

UFPB - Universidade Federal da Paraíba - Campus I I  
CCT - Centro de Ciências e Tecnologia  
DEM -Departamento de Engenharia Mecânica



Aluno: Vinicius de Souza Melo

*Vinicius de Souza Melo*

Orientador: Marco Antonio dos Santos, D. Sc.

*Marco Antonio dos Santos*

Assunto: Relatório de Estágio

UFPB  
Paraíba  
março / outubro - 1998

Campina Grande, Outubro de 1998.






Biblioteca Setorial do CDSA. Abril de 2021.

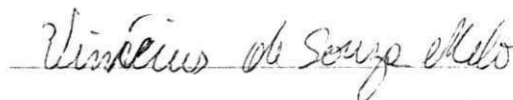
Sumé - PB

RELATÓRIO DE ESTÁGIO

BANCA EXAMINADORA:

nome	assinatura	nota
1. Marco Antonio dos Santos, D.Sc.		
2. Manassés da Costa Agra Melo,		
3. João Batista da Costa Agra Melo		

Aluno: Vinícius de Souza Melo



Estágio realizado na UFPB-  
CAMPUS I I, nos laboratórios  
do DEM, tendo como enfoque  
central o levantamento das  
propriedades mecânicas de uma  
liga de ferro fundido nodular  
austemperado, durante o período  
de março a outubro de 1998.

Campina Grande, PB-Outubro de 1998.

#### Agradecimentos

Ao Professor Marco Antonio dos Santos D,Sc, pela orientação e acompanhamento dos trabalhos, além de seu importante apoio moral, na condução de todas as etapas durante este período de estágio.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica, sobretudo, à Área de Materiais e Processos de Fabricação pela estrutura física cedida, bem como, ferramentas de trabalho.

Ao Laboratório de Solos, na pessoa do professor Afonso Macêdo Dr., pela disposição de seus computadores.

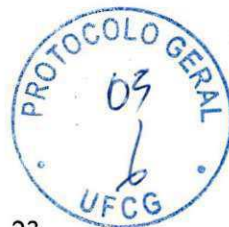
Ao professor Natanael Victor de Oliveira, Dr., pela orientação a cerca da utilização da linguagem Matlab.

A Nilson José de Araújo Barbosa (Setor de usinagem do DEM) pela ajuda na confecção do dispositivo de auto-escovamento da bomba d'água para refrigeração da máquina MTS.



## Índice

	pg.
Introdução	01
Revisão bibliográfica	02
1.0- Ferros fundidos nodulares bainíticos - Introdução -	02
1.0.1-Teoria de solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares	02
1.1-Aspecto do diagrama de equilíbrio para o sistema ferro-carbono	02
1.2-Descrição da sequência de solidificação de ferros fundidos cinzentos	03
1.3-Influência das variáveis de processo na solidificação de ferros fundidos cinzentos	03
1.3.1-Variação da composição química	04
1.3.2-Variação da velocidade de esfriamento	04
1.4- Tratamentos do banho metálico	04
1.5-Descrição da sequência de solidificação de ferros fundidos nodulares	05
1.6- Nucleação da grafita nos ferros fundidos cinzentos e nodulares	07
1.6.1 - Mecanismo de crescimento da grafita	08
2.0 - Processos de elaboração dos ferros fundidos cinzentos e nodulares	08
2.1 - Ferros fundidos nodulares bainíticos - efeitos da temperatura e do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas	08
2.1.1 - Superaquecimento	10
2.2 - Tratamento de inoculação	10
2.2.1 - Inoculantes utilizados	10
2.2.2 - Variáveis que afetam a inoculação	10
2.2.3 - Técnicas de inoculação	11
2.3 - Tratamento de nodulização	11
2.3.1 - Processos de adição de elementos nodulizantes	12
2.3.1.1 - Panela de pressão ou câmara de pressão	12
2.3.1.2 - Injeção	12
2.3.1.3 - Conversor	12
2.3.1.4 - Panela rotativa e panela dotada de grelha	12
2.3.1.5 - Plug poroso[4]	12
2.3.1.6 - Simples transferência	13
2.3.1.7 - Processo sandwich	14
2.3.1.8 - Panela com tampa dotada de orifício afunilado ("Tundish cover")	14
2.3.1.9 - Imersão por sino	14
2.3.1.10 - Processo de nodulização "in molde"	14
3.0 - Microestruturas e propriedades de ferros fundidos cinzentos e nodulares	17
3.1 - Correlação entre a microestrutura e propriedades mecânicas	17
3.2 - Efeito dos elementos químicos	18
3.2.1 - Composição química base	18
3.2.1.2 Forma da grafita define propriedades mecânicas dos ferros nodulares	21
3.2.2 - Elementos de liga	22
3.3 - Comentários gerais sobre algumas propriedades dos ferros fundidos	23
3.3.1 - Resistência ao impacto	23
3.3.2 - Resistência à compressão	23
3.3.4 - Módulo de elasticidade	23
3.3.5 - Resistência ao cisalhamento	23



3.3.6 - Resistência à flexão	23
3.3.7 - Resistência ao desgaste	24
3.3.8 - Usinabilidade	24
3.3.9 - Amortecimento das vibrações	24
4.0 - Tratamentos térmicos dos ferros fundidos cinzentos e nodulares	24
4.1 - Recozimento	24
4.2 - Alívio de tensões	25
4.3 - Normalização	26
4.4 - Têmpera e revenimento	26
4.5 - Endurecimento superficial	27
4.6 - Austêmpera e martêmpera	27
5.0 - Mecânica da fratura aplicada à fadiga	28
5.1 - Resistência à fadiga	28
5.2 - Os mecanismos da propagação de trincas em ferros fundidos	29
5.3 - Amplitude do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K_I$ )	30
5.4 - Curvas da $\log dN$ em função de $\Delta K_I$	31
5.5 - Fatores que influem na propagação de trincas por fadiga	33
5.5.1 - Efeito da tensão média	33
5.5.2 - Efeito de meios corrosivos na fadiga	34
5.5.3 - Efeito da temperatura	35
5.5.4 - Efeito da frequência	35
5.5.5 - Efeito da forma da onda de carregamento cíclico	35
5.5.6 - Efeito de variáveis metalúrgicas	35
5.6 - Integração da equação que relaciona $\log da/dN$ com $\Delta K_I$	35
6 - Materiais e métodos[9]	37
6.1 - Método usado para a contagem de nódulos de grafita	41
6.2 - Procedimento para o ensaio de fadiga	42
6.3 - Procedimento para a confecção do dispositivo de auto-escovamento da bomba d'água da MTS	42
7 - Resultados[4]	43
7.1 - Geração dos gráficos isoladamente para cada corpo de prova, a partir, do seu programa personalizado.	44
7.2 - Geração dos gráficos de forma conjunta para todos os corpos de prova	49
8.0 - Discussão	60
8.1 - Exemplo de aplicação em engenharia:	60
9.0 - Conclusão	62
Bibliografia	63
Anexo-1 - Fotos da MTS 810 e do laboratório	
Anexo-2 - Programa para tratamento dos dados experimentais.	
Anexo 3 - Tradução da norma para o ensaio de fadiga E-647.	



## Lista de figuras

	pg.
Fig. 1.1 - Secção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C	03
Fig.1.2 - Efeito da temperatura de vazamento no número de células eutéticas	05
Fig.1.3 - Efeito da secção no número de células eutéticas a várias distâncias da extremidade das peças fundidas.	06
Fig.1.4 - Esquema de uma curva típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares.	07
Fig.2.1 - Representação esquemática das reações de austêmpera	09
Fig.2.2 - Variação da quantidade de austenita presente na microestrutura em função do tempo de austêmpera a diferentes temperaturas.	09
Fig. 2.3- Processos de tratamento de nodulização	13
Fig. 2.4 - Processos de nodulização	15
Fig.2.5 - Principais alternativas do processo que utiliza panela com tampa dotada de orifício afunilado (tandisli cover)	16
Fig. 2.6 - Processo por imersão por sino	16
Fig. 2.7 - Processo in mold	16
Fig.3.1 - Secções Fe-Si, para 3% C (a) e Fe-C, para 2% Si(b), do diagrama Fe-C-Si	17
Fig.3.2 - Energia livre em função do teor de carbono	19
Fig.3.3 - formas da grafita nodular	21
Fig. 5.1 - Resistência à fadiga versus temperatura de austêmpera	28
Fig.5.2 - Curva de crescimento da trinca em um corpo de prova de aço baixo-carbono	31
Fig.5.3 - Crescimento da trinca para um aço baixo-carbono escala logarítmica	32
Fig.5.4 - Fator de intensidade de tensão, escala logarítmica	33
Fig.5.5 - A influência da tensão média nas taxas de propagação das trincas de fadiga	34
Fig.6.1 - Bloco Y usado para a obtenção do corpo de prova de tração	41
Fig.6.2 - Malha usada para a contagem de nódulos de grafita	41
Fig.6.3 - Esquema do sistema de refrigeração da MTS	42



---

## Introdução

Meu estágio foi realizado nos laboratórios do DEM (Departamento de Engenharia Mecânica) no campus II-UFPB, sob orientação do professor Marco Antonio dos Santos, D.Sc., onde foram desenvolvidas várias atividades como, revisão bibliográfica, preparação de corpos de prova para análise metalográfica, execução de ensaios de fadiga em 18 corpos de prova de ferro fundido nodular austemperado.

Elaborei um software, utilizando a linguagem Matlab, para análise dos dados obtidos nos ensaios de fadiga.

Elaboramos, com a orientação dos professores Manoel Cordeiro de Barros e Ioge J. R. da Costa, um dispositivo de auto-escovamento para a bomba d'água de refrigeração da máquina MTS-810, sendo fabricado com o auxílio de Nilson José de Araújo Barbosa (Setor de usinagem do DEM).





## Revisão bibliográfica

### 1.0 - Ferros fundidos nodulares bainíticos - introdução

Recentemente várias grandes empresas de engenharia por todo o mundo foram atraídas pela ampla faixa de propriedades oferecida pelo ferro fundido nodular austemperado (ou ADI - Austempered Ductile Iron). No momento muitas delas estão executando programas de desenvolvimento com o objetivo de abrir novos mercados para estes produtos. Antes que haja uma grande disseminação desta liga, porém, deve-se caracterizar de forma segura o efeito das variáveis de tratamento térmico e do teor de elementos de liga sobre as suas propriedades.

A máxima espessura de seção que pode ser austemperada com sucesso no caso de ferros fundidos não ligados varia de 10 a 15 mm. Portanto, em muitas aplicações é requerida a adição de elementos de liga para melhorar a sua temperabilidade. São geralmente usadas, para isso, ligas contendo Mn, Mo e Ni ou mesmo Mo e Cu. Sabe-se, porém, que o Mn tende a segregar de forma severa, causando, por isso, um efeito deletério nas propriedades mecânicas.

A realização de tratamentos térmicos de austêmpera tem proporcionado nos ferros fundidos nodulares uma ampla combinação de propriedades mecânicas, tornando-o um material atrativo para diversas aplicações, tanto as que necessitem de tenacidade elevada como as que exigem do material alta resistência ao desgaste.

Desta forma, combinações de propriedades mecânicas exigidas por determinados componentes e, até então, somente atendidas pelos aços passaram a ter os ferros fundidos como um material alternativo para a sua fabricação.

Inúmeros são os exemplos de componentes fabricados em ferro fundido nodular austemperado em que são relatados desempenhos superiores aos dos aços tradicionalmente empregados nestas aplicações, acompanhados, ainda, por uma redução de custo de fabricação. Podem ser citadas as aplicações na indústria automobilística, como em girabrequins, eixo-comando de válvulas, bielas, componentes do sistema de suspensão, suportes de molas de caminhões e diversos tipos de engrenagens; na indústria ferroviária, como em rodas para locomotivas e vagões, acoplamentos, sapatas de freio; em componentes de bombas e compressores, como corpos, rotores, girabrequins, eixos; na agricultura, como componentes de equipamentos e ferramentas; equipamentos de terraplenagem, escavação e mineração, principalmente em componentes resistentes ao desgaste, como pontas de escavadeira, cilindros, correntes transportadoras, rodas dentadas, dentre muitas outras.

Com o crescimento do campo de aplicações desses materiais, diversos estudos têm sido realizados, procurando otimizar as propriedades mecânicas relevantes a determinadas aplicações, tais como, resistência à fadiga, resistência ao desgaste e tenacidade e ao processo de fabricação, tendo-se verificado uma grande variação dessas propriedades em função, principalmente, das condições de tratamento térmico.[2]

#### 1.0.1- Teoria de solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares

##### 1.1 - Aspecto do diagrama de equilíbrio para o sistema ferro-carbono

O sistema Fe-C apresenta dois eutéticos devido a existência de equilíbrio estável ou metaestável, cuja diferença de temperatura para suas formações é no máximo de 7° C. O eutético estável é formado por austenita e grafita e o metaestável por austenita e carbonetos. Ver fig.1.1.

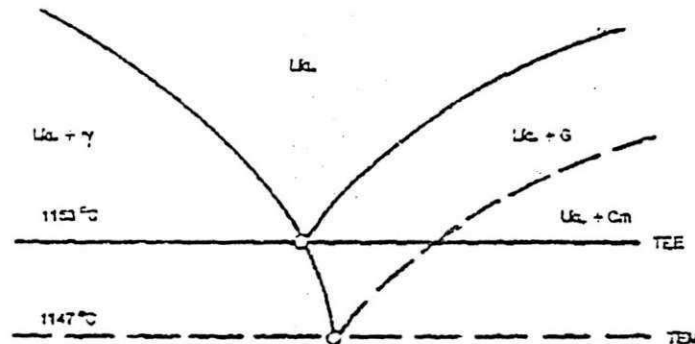


FIGURA 1.1- Seção próxima ao ponto eutético, no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C

## 1.2 - Descrição da seqüência de solidificação de ferros fundidos cinzentos

A solidificação é um processo de nucleação e crescimento das fases austenita, grafita e cementita. Via de regra, a solidificação não ocorre quando o banho atinge a temperatura de equilíbrio sólido/líquido, sendo necessário um certo super-resfriamento em relação à temperatura de equilíbrio para que os primeiros núcleos sejam formados, ou seja, para que possam num tempo limitado atingir um determinado tamanho crítico e crescer, dando seqüência a transformação de fase[2].

Os ferros fundidos hipoeutéticos normalmente solidificam-se dando início a formação de dendritas de austenita. No superesfriamento, conforme a temperatura decresce, o crescimento das dendritas de austenita continua, havendo um enriquecimento progressivo de carbono no líquido remanescente,

Quando o sistema atinge a temperatura de equilíbrio do eutético estável seu carbono equivalente é aproximadamente igual ao do eutético (4,3%) ocorrendo a separação simultânea de austenita e grafita através da transformação eutética.

Durante o processo de crescimento das células eutéticas, a queda da temperatura é interrompida, ocorre uma recalescência, com um aumento da temperatura do banho.

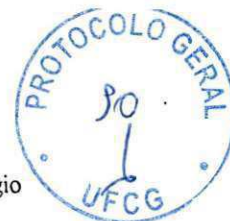
A recalescência é devido a um balanço entre o calor extraído pelo molde e o calor liberado ao meio pela reação de solidificação. A partir do momento em que as células começam a colidir umas com as outras, reduz-se progressivamente a velocidade de liberação de calor.

Quando o ferro fundido possui teores altos de fósforo pode ocorrer a formação de um eutético rico neste elemento, steadita, de ponto de fusão mais baixo que o de austenita e grafita,

## 1.3 - Influência das variáveis de processo na solidificação de ferros fundidos cinzentos

As variáveis de processo poderão influenciar a nucleação ou o crescimento, ou ambos, afetando assim, o processo de solidificação.

Três variáveis de processo permitem-se ação operacional sobre elas: Composição química, velocidade de esfriamento (extração de calor) e tratamentos do banho, que estão relacionados com a tendência nucleante do banho metálico. Estas são as variáveis principais.



### 1.3.1 - Variação da composição química

Com relação à termodinâmica, verificou-se que os elementos de liga alteram as condições de equilíbrio, isto é, as linhas do diagrama de equilíbrio, no que se refere a temperaturas e composições. Quanto a cinética das reações, também é afetada, devido a influência que os elementos de liga exercem sobre a velocidade de nucleação e crescimento.

A adição de silício, por exemplo, afeta a velocidade de crescimento, aumentando-a, semelhantemente com a adição de manganês e carbono, pelo contrário, o nitrogênio e o hidrogênio provocam a diminuição da velocidade de crescimento das células eutéticas.

Conclui-se a partir de experimentos, que, mantendo-se constantes a velocidade de esfriamento e tratamentos do banho, uma mudança na velocidade de crescimento das células eutéticas, causada pela composição química, influi diretamente no grau de super-resfriamento. Sendo assim, quanto menor a velocidade de crescimento, maior é o super-resfriamento[2].

### 1.3.2 - Variação da velocidade de esfriamento

Fixando-se a composição e inoculação do banho, e variando-se a velocidade de esfriamento observou-se em experimentos que o super-resfriamento aumenta com o acréscimo da velocidade de esfriamento.

O número de núcleos, de células eutéticas e a velocidade de crescimento aumentam com a velocidade de esfriamento, já que variam diretamente com o grau de super-resfriamento.

Devido a ramificação do esqueleto de grafita depender da velocidade de crescimento da célula eutética, quanto maior for a velocidade de crescimento mais ramificado será o esqueleto e mais fina será a grafita.

Para variar a velocidade de esfriamento, podem-se utilizar basicamente dois métodos:

a) alterar a velocidade de extração de calor pelo molde através da variação da espessura do molde e/ou do material que o constitui.

b) modificar a temperatura de vazamento - quanto mais alta a temperatura de vazamento, mais devagar a peça se esfria, pois o molde é rapidamente encharcado de calor, reduzindo, conseqüentemente, a velocidade da condução de calor pelo mesmo.

A velocidade de resfriamento é aumentada com baixas temperaturas de vazamento, e estas, quanto mais baixas, maior o número de células em crescimento. Isto melhora o refinamento microestrutural, apresentando, porém, o inconveniente do aumento da tendência à formação de ferro fundido branco, além disso, pode ocorrer a formação de defeitos causados por gases. Ver fig. 1.2.

c) Diminuindo-se o tamanho da secção de peças fundidas, aumentam-se a velocidade de esfriamento, o número de núcleos e conseqüentemente o número de células eutéticas. Ver fig. 1.3.

### 1.4- Tratamentos do banho metálico

O número de núcleos disponíveis para o crescimento das células eutéticas é influenciado pela sua composição microestrutural, através da variação de sua composição química, e/ou, da variação de sua velocidade de resfriamento. Além destes, algumas outras formas podem afetar as condições de nucleação do banho metálico, tais como:

a) Superaquecimento - Consiste no aquecimento do metal líquido e posterior manutenção a uma dada temperatura, afetando a nucleação nos ferros fundidos.

No banho metálico ocorre muitos núcleos de solidificação instáveis que, com





superaquecimento são destruídos ou têm o seu tamanho reduzido. Desta forma, ocorre uma homogeneização do banho. Após esse tratamento procede-se a inoculação de compostos grafitizantes, quando então ocorre a restituição dos núcleos necessários para que a solidificação se verifique segundo o sistema estável austenita-grafita.

b) inoculação - Consiste na adição ao banho metálico, de compostos grafitizantes geralmente ricos em silício, momentos antes do vazamento. A inoculação provoca um aumento do número de células eutéticas e uma diminuição do super-resfriamento necessário à solidificação, reduzindo, portanto, a velocidade de crescimento.

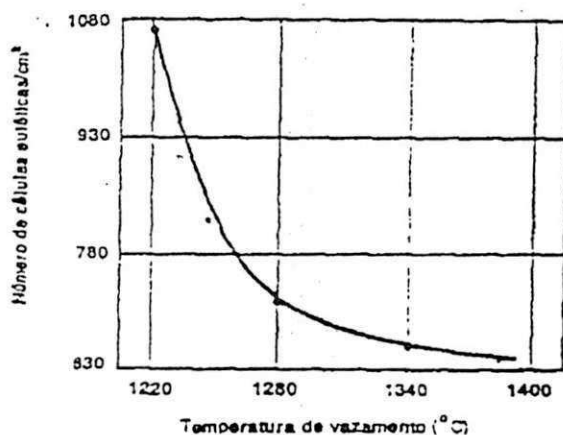


FIGURA 1.2 - Efeito da temperatura de vazamento no número de células eutéticas

Este processo aumenta o poder nucleante do metal líquido minimizando, para uma dada velocidade de extração de calor, a tendência à formação de ferro fundido branco.

### 1.5 - Descrição da seqüência de solidificação de ferros fundidos nodulares

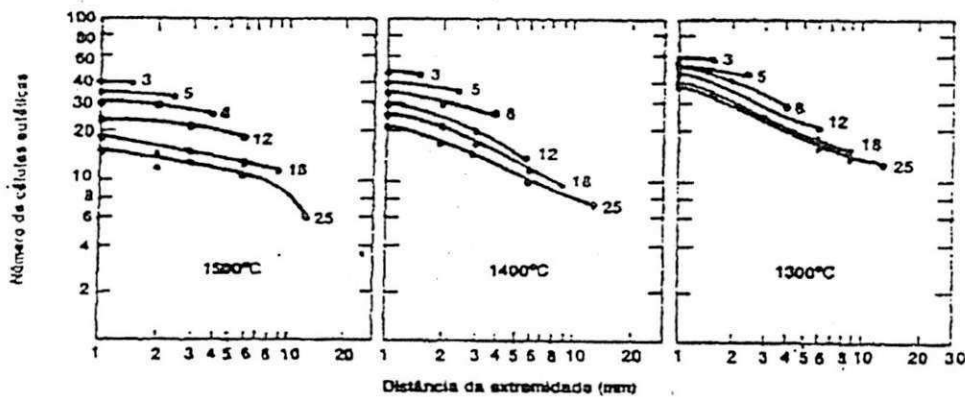
No ferro fundido nodular hipoeutético, a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono. À medida que a temperatura diminui, o líquido residual torna-se mais rico em carbono e silício que são rejeitados à proporção que a austenita cresce. Após um determinado super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético estável, começam a se formar nódulos de grafita no líquido residual saturado em carbono e silício. Os nódulos de grafita formados a partir do líquido são posteriormente encapsulados por um invólucro de austenita. O crescimento dessas células ou grãos eutéticos prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa[2].

Para ligas eutéticas a solidificação inicia-se após um certo super-resfriamento abaixo da temperatura do eutético, com a formação de nódulos de grafita em contato direto com o líquido. A grafita é posteriormente envolvida pela austenita formada na reação eutética, completando-se o processo após a liberação do calor latente de solidificação. Nessas ligas não deveria ocorrer a formação de dendritas de austenita, todavia, como ocorre um super-resfriamento antes da formação de nódulos de grafita e como se tem geralmente gradientes elevados de temperatura nas peças fundidas pode haver a formação de uma fina rede de dendritas de austenita.

A estrutura dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos difere das anteriores, pois



nestas ligas a grafita é fase primária. Abaixo da temperatura de líquidus hipereutética a grafita nodular precipita-se a partir do banho que, à medida que a temperatura diminui, tem sua composição cada vez mais próxima da eutética, tal reação, ocorre após um certo super-resfriamento, formando-se então mais nódulos de grafita, os quais são posteriormente envolvidos pela austenita.



Nota: Os números das curvas indicam a espessura das placas, em milímetros.

FIGURA 1.3 Efeito da secção no número de células eutéticas a várias distâncias da extremidade das peças fundidas

Uma diferença fundamental entre ligas hipereutéticas e ligas eutéticas e hipoeutéticas, é a de que nas hipereutéticas têm-se nódulos de tamanhos bastante diferentes. Os nódulos maiores são os correspondentes aos que se formaram entre as temperaturas de líquidus hipereutética e a do eutético, enquanto os menores são provenientes da reação eutética.

Segundo Schobel [2] foram formuladas três teorias a respeito da origem da grafita em nódulos nos ferros fundidos, a saber:

a) a solidificação dar-se-ia segundo o sistema metaestável, ocorrendo a decomposição da cementita durante o esfriamento, dando origem aos nódulos de grafita;

b) a solidificação dar-se-ia segundo o sistema estável, sendo os nódulos de grafita nucleados na austenita supersaturada em carbono, e

c) os nódulos de grafita seriam formados diretamente do líquido sendo, num estágio posterior, envolvidos por austenita. O crescimento dos nódulos após a formação dos invólucros dar-se-ia por difusão de carbono do líquido para a grafita, através da austenita.

As curvas de resfriamento, correspondentes à solidificação dos ferros fundidos nodulares, são bastante diferentes das obtidas para os ferros fundidos cinzentos.

A solidificação do eutético nos ferros fundidos nodulares hipoeutéticos inicia-se na periferia e prossegue, gradativamente, em direção ao centro, enquanto nas ligas hipereutéticas, o início da solidificação é quase simultâneo em todas as regiões dos corpos de prova. A fig. 1.4 apresenta esquematicamente uma curva de esfriamento típica, proveniente da análise térmica de um ferro fundido nodular hipoeutético.

Sabe-se que o número de nódulos de grafita é cerca de 160 a 200 vezes maior que o número de células eutéticas obtido para um ferro fundido cinzento de mesma composição química. Isto indica que o grau de nucleação é maior para os ferros fundidos nodulares.



O crescimento do eutético no ferro fundido nodular dar-se-ia por difusão de carbono do líquido para a grafita através da austenita, sendo de se esperar uma pequena velocidade de crescimento para o eutético.

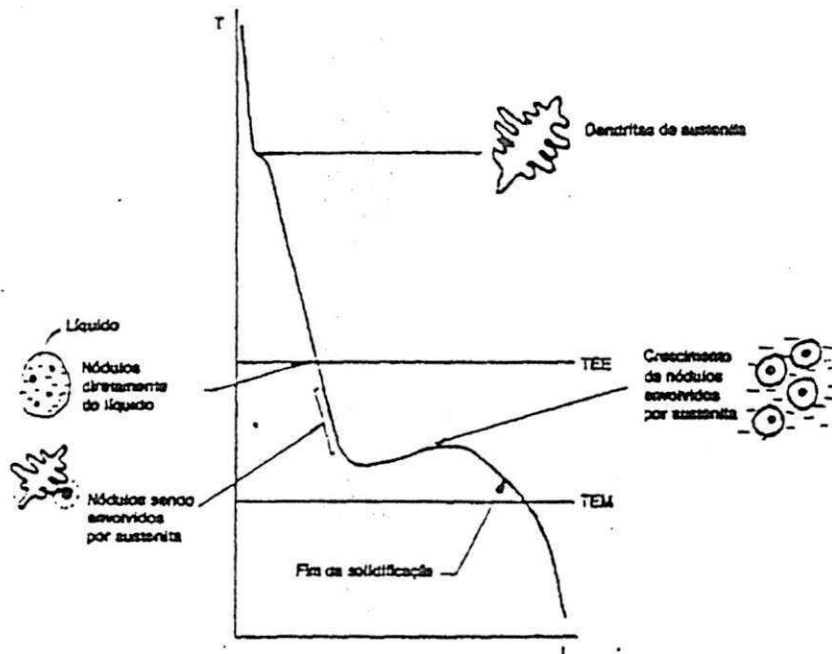


FIGURA 1.4- Esquema de uma curva típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares

Há um maior super-resfriamento nos ferros fundidos nodulares do que nos cinzentos, Kusakawa e Kim [2] apresentam uma explicação para isto. Segundo eles, o aumento do super-resfriamento seria devido aos óxidos e aos sulfetos, que atuam como núcleos para a solidificação do eutético e que seriam removidos pelas adições do nodulizante e do inoculante.

#### 1.6- Nucleação da grafita nos ferros fundidos cinzentos e nodulares

A nucleação da grafita na solidificação do eutético austenita-grafita é a mais difícil. Mesmo em banhos não inoculados, a nucleação heterogênea da grafita é possível, uma vez que existem impurezas nas ligas comerciais, que tornam-se centros efetivos de nucleação e crescimento da grafita. Nos ferros fundidos, cada núcleo em crescimento dá origem a uma célula eutética, que nos ferros fundidos nodulares é constituída pelo nódulo de grafita e seu invólucro de austenita. A determinação do número dessas células fornece, portanto, uma medida do poder nucleante do banho metálico.

Com respeito as características que uma partícula nucleante deve apresentar, temos que, a adsorção de elemento tenso-ativo estaria ligada, por exemplo, à variação da energia dos planos cristalinos.

A inoculação seria portanto a adição de compostos que propiciariam a nucleação heterogênea, seja ela endógena, onde os núcleos são formados por reações das partículas do composto adicionado no interior do banho líquido, ou exógena, onde a própria partícula do composto adicionado serve de substrato para a formação do núcleo. Há, no entanto, a hipótese de que a função do inoculante não seria a de introduzir partículas para agir como substratos, eles atuam criando regiões em que a solubilidade de carbono seria baixa,



proporcionando condições favoráveis à nucleação de grafita [2].

Os centros efetivos para a nucleação da grafita, citados na literatura, são partículas residuais de grafita, óxidos, particularmente sílica, silicatos, regiões ricas em silício, carbeto (carbeto iônico ou carbeto de silício), sulfetos, bolhas de gás, nitretos e inclusões.

Muitas teorias foram elaboradas mediante experimentos para definir as etapas da nucleação da grafita [2]. Observa-se a influência marcante do tipo de partícula que atua como centro efetivo para a nucleação da grafita nos ferros fundidos. Os fatores que determinam a efetividade dessas diferentes partículas relacionam-se a:

a) tipo de forno utilizado - em virtude de condições mais favoráveis para a formação de óxidos, notadamente sílica;

b) matérias-primas empregadas - devido à existência ou não de partículas de grafita no banho metálico ou formação de bolhas de gás;

c) teor de enxofre do metal líquido - para que a inoculação seja mais eficiente e para promover a formação de sulfetos;

d) tipo de inoculante utilizado - em decorrência da possibilidade de se utilizar materiais a base de grafita ou compostos ricos em silício, que poderiam atuar provocando marcante segregação desse elemento ou formando compostos transitórios como o carbeto de silício, ou ainda presença de elementos formadores de carbeto iônico, óxidos ou sulfetos, e

e) histórico térmico do banho - notadamente o superaquecimento, por causar a eliminação de partículas de sílica em suspensão ou a dissolução de partículas residuais de grafita.

