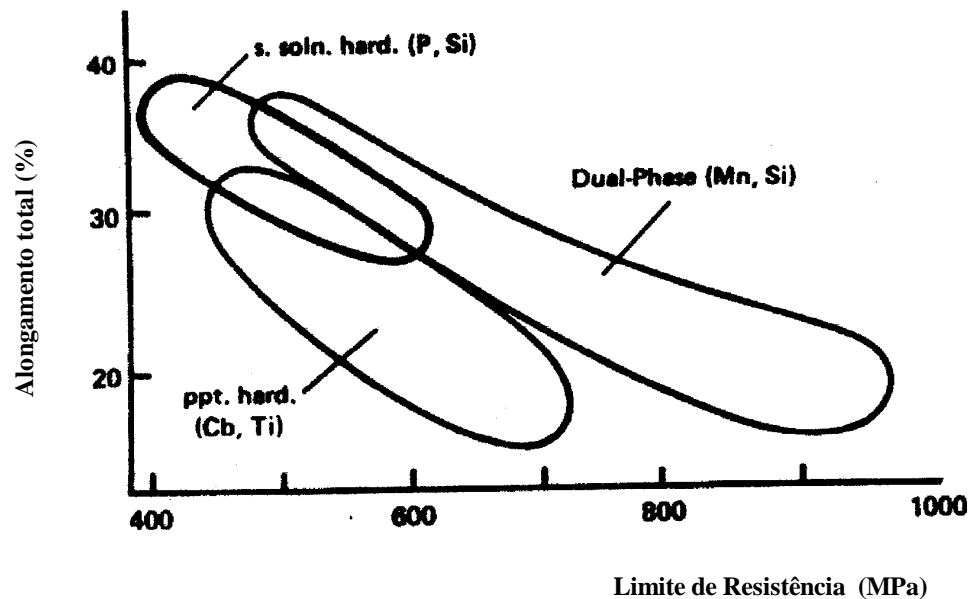


Figura IV.2 : Relação entre o Limite de Resistência e o Alongamento Total de vários aço ARBL^[2].

Propriedades mecânicas

Estes aços apresentam baixo limite de escoamento, com valores de 310 a 345 MPa, e limite de resistência da ordem de 690 MPa. Por apresentarem baixo limite de escoamento podem ser conformados como aços de baixa resistência. Contudo, as peças produzidas apresentam elevada resistência devido ao elevado coeficiente de encruamento. Além disso, apresentam alongamento total superior a qualquer outro aço ARBL de resistência similar^[2,4].

A figura IV.3 mostra o comportamento a tração de um aço bifásico em comparação com outros dois aços ARBL. Nota-se que o aço bifásico apresenta alongamento total por volta de 29%, o que é comparável com os aços ARBL de mais baixo limite de resistência. O grande problema encontrado no momento é que estes aços apresentam um súbito aumento do limite de escoamento. Este aumento implica em impor grandes forças para sua conformação. Mesmo com pequenas deformações este pode chegar a atingir até 550 MPa de limite de escoamento, e isto acontece devido à alta taxa de encruamento destes materiais^[2].

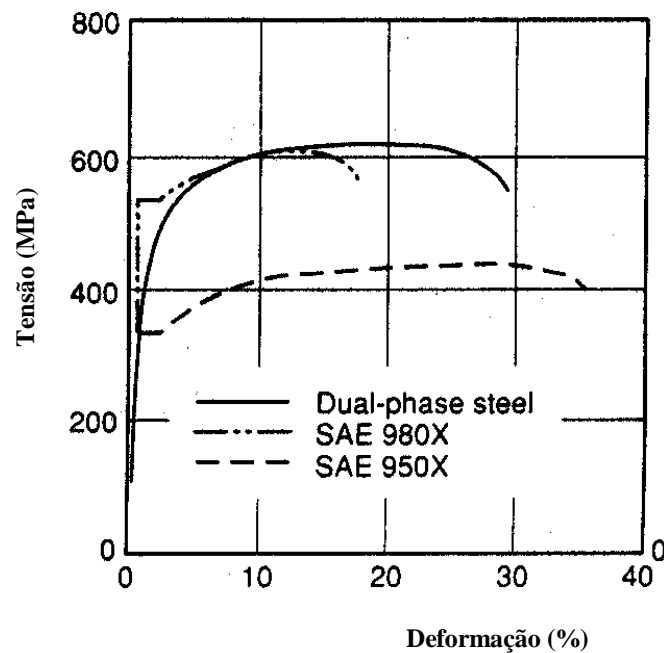
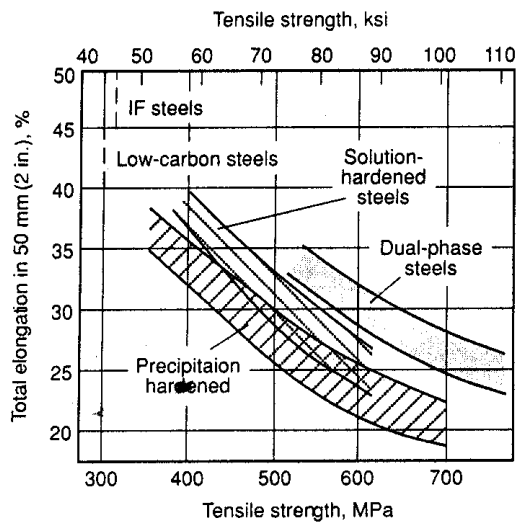


Figura IV.3 : Curvas de tensão-deformação de dois aços ARBL comuns comparados ao aço bifásico^[2].

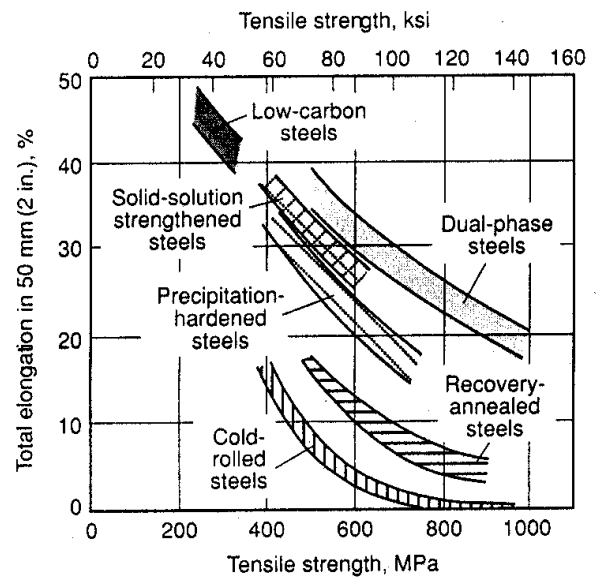
O fato dos aços bifásicos serem difíceis de trabalhar pode ser explicado pelos três estágios que marcam a sua deformação plástica. O primeiro estágio ocorre entre 0,1 e 0,5% de deformação, ocorre um rápido endurecimento devido à eliminação das tensões residuais causadas pela incompatibilidade plástica das duas fases, decorrentes da expansão volumétrica causada durante a transformação da austenita em martensita. O segundo estágio ocorre entre 0,5 e 4% de deformação, onde a taxa de encruamento da ferrita é reduzida a medida que esta encontra grãos de martensita que praticamente não deformam. Neste estágio pode ocorrer a transformação de austenita retida em martensita induzida por deformação. O terceiro estágio ocorre a partir de 4% de deformação, onde há a formação de estruturas celulares de discordâncias, e a deformação da ferrita é governada por fenômenos de recuperação dinâmica. O comportamento contínuo no escoamento dos aços bifásicos é bastante interessante para a conformação de peças, uma vez que elimina os efeitos indesejáveis de bandas de Lüders^[2,3].

A ductilidade elevada apresentada por estes aços está associada a alta plasticidade da ferrita. Isto ocorre, também pois as trincas na martensita e o desligamento das ilhas de martensita da matriz ferrítica ocorrem com tensões maiores que as encontradas nas estruturas que contém perlita^[2,3].

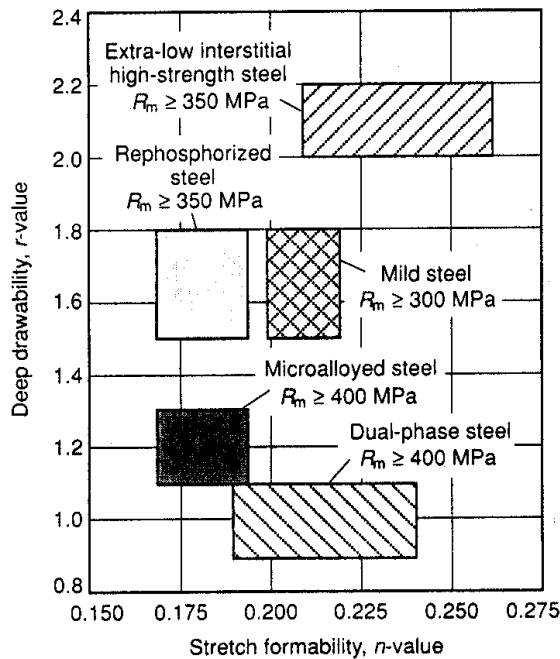
A figura IV.4 compara a ductilidade, o limite de resistência e a formabilidade dos aços bifásicos em relação aos outros ARBL.



(a)



(b)



(c)

Figura IV.4 : a) Limite de Resistência em função do alongamento de diferentes chapas de aços laminadas a quente. b) Relação entre o limite de resistência e alongamento de diferentes chapas de aço laminadas a frio. c) Propriedade de estampabilidade e formabilidade de diferentes aços^[3].

Tratamento térmico na zona intercrítica.

