

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá

1991



ESTUDO SOBRE A INFLUÊNCIA DA IDENTIFICAÇÃO
ELETROLÍTICA NO COMPORTAMENTO EM FADIGA
DE UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

LUIZ FÁBIO DOS SANTOS VIEIRA

1110000204



ESTUDO SOBRE A INFLUÊNCIA DA IDENTIFICAÇÃO ELETROLÍTICA NO COMPORTAMENTO
EM FADIGA DE UM AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

LUIZ FÁBIO DOS SANTOS VIEIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE "MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO EM
PROJETOS E MATERIAIS E, APROVADA EM SUA FORMA
FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD

Prof. Dr. TAMOTSU HIRATA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD

Prof. Dr. ODMAR SIMÕES PIRES

Prof. Dr. REZENDE GOMES DOS SANTOS

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ - FACULDADE DE ENGENHARIA
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS E TECNOLOGIA

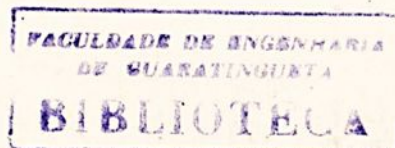
ESTUDO SOBRE A INFLUÊNCIA DA IDENTIFICAÇÃO ELETROLÍTICA
NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM AÇO DE
ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

Autor: LUIZ FÁBIO DOS SANTOS VIEIRA
Orientador: HERMAN JACOBUS CÔRNELIS VOORWALD

T620.178.3(043)
V658e

Dissertação apresentada ao Conselho de
Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica, área de concentração em Pro-
jetos e Materiais, Câmpus de Guaratin-
guetá, como requisito parcial à obten-
ção do título de Mestre em Engenharia
Mecânica.

CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO



204
00204



ACORDAMENTO

Eu, João de Deus, filho de João de Deus, nascido em 1911, no

Estado de São Paulo, Município de São Paulo, Distrito de São Paulo,

Estado de São Paulo, Município de São Paulo, Distrito de São Paulo,

Estado de São Paulo, Município de São Paulo, Distrito de São Paulo,

Estado de São Paulo, Município de São Paulo, Distrito de São Paulo,

Estado de São Paulo, Município de São Paulo, Distrito de São Paulo,

Estado de São Paulo, Município de São Paulo, Distrito de São Paulo,

Estado de São Paulo, Município de São Paulo, Distrito de São Paulo,

À minha esposa Ana Paula
e filho Luis Henrique.



AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald pela orientação e incentivo durante a elaboração deste estudo.

- Aos Engenheiros Wilson Yoshihiro Takao e Breno Sávio Mattesco Sodero Horta pelo apoio e oportunidade oferecida as quais possibilitaram a realização deste estudo e de todo o Mestrado.

- A todos que, durante o transcorrer deste período, contribuíram direta ou indiretamente para sua realização.



RESUMO

Neste estudo é avaliado o efeito da identificação eletrolítica na vida em fadiga do aço de alta resistência mecânica 35NCD16 utilizando-se do ensaio de flexão rotativa.

O diagrama de Woehler (curva S_xN) foi levantada para corpos de prova no sentido longitudinal para três níveis de solicitações (alta, média e baixa) sendo os resultados comparados com as curvas de fadiga de corpos de prova submetidos a deformação a frio (impressão de dureza) e corpos de prova lisos sem concentradores de tensões em sua superfície.

As superfícies de fratura foram analisadas para determinar os micromecanismos da origem da frente de propagação de trincas, pois este processo de identificação é feito através de técnica eletroquímica, sendo que pode ocorrer o fenômeno da fragilização por hidrogênio, o que impossibilitaria sua utilização em aços de alta resistência mecânica.



ABSTRACT

The present study determines the effects of electrochemical etch (electrolytic marking) on the fatigue strength of a 35NCD16 high strength steel using the rotating fatigue test.

A Wohler conventional S-N curve has been obtained for longitudinal specimens of three stress levels (high, medium, low) being the results compared with the fatigue curve of cold work specimens (hardness impression) and smooth specimens (unetched specimens).

The crack surfaces have been analysed in order to determine the metallurgical micromechanisms of fatigue crack initiation, as this marking process is made through electrochemical etch which may cause the hydrogen embrittlement phenomenon, which renders impossible its use in high strength steels.



ÍNDICE

Pág.

I. INTRODUÇÃO	1
I.1. Materiais para trem de pouso de aeronaves.	1
I.2. Fadiga	2
I.2.1. Fatores que afetam a resistência à fadiga	2
I.2.2. Fatores fundamentais para aumentar a vida em fadiga	4
I.2.3. Ensaio de fadiga	5
I.3. Inclusões não metálicas em aços de alta resistência mecânica	8
I.4. Fenômeno da fragilização por hidrogênio ..	13
I.4.1. Nucleação e propagação da trinca...	13
I.5. Identificação através do processo eletrolítico	17
II. OBJETIVO	19
III. MATERIAIS E MÉTODOS - DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL	20
III.1. Materiais e métodos	20
III.1.1. Material	20
III.1.2. Corpos de prova	24
III.1.3. Aplicação	27
III.2. Desenvolvimento Experimental	28
IV. RESULTADOS	31
IV.1. Ensaio de flexão rotativa	31
IV.2. Análise das superfícies de fratura	37

	Pág.
V. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	60
VI. CONCLUSÕES	64
VII. SUGESTÕES	65
BIBLIOGRAFIA	66
APÊNDICE	71



ÍNDICE DE FIGURAS E FOTOS

	Pág.
Figura 1 - Efeito da dureza no limite de fadiga dos aços 4140, 4053 e 4063 temperado e reve- nido	6
Figura 2 - Dados do ensaio de flexão rotativa, 10^7 ciclos; estado da superfície: retificado	8
Figura 3 - Fator de redução na resistência à fadiga devido a inclusões não metálicas no aço SAE 4340 e 4350, no limite de endurance.	10
Figura 4 - Relação entre dureza e limite de fadiga.	12
Figura 5 - Curva típica de tempo x resistividade pa- ra cdp's com entalhe a um nível de resis- tência mecânica de 230 KSI	14
Figura 6 - Influência da concentração em hidrogênio sobre a fragilização de diferentes estru- turas de um aço fracamente ligado	16
Figura 7 - Equipamento e acessórios utilizados para a gravação eletrolítica	18
Figura 8 - Fotomicrografia - microestrutura típica de um aço no estado recozido	22
Figura 9 - Fotomicrografia - microestrutura típica de um aço no estado temperado e revenido	23
Figura 10- Dimensões do cdp para o ensaio de flexão rotativa	24
Figura 11- Apresenta a identificação de um caracter na superfície de ensaio utilizando o processo eletrolítico	26



Figura 12 - Impressão de dureza na superfície de ensaio	26
Figura 13 - Desenho esquemático do trem de pouso da aeronave AM-X	28
Figura 14 - Forma de Carregamento do cdp	29
Figura 15 - Curva S.N para o aço 35NCD16 na condição THR	32
Figura 16 - Curva de fadiga $\log \sigma \times \log N$ para o aço 35NCD16 THR	34
Figura 17 - Curva Kf versus $\log N$	36
Figura 18 - Fotomicrografia (020) da superfície de fratura do cdp nº 2	38
Figura 19 - Fotomicrografia (021) da superfície de fratura do cdp nº 2	39
Figura 20 - Fotomicrografia (01) da superfície de fratura do cdp nº 25	40
Figura 21 - Fotomicrografia (02) da superfície de fratura do cdp nº 25	41
Figura 22 - Fotomicrografia (03) da superfície de fratura do cdp nº 25	42
Figura 23 - Fotomicrografia (07) da superfície de fratura do cdp nº 19	43
Figura 24 - Fotomicrografia (032) da superfície de fratura do cdp X'	44
Figura 25 - Fotomicrografia (019) da superfície de fratura do cdp nº 6	45
Figura 26 - Fotomicrografia (014) da superfície de fratura do cdp nº 18	46



Figura 27 - Fotomicrografia (016) da superfície de fratura do cdp nº 22	47
Figura 28 - Fotomicrografia (034) da superfície de fratura do cdp Y'	48
Figura 29 - Fotomicrografia (022) da superfície de fratura do cdp nº 15	49
Figura 30 - Fotomicrografia (039) da superfície de fratura do cdp nº 38	50
Figura 31 - Fotomicrografia (041) da superfície de fratura do cdp nº 38	51
Figura 32 - Fotomicrografia (035) da superfície de fratura do cdp X	52
Figura 33 - Fotomicrografia (029) da superfície de fratura do cdp nº IV	53
Figura 34 - Fotomicrografia (023) da superfície de fratura do cdp nº 31	54
Figura 35 - Fotomicrografia (024) da superfície de fratura do cdp nº 31	55
Figura 36 - Fotomicrografia (026) da superfície de fratura do cdp nº II	56
Figura 37 - Fotomicrografia (027) da superfície de fratura do cdp nº II	57
Figura 38 - Fotomicrografia (028) da superfície de fratura do cdp nº II	58
Figura 39 - Fotomicrografia (030) da superfície de fratura do cdp Z	59



ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 1 Composição química do aço 35NCD16	20
Tabela 2 Propriedades mecânicas do aço 35NCD16 ...	21
Tabela 3 Resultados dos ensaios de fadiga para os diversos níveis de tensões e forma de con- centradores	31
Tabela 4 Valores do fator de redução Kf em função do número de ciclos para os dois tipos de concentradores de tensões	35



ABREVIATURAS / SIMBOLOGIA

THR	Três Haute Resistance
cdp	Corpo de prova
cdp's	Corpos de prova
ϕ	Diâmetro
$^{\circ}\text{C}$	Graus celsius
h	Horas
min	Minutos
N	Número de ciclos até a ruptura
σ	Tensão aplicada
S	Solicitação aplicada
F	Frequência de ensaio
K_f	Fator redução da tensão
S.C	Sem concentrador de tensões
σ_m	Tensão média
R_{σ}	Concentrador de tensões
σ_D	Tensão correspondente ao limite de endurance
R_m	Resistência a tração - tensão de ruptura
σ_w	Tensão correspondente ao limite de fadiga
H_V	Dureza vickers
$R_{0.2}$	Tensão de escoamento
A	Alongamento
Z	Estricção
R	Redução da vida em fadiga
M.E.V.	Microscópio eletrônico de varredura
MPa	Mega Pascal
W	Momento de inércia da seção



d	Diâmetro do cdp na região de ensaio
P	Carga a ajustar na máquina de ensaio de flexão rotativa
μ_m	Micrômetro
NF	Normes Francaises
AFNOR	Association Francaise de Normalisation



I. INTRODUÇÃO

I.1. Materiais para trem de pouso de aeronaves

Com o atual nível de desenvolvimento em que se encontra a indústria aeronáutica, torna-se necessário cada vez mais a procura de materiais de elevadas propriedades mecânicas e boas características em fadiga, que possam trabalhar nos mais variados tipos e níveis de solicitações.

São, na grande maioria, componentes vitais de aeronaves que requerem estes materiais e são eles que definem toda a linha de pesquisa que tem sido realizada com relação a novos materiais, processos de fabricação, etc.

Este fato fica perceptível, como exemplo, ao ser analisado os requisitos básicos para materiais de trens de pouso de aeronaves:

baixo custo	adequada tenacidade
baixo peso	boa forgeabilidade (seções espessas)
baixo volume	facilidade para tratamento térmico
alta resistência mecânica	boa usinabilidade
alta rigidez	

e ainda apresentar boa resistência à:

fadiga	fragilização pelo hidrogênio	
corrosão	iniciação de trinca	
corrosão sob tensão	crescimento de trinca	[1].

No entanto, devido a necessidade deste material altamente especializado (alta resistência mecânica, etc) e dos

elevados níveis de tensões a que é submetido, o comprimento de trinca crítico para que ocorra a fratura é muito pequeno, o que torna usualmente não aplicável à projetos de trem de pouso o critério "Fail-Safe" ou tolerância ao dano e sim o critério Safe-Life [2].

Os aços de alta resistência mecânica mais comumente utilizados na Europa são o Francês 35NCD16 (THR) e o UK S155. Na América utiliza-se o aço 300M [2].

I.2. Fadiga

Fadiga pode ser conceituada como um conjunto de solicitações, variáveis ao longo do tempo e que podem levar à ruptura.

Aparentemente a fadiga ocorre em níveis de tensão abaixo do limite de escoamento do material, porém com o auxílio da microscopia eletrônica nos dias de hoje, observa-se que em pontos na microestrutura ocorrem tensões maiores que a tensão de escoamento do material.

I.2.1. Fatores que afetam a resistência à fadiga:

A. Solicitação:

A.1. Magnitude das tensões:

- amplitude
- tensão média
- tensão inversa

A.2. Direção das tensões:

- uniaxial
- biaxial
- triaxial

A.3. Variação das tensões com o tempo:



- constante
- variável
- frequência

B. Material:

B.1. Composição:

- metálico
- não-metálico

Metálicos: - defeitos na microestrutura

- efeitos de tratamentos térmicos, termoquímicos
- efeito da deformação plástica (tensões residuais)
- efeito dos processos de fabricação

Não-Metálicos: - sentido de fibras

- resina

C. Geometria:

- dimensões
- forma geométrica
- concentradores de tensões

D. Meio:

- temperatura
- umidade
- agressividade do meio
- ação de nuclídeos (partículas atômicas)

A ação destes fatores não é mutuamente exclusiva, sendo que a ação combinada deve ser considerada pois um agrava o outro quando em ação conjunta.

Desde que a fadiga tem sido estudada por mais de 100 anos, é natural que muitas aproximações tenham sido testadas ,

algumas com resultados muito animadores. É, também, de se esperar que novas aproximações venham a ser a base dos novos conhecimentos [3].

I.2.2. Fatores fundamentais para aumentar a vida em fadiga:

1. Escolha do Material

Conforme já visto no item I.1 é de fundamental importância a escolha do material. Se não for uma boa escolha, a oportunidade de repará-la pode ser muito pequena, podendo vir a comprometer todo o projeto [3].

2. Evitar concentradores de tensões

Desde que fadiga foi usualmente associada com tensões localizadas, deve-se procurar evitar os concentradores de tensões e mesmo em sua presença, procurar minimizar os seus efeitos.

A responsabilidade é diretamente aplicada ao projeto, mas as operações em serviço, processos de fabricação, práticas de manutenção, são de extrema importância.

Pode-se assegurar que um maior número de falhas em fadiga ocorrem mais devido a negligências quanto aos concentradores de tensões do que por outros motivos [3].

3. Proteção superficial

Falhas em fadiga podem se iniciar no interior ou na superfície do material, sendo muito mais comum na superfície.

As superfícies frequentemente contêm concentradores de tensões incorporados pelo projeto por razões funcionais, ou introduzidos inadvertidamente durante a fabricação



ou mesmo,manuseio. Também a superfície pode sofrer a ação de intempéries, ambientes agressivos, etc.

Portanto,proteção da superfície contra os efeitos destas influências pode resultar em um aumento de performance em fadiga [3].

4. Tensões residuais favoráveis

O mecanismo mais comumente utilizado para aumentar a vida em fadiga é através da introdução de tensões residuais de compressão na superfície do material (shot peening, bright shot, repuxamento por estiramento, rolagem).

No entanto, a eficácia deste método depende da capacidade do material em reter estas tensões residuais induzidas, durante o serviço a que será submetido [3].

I.2.3. Ensaio de fadiga

Em geral um ensaio de fadiga consiste em solicitar uma amostra em uma amplitude de tensão constante.

O término do ensaio é considerado quando ocorre a ruptura da amostra, ou quando a mesma atendeu sem ruptura a um determinado número de ciclos estabelecido anteriormente.