### 1.6.1 - Mecanismo de crescimento da grafita

Vários mecanismos foram propostos para explicar o motivo da grafita crescer de maneira esferoidal nos ferros fundidos. Buttner, Taylor e Wulff [2] estabeleceram a hipótese de que o valor da energia de interface grafita-líquido poderia explicar a formação dos nódulos. Estes autores constataram que um banho de ferro fundido cinzento, contendo elevado teor de enxofre, submetido à fusão sob atmosfera de hélio num forno a indução dotado de cadinho de grafita, molhava o cadinho, ao passo que para um ferro fundido nodular isso não ocorria. Isto levou-os a concluir que a energia de interface grafita-líquido era menor para o ferro fundido cinzento, seria necessário atingir-se um determinado valor a partir do qual ocorreria a formação de grafita esferoidal.

Outras experiências mostraram que ligas Fe-C-Si puras não molhavam o cadinho de grafita; quando se adicionou enxofre e oxigênio, essas ligas passaram a molhá-lo. A remoção de elementos ativos superficialmente, tais como enxofre e oxigênio, através de elementos nodulizantes, faria com que a energia de interface grafita-líquido aumentasse, atingindo um valor tal que a grafita formada fosse nodular [2].

## 2.0- Processos de elaboração dos ferros fundidos cinzentos e nodulares

### 2.1 - Ferros fundidos nodulares bainíticos - efeitos da temperatura e do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas

As transformações de fase, que ocorrem nos tratamentos térmicos de austêmpera de ferros fundidos nodulares, são semelhantes às verificadas nos aços contendo teores de silício elevados (2%) [1].

Nestas ligas, a reação bainítica tem início com a formação de agulhas de ferrita a partir da austenita, denominadas "ferrita bainítica". Com a nucleação dessa ferrita, que se forma inicialmente junto à interface austenita-grafita, no caso dos ferros fundidos ou em contornos de grãos austeníticos nos aços, ocorre difusão de carbono para a austenita adjacente às agulhas de ferrita. O enriquecimento da austenita em carbono cria condições para

a precipitação de carbonetos, que, entretanto, é retardada nos ferros fundidos e aços alto Si, devido à presença dos teores elevados de silício presente na austenita. Desta forma, à medida que o tratamento isotérmico prossegue, com a nucleação e o crescimento da ferrita bainítica, o teor de carbono da austenita torna-se mais elevado, passando, para determinada concentração de carbono, a apresentar temperatura  $M_s$  abaixo da temperatura ambiente, o que a tornaria estável, caso o tratamento térmico fosse interrompido. De acordo com Johansson[1], o teor de carbono na austenita poderia atingir 2%, apresentando esta austenita temperatura  $M_s$  inferior a  $-120^\circ\text{C}$ .

Se entretanto, o tratamento isotérmico for prolongado, ocorre a decomposição desta austenita enriquecida em carbono, com a formação de ferrita e carbonetos. Assim, prosseguindo-se o tratamento isotérmico, ocorreria uma redução na quantidade de austenita da estrutura, este fato, associado à formação de carbonetos, provocaria a redução da tenacidade do material, sendo esta etapa da reação considerada como fragilizante. A cinética desta reação de fragilização depende de diversos fatores, podendo citar-se a composição química e a temperatura de austêmpera como sendo as mais importantes.

Os esquemas apresentados na fig.2.1, mostram as etapas da transformação bainítica com o tempo, para duas situações distintas em que se formam bainita superior a bainita inferior. Para a composição química apresentada na tabela 2.1. Verifica-se na fig.2.1 que às temperaturas mais elevadas de austêmpera em que se forma bainita superior, consegue-se obter, para determinados tempos de austêmpera, estruturas compostas por ferrita e austenita, além da grafita, sendo esta a estrutura visada quando se necessita de material de elevada tenacidade e ductilidade. No esquema desta mesma figura, referente a tratamento a baixas temperaturas, com a formação de bainita inferior, observa-se que a precipitação de carbonetos inicia-se para tempos mais curtos, não ocorrendo estruturas compostas unicamente por ferrita e austenita, havendo sempre a presença de uma fase dura e frágil, a martensita para tempos curtos de tratamentos ou carbonetos para tratamentos mais prolongados.

As quantidades de ferrita bainítica e de austenita estabilizada no tratamento de austêmpera seriam função de tempo e da temperatura de austêmpera, conforme mostram os resultados de Verhoeven[1] na fig.2.2, sendo as quantidades de austenita estabilizada tanto maiores quanto mais elevada a temperatura de austêmpera.

Desta forma, torna-se importante o acompanhamento da reação bainítica, visando-se estabelecer as condições de processo de forma a evitar que a reação de fragilização ocorra.

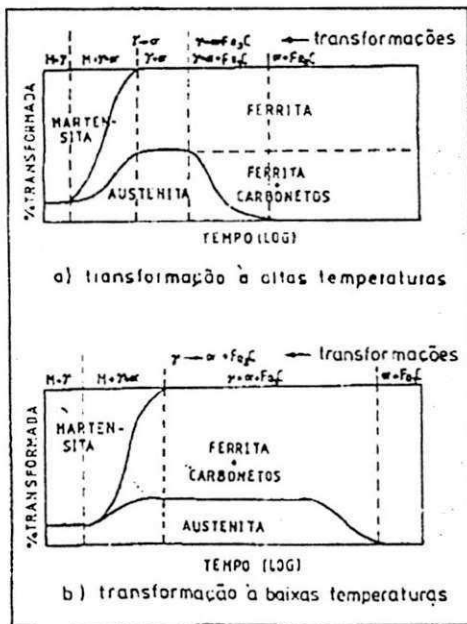
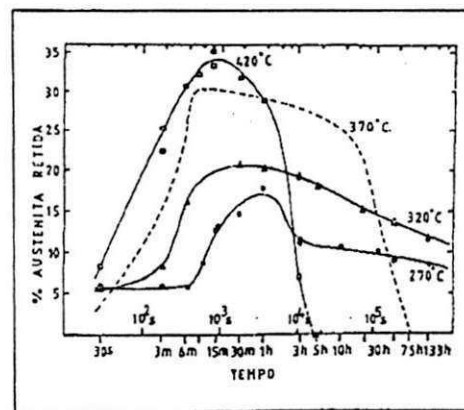


Tabela 2.1 Análise química dos materiais estudados.

Liga	Composição Química							
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Mo
A	3,57	2,67	0,24	0,043	0,011	0,040	0,51	0,31
B	3,65	2,64	0,24	0,045	0,010	0,039	0,02	0,01







Algumas informações de forma resumida podem ser dadas:

1. A seleção do tempo de austêmpera em que se obtêm as melhores combinações de propriedades mecânicas é função da temperatura de austêmpera e da composição química do material.

2. A presença de elementos de liga retarda a transformação bainítica, atrasando, inclusive, a sua etapa fragilizante em que ocorre precipitação de carbonetos.

3. Materiais de elevada tenacidade foram obtidos em austêmpera efetuada a 370°C para tempos em que a microestrutura era composta por ferrita bainítica + austenita estabilizada (bainita superior). Em tempos curtos de austêmpera verificou-se presença de martensita na estrutura e para tempos longos, na composição isenta de elementos de liga, a ocorrência de fragilização.

4. Tratamentos de austêmpera a temperaturas mais baixas (320° C) promoveram a formação de estruturas mais refinadas (bainita inferior), compostas por ferrita bainítica + austenita estabilizada + carbonetos, de elevada resistência mecânica. A presença de martensita para tempos curtos de austêmpera nesta temperatura também foi constatada, não se verificando, entretanto, o fenômeno de fragilização nos tempos de austêmpera estudados.

### 2.1.1 - Superaquecimento

Superaquecimento é a prática de se efetuar um aquecimento do banho metálico até determinada temperatura, que é mantida por certo intervalo de tempo, tendo por objetivo, destruir núcleos instáveis do metal líquido, tornando-o mais homogêneo. Diminuindo assim a influência do emprego de diferentes matérias-primas.

Efetua-se, geralmente, superaquecimento entre 1460° C e 1510°C para ferros fundidos cinzentos obtidos em fornos elétricos, durante 5 a 15 minutos. O tempo e/ou temperatura não devem ser excessivos para não provocar maior oxidação do banho ou desgaste do refratário do forno. Não é comum, efetuar-se este tratamento para ferros fundidos nodulares, uma vez que já se atinge temperaturas muito altas no processo de fabricação desse material.

### 2.2 - Tratamento de inoculação

A inoculação nos ferros fundidos efetua-se pouco antes do vazamento, consiste na adição de compostos de função grafitizante, geralmente contendo alto teor de silício.

Este tratamento tem por objetivo promover a formação de grafita na solidificação dos ferros fundidos, isto é, diminuir o super-resfriamento para a solidificação e, dessa forma, minimiza a tendência ao coquilhamento.

#### 2.2.1 - Inoculantes utilizados

O inoculante mais utilizado é o Fe-Si contendo residuais de cálcio e alumínio. De maneira geral, o Fe-Si (75% Si) é utilizado para inoculação de ferros fundidos nodulares em teores de 0,5 a 1,0% ou 0,3 a 0,6% de inoculantes considerados mais eficientes (que contêm Sr, Ba ou Ce), dependendo das condições grafitizantes do banho e das variáveis de processo[2].

#### 2.2.2 - Variáveis que afetam a inoculação

A composição do ferro base é importante principalmente no que se refere ao carbono equivalente e aos teores residuais de impurezas. Quanto maior o carbono equivalente maior a tendência grafitizante do banho metálico. Normalmente, desde que mantidas outras variáveis constantes, uma liga hipocutética necessita de uma maior quantidade de inoculante que



uma liga hipereutética. Os teores de impurezas, sobretudo o oxigênio, apresentam forte influência na inoculação, uma vez que, os inoculantes de função grafitizante são excelentes desoxidantes, podendo assim ser em parte consumidos na desoxidação do metal líquido, sem que estejam aumentando a nucleação do banho [2].

Os fatores que afetam sobremaneira a inoculação são: temperatura de inoculação, quantidade de inoculante, estado da superfície do banho metálico, tempo transcorrido entre a inoculação e a solidificação, em virtude da perda de eficiência do inoculante com o tempo, granulometria das partículas introduzidas, tipo de inoculante e técnica de inoculação.

A temperatura de inoculação não deve ser elevada, porque pode ocorrer uma destruição dos centros efetivos para a nucleação da grafita, mas não pode ser muito baixa, pois a dissolução das partículas de inoculante pode ser incompleta.

A partir dos estudos de Sinátora et al [2] pode-se observar que, até 0,75% de inoculante ocorre um acréscimo do número de nódulos.

Antes de se iniciar a inoculação é necessário a retirada da escória, uma vez que nesta encontram-se óxidos que consumiriam parte do inoculante na redução destes.

Outro importante fator é o tempo entre a inoculação e o início da solidificação, visto que pode-se aí ocasionar um maior super-resfriamento e a formação de carbonetos eutéticos na estrutura.

A granulometria do inoculante deve ser controlada, devido a influência na sua dissolução

### 2.2.3 - Técnicas de inoculação

Na fabricação de ferros fundidos nodulares a ação de compostos grafitizantes é sempre feita após a nodulização ter-se iniciado. A técnica mais comum é a de simples inoculação, em que a adição do inoculante é efetuada na própria panela de nodulização. Para diminuir o efeito do tempo entre a inoculação e a solidificação, procede-se a nodulização em duas etapas, uma é feita numa primeira panela, a seguir, retira-se a escória formada, procede-se o vazamento para uma segunda panela, A adição do inoculante é feita durante esta transferência quando o volume do metal líquido atinge cerca de 2/3 do volume total [2].

### 2.3 - Tratamento de nodulização

Além do cério e do magnésio, outros elementos favorecem a formação de nódulos de grafita, entre os quais: cálcio, lítio, bismuto, sódio, potássio, selênio, bário, estrôncio, zinco, escândio, samário, neodímio, lantânio, alumínio, silício, ítrio e telúrio, entretanto, nem todos os elementos mencionados permitem a obtenção de grafita em nódulos em condições industriais.

Tais elementos possuem as seguintes características em comum:

a) Grande afinidade com o enxofre e o oxigênio para formar produtos de reação estáveis, diminuindo assim, de forma drástica, os teores destes elementos em solução no banho metálico.

b) Baixa solubilidade no ferro fundido;

c) Marcante tendência para segregação durante a solidificação, e

d) Uma certa afinidade com o carbono e uma baixa solubilidade na grafita;

No que se refere à velocidade de resfriamento, Riding e Gruzleski [2] utilizando a técnica de solidificação direcional, constataram a existência de uma velocidade crítica abaixo da qual não seria possível a obtenção de grafita em forma de nódulos nos ferros fundidos, mesmo tendo-se teores residuais normalmente suficientes de elementos nodulizantes. É possível, ainda, a obtenção de grafita em nódulos em ferros fundidos para os quais não se procedeu a adição de elementos nodulizantes, bastando para isto o emprego de elevadas veloci



dades de resfriamento[2].

### **2.3.1 - Processos de adição de elementos nodulizantes**

#### **2.3.1.1 - Panela de pressão ou câmara de pressão**

Esse processo é representado na fig.2.3(a). Utiliza-se magnésio puro em recipiente selado e sob pressão da ordem de 30 atmosferas, evitando as perdas por volatilização. É um processo caro e requer cuidados especiais[4].

#### **2.3.1.2 - Injeção**

Esse processo é representado na fig. 2.3(b). Efetua a dessulfuração e a nodulização simultaneamente. Um gás inerte carrega partículas esféricas do magnésio por intermédio de uma espécie de lança de grafita dotada de orifício, mergulhada em uma panela contendo o ferro fundido a tratar[4].

#### **2.3.1.3 - Conversor**

O conversor é apresentado na fig. 2.3(c). É um reator de forma cilíndrica que pode sofrer rotação de quase 180° em torno de um eixo horizontal. Contém uma câmara de reação revestida de refratário, dotada de orifícios, situada, na extremidade oposta a bica de vazamento. Ao se preencher o reator com ferro fundido não há possibilidade de contato com o magnésio puro, que se apresenta em pedaços no interior da câmara.

A reação é violenta, o que evidencia a necessidade de maior segurança, e é necessário um eficiente sistema de exaustão para liberação dos fumos gerados.

#### **2.3.1.4 - Panela rotativa e panela dotada de grelha**

Estes processos estão representados nas figs. 2.3 (d) e (e), foram desenvolvidos com o objetivo básico de possibilitar o tratamento com um produto de baixo peso específico, como é o caso do coque impregnado de magnésio(43 a 45% Mg), que também pode ser adicionado através de imersão por sino.

A panela de tratamento pode ser dotada de uma grelha de refratário, podendo-se retirar seu fundo, onde é colocado o agente nodulizante (fig.2.3(d)). O fechamento da panela, após a colocação do nodulizante é geralmente efetuado através de uma espécie de vedação de areia de moldagem.

A panela rotativa(fig.2.3(e)) é um reator de forma cilíndrica, geralmente com 500 kg a 3t de capacidade, que se movimenta em torno do seu eixo. É dotada de uma câmara de reação separada do corpo cilíndrico, constituído por refratários vazados, onde é colocado o coque impregnado de magnésio[4].

#### **2.3.1.5 - Plug poroso[4]**

Este processo está indicado na figura 2.4(a) e é usado para obter a dessulfuração dos ferros fundidos, além de ser utilizado para a reação de nodulização.

A panela utilizada para o tratamento é dotada, na parte inferior, de um plug poroso de refratário, ajustado a uma peça de grafita na forma de cone ôco, que é encaixada em uma outra peça de grafita solidária ao revestimento da panela. Através do plug poroso efetua-se a injeção de nitrogênio para proceder a agitação do banho. Sendo o agente dessulfurante o  $\text{CaC}_2$ [4].



2.3.1.6 - Simples transferência

É apresentado na fig. 2.4 (b). A liga nodulizante, geralmente Fe-Si-Mg com 5 a 7% ou 8 a 10% Mg, ou ainda uma liga com alto peso específico, Ni-Mg ou Cu-Mg, por exemplo, é colocada no fundo, de um dos lados da panela, efetuando-se o vazamento de metal do lado oposto[4].

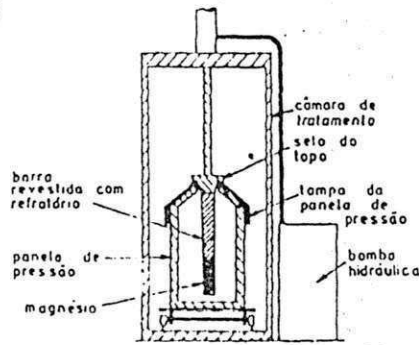


Fig. a: Panela de pressão

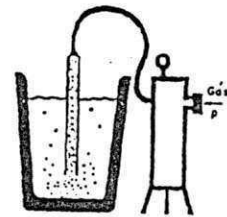


Fig. b : Processo de injeção

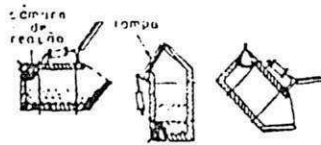


Fig. c : Conversor Georg Fischer

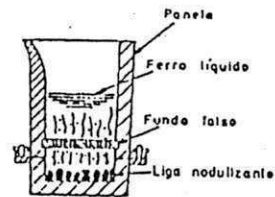


Fig. d: Panela dotada com grelha

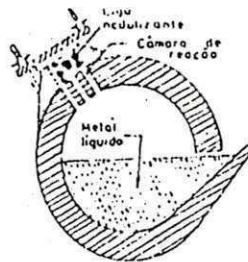


Fig. e: Panela rotativa

Fig. 2.3- Processos de tratamento de nodulização



### 2.3.1.7 - Processo sandwich

Este processo é esquematizado na fig. 2.4(c), é de operação bastante simples, tendo-se como principal diferença a existência de um degrau no fundo da panela onde é colocada a liga nodulizante ( Fe-Si-Mg - 5 a 7% ou 8 a 10% Mg ), sendo esta coberta com cavacos de ferro fundido ou com pequenas chapas de aço, correspondendo a cerca de 1 a 2% do peso total de metal a ser tratado.

Recentemente mencionou-se a utilização do processo sandwich empregando briquetes de magnésio e ferro, obtendo-se rendimentos de adição de 60 a 70% com o uso de 5% de cobertura.

### 2.3.1.8 - Panela com tampa dotada de orifício afunilado ("Tundish cover")

Na fig. 2.5(a) está representado este processo que consiste em limitar o volume de ar colocado em contato com o banho metálico no interior da panela. Resulta desse procedimento uma menor evolução de fumos de óxido de magnésio e uma redução no efeito pirofórico da reação[4].

### 2.3.1.9 - Imersão por sino

O processo está representado na fig. 2.6[4]. O sino geralmente feito de aço, revestido com um refratário e dotado de vários orifícios, é submerso por um dispositivo mecânico no banho metálico, sendo usualmente mantido em uma posição pré-fixada em relação à superfície livre do metal, ocorrendo então, a reação de nodulização.

Este processo apresenta como desvantagens: maiores investimentos e maior custo de mão-de-obra de operação, possuindo ainda pouca flexibilidade para tratamento de diferentes quantidades de ferro fundido, em virtude dos aspectos referentes a dissolução da liga.

### 2.3.1.10 - Processo de nodulização "in molde"

O processo de nodulização in molde, que tem apresentado crescente nível de aplicação, baseia-se no princípio de se minimizar as perdas de magnésio procedendo-se a adição do agente nodulizante, geralmente liga Fe-Si-Mg 5%, granulada, ou na forma de placas no próprio molde, em uma câmara situada junto ao sistema de canais, como mostra a fig. 2.7[4].

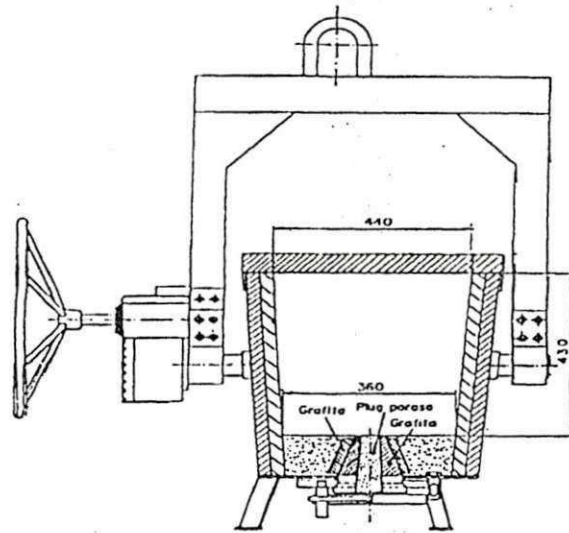


Fig. a : Processo plug poroso

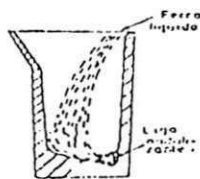


Fig. b : Processo de simples transferência

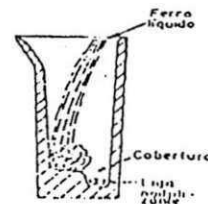
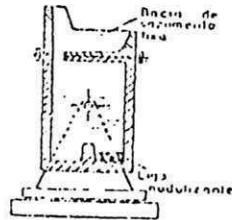


Fig. c : Processo "sandwich"

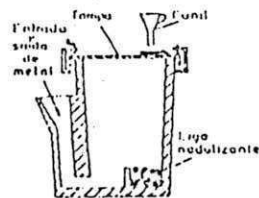
Fig. 2.4 - Processos de nodulização



a) Panela convencional



b) Panela com tampa fixa



c) Panela com bico de chaleira (tea pot)

Fig.2.5: Principais alternativas do processo que utiliza panela com tampa dotada de orifício afunilado ("tundish cover")

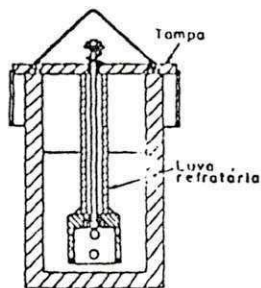


Fig.2.6: Processo por imersão por sino

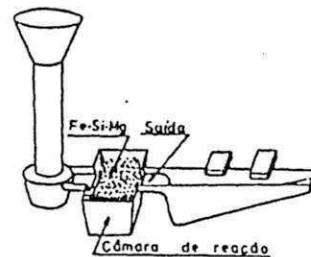


Fig.2.7: Processo "In mold"



### 3.0 - Microestruturas e propriedades de ferros fundidos cinzentos e nodulares

#### 3.1 - Correlação entre a microestrutura e propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos estão condicionadas à estrutura final obtida, quais sejam, tipo da matriz metálica, morfologia e quantidade de grafita, além do tamanho e distribuição das células eutéticas.

Quando a matriz é perlítica apresenta maior resistência mecânica, ao passo que, se for ferrítica apresentará maior ductilidade e menor dureza. As microestruturas são função da velocidade de resfriamento da peça (variando de acordo com a espessura da peça e da taxa de extração de calor pelo molde), da quantidade e distribuição da grafita e da composição química do material.

Os elementos de liga alteram as condições de equilíbrio entre as fases, considerando-se a influência do silício mais importante, visto que é o elemento em maior quantidade, depois do carbono nos ferros fundidos. A figura 3.1 apresenta partes das seções Fe-C e Fe-Si, do diagrama Fe-C-Si para 2% Si e 3% C, respectivamente, sendo as linhas cheias relativas ao equilíbrio estável e as tracejadas, ao metaestável [2].

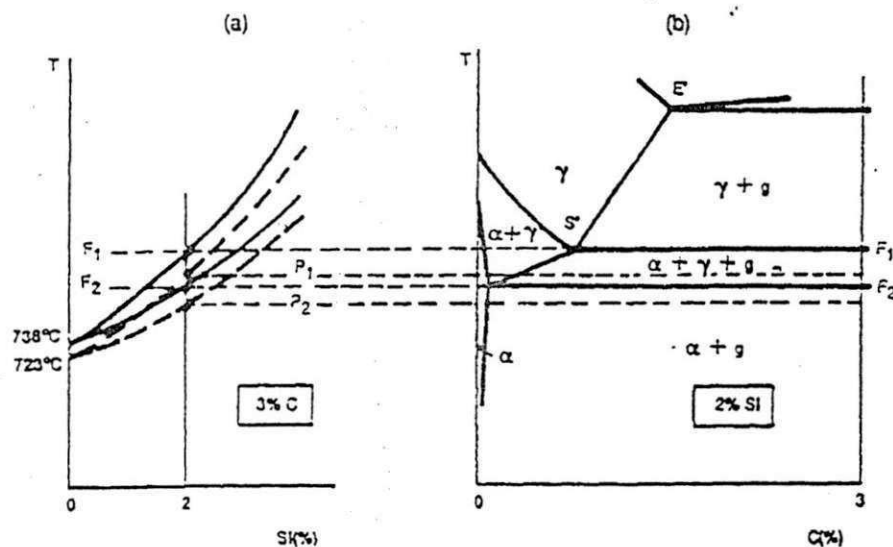


FIGURA 3.1- Seções Fe-Si, para 3% C (a) e Fe-C, para 2% Si (b), do diagrama Fe-C-Si

Após o término da solidificação a microestrutura da liga é formada por austenita e grafita. O teor de carbono na austenita diminui desde o final da reação eutética até a temperatura de início da transformação eutetóide. Nesta faixa de temperaturas ocorre a grafitização secundária, que é precipitação do excesso de carbono, geralmente sobre a grafita pré-existente.

Há uma faixa de temperatura onde existe o equilíbrio entre ferrita, austenita e grafita (entre  $F_1$  e  $F_2$ , fig. 3.1) ou cementita (entre  $P_1$  e  $P_2$ , mesma fig.) Esta região não existe para 0% de silício, alargando-se e alterando-se, quando atinge temperaturas mais elevadas, para teores crescentes de silício [2].

A precipitação de ferrita e grafita, provenientes da transformação de austenita, inicia-se a partir da curva  $F_1$ . A existência de um gradiente de concentração de carbono na austenita, estabelecido durante a grafitização secundária na região de equilíbrio  $\gamma + g$ , possibilita a difusão do carbono para a grafita, permitindo a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha + g$  abaixo de  $F_1$ .





Inicialmente, a ferrita precipita-se na interface austenita/grafita e envolve os nódulos ou veios de grafita. A continuação do processo depende da precipitação da ferrita na interface e, da passagem do carbono através desta e da difusão do carbono através da ferrita.

A formação de perlita corresponde a uma transição do equilíbrio estável para o metaestável. Abaixo da curva  $P_1$ , a nucleação de cementita pode ocorrer, o que torna possível a formação de colônias de perlita.

Na região entre  $P_1$  e  $F_2$ , a ferritização pode, ainda, se dar simultaneamente à perlitização, dependendo das condições cinéticas. A austenita residual é finalmente transformada em perlita entre  $F_2$  e  $P_2$  [2].

A precipitação de ferrita, pela decomposição da cementita da perlita, abaixo de  $P_2$  tem pequeno interesse durante o esfriamento da maioria das peças fundidas, visto que é um processo termicamente ativado e, a essas temperaturas já estão suficientes baixas e decrescendo continuamente.

Deve-se ressaltar ainda que a resistência da ferrita está relacionada ao tipo e quantidade de elementos de liga, que se encontrem em solução sólida neste microconstituente,

Os ferros fundidos nodulares possuem resistência mecânica muito mais elevada que os ferros fundidos cinzentos, em virtude da maior homogeneidade da estrutura. Quando a grafita se apresenta na forma de nódulos, diminui sensivelmente o efeito de entalhe em comparação ao que se tem quando a grafita é lamelar. Desta forma, tanto a resistência quanto a ductilidade desses materiais são maiores que nos ferros fundidos cinzentos.

Quando a quantidade de grafita presente na microestrutura é maior, ocorre geralmente uma diminuição da resistência dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, pelo motivo que, a distância para a difusão do carbono torna-se menor, aumentando a tendência à obtenção de maior porcentagem de ferrita na matriz. No caso de ferros fundidos cinzentos, além da diminuição da resistência mecânica causada pela maior quantidade de ferrita, tem-se um efeito de entalhe ainda mais acentuado, uma vez que os veios de grafita tornam-se mais grossos. Além disso, o aumento da quantidade de grafita presente na microestrutura tem o efeito de diminuir a resistência mecânica, visto que esta fase possui menor resistência que a matriz metálica [2].

A velocidade de resfriamento quando aumentada eleva a velocidade de transformação na zona  $F_1 P_1$ , obtendo-se estruturas predominantemente perlíticas, visto que a austenita transforma-se abaixo de  $P_1$  em decorrência da redução do tempo para a difusão do carbono na região  $F_1 P_1$ . Outro efeito é o aumento da resistência da matriz em virtude da diminuição do espaçamento interlamelar da perlita.

### 3.2 - Efeito dos elementos químicos

#### 3.2.1 - composição química base

Os elementos geralmente contidos no ferro fundido nodular são: carbono, silício, enxofre, fósforo e manganês, além de, elemento nodulizante, cério ou magnésio.,

Com o aumento dos teores de carbono e silício, a tendência à formação de carbonetos eutéticos diminui.

Nos ferros fundidos nodulares o aumento da relação Si/C provoca acréscimo das propriedades mecânicas de resistência.

O enxofre quando em teores acima de 0,2%, aumenta a tendência à formação de ferro fundido branco. Nos ferros fundidos nodulares, os teores de enxofre inferiores à 0,03%.

O fósforo é encontrado em porcentagens inferiores a 0,2% nos ferros fundidos cinzentos e menores que 0,1% nos nodulares. Acima destes teores pode ocorrer a formação de steadita, que provoca diminuição da tenacidade dos ferros fundidos cinzentos e nodulares.

O manganês promove a formação de perlita nos ferros fundidos.

Em ferros fundidos nodulares, teores de manganês abaixo de 0,2% favorecem a formação de ferrita, enquanto acima de 0,4% promovem a obtenção de perlita.

Segundo um trabalho desenvolvido numa liga contendo o menor teor possível de Mn, sob condições práticas, e uma associação de Cu e Ni no lugar de Mo, verificou-se que o maior nível de limite de resistência obtido para o ferro fundido foi conseguido através de austenitização a 900° C por duas horas seguida de tratamento de austêmpera entre 260 e 280° C por quatro horas. Foram obtidos valores de resistência de 1350N/mm<sup>2</sup> e alongamentos correspondentes da ordem de 3 %. A austêmpera entre 350 e 375° C deu origem a limite de resistência e alongamento de 1035 N/mm<sup>2</sup> e 11 %, respectivamente [4]

Corpos de prova austemperados sob temperaturas entre 240 e 280°C apresentaram estruturas aciculares, típicas de martensita. Para T<sub>A</sub>(temperatura de austêmpera) entre 300 e 325°C obteve-se bainita inferior, enquanto que entre 350 e 400°C as microestruturas foram similares à bainita superior típica dos aços. A quantidade de austenita retida aumentou de 16,5% para 39,4% à medida em que T<sub>A</sub> foi elevada de 240 para 375°C, mas diminuiu para 37,6% quando a temperatura do banho isotérmico atingiu 400°C (tabela 3.1). Entre 300 e 375°C a fração de martensita presente na microestrutura foi desprezível, mas aumentou para 7,4% a 400°C.