Os aços bifásicos podem ser obtidos através do tratamento térmico na zona intercrítica, ou com tratamentos contínuos, ou em caixa. No tratamento de forma contínua, o aço é aquecido em intervalos de 30 segundos até chegar na zona intercrítica; em caixa o procedimento é semelhante, a grande diferença é o fato de demorar um longo tempo (podendo levar 3 horas o aquecimento até a zona intercrítica). De modo geral o processo consiste em elevar a temperatura até a zona intercrítica (campo de estabilidade de ferrita e austenita no diagrama Fe-C) onde há a formação de grãos de austenita numa matriz ferrítica; o material deve ser resfriado rapidamente para ser possível obter martensita a partir de austenita, e esta taxa de resfriamento deve ser alta para inibir a formação de bainita e perlita^[1,2].

Formação de austenita durante o recozimento intercrítico

A formação de austenita durante o recozimento intercrítico pode ser dividida em algumas etapas. Primeiro acontece a nucleação instantânea da austenita em colônias de perlita ou na interface dos carbonetos, em seguida ocorre um rápido crescimento dos grãos de austenita enquanto ocorre uma dissolução da perlita e dos carbonetos presentes. A próxima etapa é a transformação de α em γ de forma controlada ou pela taxa de difusão de carbono na austenita em altas temperaturas (850°C), ou pela difusão de manganês em ferrita, mais importante em temperaturas mais baixas (750°C). Finalmente, ocorre um equilíbrio muito lento entre ferrita e austenita e a difusão de manganês da ferrita para austenita ocorre de forma controlada, em baixa temperatura e longo tempo^[1,2].

Transformação de austenita após o recozimento intercrítico

É semelhante a qualquer transformação de austenita, no entanto alguns fatores tomam este processo único. O primeiro fator é que o teor de carbono da austenita vai depender da temperatura do recozimento (figura IV.5), quanto maior a temperatura menor será o teor de carbono e conseqüentemente haverá formação de mais martensita. Em segundo, porque a γ pré-existente pode-se transformar em α . Finalmente, é importante dizer sobre a escolha correta da composição química, através de indicadores que mostrem a quantidade de austenita, que varia com a quantidade de carbono do aço e a temperatura intercrítica. É interessante notar que a quantidade de austenita formada será função da temperatura de

recozimento, a figura IV.6 mostra que neste trecho do diagrama Fe-C, pode-se calcular através da regra das alavancas a porcentagem de austenita formada^[1,2].

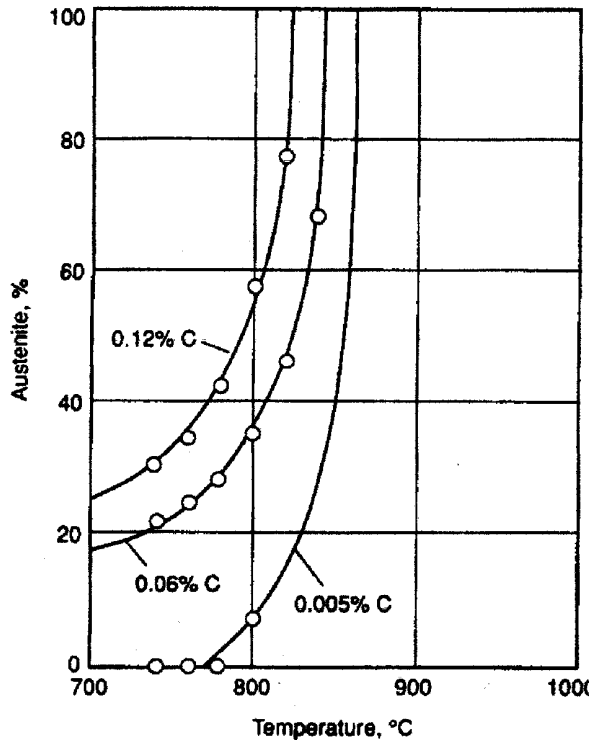


Figura IV.5 : Porcentagem de austenita formada em varias temperaturas para aço 1.5 Mn, com porcentagem de carbono variando de 0.005 a 0.12%^[3].

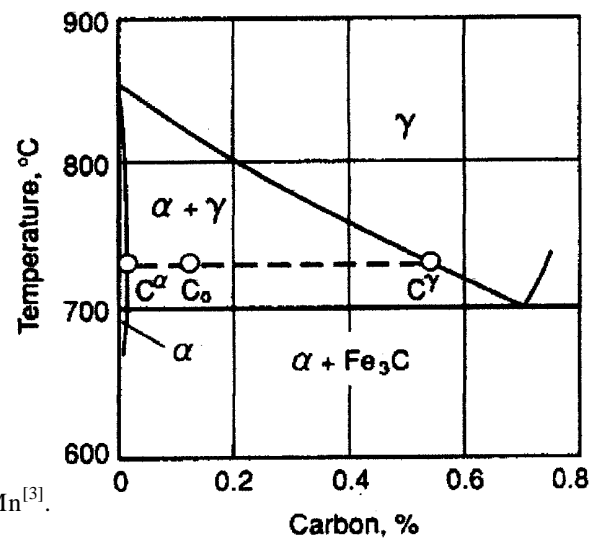


Figura IV.6 : Diagrama de paraequilíbrio de aço com 1.5 Mn^[3].

Mudanças na ferrita durante o recozimento

Ocorre basicamente pela recristalização da ferrita durante o tratamento térmico. Os grãos da fase ferrítica depois da recristalização são bloqueados pelas ilhas de austenita, impedindo assim seu crescimento. Pode se dizer que este efeito causa um aumento na ductilidade e resistência mecânica^[2,3].

V – Fadiga

Desde de 1838, sabe-se que um material sujeito a esforços cíclicos irá falhar a uma tensão mais baixa do que um material sujeito a cargas aplicadas uniaxialmente. Estas falhas recebem o nome de falhas de fadiga. O mecanismo de formação de falha de fadiga em metais inicia-se com a formação de bandas de escorregamento persistentes, causadas pela movimentação das discordâncias no reticulado. Estas movimentações levam a formação de intrusões, extrusões e protrusões ou locais para nucleação de trincas. Estas regiões, por terem grande deformação plástica, geram trincas que se propagam em cada ciclo de tensão, até a instabilidade determinada pela mecânica da fratura. As trincas aparecem de forma heterogênea no material, e a trinca que estiver perpendicular ao carregamento torna-se à dominante. Pode-se dizer que a falha de fadiga é um processo de deformação altamente localizada. No processo de falha por fadiga como movimentação de discordâncias e propagação de trinca, pode-se notar que quanto maior for a tensão máxima no ciclo ($\sigma_{\text{máx}}$), mais fácil é a nucleação da trinca e por consequência sua propagação^[5,6].

VI - Limite de Fadiga

Métodos de caracterização da vida em fadiga em termos de amplitude de tensão nominal foram obtidos nos experimentos realizados no trabalho de Wöhler (1860), desenvolvidos para ligas utilizadas em vias férreas, com corpos de prova sem entalhe.

Nos experimentos, a amplitude de tensão σ_a numa carga totalmente reversível é mostrada em função do número de ciclos até a falha (N_f) como uma linha sólida ilustrada na figura VI.1 de tensão- N_f (também conhecida como curva S-N). Abaixo do patamar de tensão alinhamento o material pode sofrer indefinidos ciclos de fadiga. Esta amplitude é conhecida como limite de fadiga (σ_e). O valor de σ_e é de 35% a 50% do limite de resistência (σ_{LR}) para a maioria do aços e ligas de cobre. No entanto, muitos aços de alta resistência, alumínio e outros materiais não apresentam limite de fadiga (linha tracejada da figura S-N); para estes materiais σ_a continua decrescendo com o aumento do número de ciclos. O limite de fadiga para estes casos é definido como a amplitude de tensão no qual o material pode suporta 10^7 ciclos de fadiga. A tabela VI.1 lista alguns deste materiais,

mostrando limite de fadiga (σ_e), limite de resistência (σ_{LR}) e limite de escoamento (σ_{LE}) para ligas de engenharia^[7].

Tabela VI.1 : Limite de Fadiga de algumas ligas utilizadas em engenharia^[7].

Material	Tratamento Térmico	S_{LR} (MPa)	S_{LE} (MPa)	S_e (MPa)
<i>ligas de Al^a</i>				
2024	T3	483	345	138
6061	T6	310	276	97
<i>aços^b</i>				
1015	Recozido	455	275	240
1015	60% encruado	710	605	350
1040	Recozido	670	405	345
4340	Recozido	745	475	340
4340	Temp. e Reven. (204°C)	1950	1340	480
4340	Temp. e Reven. (538°C)	1260	1170	670
HY 140	Temp. e Reven. (538°C)	1030	980	480

^a Limite de fadiga baseado em 5×10^8 ciclos. Fonte: *Aluminium Standards and Data*, The Aluminium Association New York, 1976.

^b Limite de fadiga baseado em 10^7 ciclos. Fonte: *Structural Handbook*, Mechanical Properties Data Center, Traverse City, Michigan, 1977.