Para um tipo de solicitação (tração, flexão,torção) e por uma tensão média σ_m ou concentrador de tensões R_v dado, o limite de endurance (σ_D) corresponde ao valor limite na qual tende a amplitude da tensão para um número muito grande de ciclos.

Para o caso dos aços, vida infinita é estabelecida em aproximadamente 10^7 ciclos.[4].

A forma de se representar os dados obtidos no ensaio é feita através do diagrama de Woehler (Curva S.N)[4].

A dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga é



aceitável nos dias de hoje como um fato de experiência e como um fato físico. No entanto, na prática, é as vezes impossível ou muito oneroso eliminar totalmente certas causas de erros experimentais que teoricamente poderiam ser suprimidos.

Assim é preciso se conviver com uma dispersão dos resultados e procurar tratá-la da melhor forma possível.

Um dos fatores que afetam a dispersão dos resultados de um ensaio de fadiga é a resistência à tração.

A dispersão aumenta a medida que se aumenta a dureza do material. Este fato foi constatado em estudos anteriores [5-7].

A Figura 1 representa a grande dispersão encontrada para o limite de fadiga no ensaio dos aços AISI 4140, 4053 e 4063 na faixa de dureza superior a 40 HRC [7].

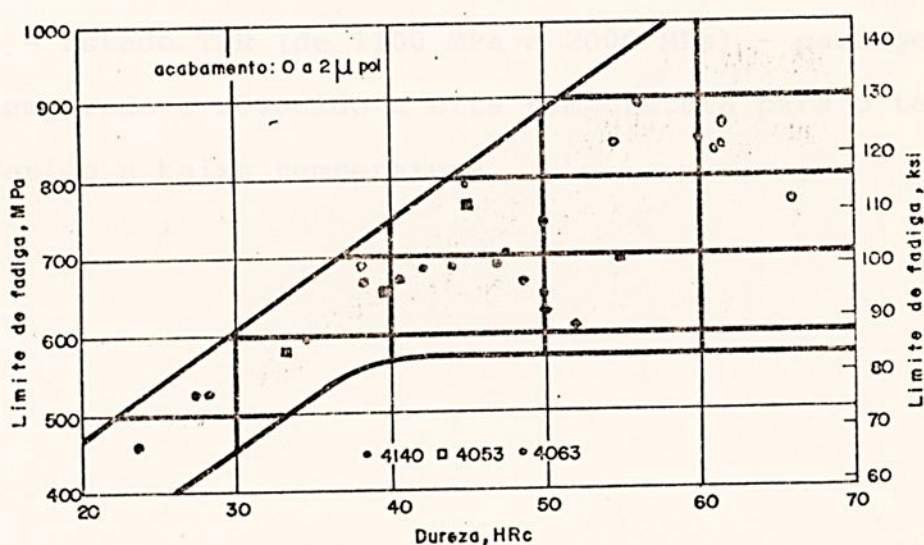


FIGURA 1. Efeito da dureza no limite de fadiga dos aços 4140, 4053 e 4063 temperado e revenido [7].

Assim é de se esperar uma grande dificuldade no estudo dos aços de alta resistência mecânica principalmente para

um número de ciclos próximo a vida infinita (10^7 ciclos).

Atualmente já é possível analisar o limite de endu
rance de um aço a partir de suas características mecânicas ob
tidas através de um ensaio de tração [8].

A Figura 2 apresenta os resultados obtidos no ensaio
de flexão rotativa para diversos tipos de aços abrangendo
uma faixa de resistência mecânica de 350 a 2000 MPa [8].

A figura apresenta as equações encontradas empirica-
mente onde é relacionado o limite de endurance σ_D com a carga
de ruptura R_m para três grupos de aço, divididos de acordo
com a faixa de resistência mecânica:

- Estado R (até 800 MPa) - passagem do estado norma-
lizado/recozido para o estado temperado e revenido.

- Estado TR (de 800 MPa a 1300 MPa) - temperado e
revenido a alta temperatura.

- Estado THR (de 1300 MPa a 2000 MPa) - passagem do
estado temperado e revenido a alta temperatura para o tempera
do e revenido a baixa temperatura.

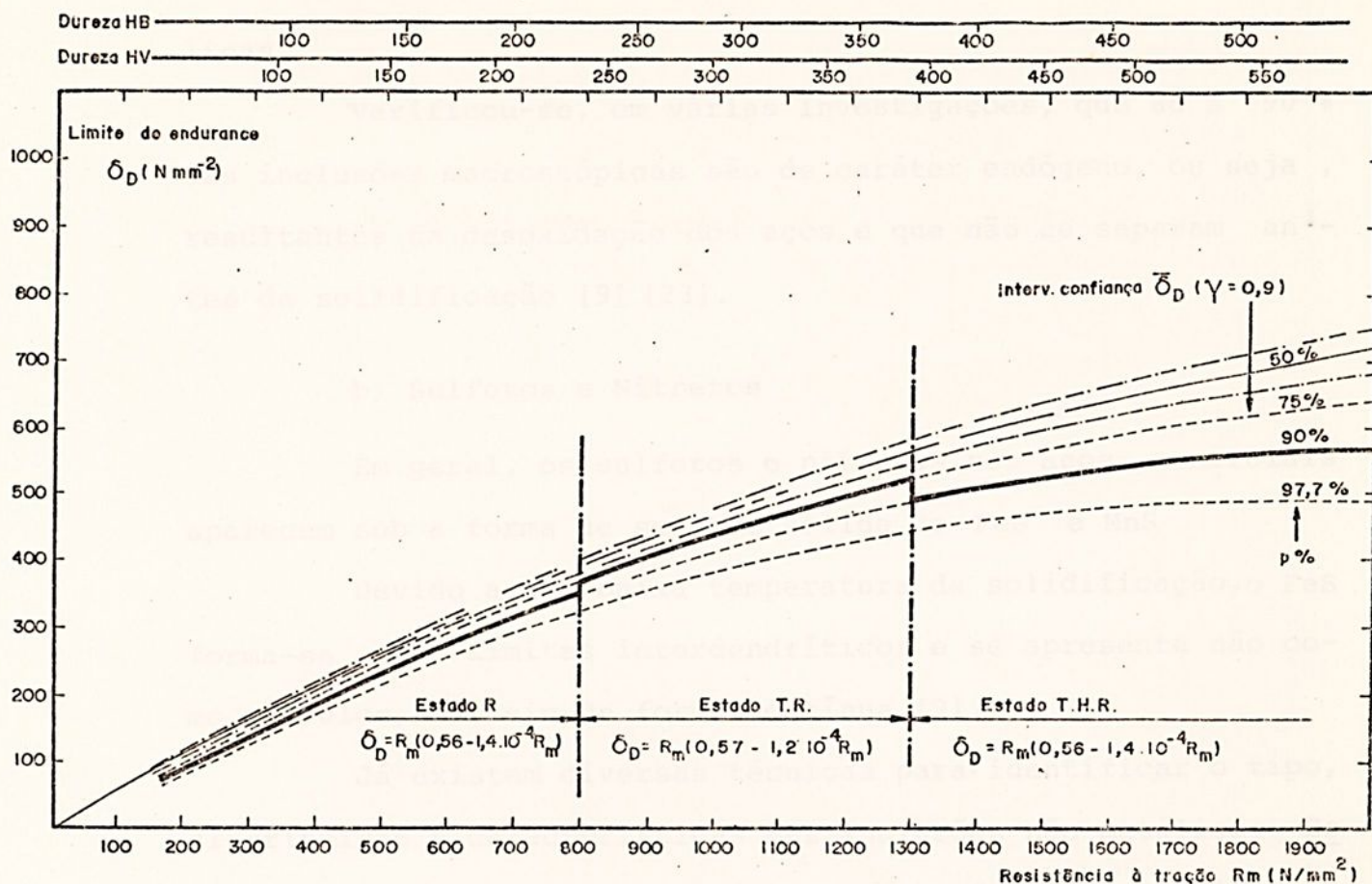


FIGURA 2. Dados do ensaio de flexão rotativa, 10^7 ciclos, estado da superfície retificado [8].

I.3. Inclusões não metálicas em aços de alta resistência mecânica

Existe uma íntima relação entre o processo de fabricação de um aço e a quantidade e distribuição de inclusões não metálicas.

Os tipos mais comuns de inclusões não metálicas são [9]:

a) Óxidos. Al_2O_3 , SiO_2 , MnO , CaO , FeO

Estes óxidos podem reagir entre si, formando silicatos e aluminatos complexos cujas combinações, conforme as condições de equilíbrio, resultam nas diversas inclusões não metálicas.

licas.

Verificou-se, em várias investigações, que 80 a 90 % das inclusões macroscópicas são de caráter endógeno, ou seja, resultantes da desoxidação dos aços e que não se separam antes da solidificação [9] [23].

b) Sulfetos e Nitretos

Em geral, os sulfetos e nitretos nos aços comerciais aparecem sob a forma de solução sólida de FeS e MnS

Devido a sua baixa temperatura de solidificação, o FeS forma-se nos limites interdendríticos e se apresenta não como glóbulos, mas sim de forma contínua [9].

Já existem diversas técnicas para identificar o tipo, distribuição e características das inclusões não metálicas. Estas podem ser estudadas segundo os pontos de vista qualitativo e com auxílio de outras ciências, tais como a mineralogia, radioquímica, etc; pode-se mesmo determinar com bastante precisão, o momento e modos exatos de sua formação [10] [11] [12].

As inclusões não metálicas como responsáveis pela origem da propagação de trincas em aços de alta resistência mecânica tem sido estudada exaustivamente. Existem autores que ao ensaiar 540 cdp's do aço AISI 4340 e 4350, constataram que em 99% das falhas de fadiga a nucleação de trincas estava relacionada a inclusões não metálicas [13].

Ao se estudar a influência das inclusões no limite de fadiga no sentido longitudinal e transversal de um forjado de aço AISI 4340, foi observado que houve um aumento de 50% no limite de fadiga para os cdp's removidos no sentido transversal quando se utilizou o aço produzido pelo processo a vácuo, ao passo que em cdp's removidos no sentido longitudinal não

foi encontrado variação significativa [14].

É de conhecimento que o fator de redução da resistência a fadiga devido a presença das inclusões não metálicas depende não somente do seu tamanho, mas também do nível de dureza do aço. Este fato pode ser comprovado na Figura 3 a seguir [15]:

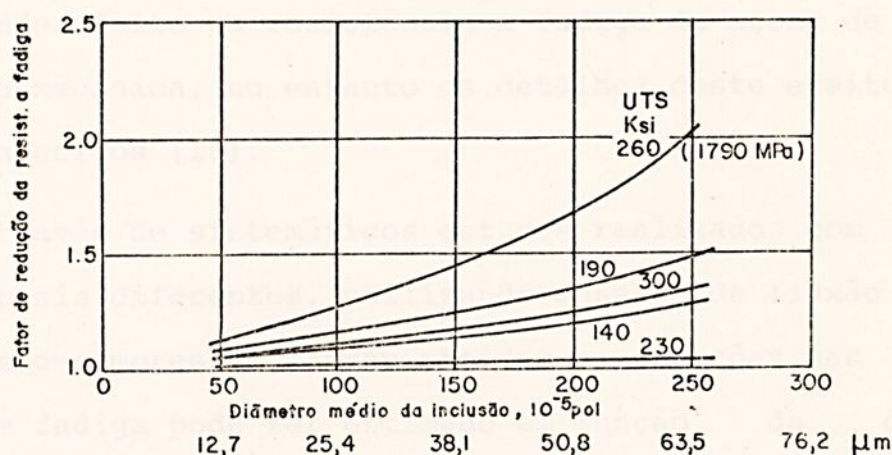


FIGURA 3. Fator de redução na resistência à fadiga devido a inclusões não metálicas no aço SAE 4340 e 4350, no limite de endurance [15].

Na Figura 3 fica bem caracterizada a influência do diâmetro médio da inclusão e também da faixa de resistência mecânica do aço, sendo que para aços de alta resistência o diâmetro médio das inclusões é um fator de grande importância.

O que se tem é que em inclusões de diâmetro muito pequeno (menor que $6,35 \mu$ de diâmetro médio) outras heterogeneidades inerentes a microestrutura do aço passam a definir a origem da falha em fadiga [15].

A explicação que pode ser dada à grande influência das inclusões em aços de alta dureza pode ser associada com os altos níveis de tensão ao redor das inclusões as quais são causadas por contração térmica diferencial durante as opera -

ções de tratamento térmico.

A origem da fratura por fadiga em um aço de alta resistência mecânica não ocorre sempre na superfície do cdp, mas frequentemente sub-superficialmente formando o chamado olhos de peixe "fish-eye" [16].

Este fato sugere que inclusões não metálicas apresentam um grande efeito na resistência a fadiga de aços de alta resistência mecânica, no entanto os detalhes deste efeito não são bem conhecidos [16].

Através de sistemáticos estudos realizados com mais de 15 materiais diferentes, utilizando ensaios de flexão rotativa e tensão-compressão, foram obtidas as equações nas quais o limite de fadiga pode ser estimado em função da dureza Vickers do material e ainda geometria e tamanho das inclusões não metálicas:

$$\sigma_w \approx 1.43 (H_V + 120) / (\sqrt{\text{área}_s})^{1/6} \text{ para inclusão superficial} \quad \text{Eq. 01}$$

$$\sigma_w \approx 1.56 (H_V + 120) / (\sqrt{\text{área}_i})^{1/6} \text{ para inclusão sub-superficial} \quad \text{Eq. 02}$$

onde:

σ_w limite de fadiga [MPa]

H_V dureza Vickers do aço

área_s [μm] é a área do defeito projetada no plano perpendicular a tensão máxima

área_i [μm] é a área do defeito sub-superficial projetada no plano perpendicular a tensão máxima [16]

Do ponto de vista do mecanismo da fratura, as inclusões não metálicas são equivalentes a pequenos defeitos ou trincas, sendo que parâmetros como tamanho, forma e localização influenciam a resistência à fadiga. Assim estes defeitos variam de uma amostra para outra, sendo esta uma das explicações apresentadas pela grande dispersão do limite de fadiga para os aços de alta resistência mecânica [17].

A razão dada para que a resistência a fadiga de aços de alta resistência mecânica não seja tão alta como esperada, é atribuída ao efeito das inclusões não metálicas [17][18].

O fato do limite de fadiga não aumentar a partir de um determinado valor de dureza é apresentado na Figura 4 a seguir.

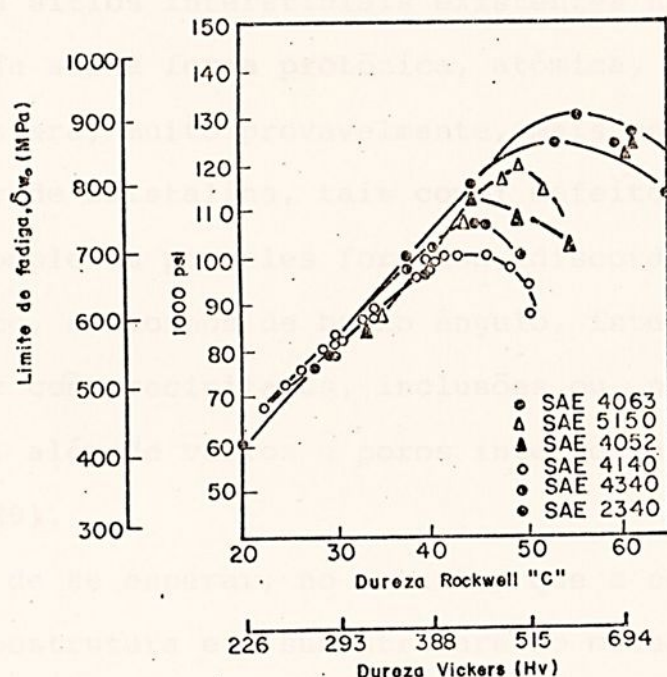


FIGURA 4. Relação entre dureza e limite de fadiga [16]

I.4. Fenômeno da fragilização por hidrogênio

O hidrogênio pode penetrar, difundir e se acomodar na estrutura cristalina dos materiais.