Temperatura de austêmpera (°C)	Fração de austenita <sup>(1)</sup> (% em volume)	Fração de martensita <sup>(2)</sup> (% em volume)	Fração de grafita <sup>(3)</sup> (% em volume)	Fração de ferrita (% em volume)
240	16,5	—	10,5	—
260	17,0	—	10,5	—
280	19,0	—	10,5	—
300	30,5	0,0	10,5	59,4
325	34,9	0,0	10,5	54,6
350	38,5	0,1	10,5	50,9
375	39,4	0,0	10,5	50,1
400	37,6	7,4	10,5	51,9

Tab.3.1 - Percentuais de microconstituintes quando se varia a temperatura de austêmpera

- (1) Medidas por difração de raios-x
- (2) Medidas por metalografia quantitativa manual
- (3) Medidas por metalografia quantitativa automatizada

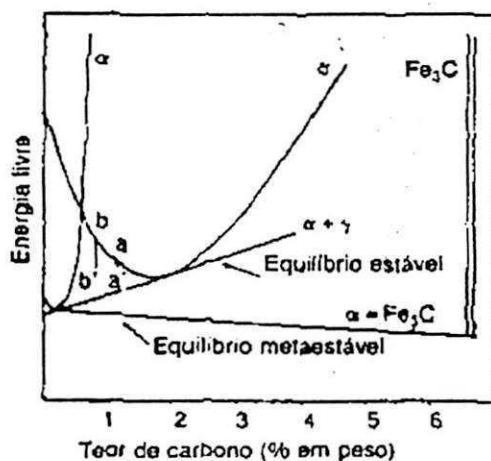


Fig.3.2 - Energia livre em função do teor de carbono

Microestrutura- A estrutura do ferro fundido nodular austemperado formada sob temperaturas entre 240 e 400°C é normalmente classificada como bainítica. Neste caso, contudo, os principais constituintes foram ferrita e austenita retida com alto teor de carbono,



ao invés de ferrita e  $Fe_3C$ . Desse modo, à medida em que os feixes de ferrita se nucleiam e crescem a partir da austenita, o carbono presente na matriz é rejeitado para a austenita remanescente, que se enriquece desse elemento. Como pode ser visto na fig. 3.2, a reação austenita  $>$  ferrita + austenita de baixo carbono  $\gamma$  torna-se mais lenta após seu início (aa  $<$  bb) e desse modo requer um tempo maior para o término da transformação.

Se o processo de austêmpera é interrompido prematuramente, o teor de carbono da austenita remanescente é relativamente baixo, e, durante o resfriamento até a temperatura ambiente, ela se transforma em martensita. Contudo, tempos suficientemente longos de austêmpera asseguram a formação de austenita retida com alto teor de carbono, que é estável a temperaturas abaixo da ambiente. Por outro lado, a superaustêmpera (ou seja, excesso de tempo de permanência no banho isotérmico) dá origem ao segundo estágio da reação, ou seja, austenita de alto carbono  $\gamma > \alpha +$  carbonetos.

A estabilidade da matriz de austenita com alto carbono, portanto, depende de seu teor de carbono, o qual, por sua vez, é função dos parâmetros de tratamento térmico. A estrutura metalográfica que decorre da transformação isotérmica depende fortemente de  $T_A$ . Baixos valores dessa temperatura resultam em grande super-resfriamento da austenita e levam a uma baixa taxa de difusão de C. Conseqüentemente, a nucleação das plaquetas de ferrita é mais favorecida que seu crescimento, e, desse modo, a transformação austenítica na faixa entre 240 e 325 $^{\circ}$ C gera uma estrutura acicular de bainita inferior com diferentes proporções de ferrita, martensita e austenita retida.

Para  $T_A$  acima de 350 $^{\circ}$ C o espaçamento ferrita-austenita aumenta de forma marcante, enquanto que o número de placas de ferrita bainítica diminui. Essas mudanças microestruturais sugerem que, sob essas condições, o crescimento é mais favorecido cineticamente que a nucleação.

Para temperaturas de tratamento isotérmico abaixo de 325 $^{\circ}$ C a taxa de crescimento das agulhas de ferrita é alta, comparada com a taxa de difusão de carbono, o que leva à formação de ferrita bainítica com alto teor de carbono e uma estrutura cristalina tetragonal distorcida. Nos estágios iniciais da austêmpera este carbono é rejeitado pela ferrita e se precipita como carboneto dentro das agulhas de ferrita. Como uma pequena quantidade de carbono é rejeitada para a austenita, a reação bainítica ocorre de forma contínua, resultando em quantidades relativamente pequenas de austenita residual. O término da transformação da austenita requer tempos mais prolongados sob temperaturas tão baixas quanto 240 $^{\circ}$ C, devido à menor taxa de crescimento da ferrita.

A rápida transferência desde o meio de austenitização até o banho de sal para austêmpera é fundamental para se evitar a formação de perlita residual.

Para se usinar os corpos de prova deve-se reduzir ao mínimo possível as velocidades para se evitar qualquer transformação induzida por tensão - no caso, austenita retida transformada em martensita.

Sob temperaturas de tratamento acima de 350 $^{\circ}$ C a taxa de difusão do carbono é mais rápida e, portanto, o carbono consegue se difundir para fora das placas de ferrita bainítica em crescimento. Isto resulta no enriquecimento de carbono de austenita, particularmente entre as placas de ferrita que estão crescente. Sob tempos mais longos de austêmpera o teor de carbono na austenita aumenta e o potencial termodinâmico (ou seja, a força -motriz) disponível para a reação bainítica é reduzido. Além disso, o alto teor de carbono abaixa a temperatura  $M_s$ , o que resulta na estabilização da austenita até a temperatura ambiente. Conforme demonstrado por Johansson [4], a austenita deve se manter estável até a temperatura de -120 $^{\circ}$ C. A estrutura resultante consiste de plaquetas de ferrita relativamente grosseiras e austenita retida; esta última fase ocupa 39,4% da estrutura da matriz. O módulo de elasticidade da liga estudada neste exemplo de trabalho [4] oscilou entre 157 e 172 KN/mm $^2$  ao longo da faixa de  $T_A$  entre 300 e 400 $^{\circ}$ C. Este valor ficou aparentemente constante com  $T_A$ , e, portanto, deve ser independente das alterações microestruturais.



A austêmpera na faixa entre 240 e 260° C resultou em estruturas de bainita inferior com grandes quantidades de martensita. Esta estrutura resultou em fratura prematura no ensaio de tração e baixos valores de resistência mecânica e alongamento. O aumento da temperatura de austêmpera para 325 °C eliminou a martensita e produziu estruturas com frações variáveis de ferrita e austenita. À medida em que se aumentou a temperatura de austêmpera, o grau de acicularidade da estrutura foi reduzido, enquanto que a fração de austenita se elevou. Simultaneamente a ductilidade foi melhorada às custas do limite de resistência. Sob temperaturas de austêmpera superiores a 350° C a microestrutura típica obtida era constituída de agulhas de ferrita algo menores e espaçadas de forma mais aberta. A ocorrência de uma fração máxima de austenita e a ausência de martensita acarretaram o aparecimento de alta ductilidade e de resistência mecânica moderada. Quando a temperatura de austêmpera atingiu 400° C ocorreu o reaparecimento de martensita na microestrutura, o que resultou em deterioração generalizada das propriedades.

O crescimento das amostras austemperadas entre 300 e 400° C foi sempre menor que 0,15%. Os gradientes de segregação máximo ocorreram para o manganês, sua concentração nas regiões intercelulares alcançaram até três vezes seu teor médio global. Observou-se que corpos de prova com diâmetros superiores a 62,5 mm podem ser austemperados com sucesso, sem que haja a formação de perlita, quando temperados num banho de sal mantido a 350° C.

### 3.2.1.2 - Forma da grafita define propriedades mecânicas dos ferros nodulares

As partículas de grafita do ferro fundido nodular freqüentemente apresentam irregularidades de contorno: não são completamente esféricas, mas também não têm a forma de grafita degenerada e por isso são de difícil classificação.

A figura 3.3 reproduz seis “croquis de referência da forma da grafita”, elaborados de acordo com a norma internacional ISO 945, especificações VDG-P 441 ou DIN EN-20945, relativas à designação da grafita nos ferros fundidos. Estes croquis são cópias das micrografias que apresentam diferentes formas de grafita encontradas nos ferros fundidos.

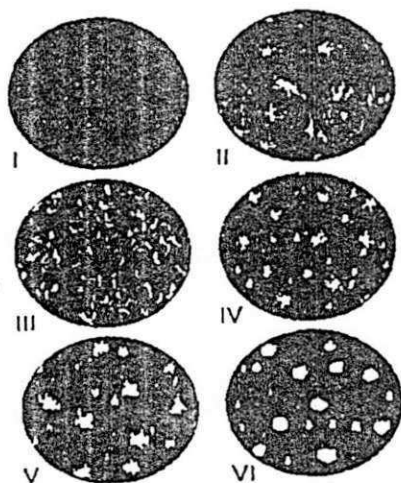


Fig.3.3 - formas da grafita nodular

A imagem I corresponde aos ferros fundidos cinzentos, a imagem III aos ferros fundidos vermiculares e as imagens de IV a VI aos ferros fundidos nodulares e ferros fundidos maleáveis. A imagem II não corresponde a nenhum tipo de ferro fundido conhecido, mas este formato de grafita pode ser observado nos ferros fundidos cinzentos hipereutéticos res-



friados rapidamente, ou ainda, nas zonas de fim de solidificação dos ferros fundidos nodulares com um teor excessivo de certos elementos "indesejáveis".

O problema é determinar se estes croquis permitem caracterizar corretamente, na prática, a formação da grafita em um corpo de prova de ferro fundido nodular. Isto ocorre se as duas condições abaixo forem satisfeitas:

- Cada imagem deve representar os diversos aspectos das partículas de cada tipo de grafita, independentemente do plano de corte escolhido.

- Deve ser possível distinguir claramente, sem risco de indefinição, as diferentes formas de partículas de grafita mostradas na figura 3.3.

Foi elaborado um programa pelo CTIF (Centre technique des industries de la fonderie) para determinar em termos percentuais ou em superfície, a proporção de cada forma de grafita segundo o croqui.

Cada partícula de grafita é caracterizada por dois índices relacionados à sua forma ( $\alpha$  e  $\beta$ ), mostrados e definidos na figura 2. Estes índices proporcionam definições de eficácia reconhecida: o índice  $\alpha = P^2 / 4\pi S$  (onde P é o perímetro da partícula e S é a superfície) é particularmente sensível à irregularidade dos contornos, enquanto o índice  $\beta = 3RG^2 / S$  (onde RG é o raio geodésico da partícula e S é a sua superfície) diz respeito ao comprimento.

O problema da indefinição entre duas formas de grafita foi resolvido de duas maneiras: atribuindo arbitrariamente o número da forma mais desfavorável às partículas com morfologia ambígua - o que se presume em relação à grafita esférica perfeita - e executando um teste suplementar.

Através da análise dos resultados obtidos em um estudo específico [5] verificou-se que a resistência à tração e o alongamento de ruptura de corpos de prova de ferro fundido dependem essencialmente do percentual de perlita. Na sequência, as maiores influências verificadas foram da morfologia da grafita e do teor de silício. Constatando-se a importante influência da forma do nódulo de grafita nas propriedades mecânicas do material.

### 3.2.2 - Elementos de liga

O aumento de elementos de liga nos ferros fundidos melhora suas propriedades mecânicas.

Os elementos de liga, podem atuar como elementos grafitizantes, como é o caso do silício, do alumínio, do níquel e do cobre, ou podem promover a formação de carbonetos eutéticos, como o tungstênio, o molibdênio, o vanádio e o cromo. O princípio de ação da maioria desses elementos é a influência sobre a quantidade de perlita na estrutura e diminuição do espaçamento interlamelar deste microconstituente [2].

Pode-se verificar de modo geral que o aumento de teores de elementos de liga para um mesmo carbono equivalente aumenta o limite de resistência à tração e a dureza.

O alumínio provoca elevação das propriedades de resistência dos ferros fundidos, pois apresenta-se em solução sólida, além de diminuir o efeito de entalhe, visto que modifica a morfologia da grafita.

O níquel apresenta efeito grafitizante nos ferros fundidos nodulares, nas transformações do estado sólido, o níquel é perlitizante.

Já o cobre aumenta as propriedades de resistência mecânica por provocar acréscimo nas proporções de perlita na matriz e ao endurecimento da ferrita.

O estanho até 0,2% melhora as propriedades mecânicas do ferro fundido, acima disto ele as diminui.

O molibdênio, quando adicionado a ferros fundidos nodulares, provoca um grande aumento da resistência mecânica e da dureza, diminuindo de maneira acentuada a ductilidade. O efeito da adição de 0,40% Mo a um ferro fundido com grafita esférica foi semelhante ao obtido através do uso de 0,8% Cu, para uma mesma composição base.



O vanádio e o cromo são fortes formadores de carbonetos na solidificação. São mais utilizados quando se necessita de maiores resistências à abrasão.

### **3.3 - Comentários gerais sobre algumas propriedades dos ferros fundidos**

#### **3.3.1 - Resistência ao impacto**

O comportamento relativo à resistência ao impacto dos ferros fundidos difere do observado nos aços, em virtude do efeito de entalhe da grafita e do alto teor de silício contido na matriz.

Os ferros fundidos cinzentos são materiais frágeis, em consequência do efeito de entalhe da grafita e da segregação de impurezas em contorno de célula eutética. No entanto alguns tipos apresentam maior resistência ao impacto.

#### **3.3.2 - Resistência à compressão**

No caso de ferros fundidos nodulares, pode-se estabelecer a relação entre os limites convencionais de escoamento 0,2% referentes aos ensaios de tração e compressão. O limite de escoamento à compressão é 1,0 à 1,2 vezes o limite de escoamento à tração [2].

#### **3.3.3 - Módulo de elasticidade**

O módulo de elasticidade nos ferros fundidos varia com a resistência à tração.

As propriedades elásticas dos ferros fundidos com grafita esferoidal são semelhantes às dos aços, uma vez que o módulo de elasticidade é constante até o limite elástico, nas curvas tensão-deformação, obtidas em ensaios de tração ou compressão. Esta propriedade, segundo a norma DIN 1693, situa-se na faixa; 16.500 a 18500 kgf/mm<sup>2</sup>.

O módulo de elasticidade independe da estrutura da matriz metálica, da composição química e da espessura da secção. O número de nódulos de grafita, porém, tem influência, principalmente no que se refere à área resistente da secção transversal. Assim, para carbonos equivalentes baixos obtém-se os maiores módulos de elasticidade, enquanto ferros fundidos nodulares com maiores quantidades de grafita apresentam os mais baixos valores dessa propriedade [2].

#### **3.3.4 - Resistência ao cisalhamento**

Nos ferros fundidos cinzentos, a resistência ao cisalhamento varia entre 1,0 e 1,5 vezes o limite de resistência à tração. A resistência nos ferros fundidos nodulares é cerca de 90% do limite de resistência à tração de acordo com a norma DIN 1693.

#### **3.3.5 - Resistência à flexão**

A resistência à flexão dos ferros fundidos varia com a resistência à tração e é fortemente afetada pela quantidade e morfologia da grafita presente na microestrutura.

Para os ferros fundidos nodulares, a relação entre as resistências à flexão e à tração situa-se entre 1,5 e 2,2.

#### **3.3.6- Resistência ao desgaste**

O desgaste de materiais metálicos deve-se, à movimentação relativa entre as superfícies em contato e ao efeito da corrosão.



De maneira geral, quanto maior a dureza, maior é a resistência ao desgaste, apesar de não existir uma correlação simples e direta entre estas duas propriedades.

Em geral, matrizes martensíticas proporcionam maior resistência ao desgaste que matrizes perlíticas, em decorrência de sua dureza mais elevada. A presença de austenita retida não constitui problema, se esta se transformar em martensita durante o serviço.

### 3.3.7 - Usinabilidade

Os ferros fundidos cinzentos e nodulares possuem boa usinabilidade, pois a presença de grafita na microestrutura proporciona, além de uma auto-lubrificação, a necessária quebra de cavacos.

Normalmente não se usinam ferros fundidos de matriz martensítica devido ao elevado desgaste das ferramentas, procede-se primeiro um tratamento de revenimento.

A morfologia da grafita tem influência principalmente através de seu efeito no acabamento superficial das peças. Assim, nos ferros fundidos cinzentos, quanto maiores e mais espessos os veios de grafita, pior é o acabamento superficial. Nos ferros fundidos nodulares a grafita esferoidal proporciona bom acabamento superficial nas peças, à semelhança da grafita lamelar fina.

### 3.3.8 - Amortecimento das vibrações

O amortecimento das vibrações depende da forma e da quantidade de grafita. Os cinzentos apresentam capacidade de amortecimento de vibrações muito mais elevada que a dos aços e a dos ferros fundidos nodulares. Ferros fundidos cinzentos apresentam cerca de 5 vezes maior capacidade de amortecimento de vibrações que o cinzento de grafita fina, 20 a 25 vezes maior que a dos nodulares, sendo 25 a 100 vezes mais elevada que a dos aços ao carbono fundidos.

## 4.0 - Tratamentos térmicos dos ferros fundidos cinzentos e nodulares

Os tratamentos térmicos visam atingir os seguintes objetivos:

- a) alívio de tensões provocadas pela solidificação;
- b) obtenção de maior ductilidade e melhor usinabilidade;
- c) melhoria das propriedades mecânicas de resistência;
- d) decomposição de carbonetos, ou
- e) endurecimento

De acordo com a característica a ser alcançada pode-se recorrer aos seguintes tratamentos térmicos: recozimento, alívio de tensões, normalização, têmpera, revenimento, austêmpera, martêmpera e endurecimento superficial.

Deve-se determinar, a priori, a composição química dos materiais antes de submetê-los aos devidos tratamentos térmicos.

### 4.1 - Recozimento

Efetua-se este tratamento em ferro fundido quando se deseja obter, além de alívio de tensões, um máximo de ductilidade e uma maior usinabilidade em aplicações para as quais não há necessidade de uma elevada resistência mecânica.

Obtém-se ferrita, com este tratamento, em decorrência da decomposição da cementita da perlita. O gradiente de concentração de carbono na ferrita livre, anteriormente precipitada, e nas lamelas de ferrita da perlita, torna possível a transformação da cementita em ferrita + grafita.



Os ciclos de recozimento são estabelecidos conforme o tipo da matriz metálica que se deseja, observando-se os seguintes parâmetros:

- a) a composição química do material - determina as temperaturas onde existe equilíbrio entre ferrita, austenita e grafita, ou entre ferrita e grafita.
- b) a quantidade, morfologia e distribuição da grafita
- c) tempo de manutenção do material a uma determinada temperatura e velocidade de resfriamento - que variam conforme a geometria da peça, quantidade de carbonetos eutéticos a serem dissolvidos e os fatores acima.

Utilizam-se dois tipos de recozimento para o ferro fundido cinzento;

- a) recozimento subcrítico: este tratamento consiste no aquecimento até 700 a 760°C, por tempos que variam com a espessura da peça e com a composição química, segue-se um resfriamento no forno até cerca de 300°C, com velocidades em torno de 100°C/h.

A estrutura obtida por este tratamento é basicamente ferrítica.

- b) recozimento pleno: procede-se à austenitização do material entre 800 e 900°C por tempos comparáveis aos do subcrítico. Segue-se um resfriamento até 700°C com velocidade de, no máximo, 40°C/h, mantendo-a por 1 a 2 horas para cada 25 mm de espessura. Resfria-se então o material até 300°C, aproximadamente, com velocidades não superiores a 100°C/h. Este tratamento gera estruturas ferríticas, além de, dissolver carbonetos eutéticos porventura existentes, e também, quando existem elementos de liga estabilizadores de perlita que dificultariam a ferritização através de recozimento subcrítico.

Para o ferro fundido nodular utilizam-se três diferentes ciclos de recozimento, que são:

- a) aquecimento até 900 a 950°C e manutenção à temperatura por 1 hora para cada 25 mm de espessura. Segue-se um resfriamento até 690°C, devendo-se mantê-lo nesta temperatura por 5 horas, mais uma hora para cada 25 mm de espessura, e a seguir, procede-se o resfriamento até a temperatura ambiente. As velocidades não devem exceder a 40°C/h[2].

- b) aquecer até 800 a 955°C, procedendo-se a um resfriamento no forno até 650°C, com velocidade de 19°C/h, seguido de resfriamento até a temperatura ambiente;

- c) aquecimento até 700°C, trata-se de recozimento subcrítico, manutenção por 5 horas nesta temperatura mais uma hora para cada 25 mm de espessura. O resfriamento deve ser feito em forno até 300°C, com velocidade inferior a 100°C/h.

Este último tratamento gera matriz totalmente ferrítica.

As propriedades mecânicas típicas obtidas para os ferros fundidos nodulares após o recozimento são:

- a) limite de resistência à tração - 44 a 58,5 kgf/mm<sup>2</sup>;
- b) limite convencional de escoamento 0,2% - 33 a 44 kgf/mm<sup>2</sup>;
- c) alongamento em 50 mm - 10 a 25 %, e
- d) dureza Brinell - 140 a 200.

#### 4.2 - Alívio de tensões

Com este tratamento não ocorrem modificações sensíveis da microestrutura e das propriedades mecânicas, visto que utilizam temperaturas entre 510 e 680 °C, para ferros fundidos cinzentos ou nodulares.

O tempo de manutenção varia com a temperatura utilizada, e esta, varia com os teores de elementos de liga.

A velocidade de resfriamento a partir da temperatura de tratamento não altera a microestrutura nem as propriedades mecânicas do material. Todavia, influenciará no ressurgimento de tensões na peça.





#### 4.3 - Normalização

O tratamento térmico de normalização de ferros fundidos tem por objetivo um aumento das propriedades mecânicas de resistência, ou a restauração de propriedades do estado bruto de fusão, alteradas por outros tratamentos térmicos anteriores.

A normalização gera estrutura homogênea de perlita fina, podendo-se obter estruturas martensíticas em peças de pequena secção transversal.

Esse tratamento consiste em:

- a) aquecimento até a temperatura de austenitização, de maneira a permitir que uma determinada porcentagem de carbono entre em solução, e
- b) resfriamento ao ar, até a temperatura ambiente.

Para os ferros fundidos nodulares, a escolha do tempo e da temperatura para normalização depende do tamanho da peça e da composição química. Uma indicação sugerida na literatura é o emprego de temperaturas de austenitização entre 870 e 950°C, por 1 hora mais 1 hora para cada 25 mm de espessura, seguindo-se um resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

As propriedades mecânicas típicas obtidas nesse tratamento para ferros fundidos com grafita esferoidal são:

- a) limite de resistência à tração - 73 a 87 kgf/mm<sup>2</sup>;
- b) limite convencional de escoamento 0,2% - 51 a 66 kgf/mm<sup>2</sup>;
- c) alongamento em 50 mm - 2 a 5%, e
- d) dureza Brinell - 240 a 300.

#### 4.4 - Têmpera e revenimento

O objetivo principal dos tratamentos de têmpera e revenimento processados em ferro fundido é o de se obter uma estrutura com determinada dureza, possuindo ainda alguma resistência ao impacto, principalmente no caso de ferro fundido nodular[2].

Devido ao aumento de dureza e conseqüente fragilização procede-se o revenimento após o tratamento de têmpera.

Os tratamentos de têmpera e revenimento consistem em:

- a) aquecimento até temperatura de austenitização, para que o carbono entre em solução;
- b) resfriamento rápido, para se obter estrutura martensítica, e
- c) revenimento a uma temperatura inferior à temperatura crítica, para eliminar as tensões causadas pela têmpera e obter a dureza desejada.

A Temperatura de austenitização, normalmente empregada para ferros fundidos comerciais, situa-se na faixa; 850 a 930°C. O meio de têmpera mais empregado para minimizar as tensões é o óleo, podendo-se utilizar água em peças de geometria mais simples.

O tempo de manutenção à temperatura de austenitização depende da espessura da peça e da composição química.

As propriedades mecânicas típicas obtidas com esse tratamento em ferro fundido com grafita esferoidal são:

- a) limite de resistência à tração - 87 a 110 kgf/mm<sup>2</sup>;
- b) limite convencional de escoamento 0,2% - 66 a 91 kgf/mm<sup>2</sup>;
- c) alongamento em 50 mm - 2 a 7%, e
- d) dureza Brinnell - 270 a 350.

Teores crescentes de carbono provocam uma diminuição da temperabilidade de ferros fundidos cinzentos e nodulares. Pode-se explicar esta diminuição, com base num acréscimo da porcentagem de grafita presente na microestrutura, que pode ser avaliado, por



exemplo, através do aumento do número de nódulos em ferros fundidos nodulares. Com um maior número de nódulos tem-se um maior número de sítios possível para a nucleação dos produtos de transformação da austenita, já que estes se nucleiam na interface grafita/matriz. Assim, verifica-se um decréscimo na temperabilidade.

#### 4.5 - Endurecimento superficial

O objetivo de se proceder ao endurecimento superficial é a obtenção de uma camada periférica de elevada dureza, associada a um núcleo ainda relativamente dúctil.

Efetua-se um aquecimento superficial da peça até uma temperatura superior ao limite inferior da zona crítica, por tempos que dependem da profundidade de têmpera que se deseja. Segue-se, então, um resfriamento em meio líquido, podendo ser ao ar.

Existem dois processos de endurecimento superficial: por chama ou indução. O método de endurecimento por chama é o mais utilizado para o ferro fundido cinzento.

O ferro fundido nodular pode ser endurecido superficialmente tanto por chama como por indução. Como o ciclo de aquecimento nestes dois processos é curto, prefere-se normalmente empregar nodulares perlíticos, que respondem quase instantaneamente ao aquecimento, quer por chama, quer por indução.

Deve-se mencionar que as peças a serem tratadas, tanto de ferros fundidos cinzentos como nodulares, não devem conter porosidade ou partículas estranhas, como areia e escória na superfície, pois poderá ocorrer trincamento da peça durante o tratamento ou ainda a obtenção de superfícies rugosas.

#### 4.6 - Austêmpera e martêmpera

Os tratamentos térmicos de martêmpera e austêmpera têm por base os diagramas de transformação isotérmica.

A martêmpera tem por objetivo a obtenção de estrutura martensítica associada a uma mínima distorção na peça. Consiste no aquecimento, até temperaturas entre 800 e 930°C, por tempos que variam de 20 minutos a uma hora para cada 25 mm de espessura. Segue-se um resfriamento em banho de sal até temperaturas na faixa de 200 a 260°C, acima do início da transformação martensítica, por tempos suficientes para que haja homogeneização de temperatura na peça, sem todavia atingir a curva de início de transformação do diagrama tempo-temperatura-transformação. Resfria-se, a seguir, a peça em meio líquido até a temperatura ambiente.

A austêmpera é empregada quando se deseja, também, uma elevada dureza associada a uma resistência mais alta ao impacto, principalmente no caso de ferro fundido nodular. Para ferro fundido cinzento, não há muito sentido em se fazer menção a esta propriedade, sendo, por esta razão, pouco usual o tratamento de austêmpera.

Na austêmpera, o aquecimento acima da zona crítica se dá com tempo e temperaturas similares às da martêmpera. Resfria-se, a seguir, o material e banho de sal ou de chumbo até temperaturas entre 230 e 450°C, dependendo da composição química do ferro fundido. A peça é mantida a estas temperaturas por tempos suficientes para que a transformação se complete, obtendo-se estrutura bainítica.

A dureza obtida na austêmpera depende da composição química do ferro fundido, das dimensões da secção transversal da peça e da temperatura de transformação. Obtém-se, com este tratamento, durezas entre 40 e 50 Rockwell C para ferros fundidos com grafita esferoidal;

Mayer et al [2] comparando os resultados dos ensaios mecânicos de dois nodulares, um perlítico e outro bainítico, que possuíam o mesmo alongamento e a mesma resistência ao impacto, verificaram que o limite do escoamento do bainítico era muito mais elevado do que



o do perlítico.

### 5.0 - Mecânica da fratura aplicada à fadiga

Ferros fundidos nodulares austemperados e aços tratados termicamente contendo certa quantidade de austenita retida se comportam de maneira semelhante. Foi demonstrado que grandes deformações plásticas na ponta de uma trinca de fadiga em propagação fazem com que a austenita retida se transforme em martensita. A resultante alteração volumétrica faz com que ocorra fechamento da trinca induzido plasticamente, retardando a taxa de crescimento da trinca de fadiga e aumentando a tenacidade à fratura. Aparentemente efeitos similares ocorrem no ferro fundido nodular austemperado. Isto faz com que se deseje atingir altas frações de austenita retida em sua microestrutura tanto para aumentar a ductilidade como para melhorar as propriedades de fadiga.

A razão de fadiga aumentou progressivamente com  $T_A$  (figura 5.1). Esta taxa apresentou valores máximo e mínimo de 0,48 e 0,49, respectivamente, para estruturas bainíticas superiores e inferiores. As altas taxas correspondentes aos materiais com microestrutura de bainita superior e que contém quantidades significativas de austenita retida são similares às obtidas para ferros fundidos nodulares ferríticos no estado bruto de fusão ou tratados termicamente, que apresentam alto alongamento.

Aparentemente há lacunas de informação quantitativa sobre o efeito dos tratamentos de austêmpera nas propriedades de fadiga. Os autores do trabalho da referência [8] obtiveram o valor de  $N$  igual a  $10^7$  ciclos. A contagem de nódulos tem um significado particular para os ferros fundidos nodulares austemperados na medida que ela diminui os efeitos danosos da segregação.

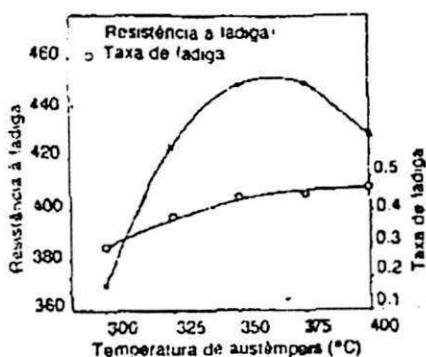


Fig. 5.1 - Resistência à fadiga versus temperatura de austêmpera.

### 5.1 - Resistência à fadiga

Fadiga é o fenômeno de falha de um material sob carregamento cíclico. É um problema que afeta qualquer componente que se move. Automóveis nas estradas, aviões (principalmente as asas) no ar, pontes sob veículos, navios em alto-mar sob ataques das



ondas, e reatores nucleares e turbinas sob condições de temperatura cíclica, entre outros da mesma natureza [7].