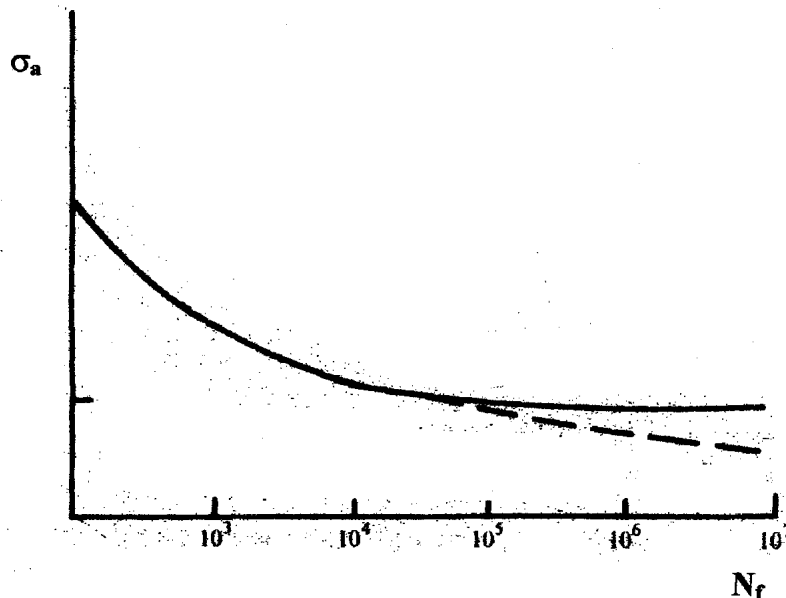


Figura VI.1 : Curva S-N mostrando a variação da amplitude de tensão para uma carga de fadiga totalmente reversível em corpos de prova sem entalhe, em função do número de ciclos até a ocorrência de falha para metais^[7].

Se a figura S-N fosse um gráfico na escala log-log, com a amplitude de tensão verdadeira em função do número de ciclos até a falha, a relação seria linear. A expressão resultante relaciona a amplitude de tensão, $\sigma_a = \Delta\sigma/2$, e mantido constante esta amplitude de tensão pode se obter o número de ciclos até a falha, N_f :

$$S\sigma/2 = S_a = S_f (2N_f)^b$$

Esta é equação de Basquin (1910), onde S_f é o coeficiente de resistência a fadiga (com uma boa aproximação, equivale ao limite real de ruptura no ensaio tração) e b é conhecido como expoente de resistência a fadiga ou expoente de Basquin, que para os metais varia de -0.05 até -0.12 . Estes são valores típicos para a maioria dos aços de engenharia^[7].

A curva S-N esquematizada na figura VI.2 mostra a vida em fadiga para um material livre de defeitos, mas a vida total depende do número de ciclos que foram necessários para iniciar a trinca mais o número de ciclos necessários para sua propagação. Este segundo estágio do processo envolvendo iniciação e propagação é mostrado na figura VI.2. A fração da vida em fadiga na qual ocorre a nucleação representa grande parte da vida, enquanto uma pequena parcela é gasta na propagação^[7].

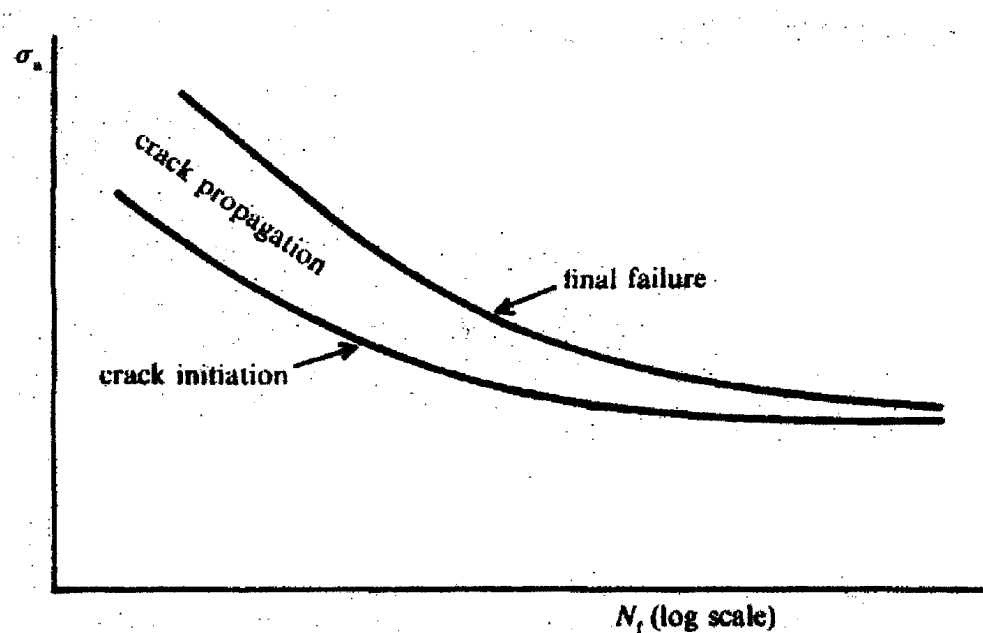


Figura VI.2: Vida total de fadiga para corpos de prova sementalha^[7].

VII - Efeito da Tensão Média na Vida em Fadiga

Até agora as descrições feitas sobre vida em fadiga referem-se a cargas aplicadas que são totalmente reversíveis, onde a tensão média de ciclos de fadiga σ_m é zero. Porém, a reversão de ciclos de tensão igual a zero não representa muitas aplicações. A tensão média tem grande influência nos ciclos de fadiga e no comportamento de vários materiais de engenharia. A figura VII.1 mostra esquematicamente ciclos de fadiga senoidal com tensão média diferente de zero. Neste caso, a faixa de tensão, a amplitude de tensão e tensão média, são definidas como:

$$DS = S_{\text{máx}} - S_{\text{min}} \quad \text{eq. VII.1}$$

$$S_a = (S_{\text{máx}} - S_{\text{min}}) / 2 \quad \text{eq. VII.2}$$

$$S_m = (S_{\text{máx}} + S_{\text{min}}) / 2 \quad \text{eq. VII.3}$$

A tensão média é caracterizada em termos da razão de tensões, $R = \sigma_{\text{min}}/\sigma_{\text{máx}}$. Se define, $R = -1$ para cargas totalmente reversíveis, $R = 0$ ocorre para tensão mínima nula de fadiga ($\sigma_{\text{min}} = 0$) e $R = 1$ para cargas estáticas^[7].

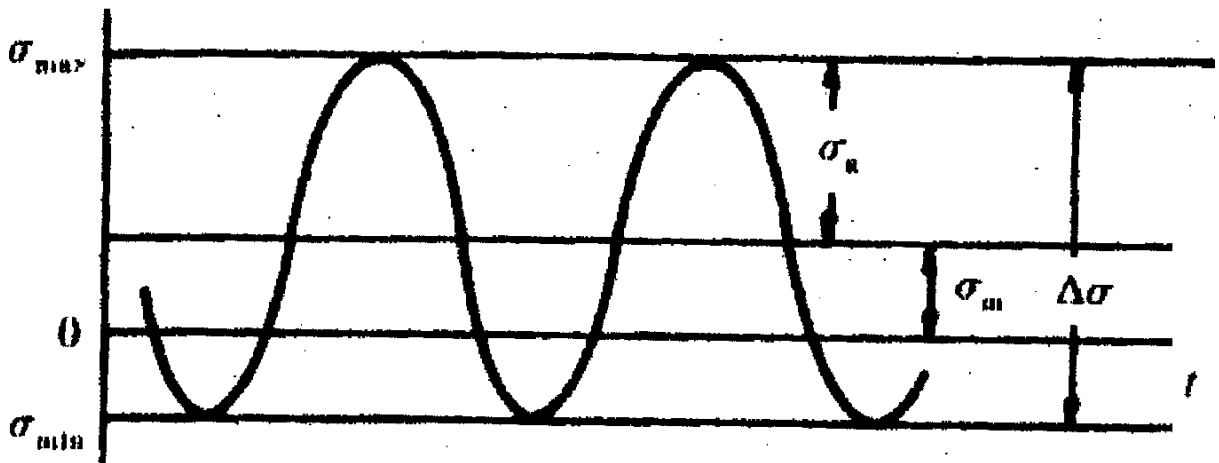


Figura VIII.1 : Variação de tensão em relação ao tempo t. Os ciclos aleatórios de tensão definem σ_a e σ_m ^[7].

Quando a amplitude de tensão de ensaio de fadiga uniaxial é traçada em função do número de ciclos até a fratura, a curva S-N é geralmente uma função da tensão média

aplicada. A figura VII.2 mostra uma típica curva S-N traçada para materiais metálicos em função de diferentes níveis de tensão média, σ_{m1} , σ_{m2} , σ_{m3} e σ_{m4} . Pode-se observar o decréscimo da vida em fadiga com o crescente valor de tensão média^[7].

Os efeitos da tensão média na fadiga podem ser representados em um diagrama de vida constante, mostrado na figura VII.3. As diferentes combinações de amplitude de tensão e tensão média transmite um traçado constante de vida em fadiga. As maiores parte destes modelos foram desenvolvidos por Gerber (1874), Goodman (1899) e Soderberg (1939). O traçado da vida está representada na figura VII.3 e são descritas pelas expressões:

$$\text{Relação de Soderberg : } S_a = S_a|_{S_m=0} \{1 - (S_m / S_y)\} \quad \text{eq. VII.4}$$

$$\text{Relação modificada de Goodman : } S_a = S_a|_{S_m=0} \{1 - (S_m / S_{TS})\} \quad \text{eq. VII.5}$$

$$\text{Relação de Soderberg : } S_a = S_a|_{S_m=0} \{1 - (S_m / S_{TS})^2\} \quad \text{eq. VII.6}$$

Onde σ_a é a amplitude de tensão denominada como resistência a fadiga para tensão média diferente de zero, $\sigma_a|_{\sigma_m=0}$ é a amplitude de tensão para cargas totalmente reversíveis ($\sigma_m = 0$ e $R = -1$), e σ_y e σ_{TS} são respectivamente o limite de escoamento e resistência do material^[7].