As possibilidades de penetração passam a existir desde o momento em que uma reação química ou eletroquímica produz hidrogênio atômico (H) ou protônico (íon positivo do hidrogênio, H^+), a partir do gás H_2 , de meio aquoso, ou de soluções químicas.

O gradiente de concentração entre a superfície e o interior do material, devido a fugacidade do hidrogênio, cria condições para que ocorra a difusão [19].

O hidrogênio, entretanto, não se distribui homogeneamente pelos sítios intersticiais existentes na estrutura cristalina. Seja sob a forma protônica, atômica, ou como gás, o hidrogênio estará, muito provavelmente, mais concentrado em defeitos da rede cristalina, tais como: defeitos pontuais, defeitos mais complexos por eles formados, discordâncias, falhas de empilhamento, contornos de baixo ângulo, interfaces entre fases, matriz com precipitados, inclusões ou partículas de segunda fase, além de vazios e poros internos e microtrincas do material [20].

É de se esperar, no entanto, que a composição química, a microestrutura e a subestrutura do material tenham influência sobre a localização e o estado do hidrogênio na rede cristalina e, conseqüentemente, sobre os seus efeitos, assim como sobre a solubilidade e difusibilidade.

I.4.1. Nucleação e propagação da trinca:

A cinética da nucleação e propagação da trinca foi estudada pelo método da resistividade elétrica para cdp's enta -



lhados de alta resistência mecânica e está apresentada na Figura 5 a seguir [22]:

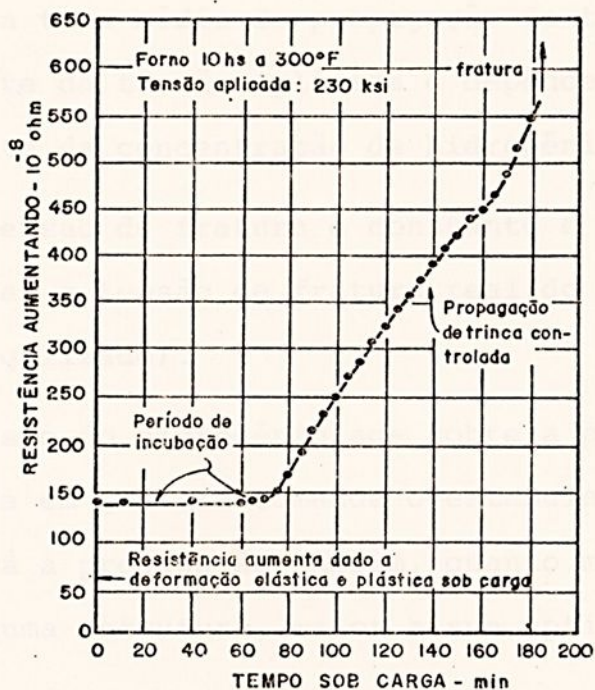


FIGURA 5. Curva típica de tempo x resistividade para cdp's com entalhe a um nível de resistência mecânica de 230 KSI.

A existência de um período de incubação que varia de segundos a dias é um assunto de considerável importância [22].

Se a taxa de deformação a que será submetido o cdp é alta o suficiente para que o mesmo fracture em menor tempo do que o tempo de incubação, a fragilização por hidrogênio não será detectada.

A Figura 5 também apresenta o período de crescimento lento da trinca seguido pela falha catastrófica com crescimento extremamente rápido [24]. A seguir, algumas considerações sobre a curva da Figura 5:

1. A média da taxa de propagação lenta pode facilmente ser medida através da área sob a curva dividi-

da pela diferença entre o tempo de ruptura e o período de incubação.

2. Esta taxa média de propagação da trinca é independente da tensão aplicada e depende consideravelmente da concentração de hidrogênio.
3. A tensão de fratura é constante e aproximadamente igual a tensão de fratura real do material (não-fragilizado).

A difusão do hidrogênio age sobre a propagação da trinca na medida em que ela comanda o estabelecimento da tensão crítica para a propagação. Assim, quanto maior a difusão de hidrogênio numa estrutura, maior a sua aptidão à fragilização.

A sensibilidade à ruptura frágil explica a relativa facilidade em se estabelecer correlações entre características mecânicas das estruturas e as suas respectivas resistências ao hidrogênio fragilizante.

Assim, as estruturas mais sensíveis à ruptura frágil são, em condições comparáveis, as mais suscetíveis à fragilização pelo hidrogênio [21].

A Figura 6 a seguir, apresenta os efeitos fragilizantes totalmente variáveis, para uma dada quantidade de hidrogênio, em diferentes formas microestruturais de um aço.



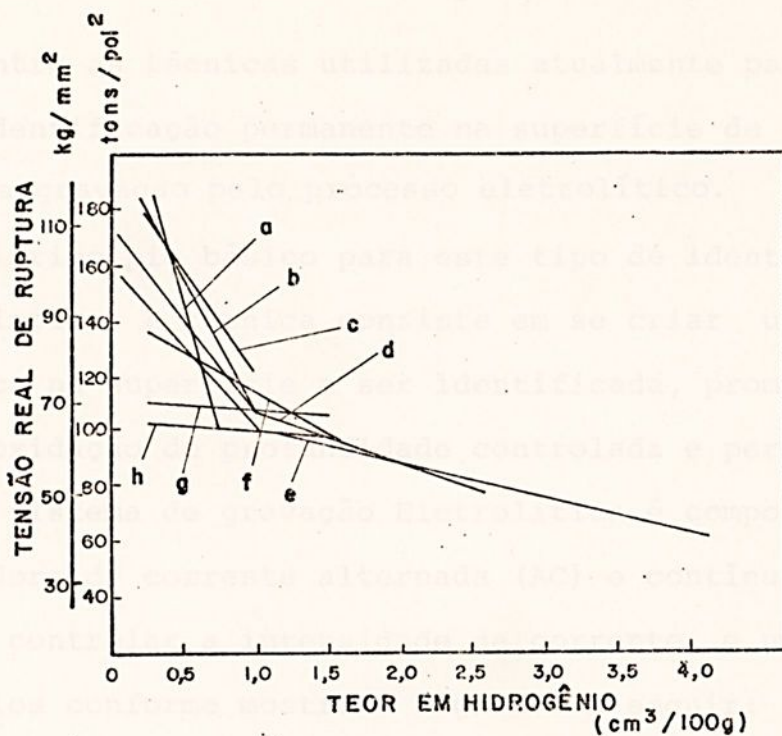


FIGURA 6. Influência da concentração em hidrogênio sobre a fragilização de diferentes estruturas de um aço fracamente ligado.

- a) Têmpera óleo + revenido $100^\circ\text{C}/2$ horas - ar;
- b) Têmpera óleo + revenido $150^\circ\text{C}/2$ horas - ar;
- c) Têmpera óleo + revenido $300^\circ\text{C}/2$ horas - ar;
- d) Têmpera óleo + revenido $375^\circ\text{C}/2$ horas - ar;
- e) Têmpera óleo + revenido $400^\circ\text{C}/2$ horas - ar;
- f) Revenido $450^\circ\text{C}/2$ horas - ar;
- g) Revenido $600^\circ\text{C}/2$ horas - ar;
- h) Revenido $650^\circ\text{C}/2$ horas - ar.

I.5. Identificação através do processo eletrolítico

Entre as técnicas utilizadas atualmente para se efetuar uma identificação permanente na superfície de uma peça en contra-se a gravação pelo processo eletrolítico.

O princípio básico para este tipo de identificação é bastante simples. A técnica consiste em se criar uma reação eletrolítica na superfície a ser identificada, promovendo uma reação de oxidação de profundidade controlada e permanente.

O sistema de gravação Eletrolítica é composto por uma fonte geradora de corrente alternada (AC) e contínua (DC) onde é possível controlar a intensidade de corrente, e um conjunto de acessórios conforme mostra a Figura 7 a seguir:

- 1 - Fonte de Corrente
- 2 - Eletrolito
- 3 - Peça
- 4 - Placa Terra

Figura 7 - Equipamento utilizado para a gravação eletrolítica.

O processo de gravação, o princípio é aplicado para qualquer superfície metálica, sendo necessária a escolha dos parâmetros elétricos e químicos para se atingir uma impressão legível e permanente.

- Tipo de corrente: AC, DC

- Intensidade de corrente: expressão (mA, A, V, etc.)

- Material utilizado

- Tempo de gravação

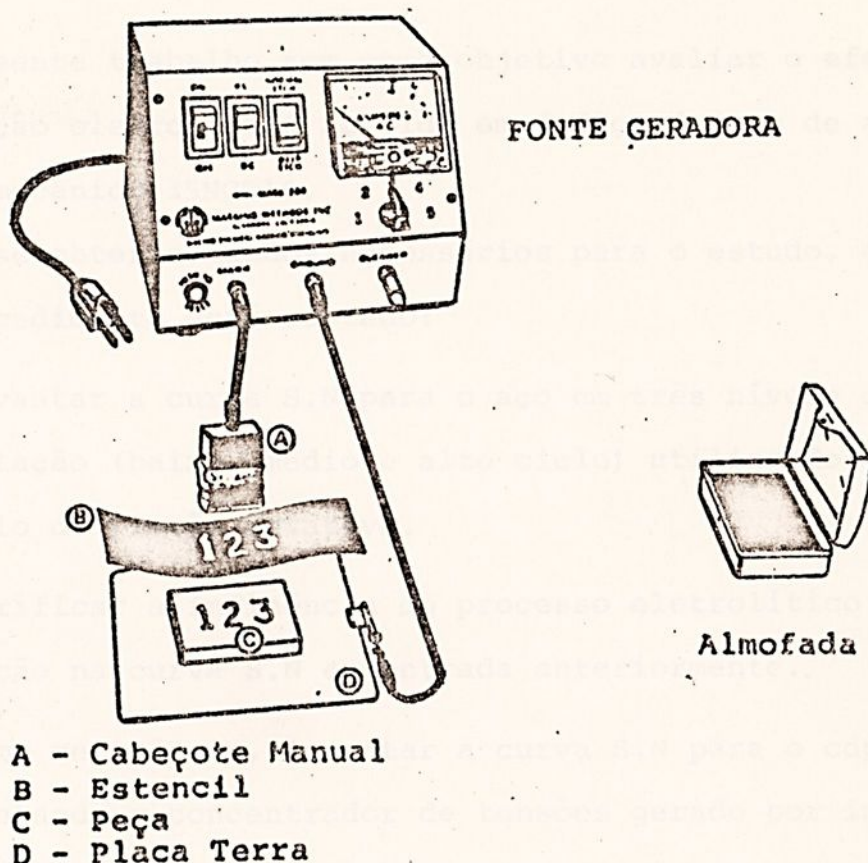


FIGURA 7. Equipamento e acessórios utilizados para a gravação eletrolítica

O processo de gravação, a princípio, é aplicado para qualquer superfície metálica, sendo necessário o ajuste dos parâmetros abaixo relacionados para se efetuar uma impressão legível e definitiva:

- Tipo de corrente: AC, DC
- Intensidade de corrente (impressão leve, profunda)
- Eletrólito apropriado
- Tempo de exposição

II. OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo avaliar o efeito da identificação eletrolítica na vida em fadiga do aço de alta resistência mecânica 35NCD16.

Para se obter os dados necessários para o estudo, o seguinte procedimento será adotado:

1. Levantar a curva S.N para o aço em três níveis de solicitação (baixo, médio e alto ciclo) utilizando-se o ensaio de flexão rotativa.
2. Verificar a influência do processo eletrolítico de marcação na curva S.N encontrada anteriormente..
3. Como referência, levantar a curva S.N para o cdp apresentando o concentrador de tensões gerado por impressão de dureza.

Algumas observações devem ser efetuadas:

- a) Fadiga de alto ciclo apresenta, como visto na Figura 1, problemas de dispersão de resultados para os aços de alta resistência mecânica.
- b) Através de estudos anteriores, é conhecido o efeito do concentrador de tensão obtido por deformação (impressão de dureza) no comportamento de um aço ensaiado em fadiga por flexão rotativa [26].



III. MATERIAIS E MÉTODOS - DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

III.1. Materiais e métodos

III.1.1. Material

O material objeto deste estudo é o aço 35NCD16 segundo a norma Francesa AIR 9160, recebido na condição recozido e tratado para a condição THR. As Tabelas 1 e 2 a seguir apresentam as características físicas do aço.

TABELA 1 - Composição química do aço 35NCD16

ELEMENTO DE LIGA %	C	S _i	M _n	S	P	C _r	N _i	M _o
Especificado pela Norma AIR 9160/c	0,30 a 0,40	0,15 a 0,40	0,30 a 0,60	Máx. 0,020	Máx. 0,025	1,60 a 2,00	3,50 a 4,20	0,25 a 0,60
Encontrado no Material	0,35	0,20	0,38	<0.001	<0.025	1,55	4,00	0,28

TABELA 2 - Propriedades mecânicas do aço 35NCD16:

		ESPECIFICADO PELA NORMA AIR 9160/C	ENCONTRADO
Resistência à ruptura (Sentido Longitudinal) Rm [MPa]		1760 a 1960	1875
Limite de escoamento R 0.2 [MPa]		1.420 mínimo	1485
Alongamento A [%]		6 mínimo	11
Estricção Z [%]		40 mínimo	44
Resiliência KCU [da J. Cm ⁻²]		4 mínimo	5,2
Dureza	Estado recozido [HB]	HB ≤ 295	272/278
	Estado temperado e revenido [HRC]	50 a 54	50

Foi realizado o exame metalográfico na barra de aço 35NCD16 de diâmetro $\varnothing$ 50 mm e nos cdp's após pré-usinagem e tratamento térmico, e encontrado a microestrutura conforme definido a seguir:

a) barra $\varnothing$ 50 mm (estado recozido):

macrografia: textura levemente dendrítica

micrografia: estrutura constituída de ferrita e carbonetos com descarbonetação parcial de até 0,05 mm (vide Figura 8 a seguir).

tamanho de grão: 6 a 7 ASTM (grão fino)

b) corpo de prova (estado temperado e revenido)

micrografia: estrutura constituída de martensita revenida e bainita. (vide Figura 9 a seguir).



FIGURA 8. Fotomicrografia - Microestrutura típica de um aço no estado recozido (Ferrita e Perlita)

sentido: Transversal

reagente: Nital a 3%

aumento: 400 x



FIGURA 9. Fotomicrografia - Microestrutura típica de um aço no estado temperado e revenido (Martensita revenida)

sentido: Longitudinal
reagente: Nital 3%
aumento: 200 x

III.1.2. Corpos de prova

Foram confeccionados 40 cdp's conforme Figura 10 a seguir, obedecendo aos requisitos de usinagem estabelecidos na norma Francesa NF - A 03- 402 [25].