Como consequência, o projeto deve basear-se nas propriedades de propagação das trincas por fadiga dos materiais. O conceito de fator de intensidade de tensão,  $K$ , da mecânica da fratura linear elástica, provou ser de grande utilidade na descrição e análise do comportamento em propagação das trincas de fadiga e, também, na solução de problemas práticos de engenharia envolvendo a propagação dessas trincas.

Devido a dificuldades matemáticas, poucas tentativas têm sido feitas para a utilização de conceitos da mecânica da fratura elasto-plástica na propagação de trincas por fadiga.

O conceito de fator de intensidade de tensão pode ser aplicado na análise da fadiga, porque, normalmente os tamanhos das zonas plásticas nas pontas das trincas são pequenos. Dessa maneira, a utilização de  $K$  não compromete o rigor da análise.

De modo geral, as superfícies de fratura por fadiga são planas e lisas. Elas tendem a crescer pelo modo I, independente da orientação original. Dessa maneira, as análises concentram-se nesse modo de propagação das trincas.

Vai-se considerar que a trinca cresce num plano, o que implica que a frente da trinca seja uma linha reta e o fator de intensidade de tensão constante em toda a frente da trinca.

A resistência à fadiga está relacionada à intensidade da tensão e ao número de ciclos aplicados. Deve-se ressaltar, que partes da peça, que atuam como pontos de concentração de tensões, como entalhes e furos, por exemplo, diminuem significativamente essa propriedade. Como a grafita tem efeito de entalhe, a sua morfologia exerce grande influência nessa propriedade.

A composição química dos ferros fundidos não tem grande efeito diretamente sobre a resistência à fadiga, devendo-se considerar seu efeito na microestrutura. Uma distribuição homogênea de grafita e a ausência de carbonetos em contornos de célula eutética proporcionam uma elevação do limite de resistência à fadiga.

O acréscimo da resistência da matriz aumenta o limite de resistência à fadiga, mas também torna maior sua sensibilidade ao efeito de entalhe da grafita.

## 5.2-Os mecanismos da propagação de trincas em ferros fundidos [8].

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos são influenciadas tanto pela morfologia da grafita como pelas características da estrutura da matriz adjacente. Estudos têm sido feitos considerando princípios da mecânica da fratura, analisando o tamanho dos segmentos individuais dos flocos de grafita como o tamanho da célula eutética inteira como sendo o tamanho crítico de trinca. A partir de medidas experimentais de resistência e tenacidade, os pesquisadores Venkatasubramanian e Baker [8] verificaram que os valores calculados do tamanho de trincas críticas na fratura de ferros fundidos cinzentos estavam próximos do tamanho da célula eutética.

A baixa resistência à nucleação e à propagação de trincas observada nos ferros fundidos com grafita compactada tem sido atribuída a efeitos intensificadores de tensão da grafita interconectada. Hieber [8] verificou que a propagação da trinca pela matriz de ferro fundido com grafita compactada ocorria através de clivagem, com o processo de fratura controlado por uma combinação de fatores, incluindo a morfologia da grafita, a resistência da ligação entre a matriz e a grafita e as características de deformação da matriz.

A fratura em ferros fundidos cinzentos ocorre sem o desenvolvimento de uma ampla e bem definida região plástica adiante da trinca em nucleação ou propagação. Em vez disso, a deformação plástica que precede a fratura e ocorre simultaneamente a ela é muito mais localizada e limitada às estreitas pontes de matriz entre os segmentos de grafita que aparecem ao longo da trajetória da fratura.



O início e a propagação da trinca, através de uma estrutura tridimensional interconectada de grafita dentro de uma célula eutética, são inibidos apenas pela ação da deformação plástica e pelas microtrincas das estreitas pontes de matriz entre os segmentos dos flocos de grafita, que também devem ocorrer neste caso. A fratura e cisão da grafita, assim como as ligações entre microtrincas, ocorrem através das células eutéticas a partir da aplicação de uma pequena quantidade de deformação, até que as trincas atinjam os contornos das células eutéticas, onde a sua propagação é temporariamente interrompida.

As pontes de matriz relativamente amplas e a falta de continuidade da grafita através dos contornos de célula são os principais fatores que contribuem para a resistência à fratura global dos ferros fundidos cinzentos. Sob deformação contínua, as microtrincas se iniciam e se propagam dentro das células e além dos seus contornos, embora as pontes de matriz presentes nos contornos das células permaneçam inalteradas até que uma considerável quantidade de deformação adicional seja aplicada.

Comparada à dos ferros fundidos cinzentos, a microestrutura dos ferros fundidos com grafita compactada dentro da célula eutética é muito mais resistente à nucleação e à propagação de microtrincas. A fratura é inibida pela morfologia embotada da grafita - com pontas de formato pouco afiado - e, particularmente, pelas pontes de matriz mais amplas que se formam entre os segmentos de grafita nos ferros fundidos com grafita compactada. Estas devem ser submetidas à deformação plástica e ao microtrincamento para acomodar a tensão adicional.

As taxas médias de propagação das trincas estão fortemente ligadas tanto à morfologia da grafita como à estrutura da matriz. Ferros fundidos dúcteis e maleáveis apresentam taxas de propagação de trinca que são, geralmente, menores que um fator de 10 em relação às taxas observadas nos ferros fundidos cinzentos ou com grafita compactada com matrizes de estrutura equivalente. No caso particular dos ferros fundidos cinzentos, a diminuição do tamanho da célula - que corresponde a um aumento do número de contornos de célula - e o aumento da largura dos seus contornos ( que ocorre com a diminuição do carbono equivalente) podem melhorar as propriedades relativas à fratura.

A nucleação e a propagação das trincas em ferros fundidos cinzentos começa com a fratura ou cisão da grafita, a partir da matriz. A aplicação contínua da deformação resulta em uma ação conjunta da deformação plástica e da nucleação e propagação de microtrincas nas estreitas pontes de matriz entre os segmentos de grafita dentro de uma célula eutética. As microtrincas se conectam de maneira transgranular, até se propagarem para as bordas das células eutéticas. As regiões dos contornos das células são resistentes à fratura, mas acabam finalmente se rompendo, mesmo que seja somente após a aplicação de um grau adicional de deformação e depois do microtrincamento já ter ocorrido dentro das regiões da célula eutética, em ambos os lados do contorno das células. Matrizes com estruturas ferríticas e austemperadas se mostraram mais resistentes à iniciação e propagação de microtrincas do que as de estrutura perlítica.

### 5.3 - Amplitude do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K_I$ )

O fator de intensidade de tensão na ponta de uma trinca mede o campo de tensões naquela região, em função das geometrias da trinca e do componente onde ela se localiza e da tensão externa, aplicada ao mesmo.

Em fadiga, o valor de  $K_I$  varia a cada instante devido à variação cíclica da tensão aplicada e, também ao incremento no comprimento da trinca. Dessa maneira, a cada instante  $K_I$  também em fadiga, mede o campo de tensões na ponta da trinca.

Nos ciclos de fadiga tem-se uma variação da tensão externa aplicada de um valor máximo,  $\sigma_{m\acute{a}x}$ , até um valor mínimo,  $\sigma_{m\acute{i}n}$ , o que corresponde no componente trincado a uma variação em  $K_I$ , de  $K_{I\acute{m}a}x$ , até  $K_{I\acute{m}i}n$ [6].



Paris, estudando a propagação de trincas em corpos de prova submetidos a carregamento cíclico, observou que o incremento da trinca por ciclo de carregamento era função da diferença ( $K_{I\text{máx}} - K_{I\text{min}}$ ) atuando na ponta da trinca. A essa diferença ( $K_{I\text{máx}} - K_{I\text{min}}$ ) chama-se de amplitude do fator de intensidade de tensão e representa-se por  $\Delta K_I$ .

#### 5.4 - Curvas da $da/dN$ em função de $\Delta K_I$

Chamando de  $N$  o número de ciclos, o incremento de trinca por ciclo é dado por  $da/dN$ . Vai-se agora determinar o tipo de relação que existe entre  $da/dN$  e  $\Delta K_I$ .

As taxas de crescimento de trincas por fadiga podem ser determinadas utilizando-se uma ampla gama de corpos de prova, desde que conhecidos os respectivos  $K_I$ , incluindo os corpos de prova utilizados para a avaliação da tenacidade à fratura em deformação plana dos materiais ( $K_{IC}$ ).

Os testes normalmente são realizados sob amplitude de cargas constante, com medidas do comprimento da trinca e número de ciclos de carregamento feitos em intervalos de tempo determinados. O crescimento da trinca pode ser monitorado por diversas técnicas, entre elas a utilização de microscópio ótico para as leituras ou a técnica da queda de potencial.

A fig. 5.2 mostra os resultados de teste realizado com um aço de baixo carbono, utilizando como corpo de prova uma chapa com uma trinca vazante central. No eixo dos  $Y$  está representada metade do comprimento da trinca e no eixo dos  $x$  o número de ciclos de carregamento.

A partir dos dados contidos nessa curva e da amplitude de carregamento (constante) é possível calcular os valores de  $\Delta K_I$  e de  $(da/dN)$  para vários comprimentos de trinca. Os valores de  $da/dN$  podem ser obtidos através do cálculo direto entre sucessivos pares de medidas ( $\Delta a$  correspondente a um  $\Delta N$ ) ou a partir das derivadas  $da/dN$  da curva de  $a$  versus  $N$ . Muitas vezes são necessários mais do que um corpo de prova[6].

De posse dos valores de  $(da/dN)$  e  $\Delta K_I$ , traça-se a curva  $da/dN$  versus  $\Delta K_I$ , fig. 5.3.

Nas curvas de Wöhler convencionais ( $\sigma$ - $N$ ), o comportamento em fadiga é normalmente determinado em condição de ciclo reverso completo de tensões, com  $R$  ( $R = \sigma_{\text{min}} / \sigma_{\text{máx}}$ ) igual a -1. Os ensaios de propagação de trincas de fadiga são normalmente obtidos em regime trativo, com  $R$  ( $R = K_{\text{min}} / K_{\text{máx}}$ ) igual a zero ou muito próximo de zero. Isto é baseado no conceito de que durante o carregamento compressivo a trinca é fechada e como consequência não há fator de intensidade de tensões.

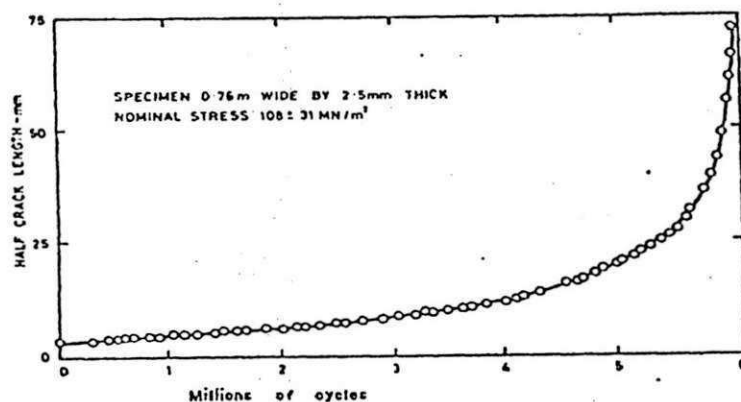


Figura 5.2 - Curva de crescimento da trinca em um corpo de de aço baixo-carbono com uma trinca central



De acordo com esse raciocínio, as cargas compressivas deveriam então apresentar pequena influência no comportamento de propagação de trinca por fadiga sob amplitude constante.

De modo geral, isso é bastante realístico, mas em carregamento sob amplitude variável, os ciclos compressivos podem ser importantes ao crescimento das trincas por fadiga.

Analisemos agora, a curva típica  $da/dN$  versus  $\Delta K_I$ , em escala log-log, fig. 5.4

A curva apresenta uma forma sigmoïdal e pode ser dividida em três regiões:

-região I: região em torno do valor  $\Delta K_{Ith}$  (th do inglês, threshold), abaixo do qual não há crescimento observável;

-região II: mostra essencialmente uma relação linear entre  $\log(da/dN)$  e  $\log(\Delta K_I)$  que corresponde à expressão originalmente proposta por Paris:

$$da/dN = A (\Delta K_I)^n \quad (5.1)$$

onde:

$n$  - é a inclinação da reta \*

$A$  - é o coeficiente encontrado estendendo a linha até  $\Delta K_I = 1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$

Nesta região a trinca se propaga deixando estrias na superfície de fratura. Elas são denominadas estrias de fadiga.

Região III: região onde a taxa de propagação da trinca é muito elevada e a vida em propagação é muito pequena. Esta região é controlada primariamente pela tenacidade à fratura do material e apresenta a menor importância na maioria das situações de fadiga[6].

O comportamento mostrado na figura 5.4 é essencialmente o mesmo para diferentes corpos de prova ou componentes de um mesmo material, devido ao fato de que a amplitude do fator de intensidade de tensão é o principal fator controlador da propagação de trincas por fadiga. Isso permite que dados de  $da/dN$  versus  $\Delta K_I$  obtidos em condições de

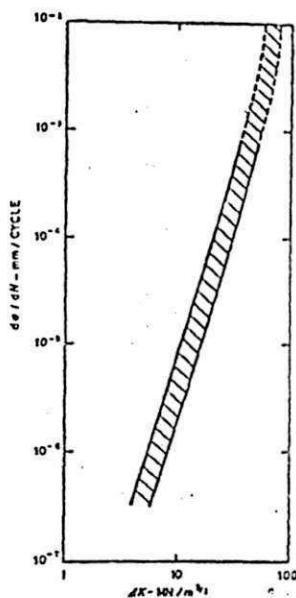


Figura -5.3 - Crescimento de trinca para um aço baixo-carbono (escala logarítmica)

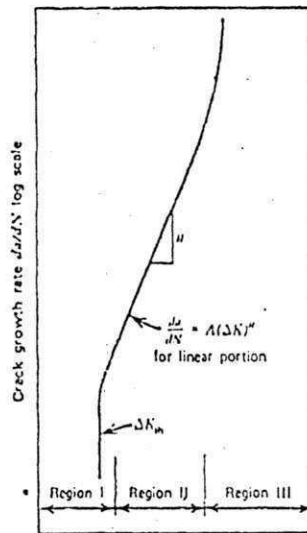


Fig.5.4- Stress intensity factor range,  $\Delta K$  log scale

amplitude constante possam ser utilizados em situações de projeto. Conhecendo a expressão do fator de intensidade de tensão  $K_I$  para um dado componente, a vida em fadiga desse componente (no regime de propagação) pode ser obtida pela integração da equação (5.2), entre os limites do tamanho inicial e final da trinca.

### 5.5 - Fatores que influem na propagação de trincas por fadiga

Diversos fatores influenciam na propagação de trincas por fadiga sob amplitude constante. Alguns como a tensão média, temperatura e presença de agentes corrosivos têm um efeito marcante na taxa de propagação das trincas. Por outro lado, a frequência, forma da onda e espessura do corpo de prova não chegam a ter grande influência naquela taxa na fadiga ao ar, o que não ocorre em ambientes agressivos. Todos esses parâmetros são extrínsecos, dependendo das condições do ensaio ou de operação do componente, não sendo característicos dos materiais. Há que se considerar ainda a influência de fatores intrínsecos do material, como a sua microestrutura, por exemplo.

#### 5.5.1 - Efeito da tensão média

A razão de fatores de intensidade de tensão é usada como principal parâmetro:

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = K_{I\min} / K_{I\max} \quad (5.2)$$

Quando se aumenta  $R$ , aumentam  $K_{I\min}$  e  $K_{I\max}$  e há uma tendência ao aumento nas taxas de propagação das trincas. A fig. 5.4 ilustra esse efeito de  $R$  e, portanto, da tensão média.

O aumento nas taxas de propagação ocorre em todas as regiões da curva sigmoideal, porém, na região II, esse aumento é muito pequeno. Na região III, onde a tenacidade à fratura  $K_{IC}$  ou  $K_C$  controla o comportamento, há uma acentuada influência de  $R$  nas taxas, de modo que as partes superiores das curvas são deslocadas para valores inferiores de  $\Delta K_I$  à



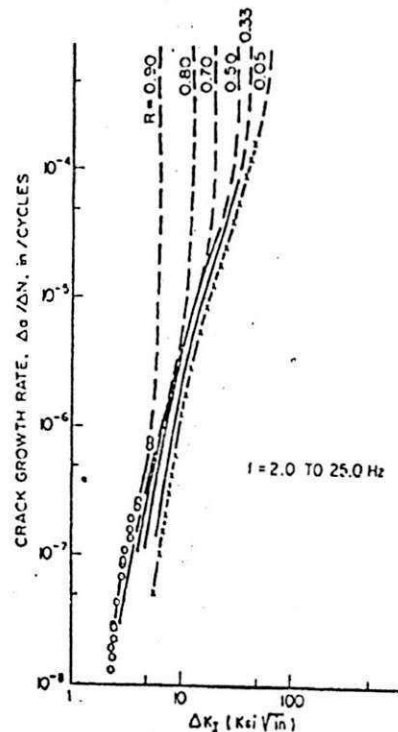


Figura 5.5 - Influência da tensão média nas taxas de propagação das trincas de fadiga

medida em que  $R$  e, portanto,  $K_{I\text{máx}}$  aumentam.

Uma equação que representa o efeito da tensão média nas regiões II e III é a de Forman:

$$da/dN = A.(\Delta K_I)^n / ((1-R)K_C - \Delta K_I) \quad (5.3)$$

Onde  $A$  e  $n$  são constantes de fadiga empíricas do material e  $K_C$  é a tenacidade à fratura do material para a espessura considerada[6].

### 5.5.2 - Efeito de meios corrosivos na fadiga

Ambientes agressivos, incluindo ambiente aquoso e temperaturas elevadas, podem ter efeito deletério sobre o crescimento de trinca em fadiga.

Na grande maioria dos casos de fadiga estrutural, a frequência ou taxa de carregamento cíclico nas estruturas grandes é pequena. Geralmente, dados de cinética de crescimento de trinca obtidos nas frequências de alguns ciclos/minuto ou menores são aplicáveis ao projeto estrutural. O problema é mais sério nas baixas frequências. Estudos de efeito de temperatura elevada na taxa de propagação de trinca sob fadiga mostram que o problema torna-se mais sério com o aumento de temperatura[3].

O ambiente tem, em geral, seu maior efeito nas baixas frequências e baixo  $\Delta K$ . Esta é a razão pela qual o ambiente tem um poderoso efeito na vida finita de fadiga estrutural. Ele elimina as oportunidades de estágios demorados de baixo crescimento de trinca e transforma pequenas trincas aceleradamente em trincas grandes. Assim, a estrutura geral-



mente acaba não tendo um período de tranqüilidade no qual ocorra um crescimento lento de trinca. Uma redução em 50% na vida-fadiga estrutural devido a efeitos ambientais é o mínimo e reduções até 90% não são raras.

Verificou-se que a taxa de propagação de trinca aumenta quando um maior tempo (isto é, baixa frequência) é permitido para o ataque ambiental durante a fadiga. É digno de nota que, em ambiente inerte, não se observa o efeito de frequência. Nota-se também que o efeito de ambiente sobre a taxa de propagação de trinca é desprezível para altas taxas (ou altas  $\Delta K$ ) em que o processo mecânico de fadiga provavelmente ocorre bem mais rapidamente que o ataque químico.

### 5.5.3 - Efeito da temperatura

Muitos pesquisadores têm constatado que há um acréscimo na taxa de propagação de trincas de fadiga com o aumento da temperatura.

### 5.5.4 - Efeito da frequência

Em ensaios ao ar ou atmosferas inertes, o efeito da frequência de carregamento na taxa de propagação de trincas de fadiga é desprezível. Isso não acontece, entretanto, em presença de agentes corrosivos, onde a taxa de propagação é fortemente influenciada pela frequência de carregamento.

Uma explicação que tem sido dada ao acréscimo da taxa de propagação com o decréscimo da frequência é que nesse caso haveria mais tempo para o ataque pelo meio agressivo durante o processo de fadiga.

### 5.5.5 - Efeito da forma da onda de carregamento cíclico

A forma de onda de carregamento cíclico não afeta a taxa de propagação da trinca em ensaios ao ar ou atmosferas inertes. Por outro lado, em presença de soluções agressivas, há uma influência da forma da onda em  $da/dN$ .

### 5.5.6 - Efeito de variáveis metalúrgicas

Diversos estudos têm demonstrado que na região II das curvas  $da/dN$  em função de  $\Delta K_I$ , as variáveis metalúrgicas não exercem grande influência na taxa de propagação de trincas por fadiga. Isso não ocorre entretanto quando a propagação ocorre em presença de meios corrosivos onde há uma certa influência da microestrutura.

## 5.6 - Integração da equação que relaciona $da/dN$ com $\Delta K_I$

Pela integração da equação que relaciona  $da/dN$  com  $\Delta K_I$ , entre um tamanho inicial e um tamanho final, é possível calcular-se o número de ciclos de carregamento necessários para aquele crescimento.

A equação de Paris descreve razoavelmente a taxa de propagação da trinca de fadiga na região II e, também, III. Dessa maneira, vamos tomá-la como exemplo para a integração.

Seja a eq. De Paris

$$da/dN = A (\Delta K_I)^n \quad (5.1)$$

Consideremos, inicialmente, a propagação de uma trinca vazante, em uma chapa submetida a carregamento cíclico trativo e uniaxial, perpendicularmente ao plano da trinca.



Para essa geometria de trinca e corpo de prova tem-se:

$$K_I = \sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2} \quad (5.4)$$

seja,  $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = \text{constante}$ .

Tem-se assim:

$$\Delta K_I = \Delta\sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2} \quad (5.5)$$

Substituindo (5.5) em (5.1) temos:

$$da/dN = A (\Delta\sigma)^n \cdot (\pi \cdot a)^{n/2} \quad \text{ou} \quad (5.6)$$

$$dN = da / (A (\Delta\sigma)^n \cdot (\pi \cdot a)^{n/2}) \quad (5.7)$$

sendo:

$a_i$  - tamanho inicial da trinca

$a_f$  - tamanho da trinca num determinado instante de seu crescimento.

Tem-se, após a integração:

$$N_f = ((a_f^{(-n/2)+1}) - (a_i^{(-n/2)+1})) / (((-n/2)+1) \cdot A \cdot (\Delta\sigma)^n \cdot (\pi)^{n/2})$$

que dá o número de ciclos para a trinca crescer de um tamanho  $a_i$  até um tamanho  $a_f$ .

O valor de  $a_f$  corresponde normalmente à dimensão crítica da trinca que leva o componente à ruptura ou é o máximo tamanho tolerável, determinados a partir dos valores de  $K_{IC}$ ,  $K_{II}$ ,  $K_{IEAC}$ ,  $\delta_C$  ou  $J_{IC}$ .



**6 - Materiais e métodos** (Estes dados foram obtidos do trabalho de Galvani Alves de Lacerda no período de vigência de sua bolsa ver ref [4](visto que o material ensaiado por mim teve a mesma composição química do trabalho dele).

Para a fusão da liga foi utilizado um forno elétrico refratário de 600 V, 200 A(CA), 80 kW, com uma capacidade de 589 N. Após fundido, o banho era superaquecido a uma temperatura média de 1819 K. As planilhas de cálculo da carga de fusão encontram-se nas páginas seguintes 41, 42 e 43.

Em seguida o metal sofreu uma nodulização em uma panela do tipo tampa intermediária. Utilizou-se 2,0% de liga nodulizante FeSiMg (45% Si), com granulometria de 6 a 12 mm. O tratamento de nodulização foi realizado em temperaturas entre 1773 e 1793°K. A inoculação foi feita pela técnica de pós-nodulização, utilizando-se a liga inoculante FeSi75(75% Si) em quantidades de 0,50 (blocos S1 e L1), 0,70 (blocos S2<sup>a</sup>, S2<sup>b</sup>, L2<sup>a</sup>, e L2<sup>b</sup>), onde o índice b indica dois blocos fundidos para verificação da composição química, em relação aos blocos de índice a) e 0,90% (blocos S3 e L3), com granulometria de 1 a 3 mm.

Foram realizadas 14 fusões, obtendo-se então 14 blocos Y de 25 mm de espessura, a saber:

-sem elementos de liga: 7 blocos (2S1, 2S2<sup>a</sup>, 2S3 e S2<sup>b</sup>)

-ligados: 7 blocos (2L1, 2L2<sup>a</sup>, 2L3 e L2<sup>b</sup>),

conforme a norma ASTM A 436 em moldes de areia verde.

Basicamente foram estudados portanto, dois tipos de ferros fundidos nodulares

S-Tipo I - Liga comercial.

L-Tipo I I - Ligado ao molibdênio, cuja composição química pode ser vista na mesma tabela.

As composições químicas dos corpos de prova estudados encontram-se na tab. 10, abaixo.

Elemento, (%)	CPS1	CPS2 <sup>a</sup>	CPS2 <sup>b</sup>	CPS3	CPL1	CPL2 <sup>a</sup>	CPL2 <sup>b</sup>	CPL3
C	3,48	3,49	3,46	3,5	3,67	3,44	3,42	3,51
Si	2,58	2,58	2,62	2,41	2,34	2,68	2,67	2,45
Mn	0,188	0,2	0,197	0,23	0,173	0,186	0,185	0,224
P	0,058	0,0606	0,0583	0,06	0,056	0,0597	0,0588	0,0556
S	0,0088	0,0106	0,0119	0,005	0,0084	0,0096	0,012	0,0072
Mo	0,002	0,002	0,0046	0,002	0,214	0,149	0,217	0,217
Mg	0,043	0,0471	0,0379	0,0472	0,0429	0,0463	0,0432	0,045
Fe	93,58	93,76	93,9	93,76	93,44	93,64	93,35	93,44
CEQ*	4,36	4,17	4,02	4,32	4,47	4,1	4,33	4,34

\* CEQ = carbono equivalente.

A carga metálica foi composta de 5,790 kN de gusa, 1,763 kN de sucata de aço e 15,93 kN N de carburante, e ainda molibdênio na forma de 17,17 N de liga FeMo para o ferro do tipo I I. Utilizou-se ainda, 151 N de liga nodulizante FeSiMg (45% Si), com granulometria de 6 a 12 mm e 52,87 N de liga inoculante FeSi75 (75% Si) com granulometria de 1 a 3 mm.

**CÁLCULO DA CARGA:  
SEM MOLIBDÊNIO — S1  
COM MOLIBDÊNIO — L1**

Material: FE-50007  
Carga:KG 55

Quantidade

	%	Kg
Gusa FE	76,659	42,162
Sucata Aço	23,341	12,838
Total	100	55

Análise do Material

C	Si	Mn	P	S
4,62	0,36	0,04	0,054	0,014
0,25	0,25	0,7	0,001	0,001

Análise da resultante

C	Si	Mn	P	S
3,5416	0,2760	0,0307	0,0414	0,0107
0,0534	0,0534	0,1634	0,0002	0,0002

Sub-soma

3,6070	0,3343	0,1941	0,0416	0,0110
--------	--------	--------	--------	--------

Perda

6%	5%	5%		
0,2160	0,0167	0,0097	0,0000	0,0000

Análise resultante

3,3640	0,3116	0,1843	0,0416	0,0110
--------	--------	--------	--------	--------

% Kg

	%	Kg
Carbono total	0,23	0,1265
FeSi 75	0,50	0,275
FeSi 45	2,22	1,224
FeMn	-0,13	-0,072
FeSiMg	2,00	1,100
FeMo	0,437	0,240

Rendimento

Teor

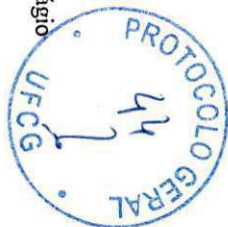
95%	75%
97%	45%
80%	80%
95%	Si 45%
95%	60,20%

	0,356			
	0,971			
		-0,0343		
	0,855			

Análise desejada

C	Si	Mn	P	S	Mo
3,6	2,5	0,1	0,02	0,02	0,250

Carbono Equivalente 4,44



**CÁLCULO DA CARGA:  
SEM MOLIBDÊNIO — S2  
COM MOLIBDÊNIO — L2**

Material: FE-50007  
Carga:KG 55

	Quantidade	
	%	Kg
Gusa FE	76,659	42,152
Sucata Aço	23,341	12,833
Total	100	55

Análise do Matenal					
C	Si	Mn	P	S	
4,62	0,35	0,04	0,054	0,014	
0,25	0,25	0,7	0,001	0,001	

Análise da resultante				
C	Si	Mn	F	S
3,5416	0,2760	0,0307	0,0414	0,0107
0,0584	0,0584	0,1634	0,0002	0,0002

Sub-soma

3,5000	0,3343	0,1941	0,0416	0,0110
--------	--------	--------	--------	--------

Perda

6%	5%	5%		
0,2160	0,0167	0,0097	0,0000	0,0000

Análise resultante

3,3340	0,3176	0,1843	0,0416	0,0110
--------	--------	--------	--------	--------

	%	Kg
FeSi 75	0,70	0,385
FeSi 45	1,90	1,044
FeMn	-0,13	-0,072
FeSiMg	2,00	1,100
FeMo	0,437	0,240

Rendimento	Teor
95%	75%
97%	45%
80%	80%
95%	Si 45%
95%	60,20%

	0,499			
	0,829			
		-0,0343		
	0,855			

Análise desejada

C	Si	Mn	P	S	Mo
3,6	2,5	0,1	0,02	0,02	0,250

Carbono Equivalente 4,44



**CÁLCULO DA CARGA:  
SEM MOLIBDÊNIO — S3  
COM MOLIBDÊNIO — L3**

Material: FE-50007  
Carga:KG 55

	Quantidade	
	%	Kg
Gusa FE	76,653	42,162
Sucata Aço	23,341	12,838
Total	100	55

Análise do Material					
C	Si	Mn	P	S	
4,62	0,36	0,04	0,054	0,014	
0,25	0,25	0,7	0,001	0,001	

Análise da resultante				
C	Si	Mn	P	S
3,5116	0,2760	0,0307	0,0414	0,0107
0,0534	0,0534	0,1634	0,0002	0,0002

Sub-soma

3,6000	0,3343	0,1541	0,0416	0,0110
6%	5%	5%		
0,2160	0,0167	0,0097	0,0000	0,0000
3,3840	0,3176	0,1843	0,0416	0,0110

Perda

Análise resultante

	%	Kg
FeSi 75	0,90	0,495
FeSi 45	1,57	0,865
FeMn	-0,13	-0,072
FeSiMg	2,00	1,100
FeMo	0,437	0,240

Rendimento Teor

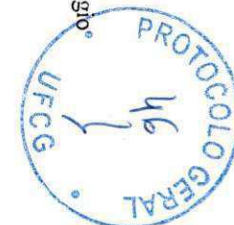
95%	75%
97%	45%
89%	50%
95%	Si 45%
95%	60,20%

0,641				
0,686				
0,855				

Análise desejada

C	Si	Mn	P	S	Mo
3,6	2,5	0,1	0,02	0,02	0,250

Carbono Equivalente 4,44



Os corpos de prova de tração foram retirados destes blocos (5 corpos de cada bloco, sendo 2 brutos de fusão e 3 para tratamento térmico) no sentido longitudinal, conforme a figura 6.1 abaixo. Foram obtidos portanto, 30 corpos de prova, sendo que destes, 12 brutos de fusão e 18 que sofreram posterior tratamento térmico. Dos blocos usados para verificação da composição química (S2<sup>b</sup> e L2<sup>b</sup>) não foram retirados corpos de prova.