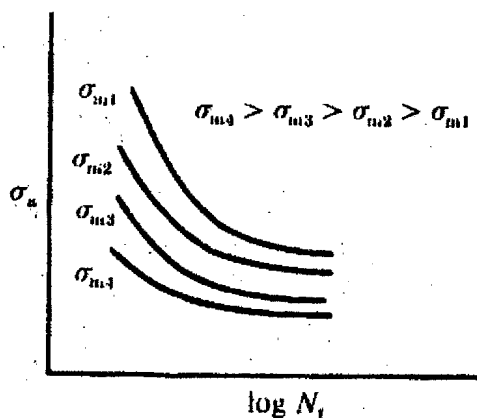


Figura VII.2 : Curva S-N para diferentes valores de tensão média^[7].

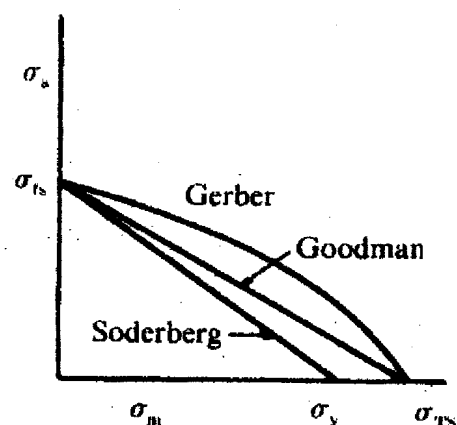


Figura VII.3 : Curva de vida constante para cargas de fadiga com tensão média diferentes de zero^[7].

Em geral, as seguintes observações podem ser feitas sobre os modelos de efeito da tensão média na vida em fadiga.

1) A equação eq. VII.4 apresenta uma estimativa conservadora da vida para a maioria das ligas de engenharia.

2) A equação eq. VII.5 assemelha-se às observações experimentais muito próximas para os metais frágeis, mas é conservadora para ligas dúcteis. Para tensões médias de compressão, seus resultados geralmente não são conservadores. Para evitar este problema, deve-se assumir que a tensão média de compressão fornece um efeito não benéfico sobre a vida em fadiga.

3) A equação eq. VII.6 geralmente é boa para ligas dúcteis com valores de tensão média tração. Ela não permite, no entanto, distinguir claramente em termos de vida em fadiga a diferença entre a tensão média de tração e compressão^[7].

Enquanto a relação de Basquin é válida para uma tensão média igual a zero, Morrow (1968), através de uma modificação na relação de Basquin e considerando o efeito da tensão média, gerou a equação:

$$S_a = (S_f - S_m)(2.N_f)^b \quad \text{eq.VII.7}$$

Onde N_f é o número de reversões de tensão até que ocorra uma falha por fadiga para uma σ_m igual a zero^[7].

VIII – Limite entre fadiga de alto e baixo ciclo

Coffin (1945) e Manson (1954), trabalhando independente com fadiga, caracterizaram que a vida em fadiga termina no campo da deformação plástica. Eles chegaram a uma relação de amplitude de deformação plástica e o número de ciclos até a fratura para os materiais metálicos:

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad \text{eq.VIII.1}$$

Onde ϵ'_f é o coeficiente de ductilidade à fadiga, c expoente de ductilidade. Estes valores são constantes do material. Em geral ϵ'_f é aproximadamente igual a ϵ_f , que é a deformação real na fratura em tensões monotônicas.

Sendo a deformação total ($\Delta \epsilon / 2$) de um material igual a soma das parcelas elástica ($\Delta \epsilon_e / 2$) e plástica ($\Delta \epsilon_p / 2$), então:

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \frac{\Delta \epsilon_e}{2} + \frac{\Delta \epsilon_p}{2} \quad \text{eq.VIII.2}$$

Com a relação de Coffin-Manson, pode-se fazer transformações convenientes na expressão que caracteriza a vida em fadiga, e para isso vamos usar a equação de Basquin.

$$\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{\Delta S}{2E} = \frac{S_a}{E} \quad \text{eq.VIII.3}$$

Usando a equação de Basquin, temos:

$$\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{S'_f}{E} (2N_f)^b \quad \text{eq.VIII.4}$$

Combinando a eq.VIII.2, com as equações eq.VIII.3 e eq.VIII.4, temos:

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \frac{S'_f}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad \text{eq.VIII.5}$$

O primeiro termo da equação rege as deformações elásticas e o segundo termo rege as deformações plásticas. Nota-se que ambos os termos estão em função de N_f , ou seja, existe um ponto de intersecção entre elas. Este ponto define o número total de ciclos até a ruptura para um valor de deformação plástica igual à elástica (N_t). Assim podemos definir fadiga de baixo ciclo quando o valor de número de ciclos para ruptura é menor que N_t , e fadiga de alto ciclo quando o valor de número de ciclos para ruptura é maior que N_t .

Para determinar este ponto deve-se igualar as equações eq.VIII.1 e eq.VIII.4, obtendo assim a eq.VIII.6^[7].

$$(2N_f)_t = \left(\frac{\epsilon'_f E}{s'_f} \right)^{1/(b-c)} \quad \text{eq.VIII.6}$$

A figura VII.1 mostra a transição da vida baixo e alto ciclo, onde o ponto que define esta transição é dado pela equação eq.VIII.6. Para maioria dos metais o valor de $2N_t$ fica em torno de 10^4 ciclos.

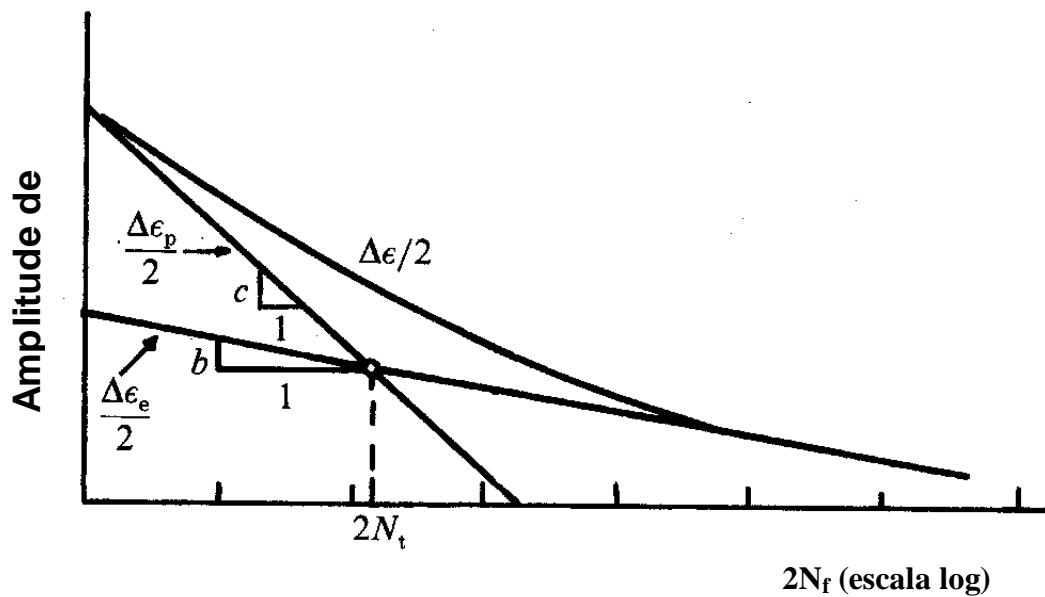


Figura VIII.1: amplitude de deformação total versus a curva de vida obtida pela soma das curvas do domínio plástico e elástico^[7].

Incorporando o efeito da tensão média na eq.VIII.5, temos a equação eq.VIII.7:

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{s'_f - s_m}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad \text{eq.VIII.7}$$

IX - Tratamento Superficial

O tratamento da superfície tem grande influência para o início da fadiga, já que a superfície (ou superfície livre) é um local comum para nucleação da trinca. O tratamento superficial pode ser feito através de: têmpera por chama direta, têmpera por indução, cementação, nitretação e shot-peening. Estes tratamentos elevam a resistência mecânica e à fadiga. Usinagem como retificação, polimento e fresamento causarão diferentes graus de rugosidade na superfície, e assim irão causar diferentes acúmulos de tensão que induzem a diferentes níveis de resistência a fadiga. Assim, para superfícies rugosas, com tensões residuais são realizados tratamentos superficiais que terão efeitos importantes na vida em fadiga do material. A tensão residual é geralmente provocada em um componente como consequência de tratamentos térmicos, químicos e mecânicos:

- A conformação mecânica que causa uma deformação plástica uniforme, pode ser usada para determinar uma distribuição de tensão residual de compressão favorável. Superfícies submetidas à *shot-peening* e roscagem por laminação são alguns exemplos. Tensões residuais danosas também podem ser determinadas por conformação mecânica, como por exemplo o desenvolvimento de tensões de tração devido ao encruamento.

- Mudanças no volume local associado com precipitação, reações químicas, ou transformação de fases induzidas por tensão residual no componente, que ocorrem normalmente na cementação e nitretação, produzem tensão de compressão na região da difusão.

- Cada técnica de fabricação como retificação, fresamento, polimento, laminação e soldagem produzem uma característica própria de tensão residual no material.

- Mesmo na ausência de mudanças de fase, expansão térmica não uniforme ou contração produzirão tensões residuais. Encontra-se o desenvolvimento de tensão térmica residual no processo envolvendo têmpera rápida ou fadiga térmica.

Tensão residual originária da fabricação ou superfície e tratamentos térmicos, quando sobreposta com a aplicação de cargas de fadiga, modificam a tensão média do ciclo de fadiga e portanto a vida em fadiga. Em geral, a tensão residual afeta o comportamento de fadiga dos materiais de mesma maneira que a tensão mecânica estática sobreposta a amplitude de tensão cíclica. Então, a tensão residual é favorável se de compressão e prejudicial se de tração, e isto é mais evidente em materiais de alta resistência. O efeito benéfico da tensão residual introduzido por tratamentos térmicos superficiais toma-se

menos significativo para altas aplicações de tensão (nas baixas vidas em fadiga) porque a alta amplitude de tensão pulsante relaxa a tensão residual, particularmente em materiais frágeis^[7].