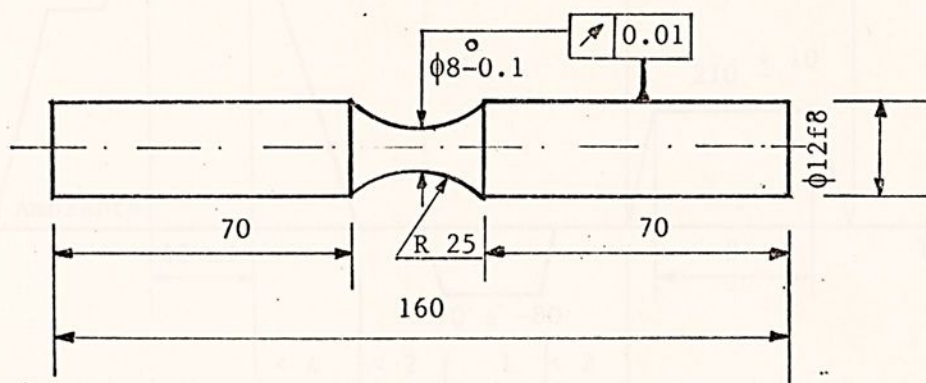
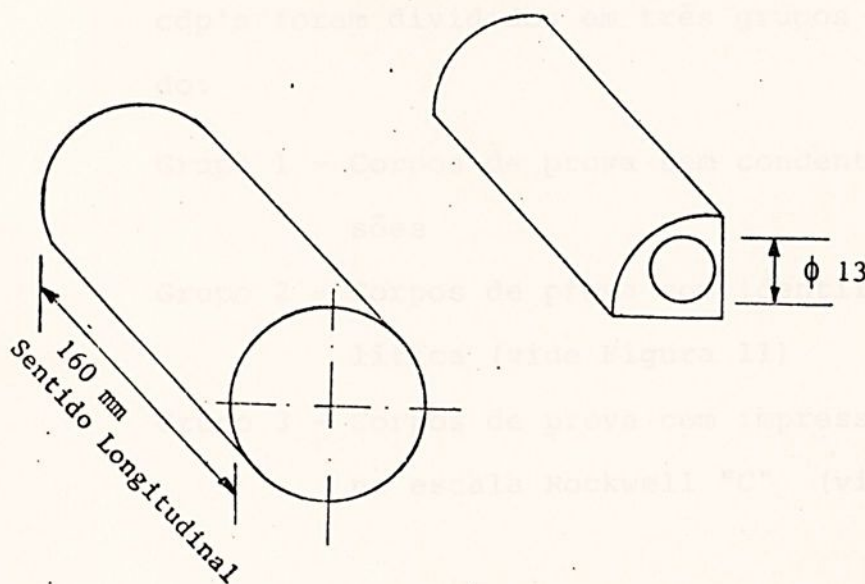


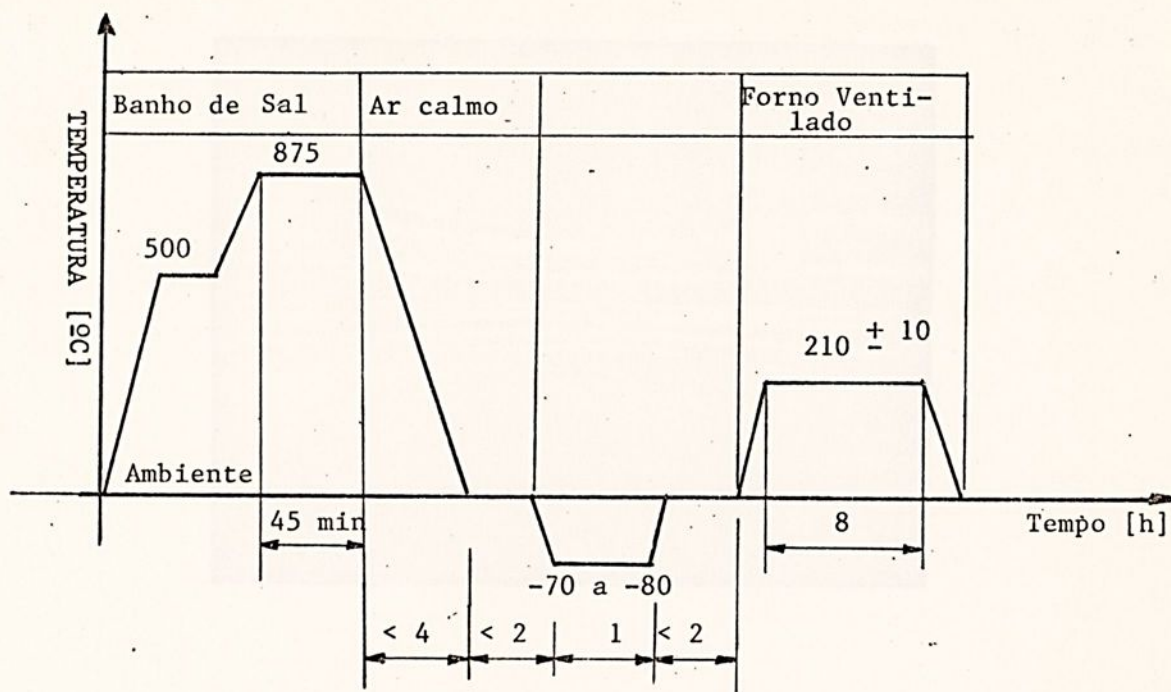
FIGURA 10. Dimensões do cdp para ensaio de flexão rotativa

A sequência de usinagem e tratamento térmico utilizado para confeccionar os cdp's da Figura 10 foi a seguinte:

1. Corte da barra de diâmetro 55 mm e pré-usinagem para o diâmetro de 13 mm.



2. Tratamento térmico de acordo com o esquema:



3. Usinagem conforme Figura 10 em torno controle numérico

4. Leve polimento

5. Inspeções:

- partículas magnéticas
- dimensional

6. Após completada todas as operações anteriores os cdp's foram divididos em três grupos distintos, sendo:

Grupo 1 - Corpos de prova sem concentrador de tensões

Grupo 2 - Corpos de prova com identificação eletrolítica (vide Figura 11)

Grupo 3 - Corpos de prova com impressão de dureza na escala Rockwell "C" (vide Figura 12)

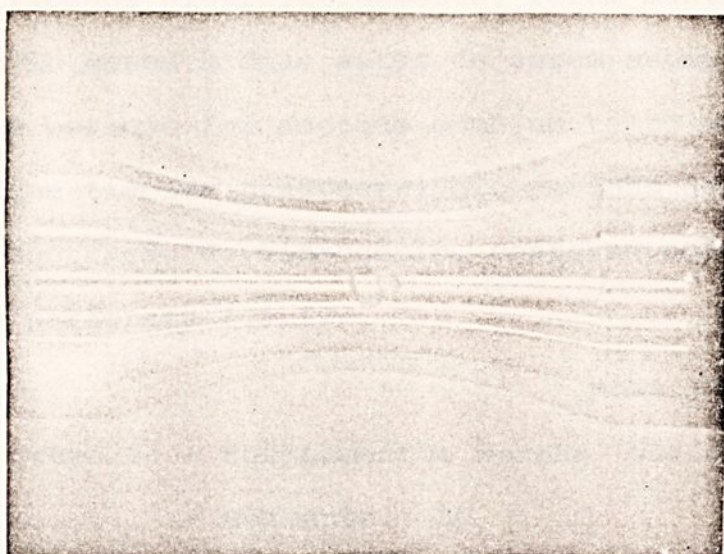


FIGURA 11. Apresenta a identificação de um caracter na superfície de ensaio utilizando o processo eletrolítico

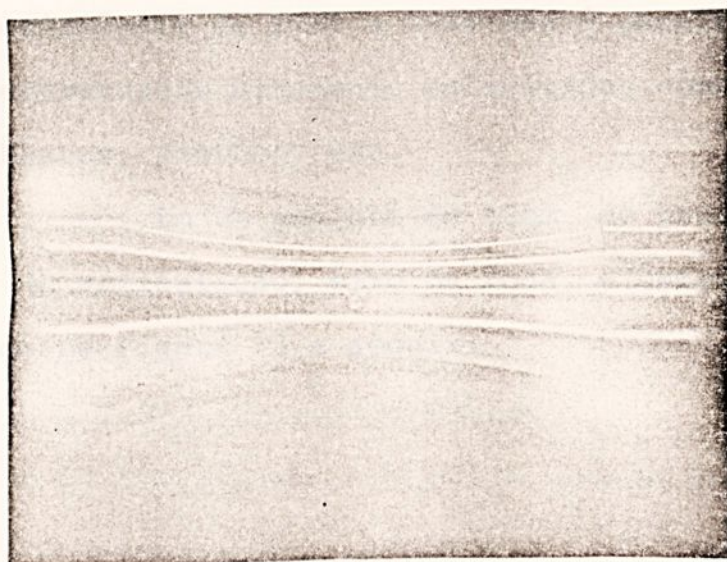


FIGURA 12. Apresenta a impressão de dureza na superfície de ensaio

Os corpos de prova do Grupo 2, após terem sido identificados eletroliticamente, foram mantidos em repouso durante pelo menos 8 dias antes de serem submetidos ao ensaio. Este período foi adotado como um tempo mínimo necessário para que tivesse transcorrido o período de incubação em caso de penetração do hidrogênio, conforme anteriormente discutido no parágrafo I.4.1.

para impressão:

cdp's do grupo 2: - Equipamento: Monode 510 solid state
- Corrente: AC
- Identificação: profunda (HI)
- Intensidade: D
- Eletrólito: C10

III.1.3. Aplicação

O aço 35NCD16 na condição temperado e revenido para resistência de 1760 a 1960 MPa é usualmente utilizado em peças estruturais altamente solicitadas como eixos de articulação, hastes, pistões, etc.

Em um projeto de trem de pouso é utilizado nos eixos de articulação, eixo da roda, e outros conforme é apresentado na Figura 13 a seguir:



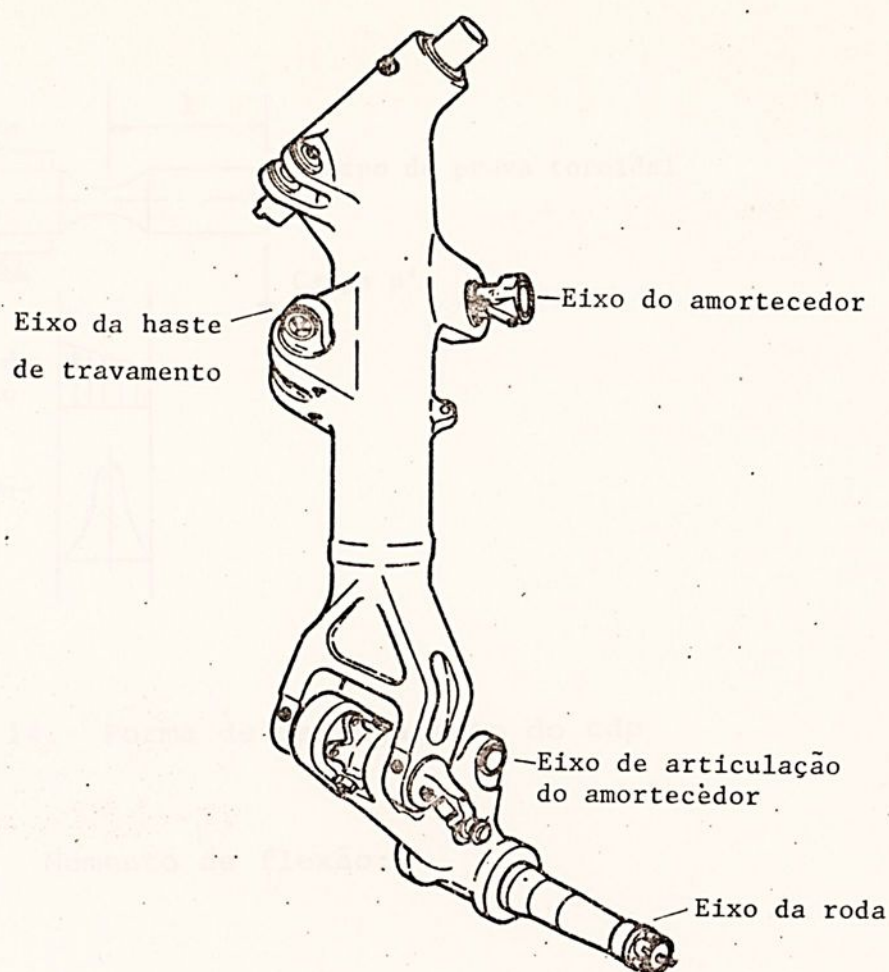


Figura 13. Desenho esquemático de trem de pouso da aeronave AM-X

III.2. Desenvolvimento experimental

O ensaio foi realizado em condições ambientais, sendo utilizado o equipamento de flexão rotativa modelo UBM 520/86/9 da VEB Werkstoffprüfmaschinen Leipzig.

O modo de carregamento do cdp é apresentado na Figura 14 a seguir:

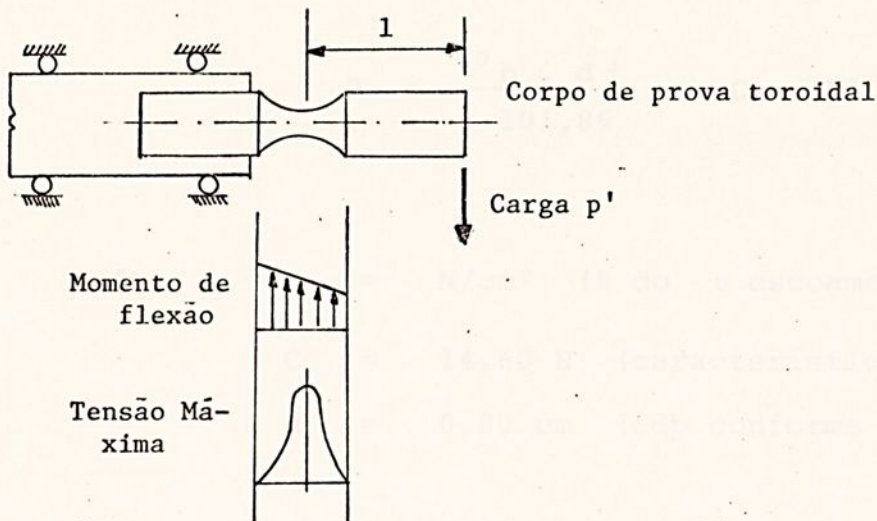


FIGURA 14. Forma de carregamento do cdp

Momento de flexão:

$$M_b = P' \cdot l = (P-C) \cdot 10 \text{ [N.cm]}$$

onde: C = limite de erro do equipamento

l = 10 cm (característica do equipamento)

Tensão de flexão máxima:

$$\sigma_b = \frac{M_{\text{máx.}}}{W} \cdot \frac{d}{2}$$

$$\sigma_b = \frac{M_b \cdot 64}{\pi d^4} \cdot \frac{d}{2} = \frac{M_b \cdot 32}{\pi d^3} = 101,86 \cdot \frac{P-C}{d^3} \text{ [N/cm}^2\text{]}$$

Carga a ajustar:

$$P = \frac{\sigma_b \cdot d^3}{101,86} + C \quad [N]$$

onde: σ_b = N/cm² (% do σ escoamento)

C = 14,60 N (característica do equipamento)

d = 0,80 cm (cdp conforme Figura 10)

Portanto:
$$P = \frac{\sigma \cdot (0,8)^3}{101,86} + 14,60 \quad [N]$$

$$P = 0.005 \cdot \sigma_{\text{máx}} + 14,60$$

A rotação de ensaio foi de 3.000 rpm, estando de acordo com os parâmetros recomendados pelo fabricante do equipamento e também procurando evitar um aquecimento excessivo dos cdp's durante o ensaio.

IV. RESULTADOS

IV.1. Ensaio de flexão rotativa

Os resultados encontrados nos ensaios de fadiga por flexão rotativa estão indicados na Tabela 3 e Figura 15 a seguir.