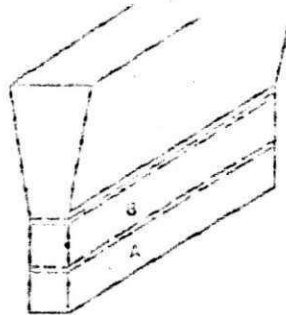


Figura 6.1 - Bloco Y usado para a obtenção do corpo de prova de tração.

Os tratamentos térmicos nos corpos de prova com e sem elementos de liga foram realizados a uma temperatura de austenitização que variou entre 1153 e 1161°K, durante 1 hora e 18 minutos. O tratamento de austêmpera foi realizado num banho de sal mantido entre 584 e 596°K, durante 66 minutos. Após o tratamento isotérmico, os corpos de prova foram resfriados ao ar livre e depois, limpos em água quente, água fria e ácido.

#### 6.1 - Método usado para a contagem de nódulos de grafita

Para a contagem de nódulos utilizou-se um microscópio(banco metalográfico MM6 da Lights), com uma malha de 10x10, como mostrada na figura 6.2.

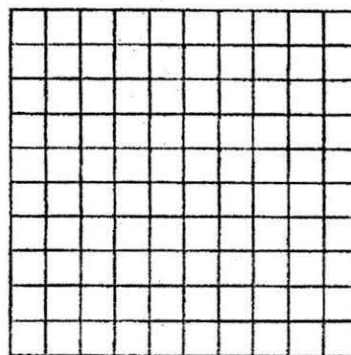


Figura 6.2 - Malha usada para a contagem dos nódulos de grafita.

O procedimento foi o seguinte: contaram-se os nódulos internos à malha e os que se encontravam na periferia da mesma, foram feitas 10 leituras para cada corpo de prova.

Para a determinação do número de nódulos/mm<sup>2</sup> utilizou-se a seguinte relação:





$N_a = (N_c + 0,5.N_i) / A$  , onde  
 $N_a$  - número de nódulos/mm<sup>2</sup>  
 $N_c$  - número de nódulos no interior da malha  
 $N_i$  - número de nódulos na periferia da malha  
 $A$  - área (neste caso  $A=1\text{mm}^2$ ) [9].

## 6.2 - Procedimento para o ensaio de fadiga

O procedimento utilizado para a realização dos ensaios de fadiga foi de acordo com o anexo 1 (tradução da norma E-647 para realização de ensaios de fadiga).

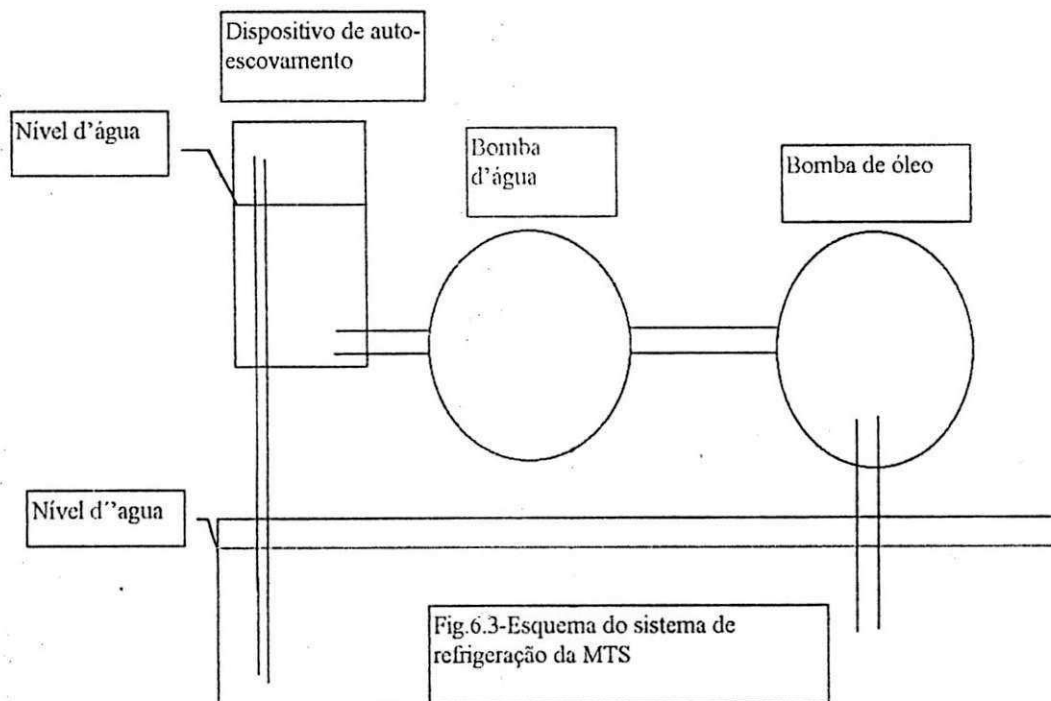
Realizaram-se 18 ensaios de fadiga, ao longo de aproximadamente 22 dias ininterruptos, numa média de 13 horas por dia. O corpo de prova número 11 foi rompido por acidente sem que se tivesse coletado dados.

A leitura dos ciclos foi feita diretamente na máquina. As medições dos comprimentos da trinca foram feitas com o auxílio de dois microscópios com vernier acoplado. Tentou-se medir o comprimento dos dois lados, mas, em alguns casos, devido a um desalinhamento das garras a trinca ficava aparentemente fechada em um dos lados, deste modo, mediu-se apenas de um dos lados.

Os dados destes ensaios foram analisados através de um software desenvolvido durante o estágio, utilizou-se a linguagem Matlab e mais dados estão disponíveis no apêndice sobre o referido programa. (Duração média para a elaboração do programa: 300hs).

## 6.3 - Procedimento para a confecção do dispositivo de auto-escovamento da bomba d'água da MTS.

Foram feitas chapas de pvc, a partir do aquecimento de um tubo, em seguida foram usinadas no formato circular (por Nilson José Araújo Barbosa, setor de usinagem do DEM) para servir de tampa do recipiente que contém a água.





## 7 - Resultados

Na tabela 7.1 estão os resultados da contagem de nódulos.

Tabela 7.1 - número de nódulos/mm<sup>2</sup> (valores médios)

	S1	S2	S3	L1	L2	L3
N <sub>a</sub>	85	37*	107	93	89	94

\*Esta contagem não foi utilizada na análise. Percebe-se que ela destoa das demais, talvez em virtude do local de retirada da amostra usada na contagem.

A deformação de fratura foi medida num range de 60 mm e os valores observados encontram-se na tabela 7.2

Tabela 7.2 - Valores da deformação de fratura

-	CPS1	CPS2	CPS3	CPL1	CPL2	CPL3
ΔL(mm)	1,43	1,93	1,28	0,79	1,20	1,26

Na tabela 7.3 encontram-se os valores da tensão de escoamento, tensão de ruptura e alongamento na fratura dos 6 corpos de prova ensaiados. As curvas tensão x deformação podem ser observadas na fig. 17.

Tabela 7.3 - Propriedades mecânicas convencionais obtidas

Corpos de prova	σ <sub>e</sub> (MPa)	σ <sub>R</sub> (MPa)	ε (%)
S1	1160	1359,94	2,38
S2	1130	1356,78	3,22
S3	1204	1410,72	2,13
L1	1168	1372,35	1,32
L2	1108	1311,86	2,00
L3	1158	1382,21	2,10



### 7.1 - Geração dos gráficos isoladamente para cada corpo de prova , a partir, do seu programa personalizado.

Os gráficos seguintes são relativos a um dos corpos de prova, o programa personalizado, vide anexo 2, para tratamento dos dados e geração de gráficos para cada c.p. isoladamente.

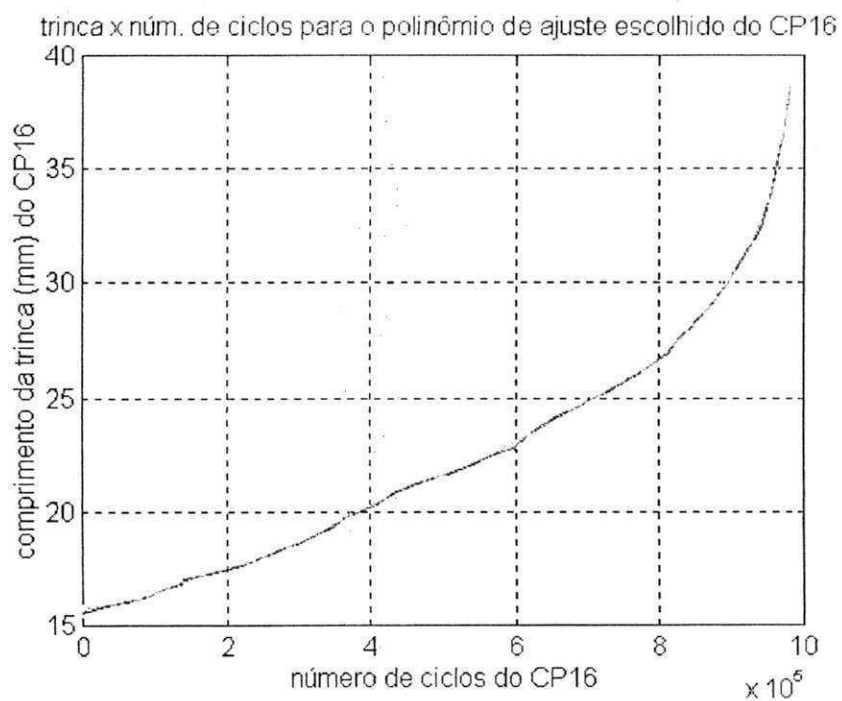


Fig.7.1-Trinca x n° de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido do c.p. 16

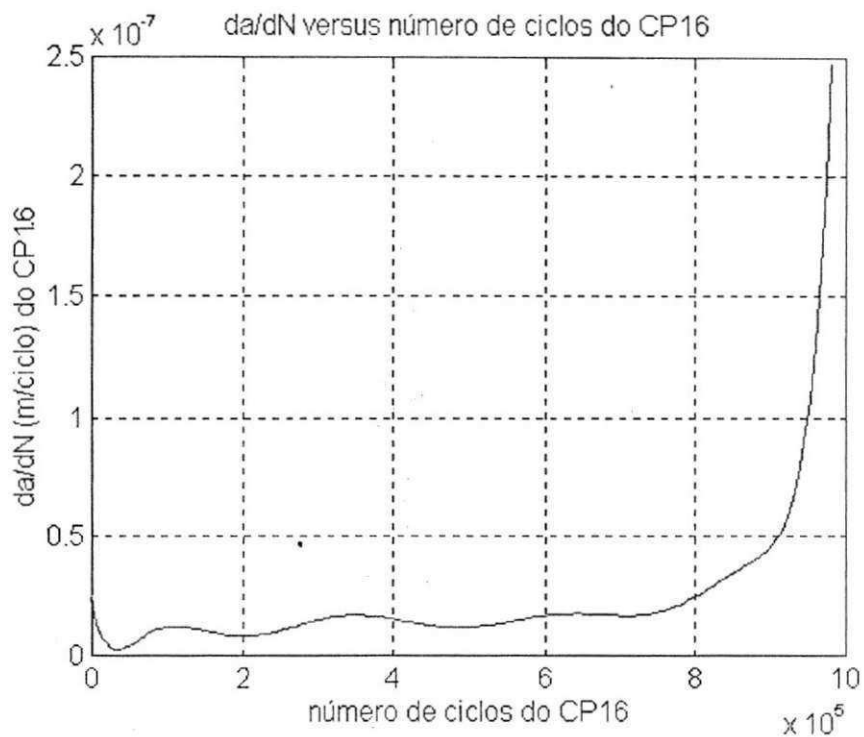


Fig.7.2- $da/dN \times n^\circ$  de ciclos do c.p. 16

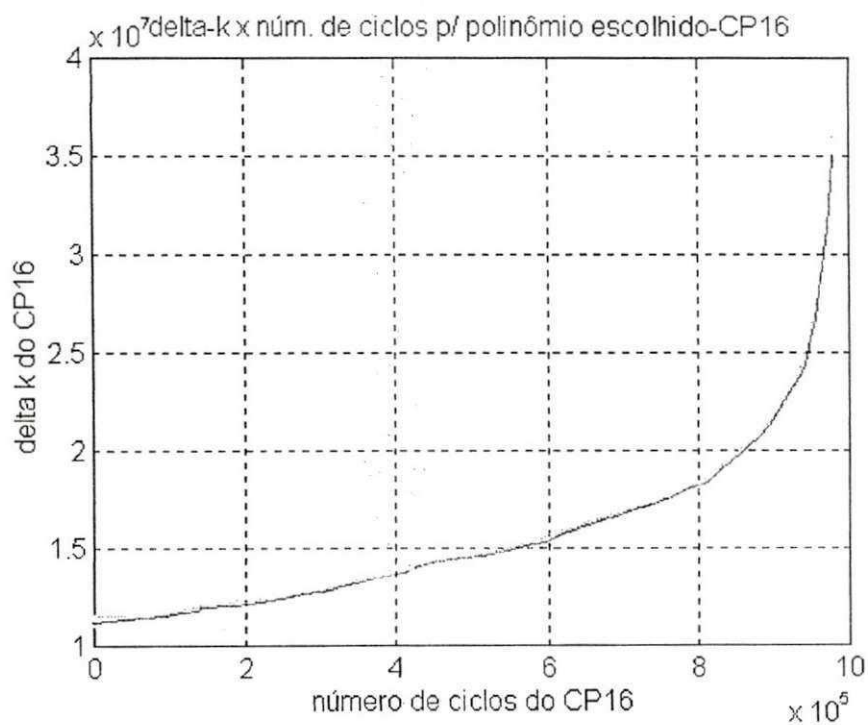


Fig.7.3-Delta-K  $\times n^\circ$  de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido do c.p. 16

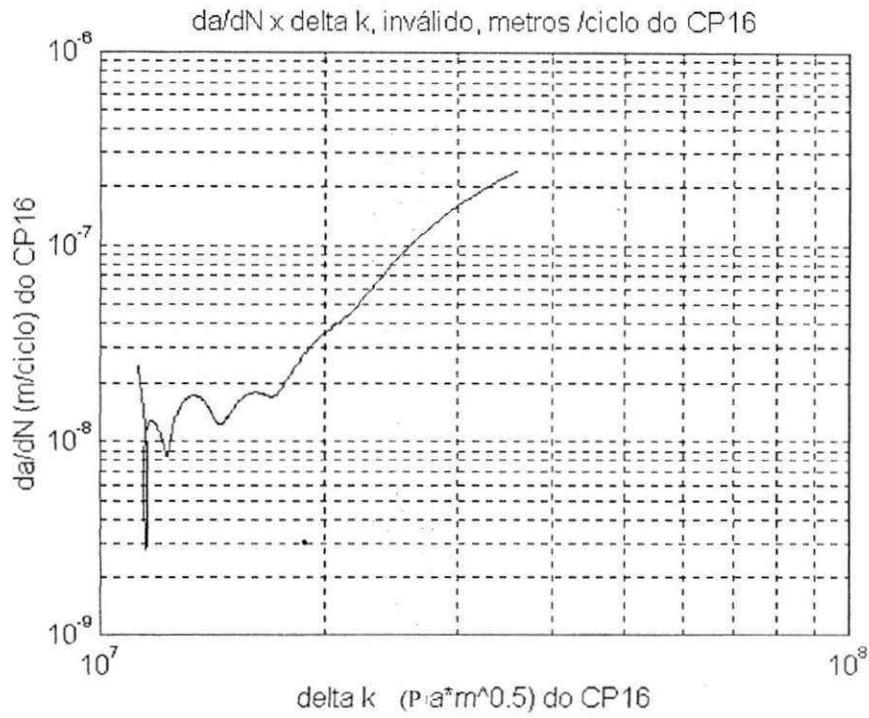


Fig.7.4- da/dN x delta-K , inválido, do c.p. 16

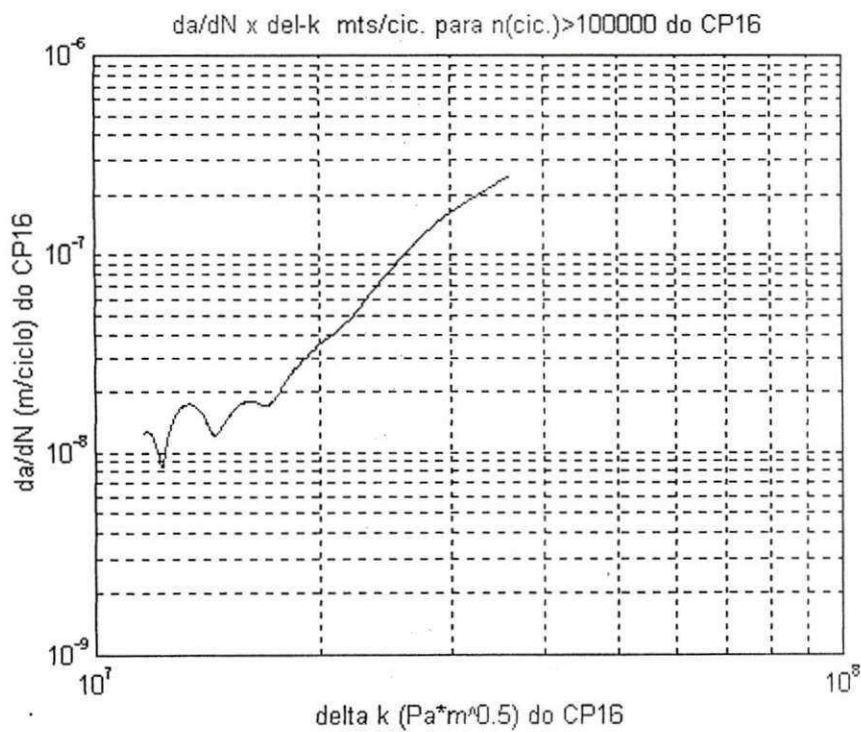


Fig.7.5- da/dN x delta-K para o nº de ciclos > 100.000, do c.p. 16



Fig.7.6- Reta ajustada para os pontos escolhidos de  $da/dN$  linearizado, do c.p. 16

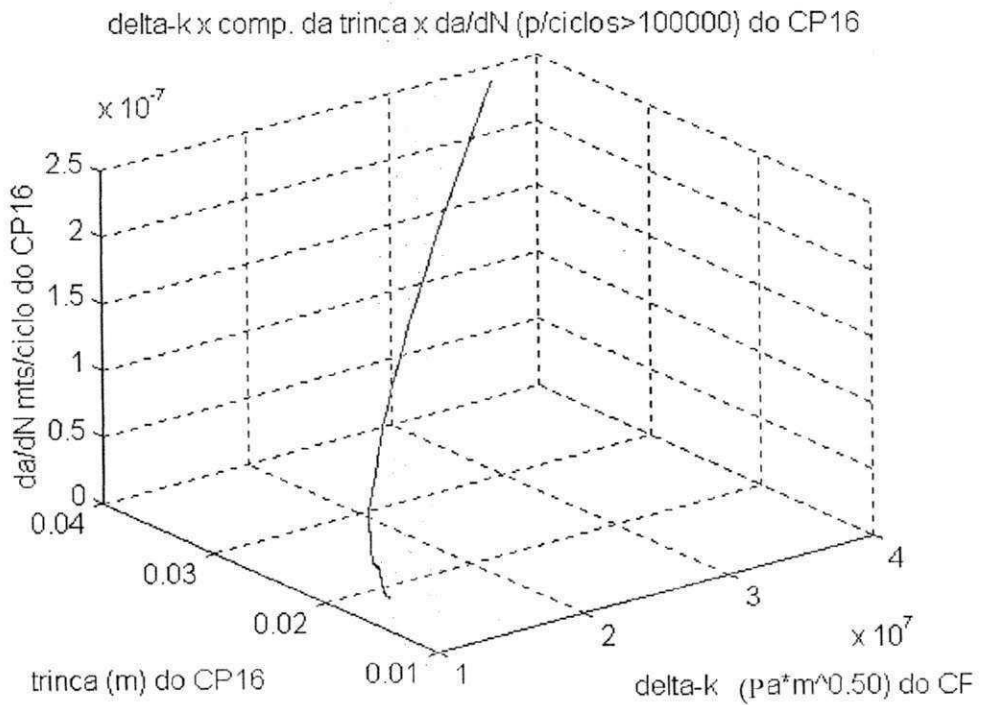


Fig.7.7-  $\Delta K \times n^0$  de ciclos  $\times da/dN$ , para o  $n^0$  de ciclos  $> 100.000$ , do c.p. 16



trinca versus número de ciclos versus da/dN p/ciclos > 100000 do CP16

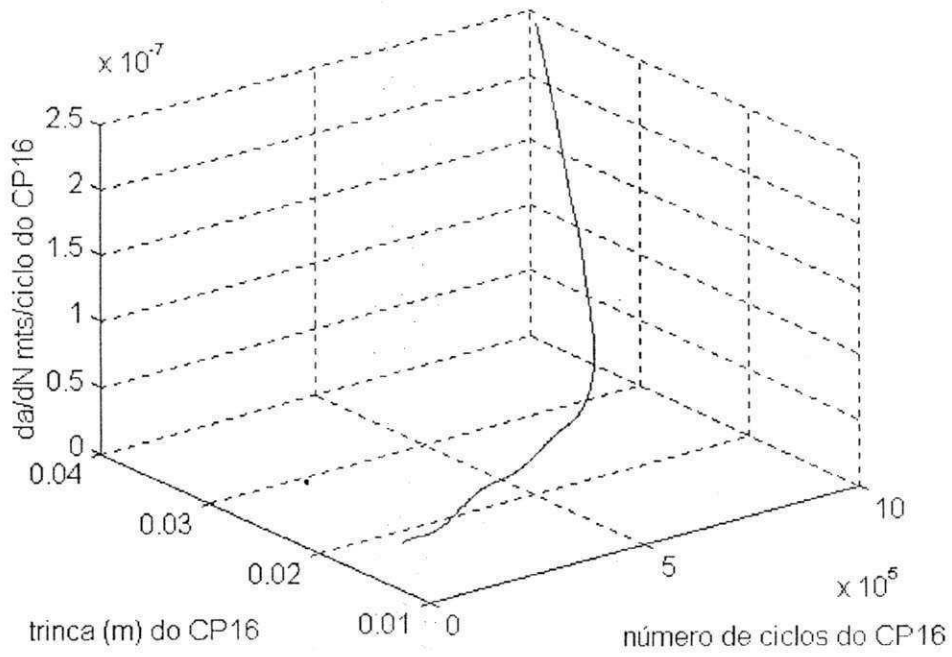


Fig.7.8- Trinca x nº de ciclos x da/dN, para o nº de ciclos > 100.000, do c.p. 16



## 7.2 - Geração dos gráficos de forma conjunta para todos os corpos de prova

Os gráficos seguintes são relativos a geração em conjunto de todos os corpos de prova ensaiados, vide o anexo 3, onde através de um programa fez-se compilar todos os programas personalizados e plotar os dados em conjunto.

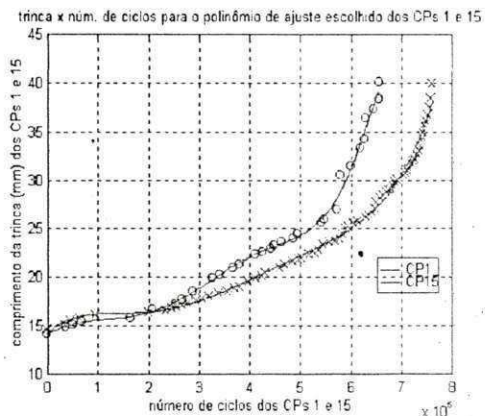


Fig.7.9-Trinca x nº de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos cps. 1 e 15.

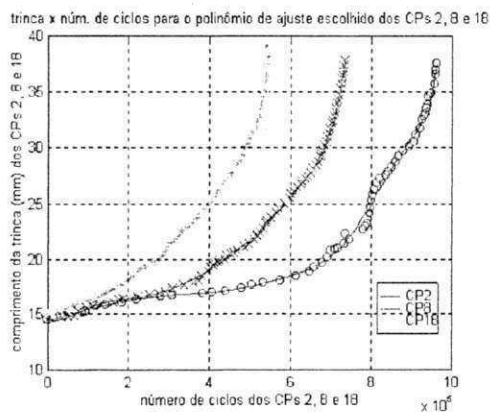


Fig.7.10-Trinca x nº de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos cps. 2, 8 e 18.

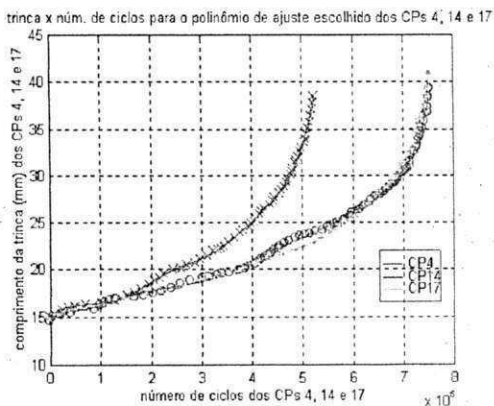


Fig.7.11-Trinca x nº de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos cps. 4, 14 e 17.



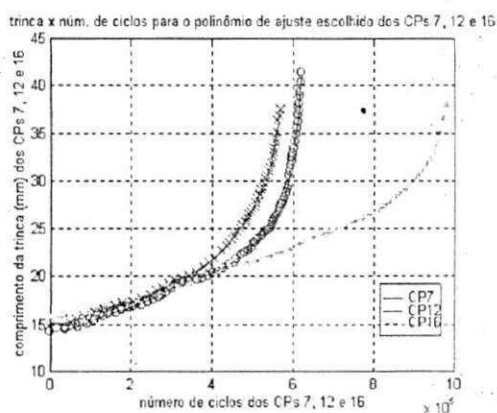


Fig.7.13-Trinca x n° de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos cps. 7, 12 e 16.

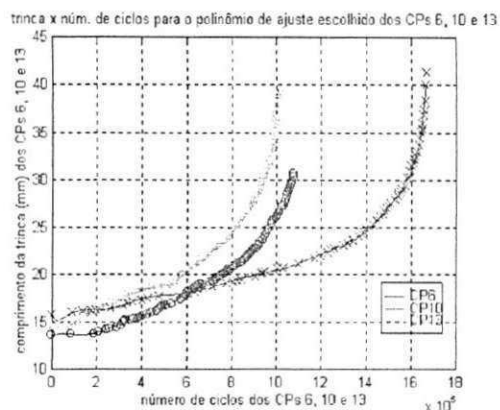


Fig.7.12-Trinca x n° de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos cps. 6, 10 e 13.

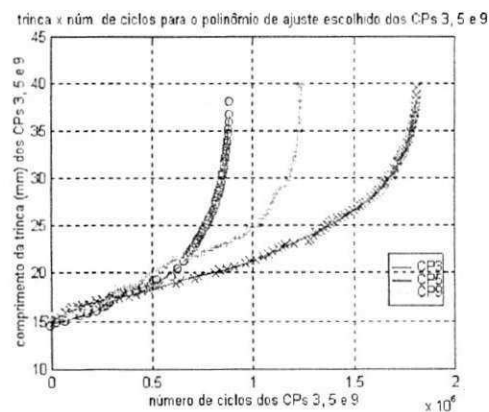


Fig.7.14-Trinca x n° de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos cps. 3, 5 e 9.

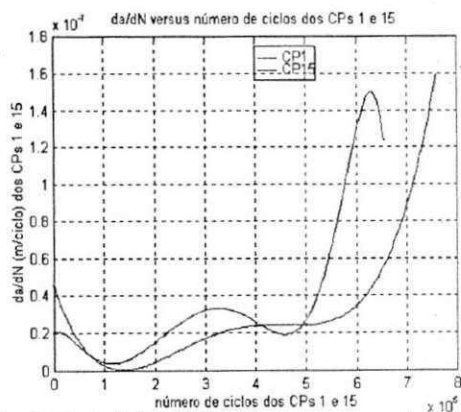


Fig. 7.15- da/dN x n° de ciclos para os cps. 1 e 15.

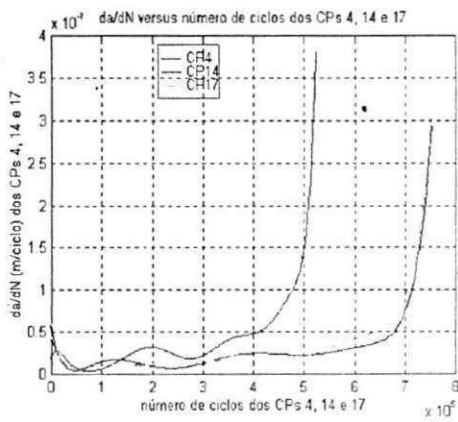


Fig. 7.17-  $da/dN \times n^0$  de ciclos para os cps. 4, 14 e 17.

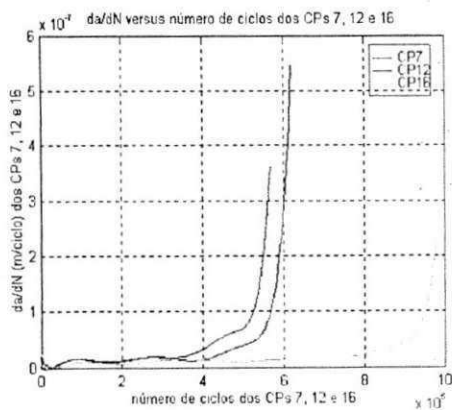


Fig. 7.19-  $da/dN \times n^0$  de ciclos para os cps. 7, 12 e 16.