Shot-peening é utilizado para melhorar a vida em fadiga de muitas estruturas de engenharia. No processo de *shot-peening* uma grande quantidade de pequenas e duras esferas (tipicamente de 0.1 até 1 mm de diâmetro) são atiradas na superfície em que será feito o tratamento. Dependendo do diâmetro das esferas, da velocidade e da duração do processo a máxima tensão de compressão gerada por esta deformação plástica localizada na superfície pode atingir metade do limite de escoamento do material. A zona de tensão residual de compressão tem a medida de espessura de um quarto a metade do diâmetro da esfera usada. Como a camada da superfície tratada por *shot-peening* tem uma tensão média de compressão, isto causará um aumento significativo na vida total em fadiga do material pela redução do efeito danoso da porção de tensão de cargas totalmente reversível. A figura IX.1 mostra um exemplo dos efeitos benéficos do tratamento de *shot-peening* no limite de fadiga dos aços com diferentes tratamentos superficiais^[7].

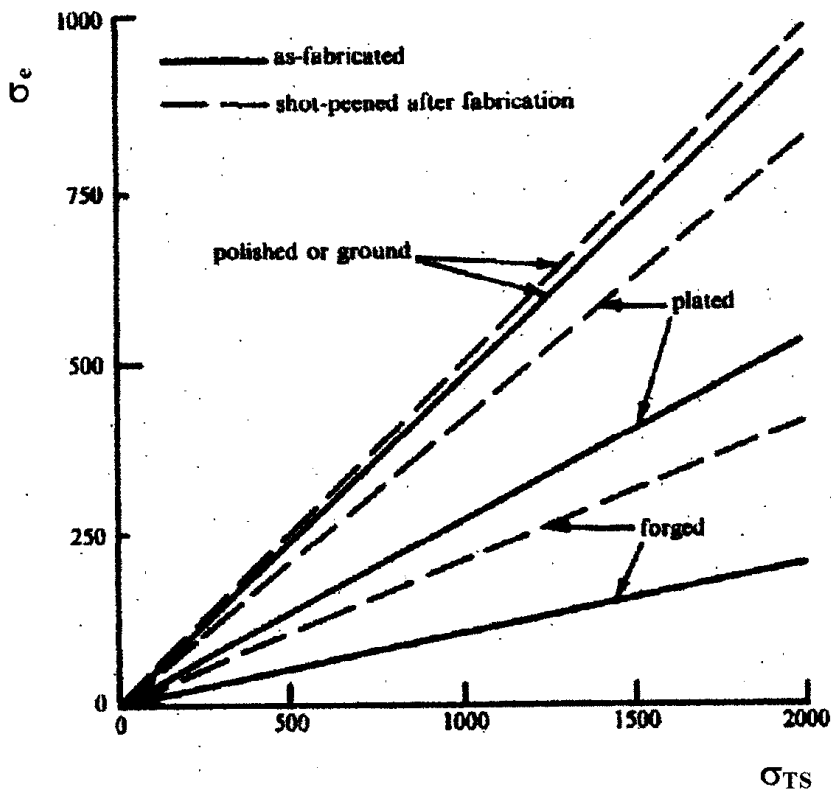


Figura IX.1 : Efeito benéfico do shot-peening na vida em fadiga de aços de diferentes níveis de resistência. O limite de fadiga σ_e (definido em $2 \cdot 10^6$ ciclos de tensão) é descrito em função do limite de resistência^[7].

X - Dano Acumulado

Os princípios da caracterização da vida em fadiga baseada na tensão são relevantes para amplitudes de cargas constantes. Na realidade, os componentes de engenharia estão sujeitos a variações nos ciclos de amplitude de tensão, tensões médias e frequências de carregamento. Um simples critério para prever a extensão do dano de fadiga induzido por um grupo de ciclos com amplitude de tensão cíclica constantes, na sequência um grupo com amplitudes de tensões diferentes, é a regra do dano acumulado de Palmgren-Miner. Implícita nesta regra de dano linear assume-se que:

- O número de ciclos de tensão imposto ao componente expressa a porcentagem do número total de ciclos de tensão de uma mesma amplitude necessária para causar a falha, dando a fração do dano.
- A ordem na qual os blocos de tensão de diferentes amplitudes são impostos não afeta a vida em fadiga.
- Falhas ocorrem quando a soma linear dos danos de cada nível atinge um valor crítico.

Se n_i é o número de ciclos correspondente a um número i de blocos de amplitude constante σ_{ai} e tensão média constante σ_{mi} numa sequência de grupos, e se N_{fi} é o número de ciclos para que ocorra a falha com uma tensão σ_{ai} , então a regra do dano acumulado determina que a falha irá ocorrer quando:

$$\sum_{i=1}^m n_i / N_{fi} = 1$$

Porém, este resultado não deverá ser o correto pois a regra do dano acumulado de Palmgren-Miner não leva em conta os efeitos da sequência de cargas. Considerando uma amostra na qual foi sujeita a n_1 e n_2 ciclos de diferentes amplitudes de ciclos de tensão, σ_{a1} e σ_{a2} , respectivamente. A figura X.1 mostra, $\sigma_{a1} > \sigma_{a2}$. Mostra também a vida em fadiga (número de ciclos para que ocorra a falha) para σ_{a1} e σ_{a2} ^[7].

Caso 1: Primeiro considerando a sequência de carga como σ_{a2} aplicada depois σ_{a1} . A extensão do dano induz que abaixando o nível de tensão pode-se mudar a previsão feita através n_2/N_{f2} , se aplicação anterior nuclear a trinca ou teve uma significativa contribuição no número de ciclos necessário para a nucleação desta. Consequentemente, pode-se

observar que neste caso $\sum n_i / N_{fi} < 1$. Neste caso, o dano pode ser retardado se σ_{a2} estiver abaixo do limite de resistência^[7].

Caso 2: Agora considera-se a situação inversa de aplicação de carga. Aplica-se no material a carga σ_{a2} antes da carga σ_{a1} , isto causa uma diminuição da vida em fadiga do material. Como se sabe que quanto maior for a carga aplicada no ciclo, maior é a contribuição no número de ciclos, para nucleação da trinca. Pode-se dizer que neste caso os ciclos anteriores com menor carga, tem pequena contribuição nos ciclos posteriores de maior carga, que produzem maior movimentação das discordâncias. Este fenômeno é conhecido como “*coaxing*”. Neste caso $\sum n_i / N_{fi} > 1$ ^[7].

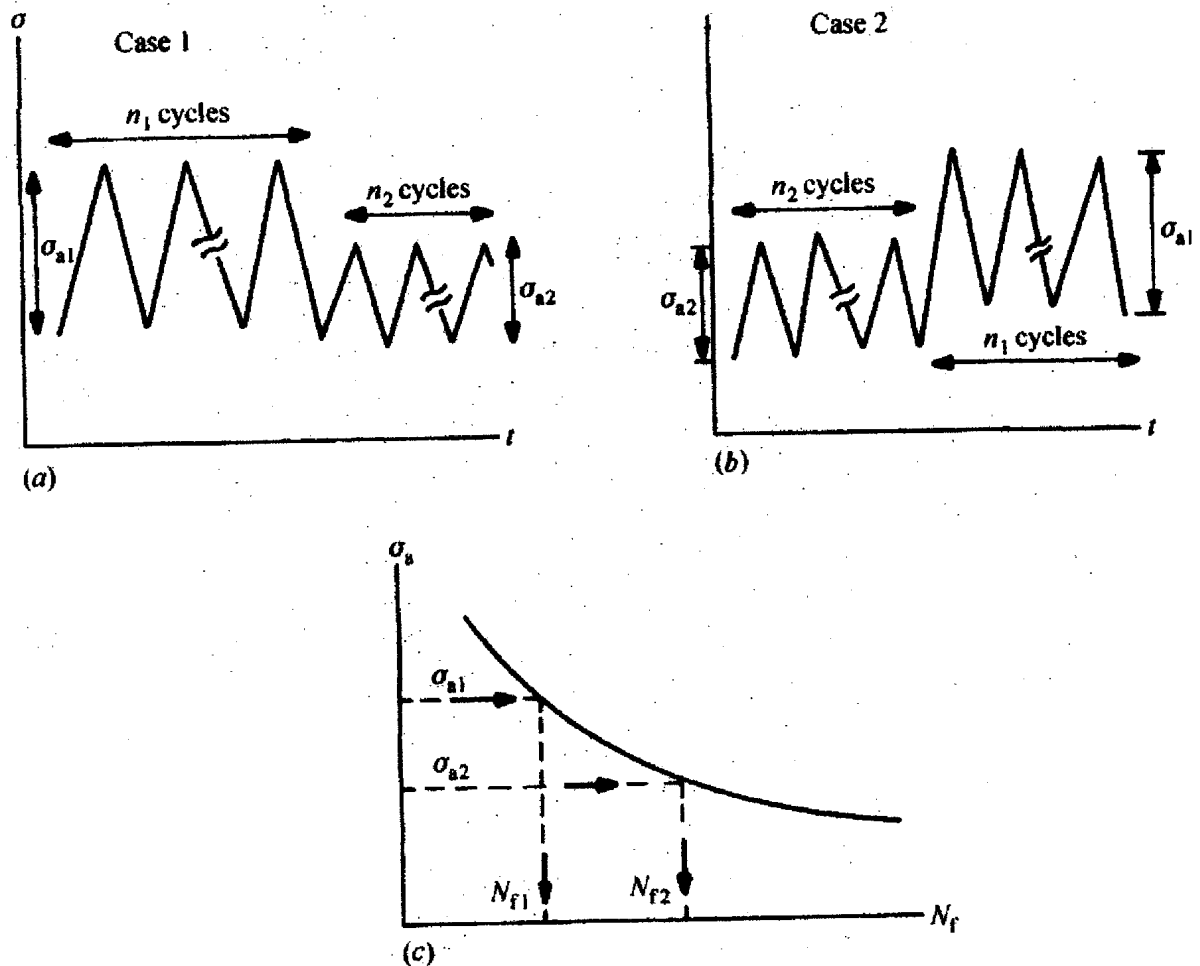


Figura X.1 : (a) caso 1 e (b) caso 2. (c) Vida parcial gasta estimada pela regra de Palmgren-Miner^[7].