Os valores encontrados correspondem ao número de ciclos em que o material atingiu a falha por ruptura, representados através de seus valores médios para cada nível de tensão que foi ensaiado.

TABELA 3 - Resultados dos ensaios de fadiga para os diversos níveis de tensões e forma de concentradores.

TENSÃO MÁXIMA APLICADA		NÚMERO DE CICLOS ATÉ A RUPTURA					
		Sem Concentrador de Tensões		Identificação Eletrolítica		Impressão de Dureza	
σ [MPa]	% do σ_e	$N \times 10^3$	$\bar{N} \times 10^3$	$N \times 10^3$	$\bar{N} \times 10^3$	$N \times 10^3$	$\bar{N} \times 10^3$
1.340	90	8.0	7.3	7.3	5.4	5.0	5.0
		7.4		3.5		5.0	
		6.6		5.4		4.9	
		7.3		5.3			
1.115	75	16.5	24.2	15.8	14.8	14.1	15.0
		29.0		11.0		15.9	
		33.5		17.6		15.1	
		17.7		14.8			
890	60	154.5	135.9	98.5	97.4	47.6	52.3
		117.3		96.4		57.0	
		135.8		97.4		52.4	
745	50	435.0	495.8	191.3	191.3	73.5	103.2
		509.7		210.6		105.8	
		542.9		172.0		130.4	

A Figura 15 a seguir apresenta o diagrama de Woehler (curva S.N) encontrada através dos dados da Tabela 3 para o aço 35NCD16 THR submetido a diversos níveis de solicitação.

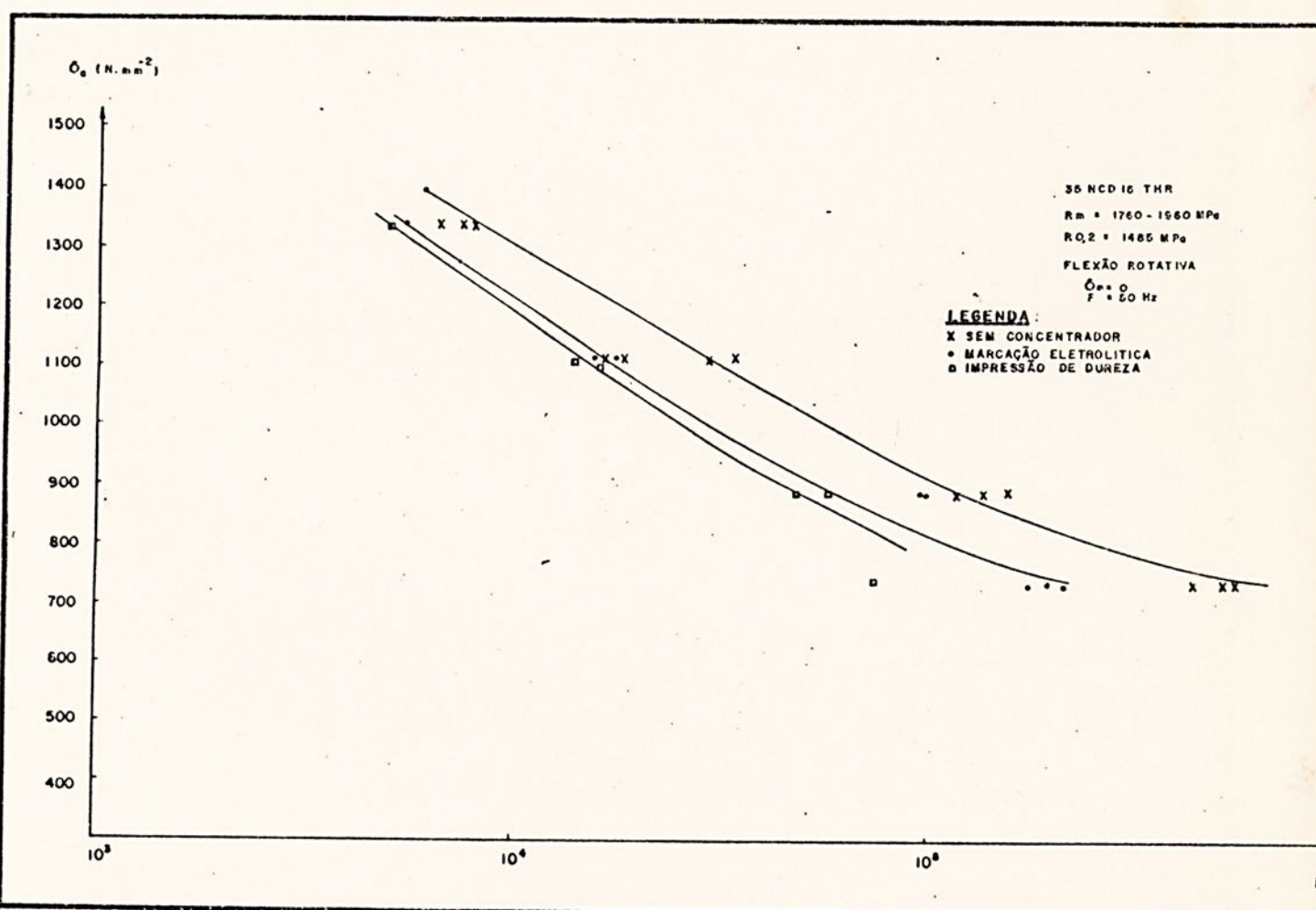


FIGURA 15. Curva S.N para o aço 35NCD16 na condição THR

Para uma avaliação dos dados contidos na Tabela 3 foi aplicado o método de Weibull [28], sendo as curvas encontradas apresentadas no Apêndice.

Procurando facilitar a visualização dos efeitos dos concentradores em estudo na vida em fadiga do material foi levantada as curvas $\log \sigma \times \log N$, $K_f \times N$ sendo a apresentado nas Figuras 16 e 17 respectivamente.



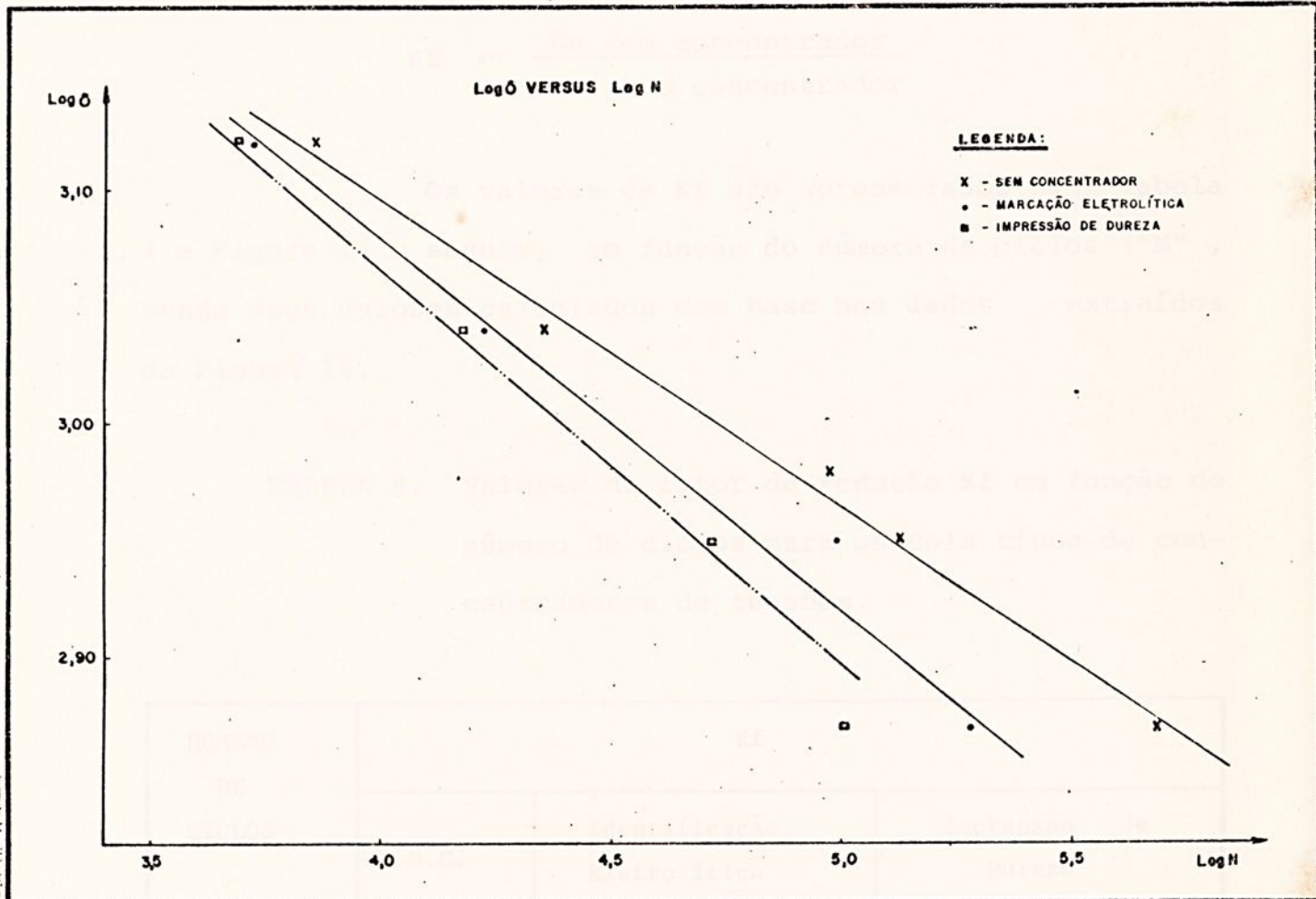


FIGURA 16. Curva de fadiga $\log \sigma \times \log N$ para o aço
35NCD16 THR

O fator redução da tensão "Kf" representa a relação entre as tensões de ruptura do corpo de prova sem con - centrador de tensões (ex.: sem entalhe) e com concentrador de tensões (ex.: com entalhe) para um determinado número de ciclos.

$$Kf = \frac{Sn \text{ sem concentrador}}{Sn' \text{ com concentrador}}$$

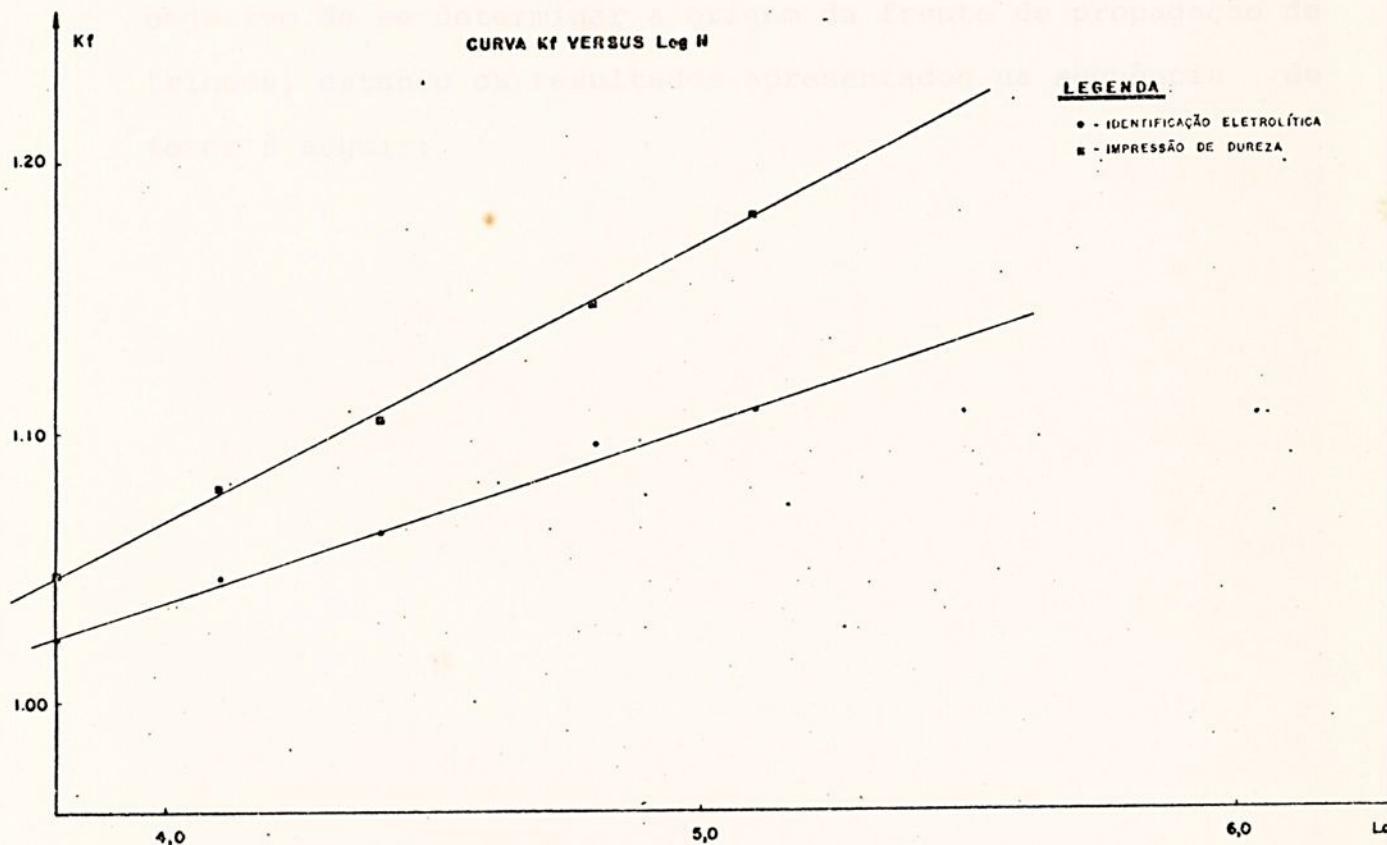
Os valores de Kf são apresentados na Tabela 4 e Figura 17 a seguir, em função do número de ciclos "N", sendo seus valores calculados com base nos dados extraídos da Figura 16.

TABELA 4. Valores do fator de redução Kf em função do número de ciclos para os dois tipos de concentradores de tensões.

NÚMERO DE CICLOS	Kf		
	S.C.	Identificação Eletrolítica	Impressão de Dureza
6309	1.0	1.023	1.047
12590	1.0	1.046	1.080
25118	1.0	1.063	1.106
63095	1.0	1.096	1.148
125892	1.0	1.109	1.180

IV.3 - Análise dos supratensões de fadiga

Para as diversas séries de solicitações a uma 10^{-4} das dimensões das peças de prova no ensaio de fadiga, foram obtidas as curvas de supratensões de fadiga em condições

FIGURA 17. Curva K_f versus $\log N$

IV.2. Análise das superfícies de fratura

Para os diversos níveis de solicitações a que foram submetidos os corpos de prova no ensaio de flexão rotativa, após a ruptura, as superfícies da fratura foram analisadas através de um Microscópio Eletrônico de Varredura, com o objetivo de se determinar a origem da frente de propagação de trincas, estando os resultados apresentados na sequência de fotos à seguir:



FIGURA 18. Fotomicrografia (020) da superfície de fratura do corpo de prova nº 2 (sem concentrador de tensões)

Obs.: Inclusão sub-superficial a qual originou a frente de propagação de trincas.

Nível de sollicitação $\sigma = 1340 \text{ MPa}$ (90% σ_e)

$N = 7.400$ ciclos

Aumento: 100 x (M.E.V.)



FIGURA 19. Fotomicrografia (021) da superfície de fratura do corpo de prova nº 2 (sem concentrador de tensão)

Obs.: Inclusão sub-superficial a qual originou a frente de propagação de trincas.