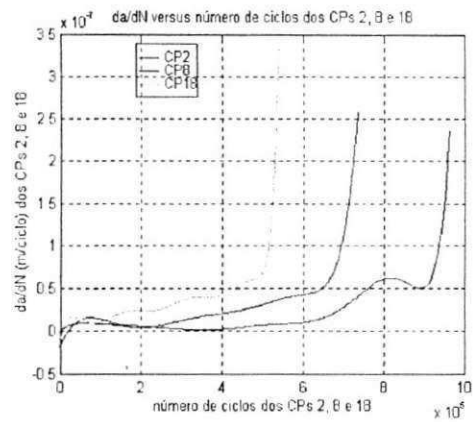


Fig. 7.16-  $da/dN \times n^0$  de ciclos para os cps. 2, 8 e 18.

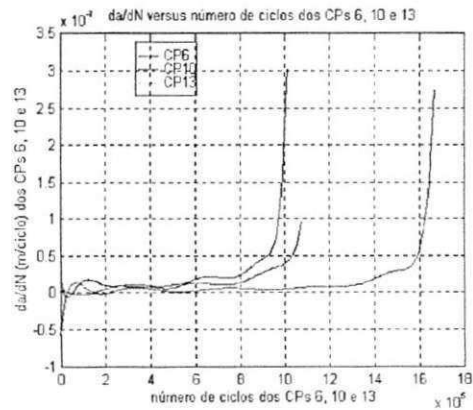


Fig. 7.18-  $da/dN \times n^0$  de ciclos para os cps. 6, 10 e 13.

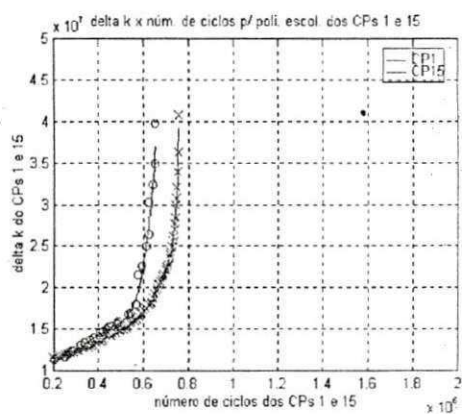


Fig. 7.21- Delta-K x n° de ciclos para o polinômio escolhido dos cps. 1 e 15.

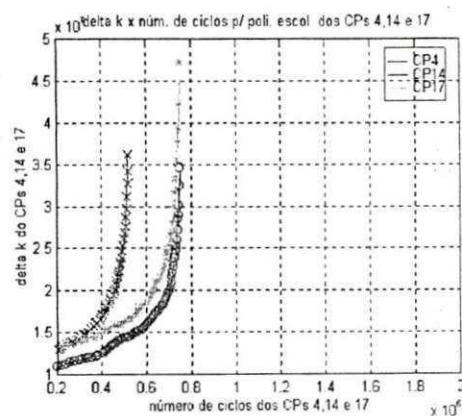


Fig. 7.23- Delta-K x n° de ciclos para o polinômio escolhido dos cps. 4, 14 e 17.

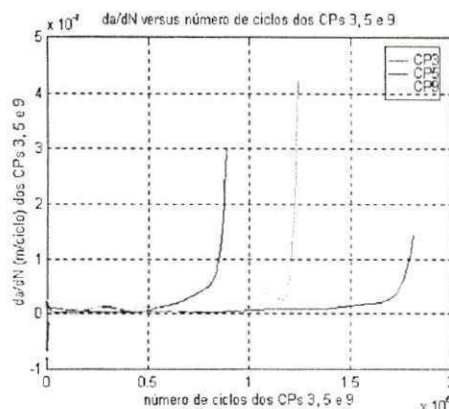


Fig. 7.20- da/dN x n° de ciclos para os cps. 3, 5 e 9.

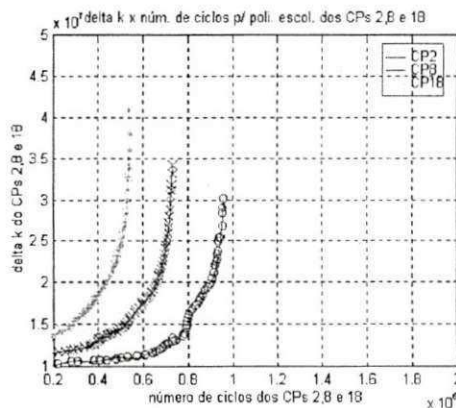


Fig. 7.22- Delta-K x n° de ciclos para o polinômio escolhido dos cps. 2, 8 e 18.

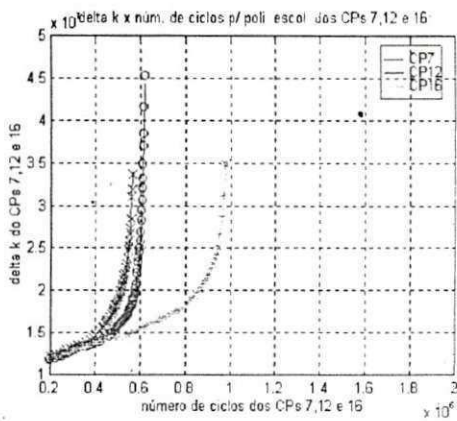


Fig. 7.25- Delta-K x n<sup>o</sup> de ciclos para o polinômio escolhido dos cps. 7, 12 e 16.

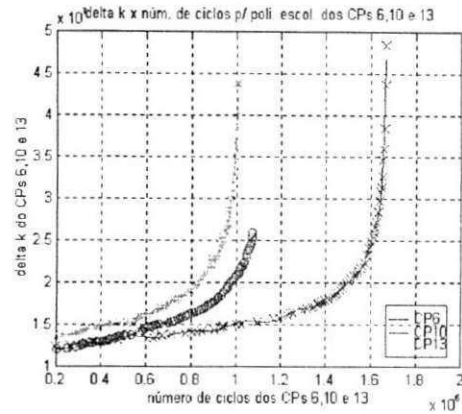


Fig. 7.24- Delta-K x n<sup>o</sup> de ciclos para o polinômio escolhido dos cps. 6, 10 e 13.

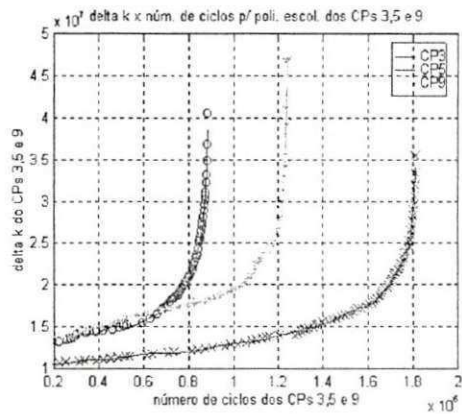


Fig. 7.26- Delta-K x n<sup>o</sup> de ciclos para o polinômio escolhido dos cps. 3, 5 e 9.

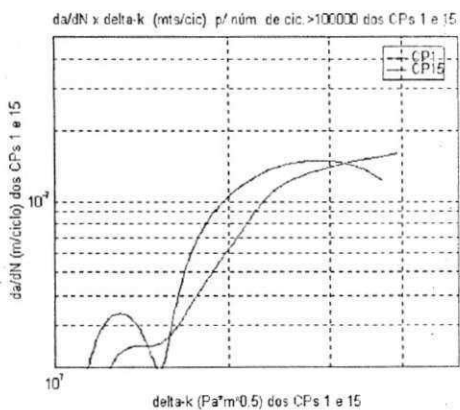


Fig. 7.27- da/dN x delta-K para n<sup>o</sup> de ciclos >100.000, dos cps. 1 e 15.

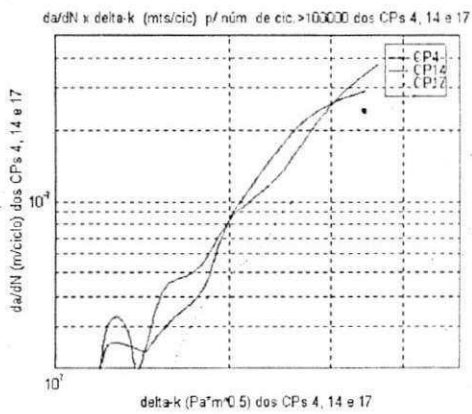


Fig. 7.29- da/dN x delta-K para n° de ciclos >100.000, dos cps. 4, 14 e 17.

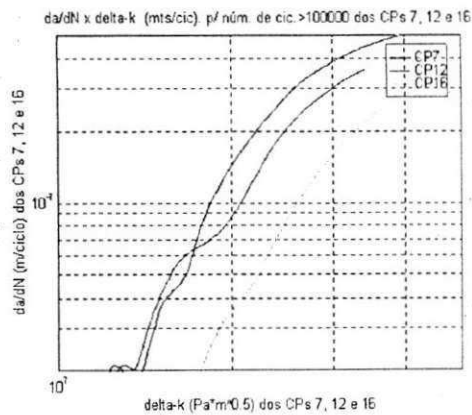


Fig. 7.31- da/dN x delta-K para n° de ciclos >100.000, dos cps. 7, 12 e 16.

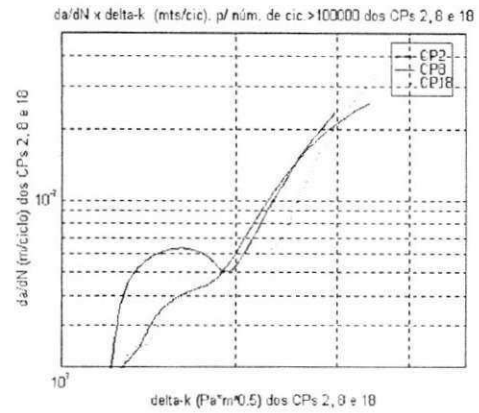


Fig. 7.28- da/dN x delta-K para n° de ciclos >100.000, dos cps. 2, 8 e 18.

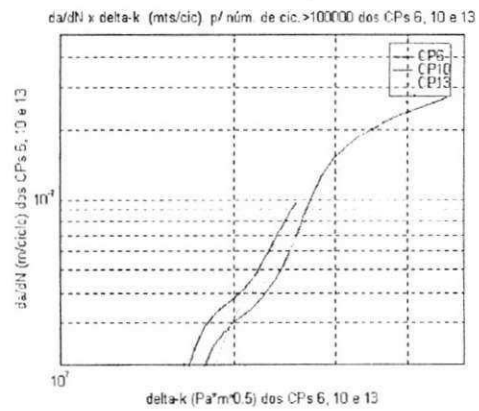


Fig. 7.30- da/dN x delta-K para n° de ciclos >100.000, dos cps. 6, 10 e 13.

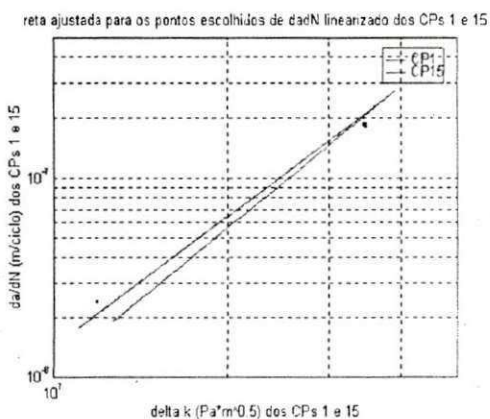


Fig. 7.33- Reta ajustada para os pontos escolhidos da curva  $da/dN$ , dos cps. 1 e 15.

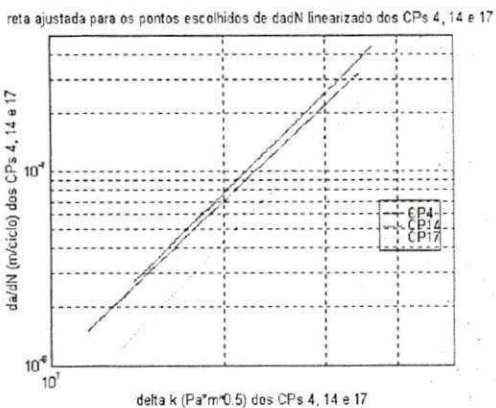


Fig. 7.35- Reta ajustada para os pontos escolhidos da curva  $da/dN$ , dos cps. 4, 14 e 17.

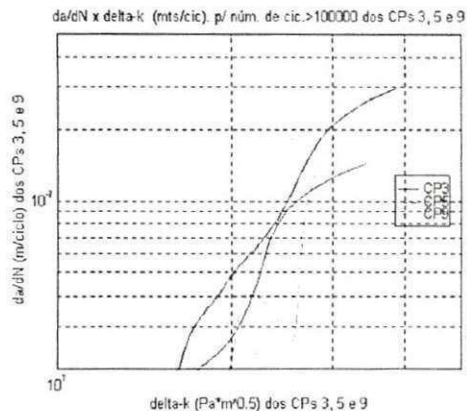


Fig. 7.32-  $da/dN \times \text{delta-K}$  para  $n^\circ$  de ciclos > 100.000, dos cps. 3, 5 e 9.

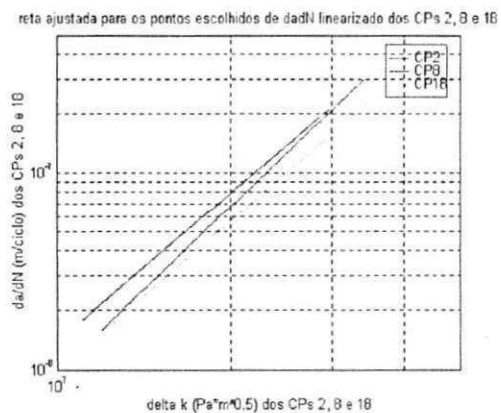


Fig. 7.34- Reta ajustada para os pontos escolhidos da curva  $da/dN$ , dos cps. 2, 8 e 18.



reta ajustada para os pontos escolhidos de da/dN linearizado dos CPs 7, 12 e 15

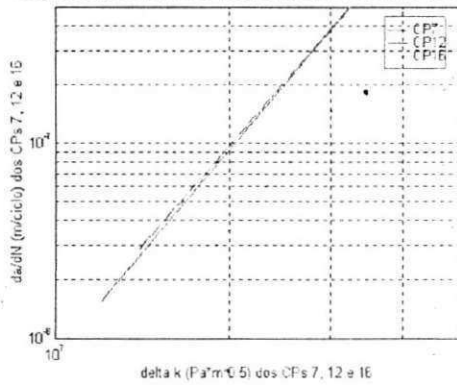


Fig. 7.37- Reta ajustada para os pontos escolhidos da curva da/dN, dos cps. 7, 12 e 16.

reta ajustada para os pontos escolhidos de da/dN linearizado dos CPs 6, 10 e 13

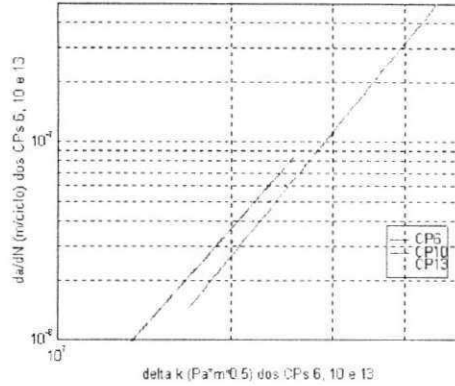


Fig. 7.36- Reta ajustada para os pontos escolhidos da curva da/dN, dos cps. 6, 10 e 13.

reta ajustada para os pontos escolhidos de da/dN linearizado dos CPs 3, 5 e 9

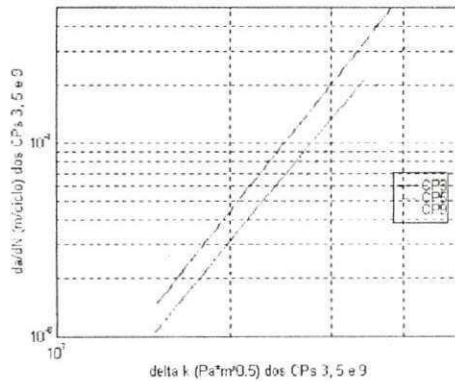


Fig. 7.38- Reta ajustada para os pontos escolhidos da curva da/dN, dos cps. 3, 5 e 9.

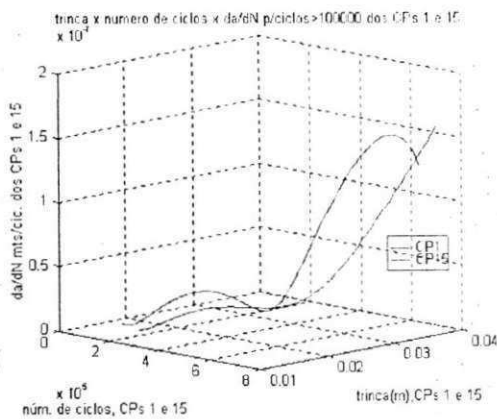


Fig. 7.39- Trinca x nº de ciclos x da/dN, para nº de ciclos > 100.000, dos cps. 1 e 15.

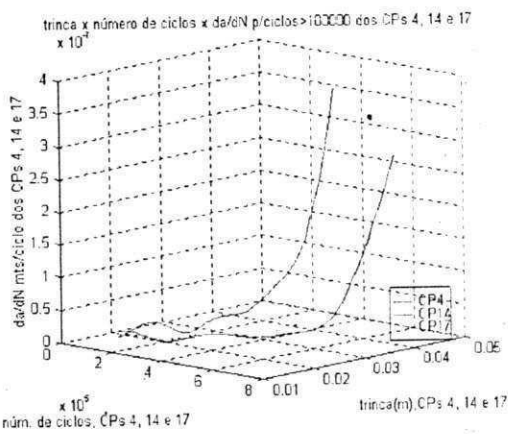


Fig. 7.41- Trinca x n° de ciclos x da/dN, para n° de ciclos > 100.000, dos cps. 4, 14 e 17.

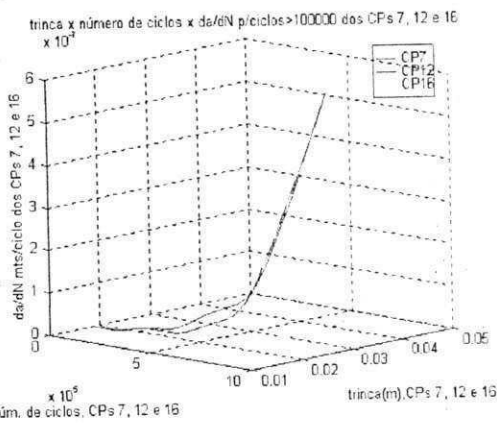


Fig. 7.43- Trinca x n° de ciclos x da/dN, para n° de ciclos > 100.000, dos cps. 7, 12 e 16.

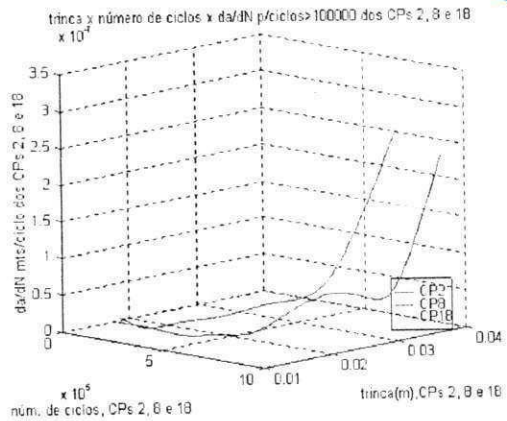


Fig. 7.40- Trinca x n° de ciclos x da/dN, para n° de ciclos > 100.000, dos cps. 2, 8 e 18.

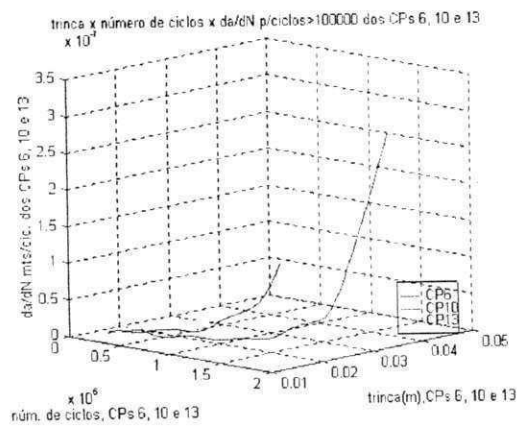


Fig. 7.42- Trinca x n° de ciclos x da/dN, para n° de ciclos > 100.000, dos cps. 6, 10 e 13.



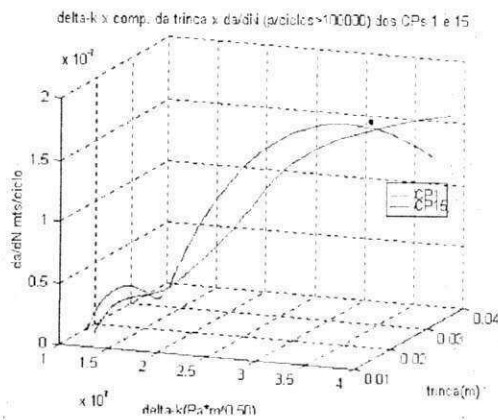


Fig. 7.45- Delta-K x comp. Da trinca x da/dN, para nº de pontos > 100.000, dos cps. 1 e 15.

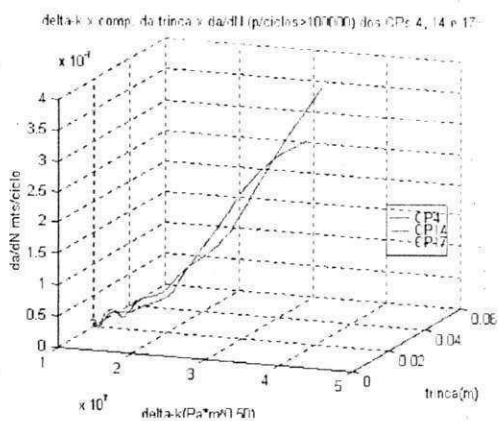


Fig. 7.47- Trinca x nº de ciclos x da/dN, para nº de ciclos > 100.000, dos cps. 4, 14 e 17.

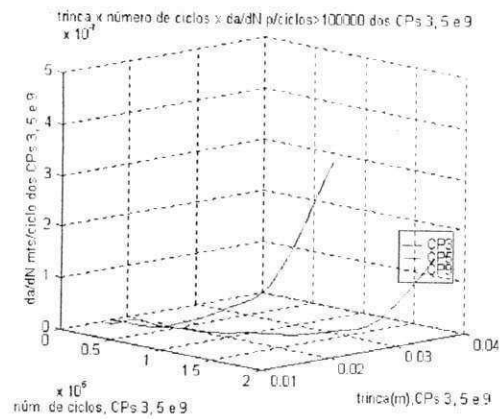


Fig. 7.44- Trinca x nº de ciclos x da/dN, para nº de ciclos > 100.000, dos cps. 3, 5 e 9.

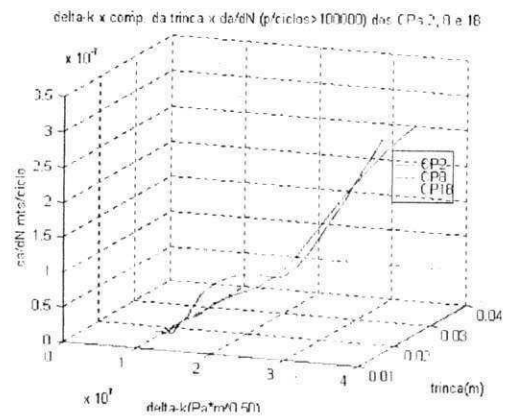


Fig. 7.46- Trinca x nº de ciclos x da/dN, para nº de ciclos > 100.000, dos cps. 2, 8 e 18.

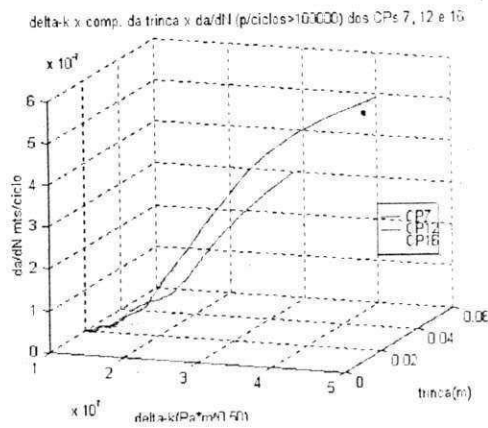


Fig. 7.49- Trinca x n° de ciclos x da/dN, para n° de ciclos > 100.000, dos cps. 7, 12 e 16.

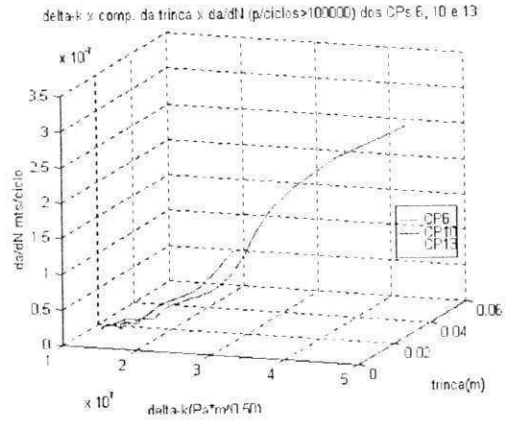


Fig. 7.48- Trinca x n° de ciclos x da/dN, para n° de ciclos > 100.000, dos cps. 6, 10 e 13.

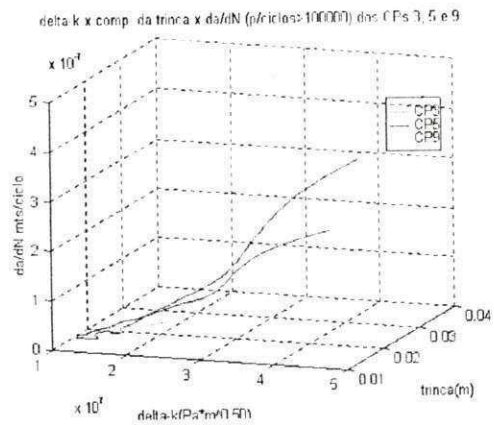


Fig. 7.50- Trinca x n° de ciclos x da/dN, para n° de ciclos > 100.000, dos cps. 3, 5 e 9.



### 8-Discussão:

Dados referentes a regressão linear sob os corpos de Prova a partir da taxa de crescimento de  $da/dN$  superior à  $10^{-8}$  m/ciclo a partir da região de crescimento estável, vide gráficos referentes as retas de ajuste.

nº do corpo de prova	Quant. de pontos calculados	Quant. de pontos linearizados	Constante M	Constante C
01	200	145	$1,0614 \cdot 10^{-23}$	2,1619
02	200	79	$3,831 \cdot 10^{-26}$	2,5085
03	200	81	$1,3908 \cdot 10^{-35}$	3,7671
04	200	127	$1,5419 \cdot 10^{-28}$	2,8298
05	200	52	$1,7483 \cdot 10^{-34}$	3,5954
06	200	115	$1,9195 \cdot 10^{-32}$	3,3260
07	200	64	$8,9348 \cdot 10^{-33}$	3,4294
08	200	124	$2,1565 \cdot 10^{-28}$	2,8074
09	300	65	$7,1533 \cdot 10^{-37}$	3,8984
10	200	49	$3,4289 \cdot 10^{-33}$	3,4112
12	150	104	$2,2633 \cdot 10^{-33}$	3,5081
13	200	81	$3,1510 \cdot 10^{-31}$	3,1510
14	200	81	$2,7603 \cdot 10^{-29}$	2,9379
15	200	109	$2,8204 \cdot 10^{-25}$	2,3699
16	200	100	$2,4043 \cdot 10^{-33}$	3,4477
17	200	145	$1,5367 \cdot 10^{-30}$	3,0755
18	200	172	$1,3826 \cdot 10^{-26}$	2,5499

A partir dos gráficos de retas ajustadas para os pontos escolhidos de  $da/dN$  linearizado, figuras 7.33 a 7.38 (linearização da curva Delta-K x  $da/dN$ ), e com base nas constantes da equação de cada reta, verifica-se que houve nítida variação de resistência à fadiga (vide tabela acima).

Por exemplo, na figura 7.37, o c.p. 16, para um delta-K de  $2 \cdot 10^7 \text{ Pa} \cdot \text{m}^{-0,5}$ , apresentou uma taxa de crescimento da trinca ( $da/dN$ ) da ordem de  $3,8 \cdot 10^{-8}$  m/ciclo, enquanto os cps. 7 e 12 apresentaram para o mesmo delta-K uma taxa de crescimento em torno de  $9,5 \cdot 10^{-8}$  m/ciclo.

#### 8.1-Exemplo de aplicação em engenharia:

Seja a eq. De Paris

$$da/dN = A (\Delta K_I)^n \quad (8.1)$$

Consideremos, inicialmente, a propagação de uma trinca vazante, em uma chapa submetida a carregamento cíclico trativo e uniaxial, perpendicularmente ao plano da trinca. Para essa geometria de trinca e corpo de prova tem-se:

$$K_I = \sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2} \quad (8.4)$$

seja,  $\Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} = \text{constante}$ .

Tem-se assim:

$$\Delta K_I = \Delta\sigma \cdot (\pi \cdot a)^{1/2} \quad (8.5)$$



Substituindo (8.5) em (8.1) temos:

$$da/dN = A (\Delta\sigma)^n \cdot (\pi \cdot a)^{n/2} \quad \text{ou} \quad (8.6)$$

$$dN = da / (A (\Delta\sigma)^n \cdot (\pi \cdot a)^{n/2}) \quad (8.7)$$

sendo:

$a_i$  - tamanho inicial da trinca

$a_f$  - tamanho da trinca num determinado instante de seu crescimento.

Tem-se, após a integração:

$$N_f = ((a_f^{(-n/2)+1}) - (a_i^{(-n/2)+1})) / (((-n/2)+1) \cdot A \cdot (\Delta\sigma)^n \cdot (\pi)^{n/2})$$

que dá o número de ciclos para a trinca crescer de um tamanho  $a_i$  até um tamanho  $a_f$ .

O valor de  $a_f$  corresponde normalmente à dimensão crítica da trinca que leva o componente à ruptura ou é o máximo tamanho tolerável, determinados a partir dos valores de  $K_{IC}$ ,  $K_{II}$ ,  $K_{IIAC}$ ,  $\delta_C$  ou  $J_{IC}$ .

Vamos escolher agora os c.p.s., 18 com  $A=M = 1,3826 \cdot 10^{-26}$  e  $n=C= 2,5499$  e o c.p. 9 com  $A=7,1533 \cdot 10^{-37}$  e  $n=3,8984$ .