XI – Nucleação da Trinca

As trincas têm início em regiões de alta concentração de tensão ou regiões de baixa resistência local. Essas regiões com concentração de tensão devem-se a defeitos superficiais, pequenas trincas de usinagem, mau acabamento superficial, cantos vivos ou entalhes, que são problemas de projetos não qualificados. Estes correspondem aos principais fatores para a nucleação de trincas na produção de componentes. Inclusões, contornos de grão, porosidade acentuada, defeitos de solidificação, e pontos de corrosão também representam elementos potenciais para nucleação de trincas. Mas para regiões livres de defeitos, as trincas podem ser nucleadas por deformações localizadas devido a movimentação cíclica de discordâncias. Essas deformações localizadas geram intrusões e extrusões na superfície do material solicitado ciclicamente. Uma vez formado esses defeitos no material, este vai se comportar de forma diferente de forma a concentra localizadamente as tensões. Assim inúmeras trincas se formam, porém a trinca dominante vai estar preferencialmente orientada na direção perpendicular ao carregamento^[8].

A figura XI.1 mostra o início de trincas de fadiga decorrentes de problemas de usinagem, enquanto a figura XI.2 mostra o início de trincas devido a porosidade.

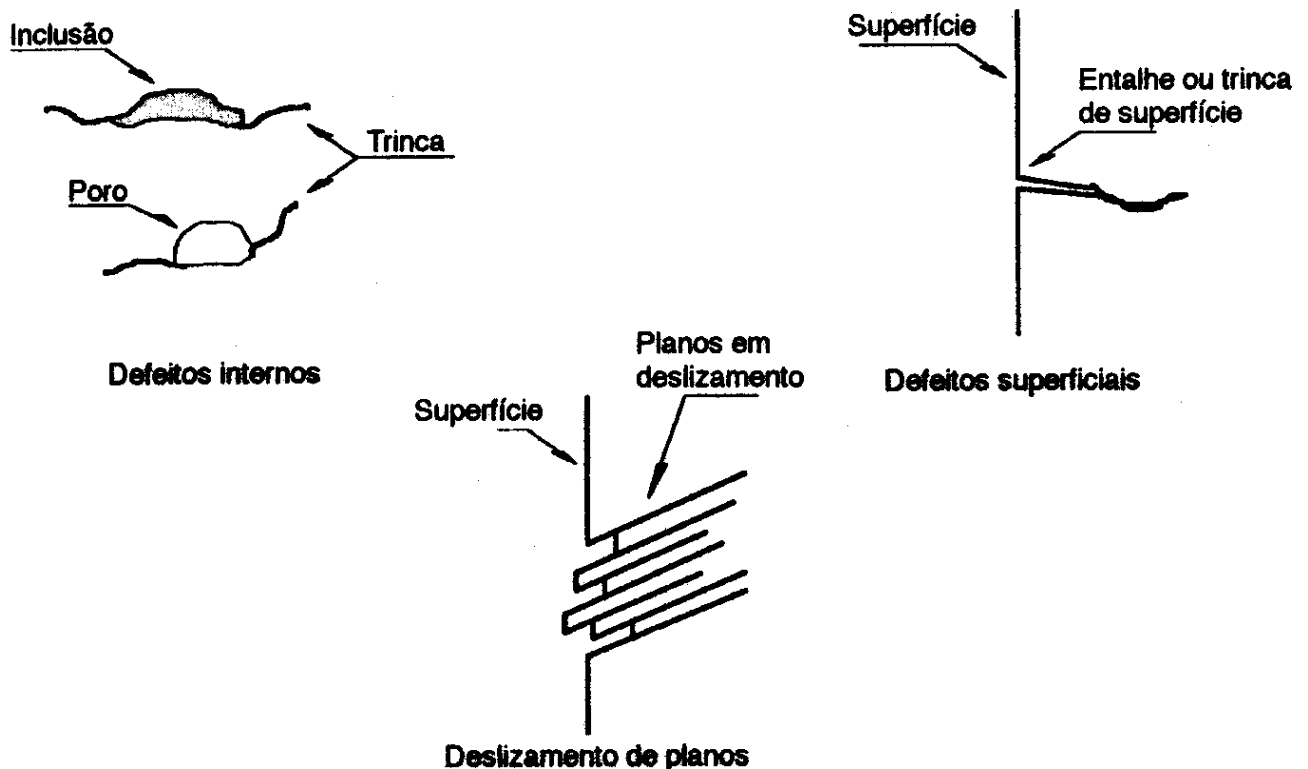


Figura XI.1 : Nucleação de trincas em componentes sujeitos a esforços cíclicos^[8].

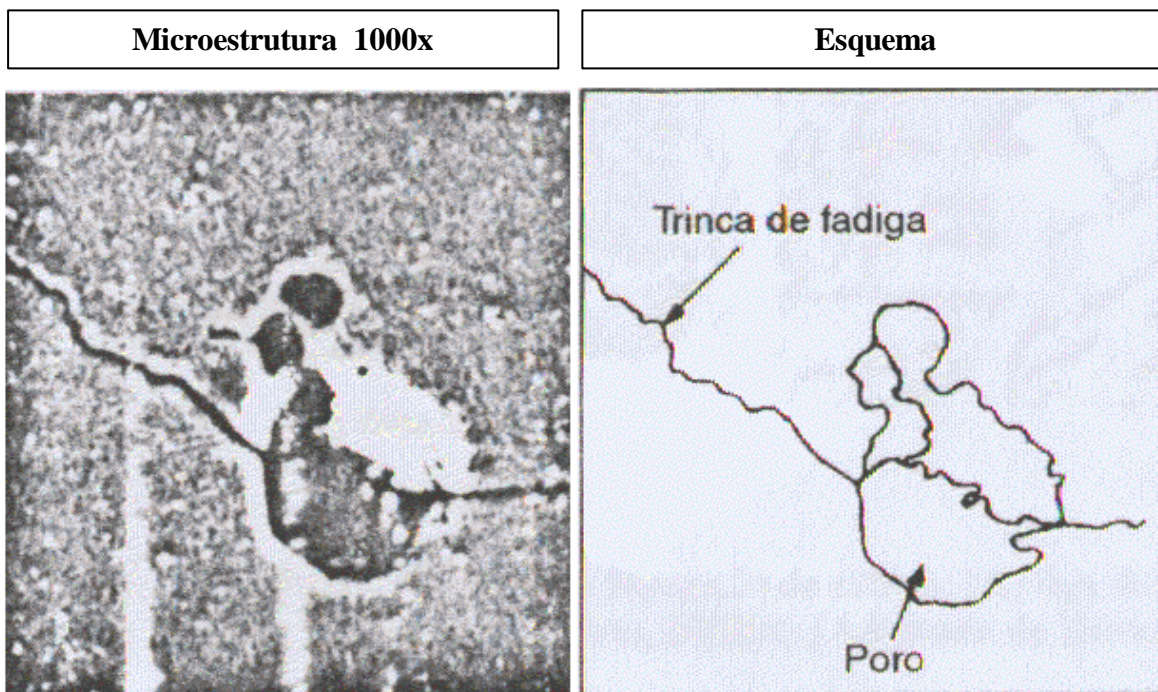


Figura XI.2 : Início de trinca de fadiga em um poro^[8].

XII – Propagação cíclica da trinca

Devido à concentração local de tensão causadas pelas imperfeições internas do componente, ocorre uma deformação plástica cíclica causada pela movimentação das discordâncias. Estas movimentação se dá pela ação de uma tensão cíclica, o mesmo com tensão nominal abaixo do limite elástico. Como consequência direta, ocorre uma deformação localizada, favorecendo o crescimento de uma pequena trinca. Na figura XII.1 pode-se visualizar o processo de crescimento de uma trinca sujeita a fadiga. Pode-se observar que a concentração de tensão na ponta da trinca favorece o deslizamento de planos em 45° com o plano da trinca, este fenômeno pode ser observado nas figuras XII.1A, XII.1B e XII.1C. Em resposta à deformação plástica localizada, a ponta da trinca torna-se curva com a aplicação das tensões, como pode ser visto na figura XII.1D. Na recuperação da tensão, a ponta é comprimida, formando novamente uma ponta aguda. Deste modo o processo volta a se repetir em cada ciclo de tensão, com um avanço relativo do comprimento da trinca de Δa a cada novo ciclo. Como pode-se observar a trinca de fadiga avança de maneira cíclica a cada novo ciclo de tensão, esse avanço deixa na superfície da fratura marcas características que pode ser observadas na figura XII.2. Essas marcas registram a macroestrutura da superfície de fratura, e essas marcas macroscópicas recebem o nome de marcas de praia, as marcas apresentam-se curvadas em relação a origem da falha, permitindo desta forma, investigações que conduzem à compreensão do início do processo de fratura^[8,9].