Nível de sollicitação σ = 1340 MPa (90% σ_e)
 N = 7400 Ciclos

Aumento: 655 x (M.E.V.)

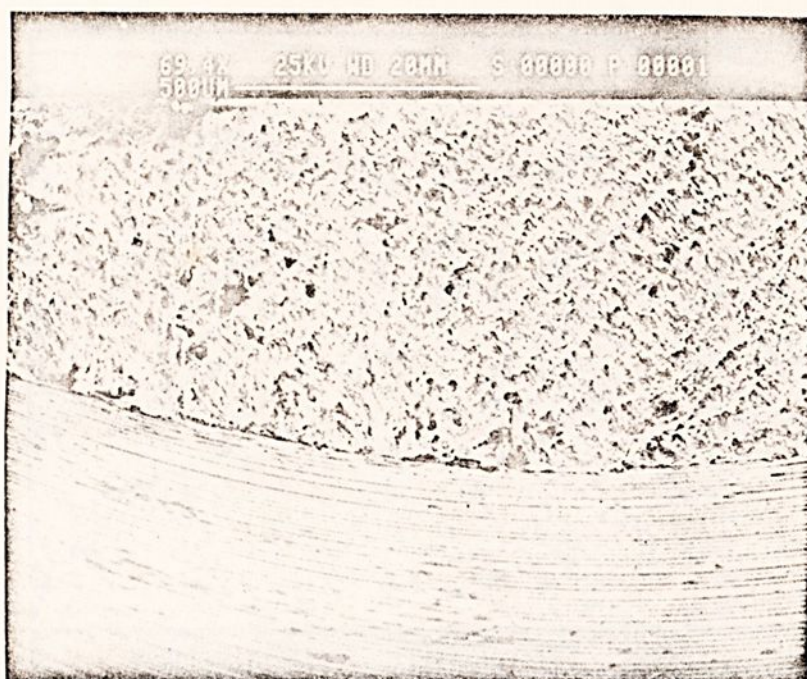


FIGURA 20. Fotomicrografia (01) da superfície de fratura do corpo de prova nº 25 (com identificação eletrolítica)

Observa-se a origem da frente de propagação de trincas no concentrador de tensões gerado pela identificação eletrolítica.

Nível de sollicitação $\sigma = 1340 \text{ MPa}$ (90 % σ_e)

$N = 7.300$ ciclos

Aumento: 69,4 x (M.E.V.)



FIGURA 21. Fotomicrografia (02) da superfície de fratura do corpo de prova nº 25 (com identificação eletrolítica)

Observa-se a origem da frente de propagação de trincas no concentrador de tensões gerado pela identificação eletrolítica

Nível de solicitação: $\sigma = 1340 \text{ MPa}$ (90% σ_e)

$N = 7.300$ ciclos

Aumento: 241 x (M.E.V.)



FIGURA 22. Fotomicrografia (03) da superfície de fratura do corpo de prova nº 25 (com identificação eletrolítica)

Apresenta as estrias de fadiga (espaçamento médio = $1,5 \mu\text{m}$)

Nível de solicitação: $\sigma = 1340 \text{ MPa}$ (90% σ_e)

$N = 7.300$ ciclos

Aumento: $1.230 \times$ (M.E.V.)



FIGURA 23. Fotomicrografia (07) da superfície de fratura do corpo de prova nº 19 (com identificação eletrolítica)

Observa-se o "dimple" que caracteriza uma fratura dúctil

Nível de sollicitação: $\sigma = 1340 \text{ MPa}$ (90% σ_e)

$N = 3.500$ ciclos

Aumento: 2.410 x (M.E.V.)



FIGURA 24. Fotomicrografia (032) da superfície de fratura do corpo de prova X' (com impressão de dureza)

Observa-se a frente de propagação de trincas originada na impressão de dureza.

Nível de sollicitação: $\sigma = 1340 \text{ MPa}$ (90% σ_e)

$N = 5.000$ ciclos

Aumento: 61,6 x (M.E.V.)



FIGURA 25. Fotomicrografia (019) da superfície de fratura do corpo de prova nº 6 (sem concentrador de tensões)

Observa-se uma inclusão sub-superficial, a qual originou a frente de propagação de trincas.

Nível de sollicitação: $\sigma = 1115 \text{ MPa}$ (75% σ_e)

$N = 29.000$ ciclos

Aumento: 48,7 x (M.E.V.)



FIGURA 26. Fotomicrografia (014) da superfície de fratura do corpo de prova nº 18 (com identificação eletrolítica)

Observa-se as estrias de fadiga (espaçamento médio = $1,5 \mu\text{m}$) , sendo que a origem da fratura ocorreu em duas frentes de propagação: identificação eletrolítica e superfície do lado oposto a identificação.

Nível de solicitação: $\sigma = 1115 \text{ MPa}$ (75% σ_e)

$N = 15.800$ ciclos

Aumento: $1510 \times$ (M.E.V.)



FIGURA 27. Fotomicrografia (016) da superfície de fratura do corpo de prova nº 22 (com identificação eletrolítica)

Observa-se o "fish-eye" discutido no capítulo I.3 (inclusão sub-superficial originou a frente de propagação de trincas).

Nível de sollicitação: $\sigma = 1115 \text{ MPa}$ (75% σ_e)

$N = 11.000$ ciclos

Aumento: 325 x (M.E.V.)

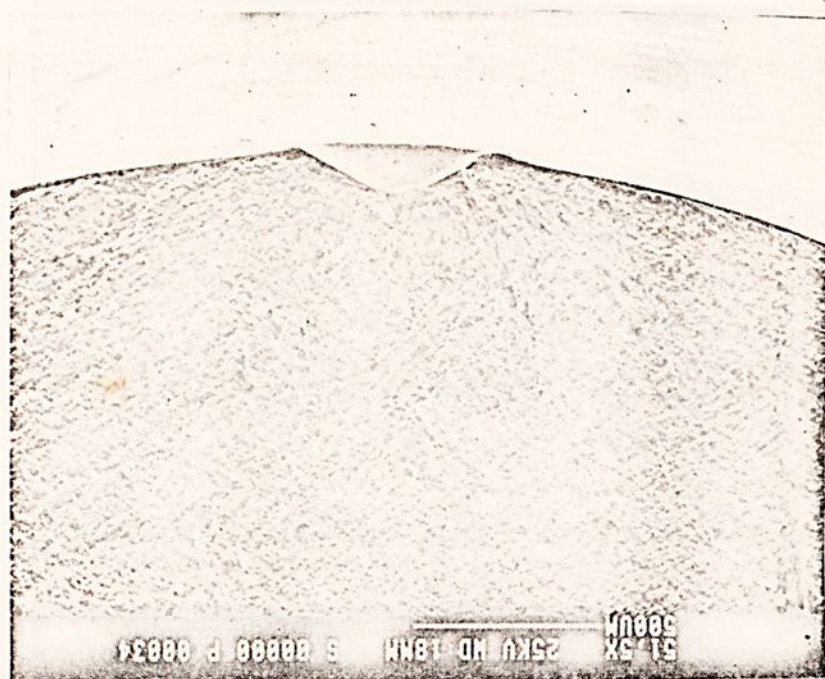


figura 28. Fotomicrografia (034) da superfície de fratura do corpo de prova Y' (com impressão de dureza)

Observa-se a frente de propagação de trincas com origem no concentrador de tensões por impressão de dureza.

Nível de solicitação: $\sigma = 1115 \text{ MPa}$ (75% σ_e)

$N = 14.100$ ciclos

Aumento: 51,5 x (M.E.V.)

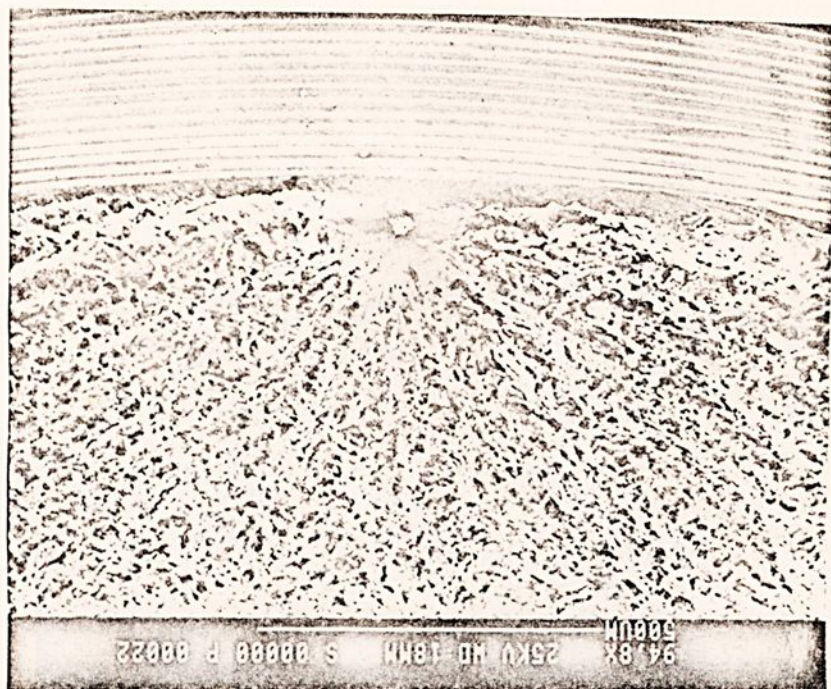


FIGURA 29. Fotomicrografia (022) da superfície de fratura do corpo de prova nº 15 (com identificação eletrolítica)

Observa-se uma inclusão sub-superficial a qual foi uma das origens da frente de propagação de trincas.

Nível de solicitação: $\sigma = 890 \text{ MPa}$ (60% σ_e)

$N = 98.500$ ciclos

Aumento: $94,8 \times$ (M.E.V.)



FIGURA 30. Fotomicrografia (039) da superfície de fratura do corpo de prova nº 38 (com identificação eletrolítica)

Apresenta duas frentes de propagação: inclusão não metálica e concentrador de tensões gerado pela identificação eletrolítica.

Nível de solicitação: $\sigma = 890 \text{ MPa}$ (60% σ_e)

$N = 96.400$ ciclos

Aumento: $27,9 \times$ (M.E.V.)



00204

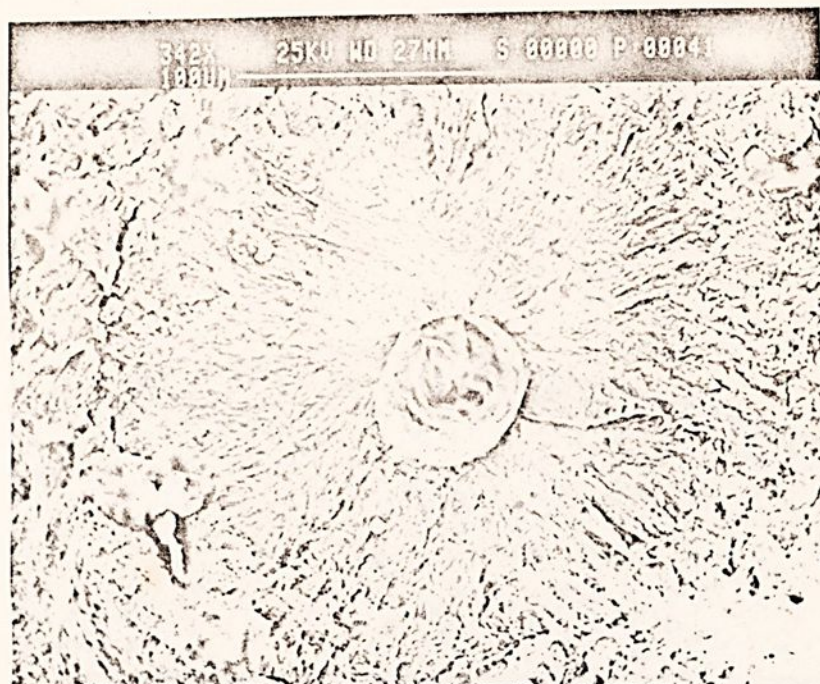


FIGURA 31. Fotomicrografia (041) da superfície de fratura do corpo de prova nº 38 (com identificação eletrolítica)

Apresenta a inclusão não-metálica sub-superficial

Nível de solicitação: $\sigma = 890 \text{ MPa}$ (60% σ_e)

$N = 96.400$ ciclos

Aumento: 342 x (M.E.V.)



FIGURA 32. Fotomicrografia (035) da superfície de fratura do corpo de prova X (com impressão de dureza)

Observa-se o concentrador por impressão de dureza a qual originou a frente de propagação de trincas.

Nível de sollicitação: $\sigma = 890 \text{ MPa}$ (60% σ_e)

$N = 47.600$ ciclos

Aumento: 54 x (M.E.V.)

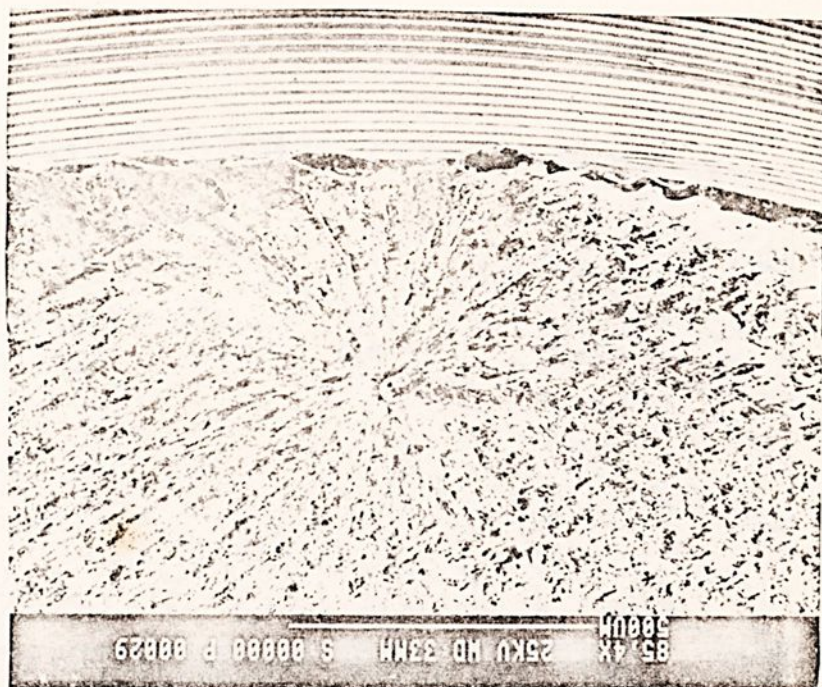


FIGURA 33. Fotomicrografia (029) da superfície de fratura do corpo de prova nº IV (sem concentrador de tensões)

Observa-se uma inclusão sub-superficial a qual originou a frente de propagação de trincas.

Nível de solicitação: $\sigma = 745 \text{ MPa}$ (50% σ_e)

$N = 542.900$ ciclos

Aumento: 85,4 x (M.E.V.)



FIGURA 34. Fotomicrografia (023) da superfície de fratura do corpo de prova nº 31 (sem concentrador de tensões)

Observa-se uma inclusão não-metálica sub-superficial bem característica de inclusão tipo óxido (diâmetro médio $\approx 14,6 \mu\text{m}$)

Nível de sollicitação: $\sigma = 745 \text{ MPa}$ (50% σ_e)

$N = 908.800$ ciclos

Aumento: 205 x (M.E.V.)