Substituindo na equação acima, e tendo que o c.p. 18 entrará em instabilidade primeiro, logo, com um  $a_f$  menor, temos:

para o c.p. 18:

$$N_{f18} = ((a_{f18}^{(-n18/2)+1}) - (a_{i18}^{(-n18/2)+1})) / (((-n18/2)+1) \cdot A18 \cdot (\Delta\sigma)^{n18} \cdot (\pi)^{n18/2})$$

para o c.p. 9:

$$N_{f9} = ((a_{f9}^{(-n9/2)+1}) - (a_{i18}^{(-n9/2)+1})) / (((-n9/2)+1) \cdot A9 \cdot (\Delta\sigma)^{n9} \cdot (\pi)^{n9/2})$$

suponha ainda,

$$A18 = 1.3826 \cdot 10^{-26}$$

$$n18 = 2.5499$$

$$A9 = 7.1533 \cdot 10^{-37}$$

$$n9 = 3.8984$$

$$a_{f18} = a_{f9}$$

$$\Delta\sigma_{18} = \Delta\sigma_9$$

$$a_{i18} = a_{i9}$$

$$a_{i18} = 0.001 \quad = 1 \text{ mm}$$

$$a_{f18} = 0.020 \quad - 20 \text{ mm}$$

$$\Delta\sigma = 130 \cdot (10^6) \quad - 10\% \text{ da tensão de escoamento}$$

$$N_{f18} = ((a_{f18}^{(-n18/2)+1}) - (a_{i18}^{(-n18/2)+1})) / (((-n18/2)+1) \cdot A18 \cdot (\Delta\sigma)^{n18} \cdot (\pi)^{n18/2})$$

$$* A18 \cdot (\Delta\sigma)^{n18} \cdot (\pi)^{n18/2}$$

$$N_{f9} = ((a_{f9}^{(-n9/2)+1}) - (a_{i18}^{(-n9/2)+1})) / (((-n9/2)+1) \cdot A9 \cdot (\Delta\sigma)^{n9} \cdot (\pi)^{n9/2})$$

$$* A9 \cdot (\Delta\sigma)^{n9} \cdot (\pi)^{n9/2}$$

$$N_{f18} = 4.681864433333913e+005 \text{ s} \approx 130 \text{ hs.}$$

$$N_{f9} = 2.450431851574544e+006 \text{ s} \approx 680,7 \text{ hs.}$$

$$\text{diferença} = (((N_{f18} - N_{f9})^2)^{0.5}) / N_{f18} = 423\%$$

ou seja, o c.p.9 vai levar um tempo 423 % maior que o tempo do c.p. 18 para sair de um tamanho de 1mm para um tamanho de 20 mm sob uma tensão de 10% da tensão de escoamento (supondo iguais para os dois).



## 9.0 - Conclusão

Ao examinar-se todas as etapas desenvolvidas durante o período de vigência deste estágio, considerando-se que lamentavelmente a identificação precisa dos corpos de prova ensaiados foi perdida durante a obtenção destes na planta de produção (Escola técnica Tupy), e que a causa já foi identificada e está sendo sanada (amostras de cada corpo de prova ensaiado foram enviadas para a origem para uma nova análise química), conclui-se este trabalho tendo-se como base dois aspectos:

### 1º aspecto - Caráter geral

Os resultados permitem concluir que os corpos de prova ensaiados apresentam um comportamento em fadiga localizado de forma nítida entre dois extremos (exemplo apresentado durante a discussão dos resultados: corpos de prova c.p. 9 e c.p.13); foi verificado um comportamento intermediário aos dois extremos de difícil análise no momento. Impossível concluir-se o porque, já que não se tem em tempo a identificação química e das variáveis de processo de cada corpo de prova, entretanto, na esfera da análise química solicitada a Escola Técnica Tupy, sem dúvida nenhuma durante a apresentação do trabalho técnico no Encontro de Iniciação Científica - UFPB, a resposta será dada.

### 2º aspecto - Caráter específico

Foi desenvolvido um programa computacional (utilizando o ambiente Matlab) para "Análise e Tratamento de Dados Experimentais de Ensaio de Fadiga" que a preço de mercado um software semelhante custa cerca de 5.000 a 8.000 dólares. O valor pode não compensar o grande esforço e trabalho para desenvolver algo que provavelmente já exista no mercado e seja tecnicamente superior, entretanto, para quem não dispõe de 5.000 a 8000 dólares e para quem está interessado em desenvolver-se tecnicamente, a experiência adquirida foi gratificante.

O programa desenvolvido foi testado (anexado ao relatório final) e mostrou-se muito bom. Uma versão mais completa já está sendo estudada.

Um outro aspecto bastante importante é a interação universidade-indústria, de modo que ambos ganham. Esse trabalho possibilita à indústria ter, com segurança, as propriedades mecânicas dos seus materiais de acordo com a composição química, podendo dessa forma informar aos seus clientes qual material utilizar para atender suas necessidades.



### Bibliografia

- [1] "Ferros fundidos nodulares bainíticos - efeitos da temperatura e do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas - Baumer, Ivo; Guedes, Luiz Carlos.- Metalurgia-ABM, vol. 45, Nº 383, outubro 1989
- [2] "Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares." - Adalberto Bierrenbach de Souza Souto e Carlos Haydt Castelo Branco - São Paulo, IPF, 1977, 3ª edição - 1989.- obs: IPF-Instituto de Pesquisa e Tecnologia - S.P.
- [3] "A influência do teor de inoculante FeSi75 na nucleação da grafita nodular e nas propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares bainíticos - relatório final" - Galvani Alves Lacerda - bolsista do CNPq - agosto de 1997.
- [4] " A temperatura de austêmpera dá ductilidade e resistência ao FoFo" - M. Grech e J.M. Young - Fundição e serviços - Junho, Julho de 1993.
- [5] " Forma da grafita define propriedades mecânicas dos ferros nodulares" - M. Hecht - Fundição e serviços - Abril, 1997.
- [6] "Mecânica da fratura" - Engº Fernando Luiz Bastian, Engº Herick Marques Caminha Junior, Engº Marcelo Melo Moraes.- IBQN- Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear - Novembro/1987.
- [7] "Princípios de metalurgia mecânica" - Marc A. Meyers, Krishan K. Chawla - editora Edgard Blücher Ltda. 1982
- [8] " Os mecanismos da propagação de trincas em ferros fundidos" - R. C. Voigt e S. D. Holmgren - fundição e serviços - janeiro, 1997.
- [9] " A influência do teor de inoculante Fe-Si-75 na nucleação da grafita nodular e nas propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares bainíticos." - Lacerda, Galvani Alves - relatório final agosto de 1997 - CNPq, PIBIC.



Anexo-1  
Fotos da MTS-810 e do laboratório



Fig. e - Fotografia do bolsista Vinicius efetuando medições.



Fig. f - Detalhe do sistema de auto-escovamento para a bomba d'água de refrigeração da unidade de compressão da MTS 810 (montada por Vinicius e Nilson funcionário do DEM-UFPPB)





Fig. a - Controle eletrônico da MTS 810

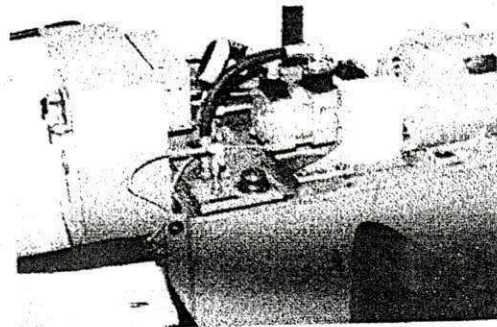


Fig. b - Unidade de pressurização do óleo da MTS 810

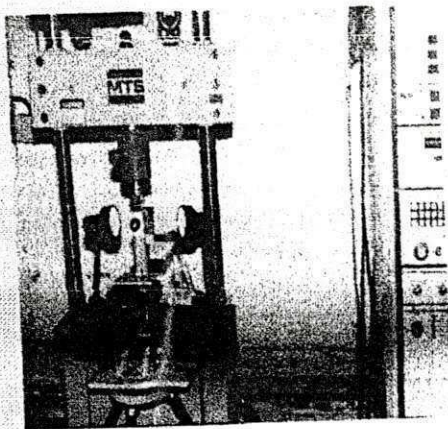


Fig. c - unidade de tensionamento dos corpos de prova (servo-válvula)

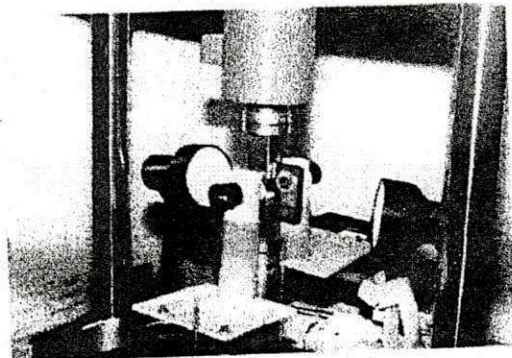


Fig. d - Detalhe do sistema utilizado para efetuar medições do comprimento da trinca

Vinicius de Souza Meló

relatório de estágio



Anexo-2  
Programa para tratamento de dados experimentais.



O programa para tratamento dos dados experimentais teve a seguinte sequência:

1- entrada de dados:

Os dados de leitura do laboratório foram armazenados na forma de vetores.

ai - corresponde as leituras do microscópio do lado a da amostra (um dos lados), o índice i corresponde ao número do corpo de prova.

bi - corresponde as leituras do microscópio do lado b da amostra (o outro lado), o índice i corresponde ao número do corpo de prova.

ni - corresponde as leituras do número de ciclos ao serem feitas as leituras dos lados a e b ao mesmo tempo para a amostra em questão.

2 - tratamento dos dados:

Plotou-se os pontos do laboratório, comprimento da trinca x número de ciclos, onde, o incremento no comprimento da trinca foi tomado conforme esclarecimento no próprio programa (vide programa). A partir dos pontos do laboratório escolheu-se o polinômio que melhor se ajustou aos pontos experimentais.

Com base na equação do polinômio de melhor ajuste pode-se derivar a equação do mesmo, obtendo-se a curva - taxa de variação do comprimento da trinca com respeito ao número de ciclos.

Para os respectivos pontos do comprimento da trinca e, número de ciclos, calculou-se os deltas-k correspondentes, para cada comprimento total da trinca.

De posse dos gráficos ( variação do comprimento da trinca versus número de ciclos e variação do delta-k versus número de ciclos) pode-se plotar, para cada número total de ciclos medido sua respectiva taxa de variação da trinca e o correspondente delta-k para aquela quantidade de ciclos. De posse dos dados respectivos plotou-se o gráfico da/dN versus delta-K.

De posse do gráfico da/dN versus delta-K traçou-se uma regressão linear para os pontos onde, o da/dN fosse superior à  $10^{-8}$  m/ciclo em diante.

3) O passo seguinte foi a geração de gráficos onde estivessem presentes, dados de vários corpos de prova ao mesmo tempo. Em vista disso, pegou-se o programa padrão e na frente de cada variável colocou-se a terminação cp1, editou-se no word trocando-se por cp2, cp3...cp18 e gerou-se dessa forma 18 programas personalizados para cada corpo.

De posse dos 18 programas personalizados, criou-se um programa geral que compila todos os outros numa sequência, e, ao final plota-se gráficos onde estão presentes dados dos vários corpos de prova.

#### Entrada dos dados experimentais.

a1=[22.2000 21.4000 21.3000 21.2000 21.0000 19.7000 19.0000 0 18.5000 16.3000  
16.0000 15.3000 15.0000 13.5000 13.4000 13.3000 13.0000 12.9000 12.7000 12.4000  
10.5000 10.4000 8.4000 4.7000 3.6000 0 0 0 0 0]

b1=[3.7000 4.2000 4.7000 5.2000 5.7000 6.2000 6.7000 7.2000 8.0000 8.5000 9.0000  
9.5000 10.0000 10.5000 11.0000 11.5000 12.0000 12.5000 13.0000 13.5000 14.0000  
14.5000 15.0000 18.4000 19.1000 20.9000 21.8000 24.0000 25.0000 26.0000 27.7000]

n1=[0 37800 50900 67400 165600 209300 254100 267300 287200 328000 342600 369300  
381500 412600 427000 442800 450500 463500 487400 494500 542400 548600 574700  
580500 601000 619000 627300 631000 647400 656400 656800]

a2=[26.4 26.3 26.2 26 25.9 25.3 25.2 24.9 24.6 24.2 24.1 23.9 23.7 23.6 23.3 23 22.9 22.6  
22.2 21.8 21.4 21.1 20.5 19.9 19.8 19.7 19.3 19.1 18.7 18.3 18 17.9 16.8 16.3 16 15.4 15  
14.4 14.1 13.6 13.4 13 12.4 11.9 11.4 11 10.6 10 9.5 8.7 8.2 8 7.6 7.3 6.8 6.8 5 4.3 3.4 2.8 2]

b2=[3.1 3.3 3.6 4 4.1 4.4 4.6 4.7 4.9 5.2 5.3 5.4 5.5 5.6 5.8 6 6.3 6.5 6.9 7.3 7.7 8.2 8.6 9.1  
9.3 9.4 9.7 10.2 10.8 11.2 11.5 11.8 12.7 13.4 14.2 14.7 15.3 15.8 16.3 16.5 16.8 17.2 17.5 0  
0 0 19 19.7 20.4 20.6 20.8 21.3 21.7 22.8 23 23.1 24 24.8 25 25.3]

n2=[0 17100 44700 88400 94900 122600 144200 185900 223000 283000 311400 386000  
410000 442900 482600 508800 536300 577900 616800 649400 660700 680800 694900  
703100 711500 719100 734700 748100 738300 781900 787000 794000 798200 800100  
802300 804900 810300 815100 824000 839600 844800 853000 863600 871000 881400  
896100 906100 912500 921800 926800 931700 935600 939000 941700 943700 948000  
949800 958000 961100 962000 964600]

a3=[26.7 26.4 26.2 25.5 25.2 25 24.5 24.4 24 23.7 23.5 23.2 23.1 23 22.8 22.4 22.1 21.8  
21.4 20.5 19.6 19 18.6 18.5 18.2 17.7 17.5 17.3 17.2 17 16.8 16.5 16.3 15.8 15.5 15.3 14.5  
14.2 13.6 13.2 13 12.7 12.3 11.7 11.3 11 10.7 10.4 10 9.3 9 8.5 8 7.7 7.3 6.9 6.7 6.3 5.7 5  
4.6 2.6]

b3=[4.4 4.9 5 5.3 5.4 5.7 6.2 6.3 6.7 7 7.2 7.5 7.8 8 8.4 8.8 9 9.1 9.3 10 10.8 11.4 11.6 11.9  
12.1 12.5 13 13.1 13.3 13.4 13.8 14.2 14.5 14.7 15.2 15.7 16 16.3 17 17.3 17.6 17.9 18.4  
18.5 19.2 20.3 20.4 20.5 21 21.3 21.5 21.8 22.3 23 23.2 23.3 23.5 24.3 24.7 25.5 26.8 27.5]

n3=[0 29200 71100 143600 188600 227400 263900 279600 293200 302500 306600 349700  
394500 425200 463700 500600 515400 529600 599000 632000 665100 684400 694100  
701700 711200 724600 730500 736100 740300 746600 757500 763200 769800 779500  
786600 793100 805700 811600 822600 825800 830800 834300 839700 844300 847900  
853800 855300 858300 863400 866900 868800 871100 874700 876800 878800 881500  
882900 885800 887300 888900 890300 891700]

a4=[26 25.5 25.3 25.1 24.7 24.3 24 23.8 23.7 23.4 23.2 23 22.8 22.6 22 21.9 21.6 21.4 21.2  
21 20.8 20.7 20.5 20.1 19.7 19.3 19.1 18.8 18.6 18.4 18.2 17.8 17.5 17.2 17 16.8 16.7 16.5  
16.3 16 15.9 15.7 15.5 15.3 15.2 14.6 14.4 14.2 13.9 13.7 13.4 13.1 12.9 12.6 12.3 12.1 11.7  
11.3 10.9 10.7 10.4 10 9.7 9.4 9.2 9 8.5 8.1 7.8 7.3 6.9 6.6 6.1 5.9 5.6 5.3 5 4.6 4.2 3.8 3 2.5  
1.5]

b4=[2.4 2.8 3.1 3.2 3.4 4 4.3 4.5 4.7 4.9 5 5.2 5.5 5.8 6.2 6.8 6.9 7.1 7.2 7.3 7.4 7.6 7.9 8.5  
8.9 9.1 9.4 9.5 9.9 10 10.3 10.5 10.5 10.8 11 11.1 11.2 11.2 11.5 11.8 11.9 12 12 12.4  
12.5 12.9 13 13.1 13.2 13.3 13.6 13.9 14.3 14.6 14.9 15 15.1 15.2 15.5 15.7 16 16.1 16.7 17  
17.1 17.2 17.8 18.5 19 19.5 20 20.3 20.7 21 21.5 22 23 24 24.1 24.5 26 26.7]

n4=[0 5800 20200 41600 88800 99200 110500 120200 131400 168100 187300 205400  
221600 241400 259400 277700 301700 314400 332500 341000 356400 375300 388500  
408500 417800 427700 432300 438800 446200 453200 456800 467000 474000 487700  
494700 506300 516200 526500 541000 551700 558000 565000 570000 581900 587400  
595900 599300 605700 610400 615000 621600 626400 634800 638800 645600 656800  
663900 669000 675600 680200 685900 689600 692400 699500 704800 708200 714000  
715700 718100 724300 727100 728600 730200 733800 735900 738600 740700 744000  
746400 749400 751100 752900 754600]

a5=[26.2 26.1 25.9 25.4 25.1 24.9 24.8 24.7 24.5 24.2 24.1 24 23.8 23.7 23.5 23.2 23 22.7







1523300 1536700 1550600 1589500 1609100 1631400 1639700 1655400 1661600 1669800  
1678000 1689900 1709500 1728300 1739200 1746300 1757900 1769000 1774900 1785000  
1794000 1802800 1819800 1826600 1833300 1838400 1847700 1854500 1865200 1874800  
1879000 1884000 1887900 1893700 1901700 1909400 1911600 1917200 1925300 1929200  
1936300 1939900 1942900 1945600 1950000 1953600 1957100 1959200]

a12=[25.7 25.2 24.8 24.5 24 23.7 23.5 23.3 23.1 22.9 22.4 22.1 21.6 21.3 21 20.8 20.5 20.3  
19.8 19.3 18.8 18.2 17.3 17 16.8 16.4 15.9 15.7 15.5 15.3 14.9 14.6 14.5 14.2 13.9 13.7 13.2  
12.9 12.6 12.3 12 11.8 11.5 11.1 11 10.6 10.3 9.6 9.3 8.8 7.8 7.4 6.9 5.9 5.6 5 4.6 4 3.5]

b12=[3.8 4 4.2 4.5 4.8 5.2 5.3 5.6 5.9 6 6.2 6.5 7 7.4 7.7 8 8.4 8.7 9 9.5 10 10.4 11.1 11.7 12  
12.5 12.7 13.1 13.2 13.6 13.9 14.3 14.6 15 15.5 15.8 15.9 16 16.4 17 17.4 17.5 18 18.2 19  
19.5 19.8 20.1 20.5 21 21.5 21.8 22.2 22.3 22.7 23.5 25.8 26.1 27]

n12=[0 52100 67500 85800 111100 135600 150900 164500 179800 204800 228200 248800  
263100 276900 295000 312700 327600 344000 363400 380000 395000 406900 425700  
436800 442700 449600 454900 457100 465000 471100 477800 485000 487000 488600  
492200 496600 501800 508200 511300 513500 517200 520800 523700 528000 529800  
533300 536500 540900 544400 548100 551500 553500 555100 558500 560200 562100  
563200 566300 568900]

a13=[27.1 26.9 26.7 26.5 25.5 24.9 24.7 24.5 24.4 24.2 24.1 24 24 23.9 23.7 23.4 23.3 23.1  
23 23 22.9 22.6 22.3 22.1 22 21.6 21.4 21.2 21 20.5 20.2 20 19.6 19.3 19 18.8 18.6 18.3 18  
17.7 17.5 17.2 16.9 16.4 16.1 15.9 15.5 15 14.9 14.2 13.9 13.7 13.2 13 12.8 12.6 12.2 11.6  
11.3 11 10.9 10.7 10.2 10 9.9 9.6 9.3 8.9 8.4 7.7 7.4 7 6.6 6.2 5.8 5.4 5 4.7 4.3 3.8 2.8 2.799]

b13=[2.8 2.9 3 3.2 3.2 3.2 3.2 3.3 3.3 3.4 3.6 3.8 4 4.2 4.2 4.3 4.4 4.4 4.6 4.7 4.7 4.8 5 5.5  
5.8 6 6.2 6.4 6.8 7 7.1 7.3 7.5 7.9 8.3 8.6 8.8 8.9 9 9.4 9.6 10 10.2 10.4 10.5 10.6 11 11.5 12  
12.3 12.6 13 13.3 13.5 13.6 13.8 14.1 14.3 14.5 15 15.4 15.5 15.8 16.1 16.4 16.8 17 17.8 18  
18.3 18.5 19 19.5 20.1 21 21.5 22 22.4 23 23.7 25 25.001]

n13=[0 26600 89300 109100 156300 209800 232200 276400 290800 302300 310600  
327000 334400 343300 377000 397100 408000 431400 456500 489000 520900 542900  
559300 565900 569600 583300 593100 605500 620400 648500 659000 671300 691800  
699600 711700 730800 736000 746100 760500 780000 788400 798600 804000 817800  
829800 835600 845500 858000 869500 889000 894000 896700 899200 901400 912800  
919500 924300 933400 939000 941600 943800 946700 954300 959500 964200 966100  
968700 971700 975900 978700 983500 986300 990300 993100 995900 997800 1001700  
1003300 1004800 1006100 1008200 1009700]

a14=[26.1 25 24.6 24.5 24.2 24 23.7 23.3 23 22.6 22.1 21.6 21.2 20.8 20.5 20.1 19.9 19.7  
19.2 18.9 18.5 18.1 18 17.9 17.6 17.3 16.8 16.3 16.1 15.8 15.5 15.1 14.9 14.3 14 13.7 13.3  
12.8 12.6 12.1 11.9 11.5 11 10.8 10.3 10 9.7 9.1 8.9 8.4 7.9 7.6 7 6.7 6.1 5.8 4.9 4 3.3 2.5  
1.6]

b14=[4.5 4.7 4.8 4.9 5 5.2 5.3 5.5 5.7 5.9 6.2 6.2 6.3 6.5 7 7.5 7.7 8 8.1 8.1 8.2 8.8 9 9.1 9.4  
10 10.3 11 11.3 11.6 12 12.2 12.5 13 13.4 13.6 14 14.4 15 15.2 15.8 16 16.5 17 17.5 17.8 18  
18.8 19 19.2 20 20.5 21 21.5 22 23 23.2 23.8 24.5 25 25.6]

n14=[0 23900 36300 50100 71000 103000 130200 143700 152700 167700 180900 196300  
207600 217100 225400 244800 262000 272200 289000 299100 312200 323400 332900  
339200 345800 354400 367800 377000 383000 396200 401000 406200 408000 417500







13.5 13.2 12.9 12.7 12.3 11.9 11.4 10.8 9.9 9.4 8.9 8.2 7.2 6.6 5.8 5 3.6]

b18=[3.7 3.9 4 4.3 4.5 4.8 5 5.3 5.3 5.4 6 6.3 6.8 7 7.4 7.6 8 8 8.2 8.5 9 9.7 10 10.1 10.1 10.2  
10.5 11.5 12 12.2 12.8 13.3 13.8 14.2 15 16 16.5 17 17.7 17.7 18.5 18.9 19.5 20 20.5 21 21.5  
22 22.5 23 23.5 24 25 25.7 26.2]

n18=[0 26700 43200 64300 79000 103900 127700 144300 162200 185400 200800 214700  
230100 242900 268000 282900 286700 292500 298400 306000 315700 328600 334400  
347200 359400 370600 376200 388000 397800 405900 416600 422300 428500 437500  
456900 470000 478900 483400 488700 495400 498700 501300 508100 517100 518900  
525200 529700 531900 533900 537300 540500 542800 544700 546600 542700]

### Programa geral para análise de qualquer corpo de prova isoladamente

%bolsa de iniciação científica - Vinicius de Souza Melo -junho de 1998  
% Programa para cálculo das curvas da/dN x delta k e a x N do ensaio de fadiga

%entrada de dados  
tic

cp=input('digite o número do corpo de prova cp=')  
an=input('digite o valor de an(mm)=')%comprimento variável  
w=input('digite o valor em mts de w=')  
b=input('digite o valor em mts de b=')  
dp=input('digite o valor de delta p em Newtons, dp=')  
cpta=input('digite o valor da pré-trinca em mm do lado a, cpta=')  
cptb=input('digite o valor da pré-trinca em mm do lado b, cptb=')  
nleit=input('dig. quantas leituras de ciclos vai inserir, nleit=')  
disp('crie os vetores lta1, ltb1, e n')  
% lê os valores da tabela  
lta=input('todas as leit. do micro. do lado a , em mm, lta=')  
ltb=input('todas as leit.do microscópio do lado b em mm =')  
n=input('todos os números de ciclos n=')

%cálculo das diferenças das leituras dos microscópios e da pré-trinca média

mpt = (cpta + cptb)/2 % calcula a pré-trinca média  
da1 = diff(lta).\*(-1) % gera os incrementos da trinca no lado a  
db1 = diff(ltb) % gera os incrementos da trinca no lado b  
% da e db têm valores diferentes , têm nleit-1 valores

%criar dmt, um vetor cujos elementos são as médias dos crescimentos  
%das trincas. Onde uma leitura de um vetor(incremento da1 ou db1)  
%for zero, o vetor dmt acumulará a média da coluna de um dos dois  
%vetores onde não for nula o incremento da trinca e da coluna subsequente.  
%Nos casos que, por falta de leitura experimental, o último valor digitado  
%no vetor foi mantido sem variação ocorre um erro no programa.  
%Exemplo: No cp 7, o vetor de entrada foi a7 e b7, a7[x x1 x2 ... x10 x10]  
%b7[d1 d2 d3 ... d10 d11] gerando o vetor diferença da1=[x1-x x2-x1 ... 0]  
%db1=[d2-d1 d3-d2 ... d11-d10] o zero final oriundo de x10-x10 ocasionaria  
%um erro no programa. Pegou-se então d11-d10 como incremento da trinca  
%e somou-se este valor ao vetor a7 na última medida de modo que, o zero final  
%de da1 desapareceu e no cálculo de dmt a média do incremento não foi preju-

%dicada no último valor.

%Obs2 - Onde não se mediu no experimento um lado do corpo de prova, no vetor %de entrada cpn colocou-se a última medição repetindo-a onde não se mediu %de modo que, o vetor diferença da1 ou da2 acumulou um valor zero que o programa desprezou e, o próximo da1n após o último zero de uma sequência também %foi desprezado. Nestes casos, levou-se em consideração em dmt o incremento %do correspondente do outro vetor (da1 ou da2, o que não se anulou).