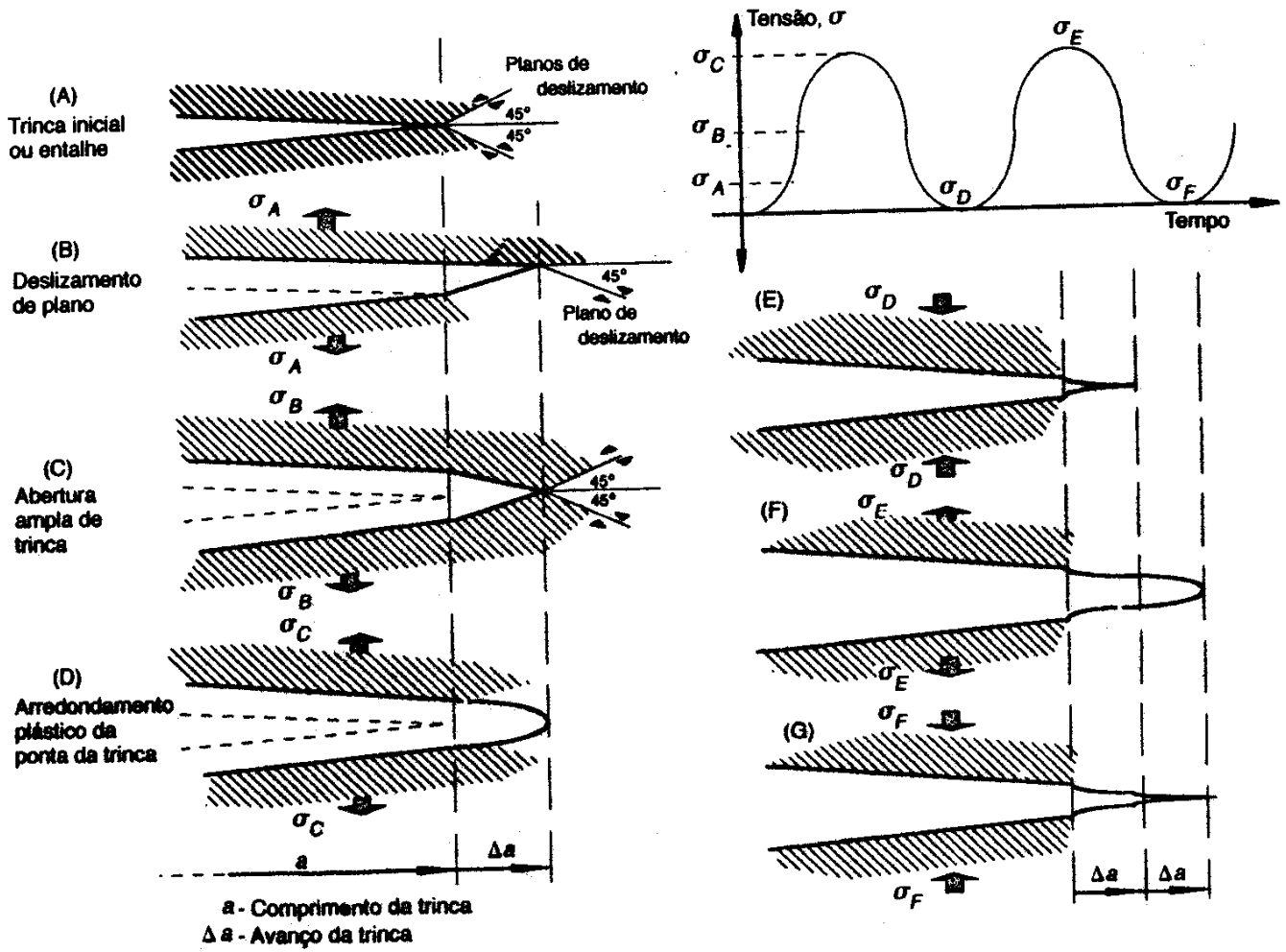


Figura XII.1 : Processo de avanço da trinca por fadiga^[8].

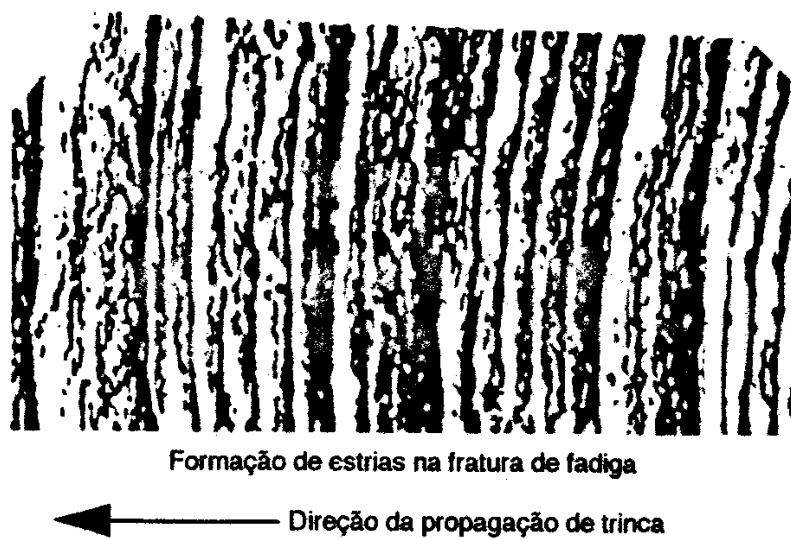


Figura XII.2 : Esboço da formação de estrias na propagação de trinca em fadiga^[8].

XIII– Materiais e Métodos

XIII.1 – Materiais

O material em estudo é um aço ARBL bifásico com composição química descrita na tabela XI.1. Os corpos de prova foram retirados de chapas orientadas paralelamente ao sentido de laminação delas. A microestrutura pode ser observada na figura XIII.1.

Tabela XIII.1: composição química do aço ARBL bifásico.

% massa					
C	Si	Mn	Al	P	S
0.11	0.30	1.11	0.038	0.017	0.014

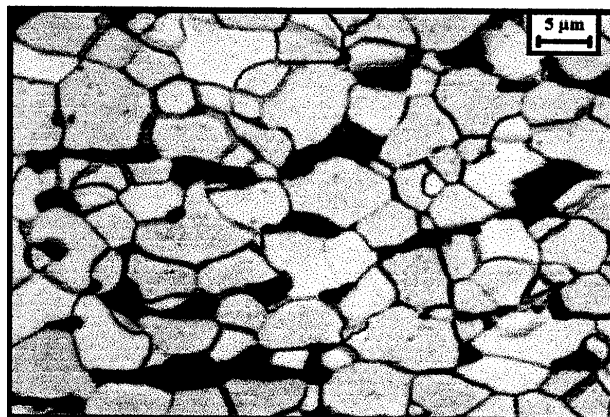


Figura XIII.1 Microestrutura do material em estudo.

XIII.2 – Métodos

Foram realizados ensaios de tração com a finalidade de determinar o limite de escoamento, limite de resistência, limite real de ruptura e alongamento total em 50mm. Após o levantamento destes dados, foram realizados ensaios de solitação cíclicas em corpos-de-prova de tração, com intenção de determinar a vida em fadiga do material. Os ensaios foram realizados em equipamento MTS servo-controlado de 250 kN de capacidade máxima.

Os ensaios foram realizados com amplitudes de tensões (σ_a) e tensão média variando entre 247 MPa e 297 MPa. Vários ensaios foram realizados mantendo-se a tensão média igual 297 MPa, para determinação do valor de b (expoente de Basquin) e o coeficiente de resistência do material.

XIV– Resultados e Discussão

Os resultados do ensaio de tração, que caracterizam o material encontram-se na tabela XIV.1. Os ensaios de fadiga com a tensão média controlada geraram o gráfico XIV.1. Nota-se que o gráfico XIV.1 teve um comportamento linear, na escala logarítmica.

Tabela XIV.1: Propriedades mecânicas do aço bifásico.

limite de escoamento (σ_{LE})	438 MPa
limite de resistência (σ_{LR})	675 MPa
tensão real de ruptura	1258 MPa
alongamento total em 50 mm (A_T^{50})	27%

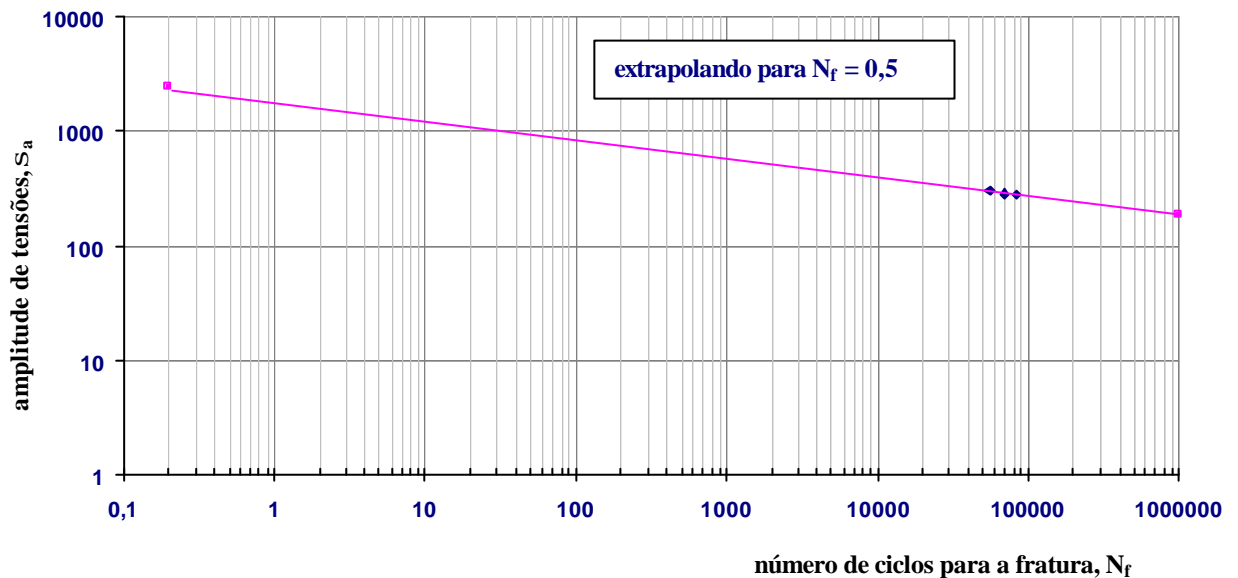


Gráfico XIV.1: Relação entre amplitude de tensão e número de ciclos até a fratura do aço bifásico em ensaios cíclicos onde a tensão média aplicada no ciclo manteve-se em 297 MPa.