FIGURA 35. Fotomicrografia (024) da superfície de fratura do corpo de prova nº 31 (sem concentrador de tensões)

Observa-se uma inclusão não-metálica sub-superficial bem característica de inclusão tipo óxido (diâmetro médio $\approx 14,6 \mu\text{m}$)

Nível de sollicitação: $\sigma = 745 \text{ Mpa}$ (50% σ_e)

$N = 908.800$ ciclos

Aumento: 897 x (M.E.V.)

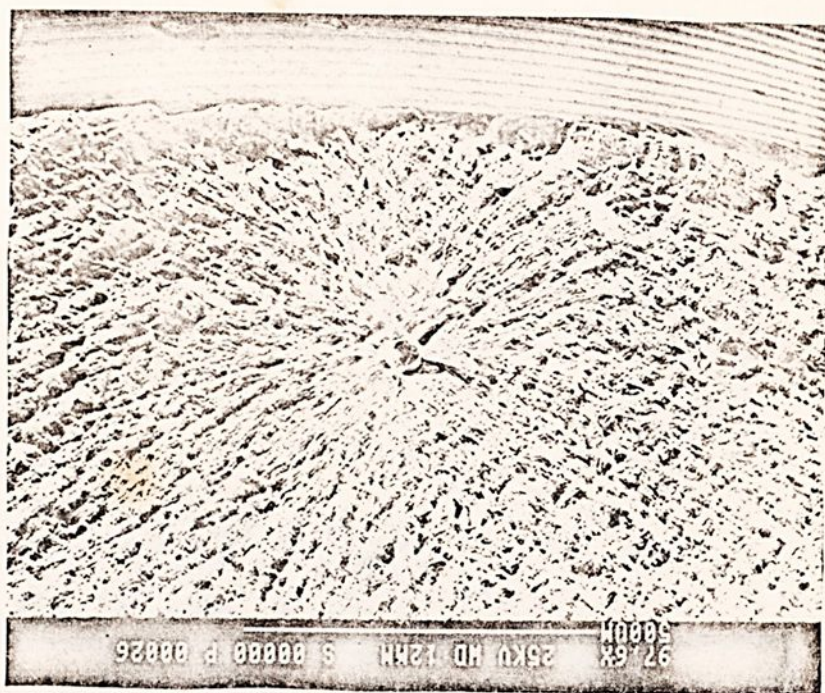


FIGURA 36. Fotomicrografia (026) da superfície de fratura do corpo de prova nº II (com identificação eletrolítica)

Observa-se uma inclusão não-metálica sub-superficial como uma das frentes de propagação de trincas.

Nível de solicitação: $\sigma = 745 \text{ MPa}$ (50% σ_e)

$N = 191.300$ ciclos

Aumento: 97,6 x (M.E.V.)

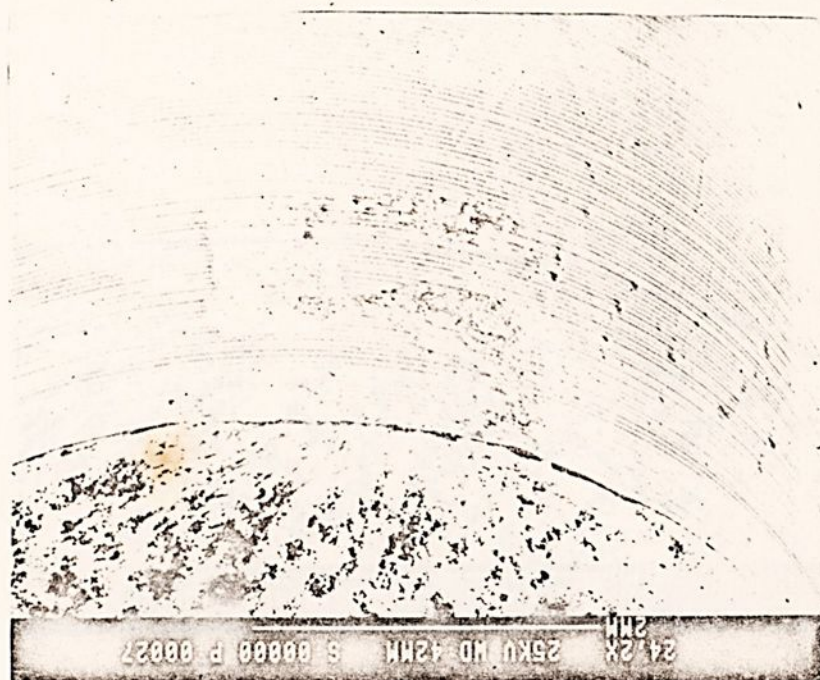


FIGURA 37. Fotomicrografia (027) da superfície de fratura do corpo de prova nº II (com identificação eletrolítica)

Observa-se a segunda frente de propagação da trinca originada no concentrador de tensões gerado pela identificação eletrolítica.

Nível de sollicitação: $\sigma = 745 \text{ MPa}$ (50% σ_e)

$N = 191.300$ ciclos

Âumento: 24,2 x (M.E.V.)



FIGURA 38. Fotomicrografia (028) da superfície de fratura do corpo de prova nº II (com identificação eletrolítica)

Apresenta com maior detalhe a origem da fratura no concentrador de tensões.

Nível de solicitação: $\sigma = 745 \text{ Mpa}$ (50% σ_e)

$N = 191.300$ ciclos

Aumento: 41,1 x (M.E.V.)



FIGURA 39. Fotomicrografia (030) da superfície de fratura do corpo de prova Z (com impressão de dureza)

Observa-se o concentrador por impressão de dureza

Nível de solicitação: $\sigma = 745 \text{ MPa}$ (50% σ_e)

$N = 73.500$ ciclos

Aumento: 45,6 x (M.E.V.)

V. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Ao ser analisada a Tabela 3 e Figura 15 observa-se que houve um decréscimo da vida em fadiga do aço 35NCD16 THR devido a presença do concentrador de tensões gerado pela identificação eletrolítica na superfície do corpo de prova. Este fato é caracterizado no diagrama de Woehler, pois as curvas dos cdp's com concentradores de tensões encontram-se deslocadas para a esquerda em relação a curva dos cdp's sem concentradores, caracterizando a ruptura prematura em qualquer nível de solicitação. Porém a influência do concentrador de tensões gerado pela impressão de dureza foi maior que a apresentada pela identificação eletrolítica.

Através da curva $\log \sigma \times \log N$ apresentada na Figura 16, observa-se que a medida que o nível de solicitação decresce, ocorre um aumento da redução da vida em fadiga (R), com uma tendência de R máximo próximo a vida infinita do material. Este fato confirma estudos realizados anteriormente [26][27].

Nos exames realizados através do M.E.V. na superfície de fratura para todos os níveis de solicitações, não foi verificado a característica de fragilização por hidrogênio ao ser analisado as origens das frentes de propagação de trincas.

O que se observou é que quando a origem da propagação de trincas não foi decorrente do concentrador de tensões gerado na superfície do cdp pela identificação eletrolítica ou impressão de dureza, a mesma foi decorrente de inclusões não-metálicas.

Nos corpos de prova identificados eletroliticamente a origem da frente de propagação de trincas foi proveniente do concentrador de tensões gerado na superfície, tal como mostram as



Figuras 20, 21, 30, 37 e 38 para os diversos níveis de solicitações.

No caso dos corpos de prova com impressão de dureza na superfície, a origem da frente de propagação de trincas foi proveniente do concentrador de tensões gerado na superfície, tal como mostram as Figuras 24, 28, 32 e 39.

Ao analisarmos os diversos níveis de solicitações, a que foram submetidos os corpos de prova, as seguintes observações foram feitas na superfície de fratura:

1. Altos níveis de solicitação ($\sigma = 90\% \sigma_e$):

As frentes de propagação de trincas foram bem caracterizadas sendo sua origem determinada pelo concentrador existente na superfície: identificação eletrolítica e impressão de dureza; e em cdp's sem concentrador de tensões na superfície a origem foi proveniente de inclusões não-metálicas (vide Figuras 18 a 24).

Em todos os corpos de prova o aspecto da fratura foi dúctil, caracterizado pela presença de "dimples" (conforme mostra a Figura 23).

2. Médio nível de solicitação ($\sigma = 75\% \sigma_e$):

Conforme ocorreu nos altos níveis de solicitação, o aspecto da fratura deixou bem caracterizado a origem da propagação de trincas.

Concentrador gerado pela identificação eletrolítica em cdp's identificados eletroliticamente, concentrador gerado pela impressão de dureza em cdp's com este tipo de concentrador e inclusões não-metálicas para cdp's sem concentradores de tensões na superfície (conforme mostram as Figuras

25 a 28).

3. Baixos níveis de solicitação ($\sigma = 50\% \sigma_e$)

As superfícies de fratura para os cdp's submetidos aos baixos níveis de solicitação foram de difícil análise tendo em vista que outros fatores passaram a ter relevância em relação aos concentradores de tensões existentes na superfície dos cdp's, como exemplo podemos destacar as inclusões não-metálicas.

As frentes de propagação passaram a não ser únicas conforme mostram as Figuras 30, 36, 37. O aspecto da superfície de fratura passou a ser irregular e grosseiro conforme mostra a Figura 39.

As inclusões não-metálicas como origem da propagação de trincas foram amplamente estudadas conforme descrito no parágrafo I.3.

As inclusões encontradas nas superfícies analisadas foram do tipo óxidos e apresentaram um valor de diâmetro médio de $20 \mu\text{m}$. Ao ser aplicado na Figura 3, para um nível de resistência mecânica de 260 Ksi, o valor médio de $20 \mu\text{m}$ que equivale a $78,7 \times 10^{-5}$ pol, obtém-se o valor de redução da vida em fadiga de aproximadamente 20%. Esta redução não deve ser considerada significativa, pois pode ser facilmente recuperada através de um processo mecânico, por exemplo a operação de Shot-peening.

Com o valor do diâmetro médio das inclusões não-metálicas encontradas na superfície da fratura e que originaram a frente de propagação de trincas, e ainda a dureza Vickers do material, foi possível através da equação 02 do parágrafo I.3 fazer uma previsão da tensão limite para a vida



em fadiga do material

$$\sigma_w = 1,56 (H_V + 120) / (\sqrt{\text{área}_i})^{1/6}$$

sendo $H_V = 540$

$$\text{área}_i = 17,7 \quad (\phi \text{ médio} \approx 20 \mu\text{m})$$

$$\therefore \sigma_w \approx 630 \text{ MPa}$$

Por outro lado ao se aplicar as equações da Figura 2 para o aço objetivo deste estudo, o qual apresentou no ensaio de tração o limite de ruptura [Rm] de 1875 MPa, pode-se encontrar o limite de endurance em flexão rotativa [σ_D] para um índice de confiança de 90%, o seguinte valor:

$$\sigma_D = R_m (0,56 - 1,4 \times 10^{-4} R_m)$$

$$\sigma_D \approx 560 \text{ MPa}$$

Ao se analisar os resultados dos ensaios realizados através das Figuras 15, 16 e 17 percebe-se uma tendência da vida infinita em torno de 650 MPa.

VI. CONCLUSÕES

1. Não foi verificada fratura com características de fragilização por hidrogênio nos corpos de prova identificados eletroliticamente.

2. Por outro lado, houve perda na vida em fadiga devido ao efeito do concentrador gerado pela identificação eletrolítica, sendo necessário se aplicar técnicas para compensar essa perda esperada, como por exemplo um prévio tratamento mecânico na superfície, ou procurar utilizar este tipo de identificação em superfícies submetidas a um nível de solicitação máximo de 400 MPa.

3. O efeito do concentrador de tensões gerado pela identificação eletrolítica tende a diminuir a resistência a fadiga do material.

Esta redução ficou bem caracterizada para altos e médios níveis de solicitações; para a vida próxima ao limite de fadiga outras heterogeneidades passaram a ter influência mais significativa, como por exemplo as inclusões não-metálicas.

4. O efeito de concentradores de tensões gerados pela impressão de dureza, foi mais significativo em baixos níveis de tensões, com uma tendência de valor máximo próximo ao limite de fadiga do material, fato que confirma estudos realizados anteriormente [26].



VII. SUGESTÕES

A fim de complementar o estudo iniciado neste trabalho e também apresentar novas bases de pesquisa são propostas algumas linhas de pesquisa apresentadas a seguir:

1. Variar alguns parâmetros do método de identificação eletrolítica conforme descrito no capítulo I.5 e procurar avaliar sua influência na vida em fadiga do material.

2. Verificar a influência de outros tipos de concentradores de tensões gerados por outros métodos permanentes de identificação: pantógrafo, processo químico e lápis pneumático.

3. Aplicar técnicas de tratamentos térmicos, mecânicos e outros, procurando eliminar a redução da vida em fadiga devido a presença de concentradores de tensões na superfície do material proveniente de algumas das técnicas de identificação permanente.



BIBLIOGRAFIA

- [1] W.M. Imrie
Undercarriage material requirements
Technical Information Service
American Institute of aeronautics and astronautics
- [2] K.F. Best
High Strength Materials for aircraft landing gear
aircraft Engineering - July 1986 - pp 14 a 24
- [3] S.S. Manson
Avoidance, Control, and Repair of Fatigue Damage
American Society for Testing and Materials, 1971
pp 254-346
- [4] Norme Française NF A 03-400
Essais de Fatigue - Principes généraux
Association française de normalisation, 1983.
- [5] J. Helmut Koll
Influência da estrutura sobre as propriedades de fadiga
em aços
Metalurgia - Vol. 22 nº 103 (junho 1966) pp 437 a 451
- [6] E.J. Paula Santos
Tratamento estatístico do problema de fadiga em aços do
tipo SAE 5135, SAE 8620 e SAE 8625
Metalurgia - Vol. 21 nº 89 (abril de 1965) pp 317 a 333
- [7] Metals Handbook - Vol. 1 Ninth Edition
Properties and Selection: Irons and Steels
American Society for metals

- [8] A. Brand et R. Sutterlin
Limite d'endurance des aciers en fonction de la charge
de rupture
Cetim, France, 1980
- [9] O. Wortman, H.N. Baez
Identificação e origem de inclusões não-metálicas nos
aços.
Metalurgia - Vol. 24 nº 128 (julho de 1968) pp 523 a 534
- [10] Penna, Eduardo
Identificação de inclusões não-metálicas em aços ao car -
bono.
Metalurgia - Vol. 32 - nº 224 (julho de 1976) pp 445 a
450.
- [11] R. Amaral Menezes, F.L. Bastian
Metalografia quantitativa aplicada ao controle de inclu -
sões não-metálicas em aços.
Metalurgia - Vol. 30 - nº 197 (abril de 1974) pp 243 a
250.
- [12] Standard ASTM E 45-85
Determining the inclusion content of steel
American Society for Testing and Materials
- [13] J. Lankford and F.N. Kusenberger
Initiation of fatigue cracks in 4340 steel
Metallurgical Transactions - Vol. 4 - (FEB 1973) 553 -
559
- [14] Ransom, J. T.
The effect of inclusions on the fatigue strength of SAE
4340 steels.



- Transactions ASM - Vol. 46 (1954) pp 1254-1269.
- [15] H.N. Cummings, F.B. Stulen and W.C. Schulte
Tentative Fatigue Strength Reduction factors for Silicate
-type inclusions in High-Strength steels.
Poc. ASTM 58 (1958) pp 505 - 514.
- [16] Y. Murakami, S. Kodama and S. Konuma
Quantitative evaluation of effects of non-metallic
inclusions on fatigue strength of high strength steels, I:
Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation
between the fatigue fracture stress and the size and
location of non-metallic inclusions.
INT. J. Fatigue 11 N. 5 (1989) pp 291 - 298
- [17] Y. Murakami and H. Usuki
Quantitative evaluation of effects of non-metallic
inclusions on fatigue strength of high strength steels
II:
Fatigue limit evaluation based on statistics for
extreme values of inclusion size.
INT. J. Fatigue 11 N 5 (1989) pp 299 - 307.
- [18] P.W. Ramsey. D.P. Kedzie
Prot Fatigue study of an aircraft steel in the ultra
high strength range.
Transactions AIME (april 1957, journal of metals) 401 -
406
- [19] M.I. Basso Bernardi
Permeação de hidrogênio através de metais pela aplicação
de técnicas eletroquímicas.
São Carlos, UFSCAR, 1988.