Com a extrapolação dos dados no gráfico, podemos encontrar o valor de σ_f' do aço em estudo. Para isto devemos extrapolar o número de ciclos do gráfico até N_f ser igual a 0,5, desta forma a equação de Basquin-Morrow se resume a:

$$S_a = (S_f - S_m) \tag{eq. XIV.1}$$

Com o valor da extrapolação feita do gráfico XIV.1, tem-se o valor de σ_f igual a 2380 MPa. Ainda pode-se obter do gráfico XIV.1 o valor do expoente de Basquin b, igual

a $-0,168$. Assim a equação de Basquin-Morrow, que relaciona o número de ciclos para fratura com a amplitude de tensão é:

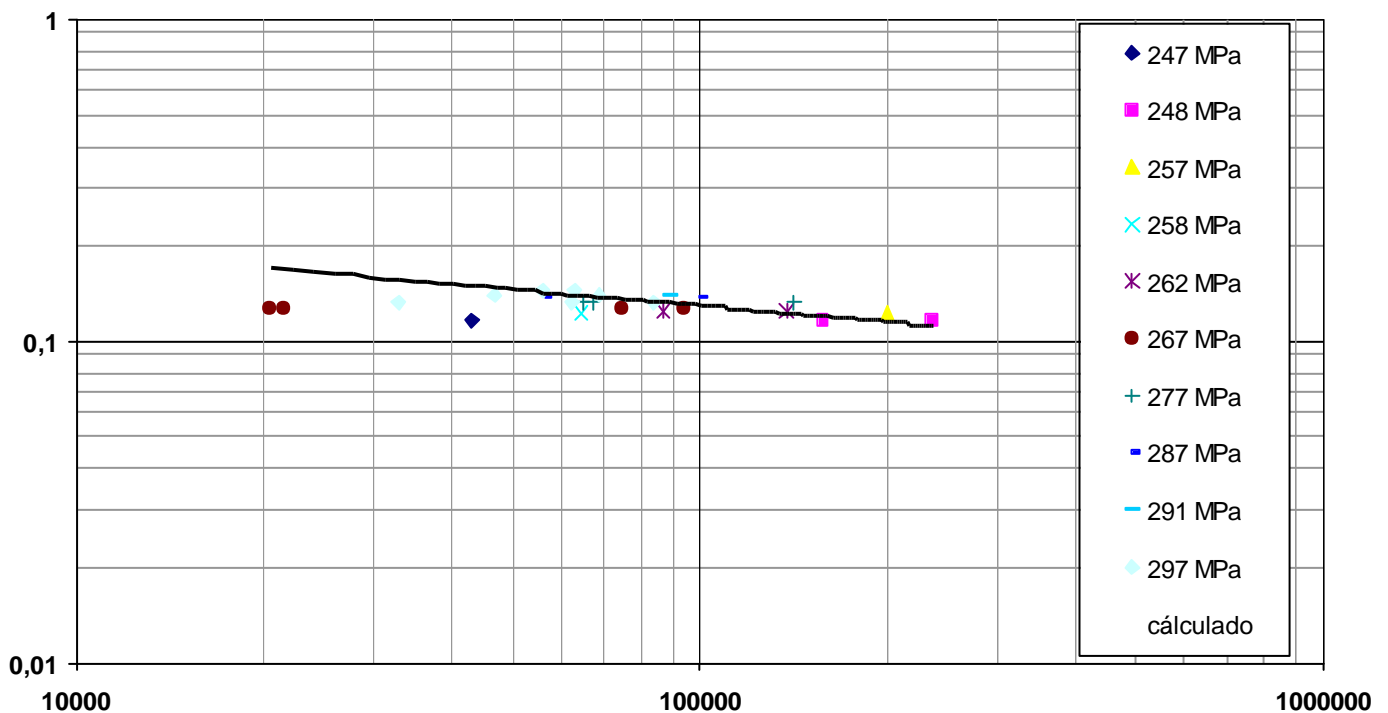
$$\sigma_a = (2380 - \sigma_m) * (2 * N_f)^{-0,168} \quad \text{eq.XIV.2}$$

No entanto, para visualizar todos os dados, foi necessário fazer uma adaptação da equação XIV.2, de forma a produzir a seguinte equação:

$$\frac{S_a}{(2380 - S_m)} = (2 * N_f)^{-0,168} \quad \text{eq.XIV.3}$$

E assim pode-se construir o gráfico XIV.2, onde é possível visualizar a dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga. Não se pode associar a dispersão dos resultados dos ensaios com as diferentes tensões médias, já que as dispersões não ocorrem exclusivamente muna de amplitude de tensões, ou tensão média específica. Assim pode-se afirmar que a eq.XIV.2 caracteriza a vida em fadiga do material em estudo.

Gráfico XIV.2 : Relação entre amplitude de tensões e número de ciclos até a fratura, com valores de tensão média entre 247 MPa e 297 MPa.



Pode-se concluir que os resultados do gráfico XIV.2 apresentam uma dispersão significativa. Esta dispersão pode ter ocorrido pelo fato da usinagem dos corpos-de-prova estar ruim, apresentando assim um mau acabamento (figura XIV.1), e também os raios estavam deslocados (figura XIV.2), o que pode ter provocado concentração de tensão, como pode ser observado na fratura da figura XIV.3.



Figura XIV.1 : Problemas no acabamento do corpo de prova.

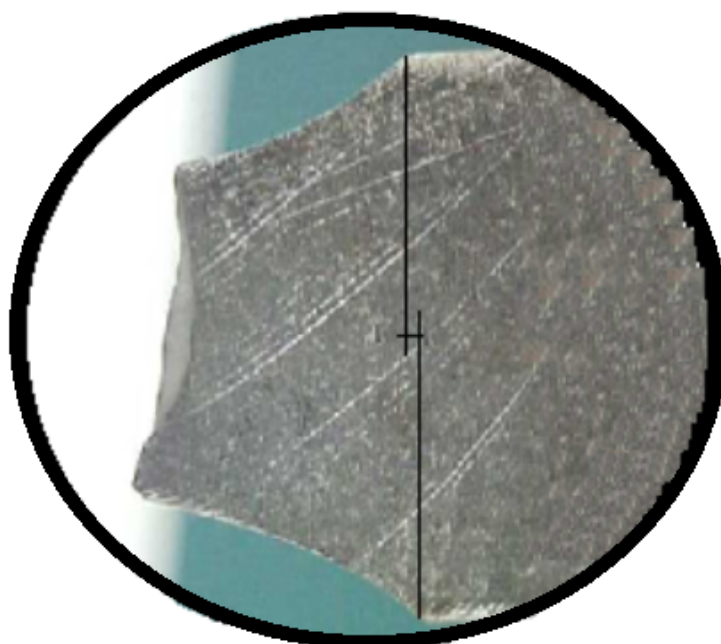


Figura XIV.2 : Raios de concordância deslocados.



Figura XIV.3 : Corpo de prova fraturado

XV - Conclusões

1) Pode-se também concluir que a vida em fadiga do aço ARBL ferrita-martensita em estudo pode ser definida, entre as tensões médias de 247 e 297 MPa, pela equação:

$$S_a = (2380 - S_m) \cdot (2 \cdot N_f)^{-0.168}$$

2) A usinagem deficiente dos corpos-de-prova pode ser uma das principais causas da dispersão de resultados observada.

XIV – Bibliografia

- 1) **SPEICH, G. R.** Dual-phase steels ASM, 1990. v. 1: Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys p. 424-9.
- 2) **SPEICH, G. R.** Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels : Fundamentals of Dual-Phase Steels p. 3-46.
- 3) ***High-strength structural and high-strength low-alloy steels.*** : ASM, 1990. v. 1: Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys p. 293-313.
- 4) **DAVIES R. G.** On the ductility of dual phase steels. : Formable HSLA and Dual-Phase Steels p. 25-7.
- 5) **HERTZBERG R. W.** Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials cap. 12.
- 6) **DOWLING R.W.** Mechanical Metallurgy. Prentice Hall : NJ 1999 cap. 9.
- 7) **SURESH, S.** Fatigue of Materials : Second Edition
- 8) **GARCIA A., SPIM J. A., SANTOS C. A.** Ensaios dos Materiais : cap. 8.
- 9) **CALLISTER W. D. JR** Materials Science and Engineering an Introduction. 4^o edição cap. 8.

Agradecimentos

A Fundação de Ciências Aplicadas, pelo patrocínio do projeto e concessão de bolsas de iniciação científica.

Aos técnicos do LabMat/FEI, Antonio M. Miron, Hamilton O. Silva, Marcos O. Gentil e Romildo de Freitas, pelo apoio nas atividades experimentais realizados.

Aos alunos de iniciação científica, Aline Szabo Ponce, Maurício de Carvalho Silva, Fernando Dotta e Ronnie Mikio Shibata.