- [20] Fiore, N.F. et all
Measurement of hydrogen ingress, solubility and egress in alloys. Service conference on corrosion, New Orleans, 1978 pp 459 - 476.
- [21] U. Quaranta Cabral
A fragilização pelo hidrogênio de aços fracamente ligados e de aços de alta resistência mecânica.
Metalurgia - Vol. 25 - Nº 141 (agosto de 1969) pp 591 - 597.
- [22] Alexander R. Troiano
Delayed failure of high strength steels.
Case Institute - March 1958.
- [23] W.S. Hyler, L.P. Tarasov, R.J. Favor
Distribution of fatigue failures in flat hardened steel test bars. Proc. ASTM 58 (1958) pp 540 - 551
- [24] A.S. Sousa e Silva
Fratura por fadiga em aços a baixas intensidades de tensão.
Metalurgia ABM - Vol. 38 - nº 298 (setembro 1982) pp 529 - 534.
- [25] Norme Française NF A 03-402
Essai de Fatigue par Flexion Rotative
Association française de normalisation, 1983.
- [26] Herman Jacobus Cornelis Voorwald
Estudo sobre a influência de concentradores de tensões obtidos por deformação, no comportamento do aço ABNT 8640 ensaiado em fadiga por flexão rotativa.



Metalurgia - ABM - Vol. 42 nº 349, Dezembro de 1986.

- [27] Phillips, C.E. & Heywood, R.B.

The size effect in fatigue of plain and notched steel specimens loaded under reversed direct stress,
Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers,
Vol. 165, pp 113 - 124, 1951.

- [28] Robert W. Aamoth

An analysis of life characteristics with weibull probability paper.

General motors institute SP-F-281



APÊNDICE

Aplicando-se o método estatístico de Weibull para os resultados encontrados nos ensaios, verificou-se que os valores de N (número de ciclos até a ruptura) utilizados para plotar a curva $S \times N$ (Figura 15) representam a ruptura de 90% da amostra, demonstrando a confiabilidade ao utilizar-se do valor médio de N conforme foi feito anteriormente para cada nível de solicitação.

Este fato pode ser observado ao ser analisado os valores extraídos das abscissas dos gráficos a seguir para cada nível de solicitação e compará-los com os dados da Figura 15.

Para as curvas de Weibull com $\sigma = 50\%$ se temos que:

- no mínimo 70% dos corpos de prova sem concentrador de tensões terão rompido com uma vida de 6.0×10^5 ciclos.
- no mínimo 70% dos corpos de prova com concentrador gerado pela identificação eletrolítica terão rompido com uma vida de 4.0×10^5 ciclos.

Estes valores representam uma redução da vida em fadiga de aproximadamente 33%.

Este mesmo tipo de avaliação pode ser feito para os outros níveis de solicitações, não sendo necessário discutí-la nesta apresentação.

Os intervalos de confiança (5%, median ranks e 95%) estão apresentados nas figuras a seguir e devem ser utilizados quando for necessário uma análise mais criteriosa.

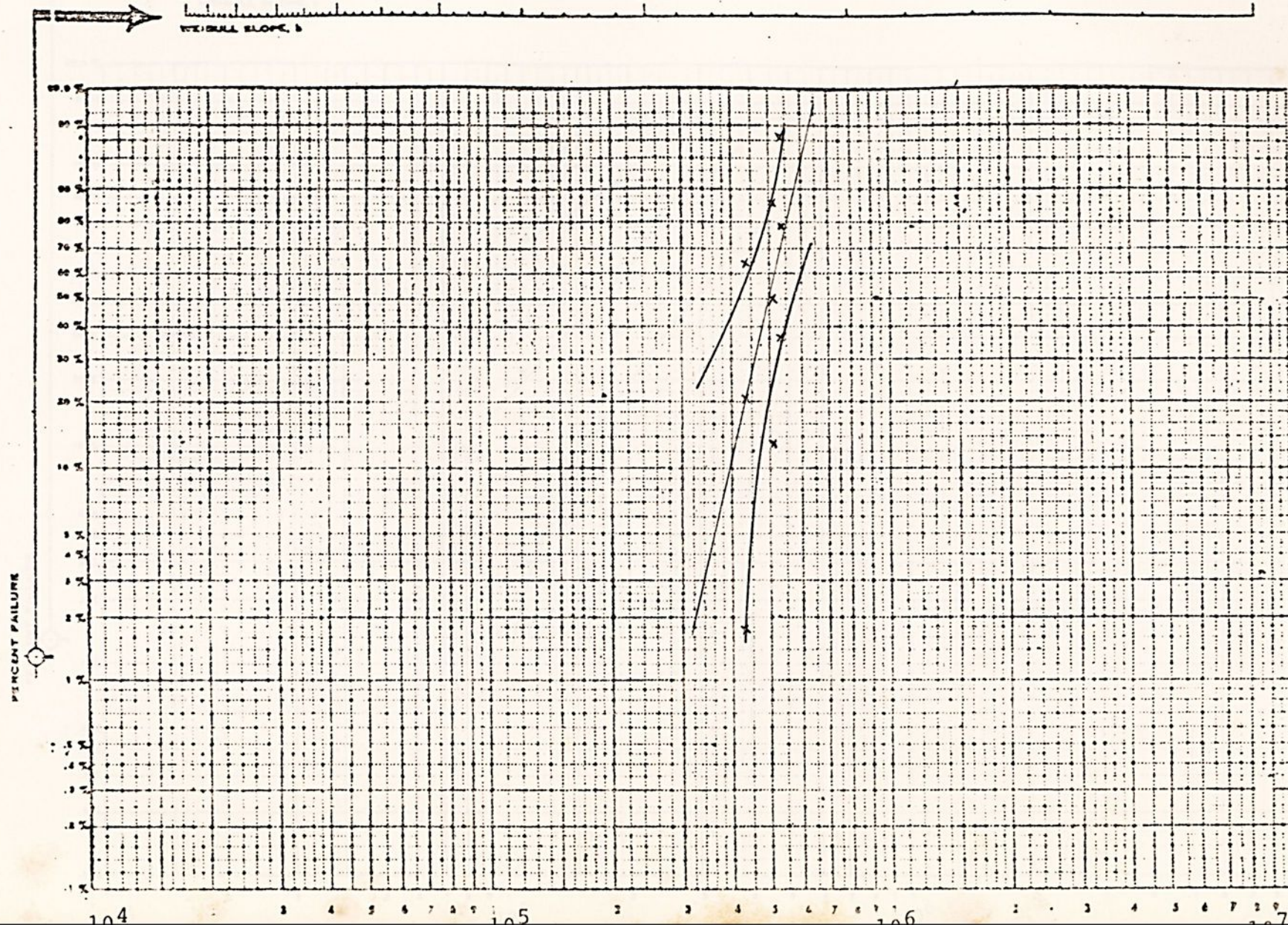


$\bar{\sigma} = 50\% \bar{\sigma}_e$ CDP'S SEM CONCENTRADOR DE TENSÕES NA SUPERFÍCIE

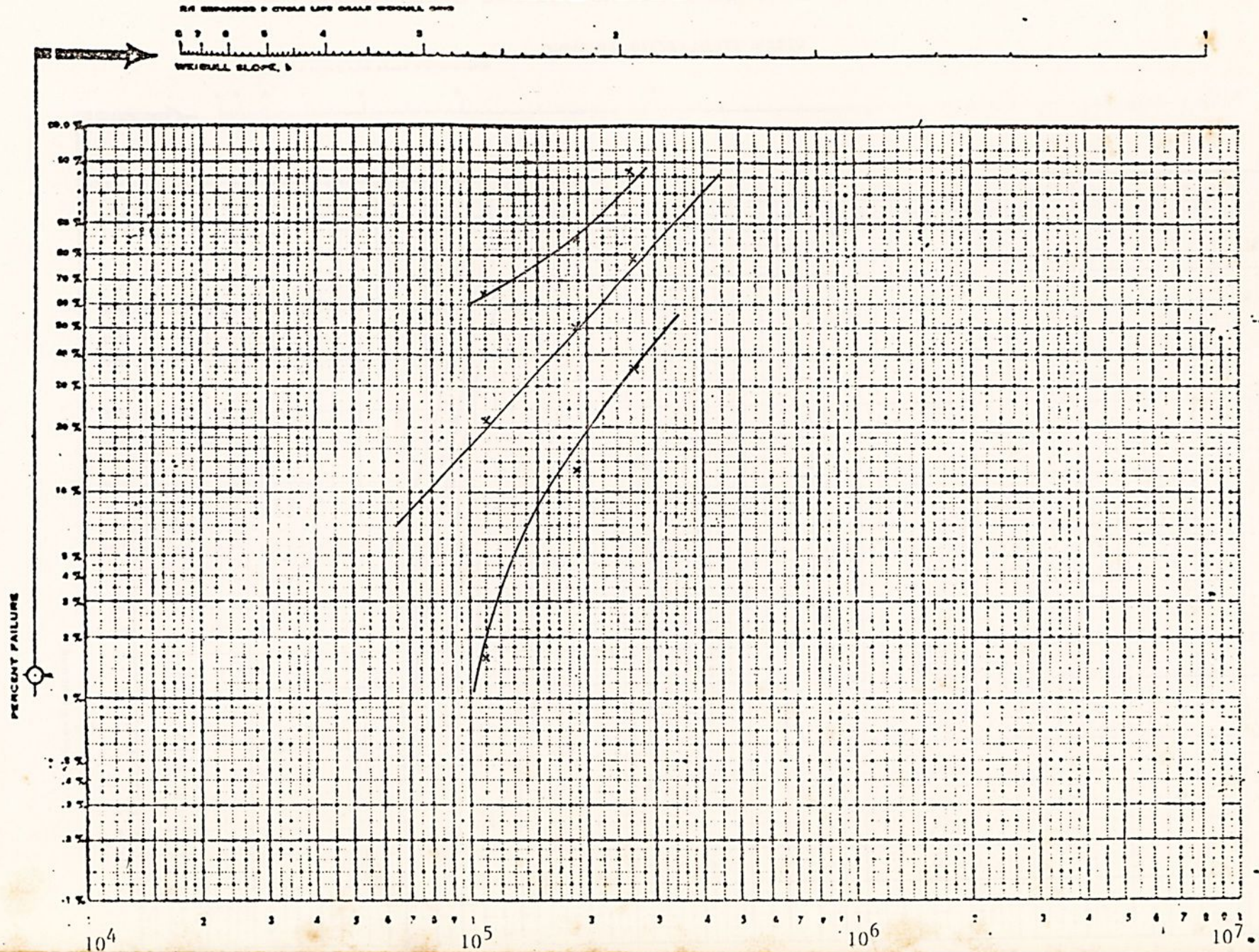
WEIBULL PROBABILITY PAPER

2.5 EXPANDED 5 CYCLE LIFE SCALE WEIBULL CURVE

WEIBULL SLOPE, b

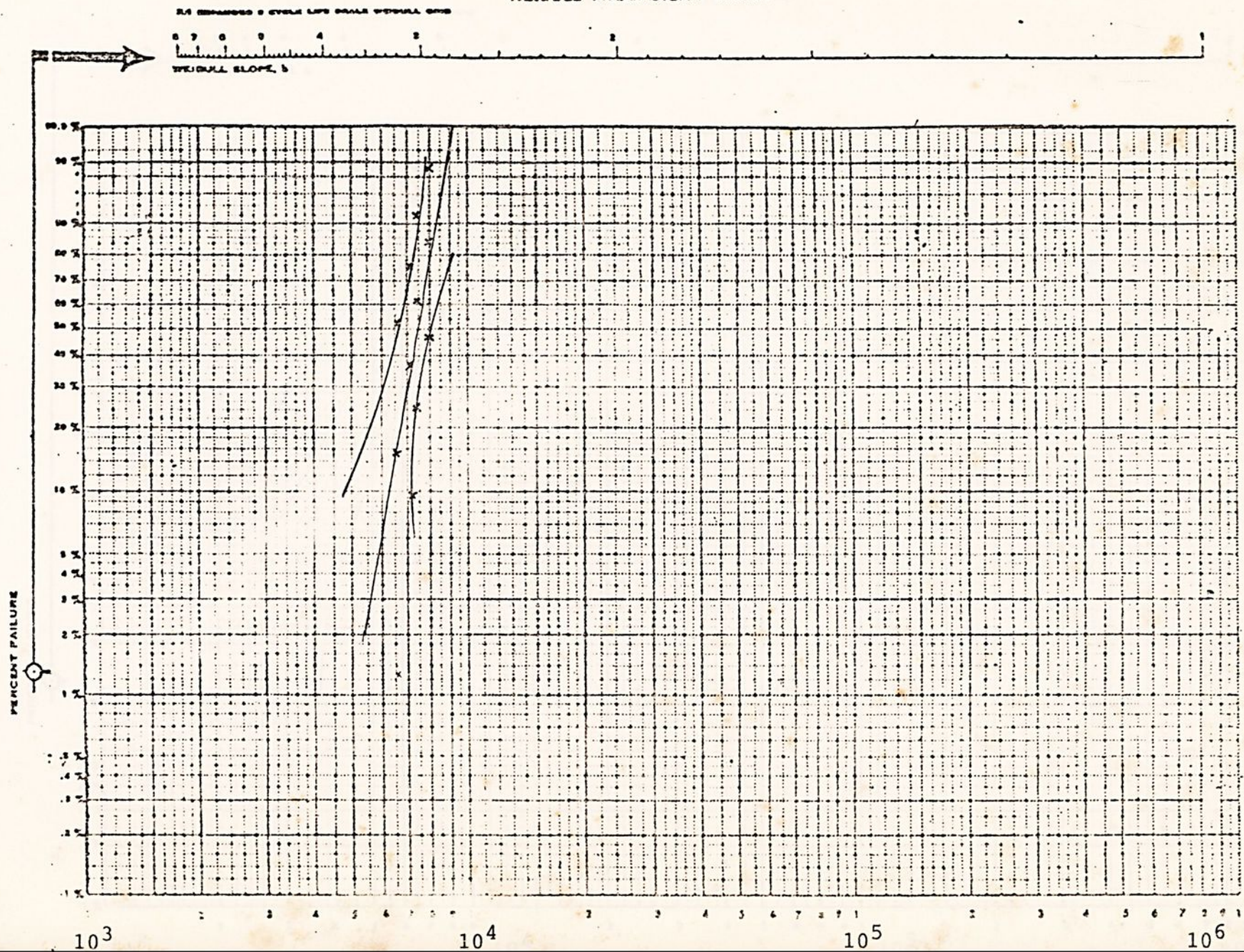


WEIBULL PROBABILITY PAPER



$\bar{V} = 90\% \bar{V}_e$ CDP'S SEM CONCENTRADOR DE TENSÕES NA SUPERFÍCIE

WEIBULL PROBABILITY PAPER



$\tau = 90\% \sqrt{e}$ CDP'S COM IDENTIFICAÇÃO ELETROLÍTICA

WEIBULL PROBABILITY PAPER

DE ESTIMADOS E CÍRCULO LIFE SCALE WEIBULL CURVE

WEIBULL SLOPE, b