%Corrigindo o vetor diferença da1 e db1. Onde da1 ou db1 for zero, implicando %que não se conseguiu medir a trinca em laboratório, o valor desta posição %do zero foi substituída pelo respectivo valor do outro vetor. Deste modo %no cálculo das médias do crescimento da trinca para dmt, não será afetado, %pois, soma-se dois valores iguais e divide-se por dois.

```
i2=1
p2=1
for i2=1:nleit-1
    if (da1(i2)~=0)
        da(p2)=da1(i2)
        p2=p2+1
    elseif (da1(i2)==0) & (da1(i2+1)==0)
        da(p2)=db1(i2)
        p2=p2+1
    elseif (da1(i2)==0) & (da1(i2+1)~=0)
        da(p2)=db1(i2)
        da1(i2+1)=db1(i2+1)
        p2=p2+1
    end
end
```

```
i2=1
p2=1
for i2=1:nleit-1
    if (db1(i2)~=0)
        db(p2)=db1(i2)
        p2=p2+1
    elseif (db1(i2)==0) & (db1(i2+1)==0)
        db(p2)=da1(i2)
        p2=p2+1
    elseif (db1(i2)==0) & (db1(i2+1)~=0)
        db(p2)=da1(i2)
        db1(i2+1)=da1(i2+1)
        p2=p2+1
    end
end
```

%fim da correção

%cálculo de dmt (vetor que acumula a média dos crescimentos das trincas dos %lados a e b)



Vinicius de Souza Melo

relatório de estágio

```
dmt=(da+db)/2

% dmt terá nleit-1 valores

% criação de um vetor que armazena o comprimento total da trinca

tpk(1)=mpt+an
for i=2:nleit
    tpk(i)=tpk(i-1)+dmt(i-1)
end % vetor com os valores da trinca
    % média para o cálculo de delta k

% cálculo de delta k com valores de tpk

alf=(tpk/(w*1000)) % calcula o vetor com os valores de alfa (adimensional)
z=((2+alf)/((1-alf).^1.5)).*(0.886 + 4.64*alf-13.32*alf.^2+14.72*alf.^3-5.6*alf.^4)
dk=(dp/(b*w^0.5)).*z % gera o vetor com os delta k

% interpolação da melhor curva (polinomial) com
% najusta (número de pontos pedidos no começo para o domínio).
% São pontos linearmente espaçados entre zero e o número máximo de
% ciclos medidos em laboratório para calcular a (comprimento da trinca)
% versus n (número de ciclos).

najusta=input('dig. com qtos. pts. v. quer obter os gráficos, sugestão(300)')
g=n(nleit)
ni=linspace(0,g,najusta)
c=1

% geração de nove polinômios para ajustar as curvas de a x N obti-
% das em laboratório.

for grau=4:12
    axn=polyfit(n,tpk,grau)
    axni=polyval(axn,ni)
    figure(grau)
    plot(n,tpk,'+',n,tpk,ni,axni,'r-')
    grid on
    title('trinca versus número de ciclos')
    xlabel('número de ciclos')
    ylabel('comprimento da trinca (mm)')
    c=c+1
end

% geração da curva escolhida para (a versus n)

graj=input('dig. o grau do polin. de ajuste (núm. da fig. + três) e delete-as se quiser, o grau
varia de 4 a 12=')

axn=polyfit(n,tpk,graj)
axni=polyval(axn,ni) % valores da trinca em mm
figure(graj)
```

```

plot(n,tpk,'*',n,tpk,ni,axni,'g-')
grid on
title('trinca versus número de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido ')
xlabel('número de ciclos')
ylabel('comprimento da trinca (mm)')
%vamos gerar agora um polinômio com a(trinca) em metros,
%trinca versus número de ciclos

tpk1=tpk/1000 %gera o vetor com os comprimentos da trinca para o cálculo
%dos deltas k, medidas em metros.

axnmt=polyfit(n,tpk1,graj)
AXNMT=polyval(axnmt,ni)

%valores da trinca em metros, onde o vetor é o comprimento da trinca em mts.
%gerado a partir do polinômio de ajuste escolhido na etapa anterior.

%Vamos gerar agora a função derivada de (trinca x número de ciclos)
%gerando o vetor zd1, como sendo, as imagens de ni(número de ciclos)
%na função derivada da/dN (da/dN x N).
%As unidades são: metros por ciclo versus número de ciclos

DVaxnmt=polyder(axnmt)
PDVaxnmt=polyval(DVaxnmt,ni)

figure(c)
plot(ni,PDVaxnmt,'r-')
grid on
title('da/dN versus número de ciclos')
xlabel('número de ciclos')
ylabel('da/dN (m/ciclo)')
c=c+1

%vamos gerar agora os dez polinômios para ajuste das curvas de dk x N

for graub=4:20 %gera os nove polinômios para ajuste das curvas de dk x N
pdeltkxn=polyfit(n,dk,graub)
PDELTKXN=polyval(pdeltkxn,ni) % gera o vetor com as imagens de N em delta K
figure(c)
plot(n,dk,'+',n,dk,ni,PDELTKXN,'r-')
grid on
title('delta k versus número de ciclos')
xlabel('número de ciclos')
ylabel('delta k (megapascal * m^1/2)')
c=c+1
end
b=['obs: o grau de ajuste das curvas para escolha do delta-k versus número'
'de ciclos, deve ser selecionado apenas entre curvas, cujas escalas do '
'eixo y não se deformem, por exemplo, tem-se intervalos de 0,5 em 0,5 e '
'passa-se em outro, para escalas de 1 em 1, neste caso, escolhe-se en- '
'tre as curvas de intervalos em y apenas de 0,5 em 0,5, descartando as '

```



'outras na análise. bem como, no caso em que  $y_{\max}$ - $y_{\min}$  de um gráfico  
'mudar muito dos primeiros para os últimos graus ' ]

graj2=input('digite o grau do polinômio de ajuste depois delete os gráficos sobressalentes,  
para dk x N o grau varia de 4 a 20')

```
pdeltkxnf=polyfit(n,dk,graj2)
PDELTKXNF=polyval(pdeltkxnf,ni) % gera o vetor com as imagens de N em delta K
% pelo polinômio escolhido
```

```
figure(c)
plot(n,dk,'*',n,dk,ni,PDELTKXNF,'g.')
grid on
title('delta k versus número de ciclos para o polinômio escolhido ')
xlabel('número de ciclos')
ylabel('delta k ')
c=c+1
```

```
%Vamos agora desprezar os pontos do vetor de da/dN e de delta-K
%correspondentes aos 100.000 primeiros ciclos, ou seja. entre
%n=0 até n=100.000 ciclos, para evitar um erro no gráfico
%loglog de da/dN versus delta-k.
%Podemos desprezar estes pontos, visto que, a trinca de uma forma
%geral, nesse interim, ela cresceu em torno de +- 1mm.
```

```
zcont=1
for tcont=1:najusta
    if (ni(tcont)>100000)
        nifim(zcont)=ni(tcont)
        zcont=zcont+1
    end
end
zcont=zcont-1
```

```
PDELTKXNFfim=PDELTKXNF
PDVaxnmtfim=PDVaxnmt
```

```
zcont2=najusta-zcont
```

```
% zcont2 (número de pontos iniciais desprezados)
```

```
%Vamos, agora, zerar os termos dos vetores de da/dN e delta-k
% onde os ciclos são menores de 100000
```

```
for jk=1:zcont2
    PDELTKXNFfim(jk)=0
    PDVaxnmtfim(jk)=0
end
figure(c)
loglog(PDELTKXNF,PDVaxnmt,'w-') %plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
title('da/dN x delta k, inválido, metros /ciclo')
xlabel('delta k')
```

```

ylabel('da/dN')
c=c+1

figure(c)
loglog(PDELTKXNFfim,PDVaxnmtfim,'w-') %plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
title('da/dN x del-k mts/cic. para n(cic.)>100000')
xlabel('delta k')
ylabel('da/dN')
c=c+1

%limitando os eixos e achando os coeficientes c e m para a curva da/dN

acorde1=['Anoté, a partir do vetor PDVaxnmt, as colunas onde
        ' se encontram os valores mais próximos de da/dN máximo e mínimo
        ' levando em conta, o gráfico loglog, entre os quais,
        ' você quer fazer sua regressão linear. Interrompa o programa com
        ' ctrl+c e digite o vetor PDVaxnmt escolhendo em seguida as colunas.'
        ' e reexecutando a seguir o programa após um clear all.      ']

disp('digite uma tecla para continuar')
pause
inddadNmin=input('digite o núm. da coluna de dadN mín.')
inddadNmax=input('digite o núm. da coluna de da/dN máx.')
inddeltmin=inddadNmin
inddeltmax=inddadNmax
liminx=PDELTKXNF(inddeltmin)
limaxx=PDELTKXNF(inddeltmax)
liminy=PDVaxnmt(inddeltmin)
limaxy=PDVaxnmt(inddeltmax)

t=1

for i=inddeltmin:inddeltmax %gera o vetor para o conjunto de pontos a
    %linearizar
    dadNfinal(t)=PDVaxnmt(i)
    deltakfinal(t)=PDELTKXNF(i)
    t2(i)=t
    t=t+1
end

%ajuste dos pontos que se quer linearizar por uma reta

dadNfinal2=log(dadNfinal)
deltakfinal2=log(deltakfinal)

numpts=inddadNmax-inddadNmin+1

dominio=linspace(deltakfinal2(1),deltakfinal2(t-1),numpts)

%dominio gerou um linspace entre os limites dados e tem o
%mesmo número de pontos de dadNfinal2

```



```
dadNdtklog=polyfit(deltakfinal2,dadNfinal2,1)
polacima=polyval(dadNdtklog,dominio)

%polacima tem o mesmo número de pontos de dadNfinal2

polacima2=exp(polacima)
dominio2=exp(dominio)
figure(c)
loglog(dominio2,polacima2)
grid on
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado')
xlabel('delta k')
ylabel('dadN')

end

%plotar reta ajustada junto com os pontos de da/dN

p5=inddeltmin
p6=inddeltmax
p7=3
p=1

%delta-kfinal são os termos escolhidos para regressão
%tem p6-p5+1 pontos e, seus índices variam de 1 até
%(p6-p5+1)

for i=1:p7:(p6-p5+1)
    if(i>p6-p5+1-5)
        break
    end
    deltakfim(p)=deltakfinal(i)
    dadnfim(p)=dadNfinal(i)
    p=p+1
end

% acima, acaba-se de criar deltakfim e dadnfim com certo número
% de elementos dos pontos escolhidos para linearizar (qtd. reduzida)
% para plotar menos pontos
xw=1
for i=1:p7:(p6-p5+1)
    if(i>p6-p5+1-5)
        break
    end
    dominio3(xw)=dominio2(i)
    polacima3(xw)=polacima2(i)
    xw=xw+1
end % mesmo número de pontos, da reta linearizada, que se pegou acima

figure
loglog(dominio3,polacima3,'r',deltakfim,dadnfim,'w*')
```

```

grid on
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado')
xlabel('delta k(pa*m^1/2)')
ylabel('dadN (m/ciclo)')

% cálculo dos coeficientes da equação de Paris

dadneqi=polacima3(1);
deltkeqi= dominio3(1);
dadneqf=polacima3(xw-1);
deltkeqf= dominio3(xw-1);

% da/dN=C*deltak^M
% log(da/dN)=log(C)+M*log(deltak)

% 1)log(dadneqi)=log(C)+M*log(deltkeqi)
% 2)log(dadneqf)=log(C)+M*log(deltkeqf)

% de (1)
% (3)log(C)=log(dadneqi)-M*log(deltkeqi)

% subst. em (2)

%log(dadneqf)=log(dadneqi)-M*log(deltkeqi)+M*log(deltkeqf)
%M(-log(deltkeqi)+log(deltkeqf))=log(dadneqf)-log(dadneqi)

disp('da/dN=C*deltak^M; os valores de C e M são:(digite uma tecla para cont.))

M=(log(dadneqf)-log(dadneqi))/(-log(deltkeqi)+log(deltkeqf))

%subst. em (3)

C=exp(log(dadneqi)-M*log(deltkeqi))
pause

AXNMT10=AXNMT
ni10=ni
PDVaxnmtfim10=PDVaxnmtfim
PDELTKXNFfim10=PDELTKXNFfim

AXNMT10(1:zcont2)=[ ]
ni10(1:zcont2)=[ ]
PDVaxnmtfim10(1:zcont2)=[ ]
PDELTKXNFfim10(1:zcont2)=[ ]

% cancelei o mesmo número de termos em número de ciclos e comprimento da
% trinca em mts., para poder plotar junto com PDVaxnmtfim

figure

```





```
plot3(ni10,AXNMT10,PDVaxnmtfim10)
grid on
title('trinca versus número de ciclos versus da/dN p/ciclos>100000')
xlabel('número de ciclos')
ylabel('comprimento da trinca (m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')
```

```
figure
plot3(PDELTKXNFfim10,AXNMT10,PDVaxnmtfim10)
grid on
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000)')
xlabel('delta-k(Mpa*m^0.50)')
ylabel('comprimento da trinca (m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')
```

```
toc
```

**Exemplo do programa personalizado para os corpos de prova com objetivo de gerar gráficos dos 18 corpos de prova juntos.**

```
a5=[26.2 26.1 25.9 25.4 25.1 24.9 24.8 24.7 24.5 24.2 24.1 24 23.8 23.7 23.5 23.2 23 22.7
22.6 22.3 22.1 21.9 21.7 21.3 21 20.8 20.6 20.3 20 19.9 19.6 19.3 19 18.8 18.5 18.3 18.2 18
17.8 17.4 17.1 17 16.8 16.6 16.3 16.2 16 15.8 15.5 15.4 15.2 14.9 14.6 14.4 14.2 14 13.7
13.6 13.3 13 12.8 12.6 12.3 12 11.8 11.6 11.3 11.1 10.9 10.7 10.3 10.1 9.9 9.6 9.4 9.3 9.1 8.9
8.7 8.4 8.2 7.9 7.5 7.4 7.1 6.9 6.6 6.4 6.1 5.8 5.5 5.1 4.8 4.4 4.1 3.6 3 2.4 1.6]
b5=[0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0
0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0 0
0 0.8]
n5=[0 25700 50100 74000 97200 106400 135000 159200 189800 226400 256500 315600
342000 390200 424400 457200 487900 520800 539300 621500 643600 715100 736700
816200 841900 876700 910500 967000 988400 1020500 1057700 1084400 1105000
1132500 1149900 1165700 1207200 1278300 1290700 1307900 1318500 1328800 1339400
1361500 1372500 1379400 1386700 1400300 1424000 1444600 1462900 1483600 1501100
1520100 1536600 1547200 1557500 1573700 1592900 1606700 1620200 1632500 1641200
1652800 1658600 1662500 1670300 1677100 1692400 1697200 1706900 1712100 1715500
1719700 1724100 1731400 1738000 1742300 1746100 1750200 1759900 1762200 1765900
1770900 1779500 1783300 1786600 1790100 1793400 1795300 1798400 1801300 1803200
1806000 1807700 1809600 1812400 1813700 1815500]
```

```
%bolsa de iniciação científica - Vinicius de Souza Melo -junho de 1998
```

```
% Programa para cálculo das curvas da/dN x delta k e a x N do ensaio de fadiga
```

```
%entrada de dados
```

```
tic
cpCP5=5
anCP5=11.63
wCP5=0.05997
bCP5=0.01502
dpCP5=7356
cptCP5=3.5
cptbCP5=3.5
nlcitCP5=99
```

```

disp('crie os vetores lta1CP5, ltb1CP5, e nCP5')
% lê os valores da tabela
ltaCP5=a5
ltbCP5=b5
nCP5=n5

%cálculo das diferenças das leituras dos microscópios e da pré-trinca média

mptCP5 = (cptaCP5 + cptbCP5)/2 % calcula a pré-trinca média
da1CP5 = diff(ltaCP5).*(-1) % gera os incrementos da trinca no lado a
db1CP5 = diff(ltbCP5) % gera os incrementos da trinca no lado b
% da e db têm valores diferentes , têm nleit-1 valores

%criar dmt, um vetor cujos elementos são as médias dos crescimentos
%das trincas. Onde uma leitura de um vetor(incremento da ou db1)
%for zero, o vetor dmt acumulará a média da coluna de um dos dois
%vetores onde não for nula o incremento da trinca e da coluna subsequente.
%Nos casos que, por falta de leitura experimental, o último valor digitado
%no vetor foi mantido sem variação ocorre um erro no programa.
%Exemplo: No cp 7, o vetor de entrada foi a7 e b7, a7[x x1 x2 ... x10 x10]
%b7[d1 d2 d3 ... d10 d11] gerando o vetor diferença da1=[x1-x x2-x1 ... 0]
%db1=[d2-d1 d3-d2 ... d11-d10] o zero final oriundo de x10-x10 ocasionaria
%um erro no programa. Pegou-se então d11-d10 como incremento da trinca
%e somou-se este valor ao vetor a7 na última medida de modo que, o zero final
%de da desapareceu e no cálculo de dmt a média do incremento não foi preju-
%dicada no último valor.
%Obs2 - Onde não se mediu no experimento um lado do corpo de prova, no vetor
%de entrada cpn colocou-se a última medição repetindo-a onde não se mediu
%de modo que, o vetor diferença da ou da2 acumulou um valor zero que o pro-
%grama desprezou e, o próximo da1n após o último zero de uma sequência também
%foi desprezado. Nestes casos, levou-se em consideração em dmt o incremento
%do correspondente do outro vetor (da ou da2, o que não se anulou).

%Corrigindo o vetor diferença da e db1. Onde da ou db1 for zero, implicando
%que não se conseguiu medir a trinca em laboratório, o valor desta posição
%do zero foi substituída pelo respectivo valor do outro vetor. Deste modo
%no cálculo das médias do crescimento da trinca para dmt, não será afetado,
%pois, soma-se dois valores iguais e divide-se por dois.

i2=1
p2=1
for i2=1:nleitCP5-1
    if (da1CP5(i2)~=0)
        daCP5(p2)=da1CP5(i2)
        p2=p2+1
    elseif (da1CP5(i2)==0) & (da1CP5(i2+1)==0)
        daCP5(p2)=db1CP5(i2)
        p2=p2+1
    elseif (da1CP5(i2)==0) & (da1CP5(i2+1)~=0)
        daCP5(p2)=db1CP5(i2)
        da1CP5(i2+1)=db1CP5(i2+1)
    end
end

```



```

    p2=p2+1
end
end

i2=1
p2=1
for i2=1:nleitCP5-1
    if (db1CP5(i2)~=0)
        dbCP5(p2)=db1CP5(i2)
        p2=p2+1
    elseif (db1CP5(i2)==0) & (db1CP5(i2+1)==0)
        dbCP5(p2)=da1CP5(i2)
        p2=p2+1
    elseif (db1CP5(i2)==0) & (db1CP5(i2+1)~=0)
        dbCP5(p2)=da1CP5(i2)
        db1CP5(i2+1)=da1CP5(i2+1)
        p2=p2+1
    end
end

%fim da correção

%cálculo de dmt (vetor que acumula a média dos crescimentos das trincas dos
%lados a e b)

dmtCP5=(daCP5+dbCP5)/2

%dmt terá nleit-1 valores

%criação de um vetor que armazena o comprimento total da trinca

tpkCP5(1)=mptCP5+anCP5
for i=2:nleitCP5
    tpkCP5(i)=tpkCP5(i-1)+dmtCP5(i-1)
end %vetor com os valores da trinca
    % média para o cálculo de delta k

%cálculo de delta k com valores de tpk

alfCP5=(tpkCP5/(wCP5*1000)) % calcula o vetor com os valores de alfa (adimensional)
zCP5=((2+alfCP5)./(1-alfCP5.^1.5)).*(0.886 + 4.64*alfCP5-
13.32*alfCP5.^2+14.72*alfCP5.^3-5.6*alfCP5.^4)
dkCP5=(dpCP5/(bCP5*wCP5^0.5)).*zCP5 %gera o vetor com os delta k

%interpolação da melhor curva(polinomial) com
%najusta (número de pontos pedidos no começo para o domínio).
%São pontos linearmente espaçados entre zero e o número máximo de
%ciclos medidos em laboratório para calcular a(comprimento da trinca)
%versus n (número de ciclos).

najustaCP5=200

```

```

gCP5=nCP5(nleitCP5)
niCP5=linspace(0,gCP5,najustaCP5)
c=1

```

%geração de nove polinômios para ajustar as curvas de a x N obti-  
%das em laboratório.

```

for grauaCP5=4:12
axnCP5=polyfit(nCP5,tpkCP5,grauaCP5)
axniCP5=polyval(axnCP5,niCP5)
figure(grauaCP5)
plot(nCP5,tpkCP5,'+',nCP5,tpkCP5,niCP5,axniCP5,'r-')
grid on
title('trinca versus número de ciclos do CP5')
xlabel('número de ciclos do CP5')
ylabel('comprimento da trinca (mm) do CP5')
c=c+1
end

```

%geração da curva escolhida para (a versus n)

```

grajCP5=11
axnCP5=polyfit(nCP5,tpkCP5,grajCP5)
axniCP5=polyval(axnCP5,niCP5) %valores da trinca em mm
figure(grajCP5)
plot(nCP5,tpkCP5,'*',nCP5,tpkCP5,niCP5,axniCP5,'g-')
grid on
title('trinca x núm. de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido do CP5 ')
xlabel('número de ciclos do CP5')
ylabel('comprimento da trinca (mm) do CP5')

```

%vamos gerar agora um polinômio com a(trinca) em metros,  
%trinca versus número de ciclos

tpk1CP5=tpkCP5/1000 %gera o vetor com os comprimentos da trinca para o cálculo  
%dos deltas k, medidas em metros.

```

axnmtCP5=polyfit(nCP5,tpk1CP5,grajCP5)
AXNMTCP5=polyval(axnmtCP5,niCP5)

```

%valores da trinca em metros, onde o vetor é o comprimento da trinca em mts.  
%gerado a partir do polinômio de ajuste escolhido na etapa anterior.

%Vamos gerar agora a função derivada de (trinca x número de ciclos)  
%gerando o vetor zd1, como sendo, as imagens de ni(número de ciclos)  
%na função derivada da/dN (da/dN x N).  
%As unidades são: metros por ciclo versus número de ciclos

```

DVaxnmtCP5=polyder(axnmtCP5)
PDVaxnmtCP5=polyval(DVaxnmtCP5,niCP5)

```



```

figure(c)
plot(niCP5,PDVaxnmtCP5,'r-')
grid on
title('da/dN versus número de ciclos do CP5')
xlabel('número de ciclos do CP5')
ylabel('da/dN (m/ciclo) do CP5')
c=c+1

%vamos gerar agora os dez polinômios para ajuste das curvas de dk x N

for graubCP5=4:20 %gera os nove polinômios para ajuste das curvas de dk x N
pdeltkxnCP5=polyfit(nCP5,dkCP5,graubCP5)
PDELTKXNCP5=polyval(pdeltkxnCP5,niCP5) % gera o vetor com as imagens de N em
delta K
figure(c)
plot(nCP5,dkCP5,'+',nCP5,dkCP5,niCP5,PDELTKXNCP5,'r-')
grid on
title('delta k versus número de ciclos do CP5')
xlabel('número de ciclos do CP5')
ylabel('delta k (megapascal * m^1/2) do CP5')
c=c+1
end
b='|obs: o grau de ajuste das curvas para escolha do delta-k versus número'
'de ciclos, deve ser selecionado apenas entre curvas, cujas escalas do '
'eixo y não se deformem, por exemplo, tem-se intervalos de 0,5 em 0,5 e'
'passa-se em outro, para escalas de 1 em 1, neste caso, escolhe-se en-'
'tre as curvas de intervalos em y apenas de 0,5 em 0,5, descartando as '
'outras na análise. bem como, no caso em que ymáx-ymín de um gráfico '
'mudar muito dos primeiros para os últimos graus          '|

graj2CP5=17
pdeltkxnfCP5=polyfit(nCP5,dkCP5,graj2CP5)
PDELTKXNF5=polyval(pdeltkxnfCP5,niCP5) % gera o vetor com as imagens de N em
delta K
                                % pelo polinômio escolhido
figure(c)
plot(nCP5,dkCP5,'*',nCP5,dkCP5,niCP5,PDELTKXNF5,'g.')
grid on
title('delta k x número de ciclos p/ o polinômio escolhido do CP5')
xlabel('número de ciclos do CP5')
ylabel('delta k do CP5 ')
c=c+1

%Vamos agora desprezar os pontos do vetor de da/dN e de delta-K
%correspondentes aos 100.000 primeiros ciclos, ou seja. entre
%n=0 até n=100.000 ciclos, para evitar um erro no gráfico
%loglog de da/dN versus delta-k.
%Podemos desprezar estes pontos, visto que, a trinca de uma forma
%geral, nesse interim, ela cresceu em torno de +- 1mm.

zcontCP5=1
for tcontCP5=1:najustaCP5

```

```

    if (niCP5(tcontCP5)>100000)
        nifimCP5(zcontCP5)=niCP5(tcontCP5)
        zcontCP5=zcontCP5+1
    end
end
zcontCP5=zcontCP5-1

PDELTKXNFfimCP5=PDELTKXNFfCP5
PDVaxnmtfimCP5=PDVaxnmtCP5

zcont2CP5=najustaCP5-zcontCP5

% zcont2 (número de pontos iniciais desprezados)
%Vamos, agora, zerar os termos dos vetores de da/dN e delta-k
% onde os ciclos são menores de 100000

for jk=1:zcont2CP5
    PDELTKXNFfimCP5(jk)=0
    PDVaxnmtfimCP5(jk)=0
end

figure(c)
loglog(PDELTKXNFfCP5,PDVaxnmtCP5,'w-') %plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
title('da/dN x delta k, inválido, metros /ciclo do CP5')
xlabel('delta k (Mpa*m^0.5) do CP5')
ylabel('da/dN (m/ciclo) do CP5')
c=c+1

figure(c)
loglog(PDELTKXNFfimCP5,PDVaxnmtfimCP5,'w-') %plot em escala loglog da/dN versus
delta k
grid on
title('da/dN x del-k mts/cic. para n(cic.)>100000 do CP5')
xlabel('delta k (Mpa*m^0.5) do CP5')
ylabel('da/dN (m/ciclo) do CP5')
c=c+1

%limitando os eixos e achando os coeficientes c e m para a curva da/dN

acorde1=['Anote, a partir do vetor PDVaxnmtCP5, as colunas onde
' se encontram os valores mais próximos de da/dN máximo e mínimo
' levando em conta, o gráfico loglog, entre os quais,
' você quer fazer sua regressão linear. Interrompa o programa com
' ctrl+c e digite o vetor PDVaxnmtCP5 escolhendo em seguida as colunas.'
' e reexecutando a seguir o programa após um clear all.      ']

disp('digite uma tecla para continuar')
%pause
inddadNminCP5=148
inddadNmaxCP5=200
inddeltminCP5=inddadNminCP5

```



```
inddeltmaxCP5=inddadNmaxCP5
liminxCP5=PDELTKXNFCP5(inddeltminCP5)
limaxxCP5=PDELTKXNFCP5(inddeltmaxCP5)
liminyCP5=PDVaxnmtCP5(inddeltminCP5)
limaxyCP5=PDVaxnmtCP5(inddeltmaxCP5)

t=1

for i=inddeltminCP5:inddeltmaxCP5 %gera o vetor para o conjunto de pontos à
    %linearizar
    dadNfinalCP5(t)=PDVaxnmtCP5(i)
    deltakfinalCP5(t)=PDELTKXNFCP5(i)
    t2(i)=t
    t=t+1
end
%ajuste dos pontos que se quer linearizar por uma reta

dadNfinal2CP5=log(dadNfinalCP5)
deltakfinal2CP5=log(deltakfinalCP5)

numptsCP5=inddadNmaxCP5-inddadNminCP5+1

dominioCP5=linspace(deltakfinal2CP5(1),deltakfinal2CP5(t-1),numptsCP5)

%dominio gerou um linspace entre os limites dados e tem o
%mesmo número de pontos de dadNfinal2

dadNdtklogCP5=polyfit(deltakfinal2CP5,dadNfinal2CP5,1)
polacimaCP5=polyval(dadNdtklogCP5,dominioCP5)

%polacima tem o mesmo número de pontos de dadNfinal2

polacima2CP5=exp(polacimaCP5)
dominio2CP5=exp(dominioCP5)

figure(c)
loglog(dominio2CP5,polacima2CP5)
grid on
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado do CP5')
xlabel('delta k (Mpa*m^0.5) do CP5 ')
ylabel('da/dN (m/ciclo) do CP5')

end

%plotar reta ajustada junto com os pontos de da/dN

p5CP5=inddeltminCP5
p6CP5=inddeltmaxCP5
p7CP5=3
p=1

%delta-kfinal são os termos escolhidos para regressão
```

```

%tem p6-p5+1 pontos e, seus índices variam de 1 até
%(p6-p5+1)

for i=1:p7CP5:(p6CP5-p5CP5+1)
    if (i>p6CP5-p5CP5+1-5)
        break
    end
    deltakfimCP5(p)=deltakfinalCP5(i)
    dadnfimCP5(p)=dadNfinalCP5(i)
    p=p+1
end

% acima, acaba-se de criar deltakfim e dadnfim com certo número
% de elementos dos pontos escolhidos para linearizar (qtd. reduzida)
% para plotar menos pontos

xwCP5=1
for i=1:p7CP5:(p6CP5-p5CP5+1)
    if (i>p6CP5-p5CP5+1-5)
        break
    end
    dominio3CP5(xwCP5)=dominio2CP5(i)
    polacima3CP5(xwCP5)=polacima2CP5(i)
    xwCP5=xwCP5+1
end % mesmo número de pontos, da reta linearizada, que se pegou acima

figure
loglog(dominio3CP5,polacima3CP5,'r',deltakfimCP5,dadnfimCP5,'w*')
grid on
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado do CP5')
xlabel('delta k(pa*m^1/2) do CP5')
ylabel('dadN (m/ciclo) do CP5')

%cálculo dos coeficientes da equação de Paris

dadneqiCP5=polacima3CP5(1);
deltkeqiCP5= dominio3CP5(1);
dadneqfCP5=polacima3CP5(xwCP5-1);
deltkeqfCP5= dominio3CP5(xwCP5-1);

% da/dN=C*deltak^M
% log(da/dN)=log(C)+M*log(deltak)

% 1)log(dadneqi)=log(C)+M*log(deltkeqi)
% 2)log(dadneqf)=log(C)+M*log(deltkeqf)

% de (1)
% (3)log(C)=log(dadneqi)-M*log(deltkeqi)

% subst. em (2)

```





```
%log(dadneqf)=log(dadneqi)-M*log(deltkeqi)+M*log(deltkeqf)
%M*(-log(deltkeqi)+log(deltkeqf))=log(dadneqf)-log(dadneqi)
```

```
disp('da/dN=C*deltak^M; os valores de CCP5 e MCP5 são:(digite uma tecla para cont.)')
```

```
MCP5=(log(dadneqfCP5)-log(dadneqiCP5))/(-log(deltkeqiCP5)+log(deltkeqfCP5))
```

```
%subst. em (3)
```

```
CCP5=exp(log(dadneqiCP5)-MCP5*log(deltkeqiCP5))
```

```
%pause
```

```
AXNMT10CP5=AXNMTCP5
```

```
ni10CP5=niCP5
```

```
PDVaxnmtfim10CP5=PDVaxnmtfimCP5
```

```
PDELTKXNFfim10CP5=PDELTKXNFfimCP5
```

```
AXNMT10CP5(1:zcont2CP5)=[ ]
```

```
ni10CP5(1:zcont2CP5)=[ ]
```

```
PDVaxnmtfim10CP5(1:zcont2CP5)=[ ]
```

```
PDELTKXNFfim10CP5(1:zcont2CP5)=[ ]
```

```
% cancelei o mesmo número de termos em número de ciclos e comprimento da
% trinca em mts., para poder plotar junto com PDVaxnmtfim
```

```
figure
```

```
plot3(ni10CP5,AXNMT10CP5,PDVaxnmtfim10CP5)
```

```
grid on
```

```
title('trinca versus número de ciclos versus da/dN p/ciclos>100000 do CP5')
```

```
xlabel('número de ciclos do CP5')
```

```
ylabel('comprimento da trinca (m) do CP5')
```

```
zlabel('da/dN mts/ciclo do CP5')
```

```
figure
```

```
plot3(PDELTKXNFfim10CP5,AXNMT10CP5,PDVaxnmtfim10CP5)
```

```
grid on
```

```
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000) do CP5')
```

```
xlabel('delta-k(Mpa*m^0.50) do CP5')
```

```
ylabel('comprimento da trinca (m) do CP5')
```

```
zlabel('da/dN mts/ciclo do CP5')
```

```
toc
```

**Programa para gerar os gráficos dos 18 corpos de prova juntos com base nos 18 programas personalizados das amostras.**

```
%Este programa gera todas as curvas dos corpos de prova ensaiados
%e de uma única vez.
```

```
figure(201)
```

```

plot(nCP1,tpkCP1,'ro',niCP1,axniCP1,'r-',nCP15,tpkCP15,'bx',niCP15,axniCP15,'b-')
grid on
legend('r-','CP1','b-','CP15',0)
title('trinca x núm. de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos CPs 1 e 15')
xlabel('número de ciclos dos CPs 1 e 15')
ylabel('comprimento da trinca (mm) dos CPs 1 e 15')

```

```

figure(202)
plot(nCP2,tpkCP2,'ro',niCP2,axniCP2,'r-',nCP8,tpkCP8,'bx',niCP8,axniCP8,'b-')
legend('r-','CP2','b-','CP8','g-',CP18,0)
title('trinca x núm. de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos CPs 2, 8 e 18')
xlabel('número de ciclos dos CPs 2, 8 e 18')
ylabel('comprimento da trinca (mm) dos CPs 2, 8 e 18')

```

```

figure(203)
plot(nCP4,tpkCP4,'ro',niCP4,axniCP4,'r-',nCP14,tpkCP14,'bx',niCP14,axniCP14,'b-')
legend('r-','CP4','b-','CP14','g-',CP17,0)
title('trinca x núm. de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos CPs 4, 14 e 17')
xlabel('número de ciclos dos CPs 4, 14 e 17')
ylabel('comprimento da trinca (mm) dos CPs 4, 14 e 17')

```

```

figure(204)
plot(nCP6,tpkCP6,'ro',niCP6,axniCP6,'r-',nCP10,tpkCP10,'bx',niCP10,axniCP10,'b-')
legend('r-','CP6','b-','CP10','g-',CP13,0)
title('trinca x núm. de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos CPs 6, 10 e 13')
xlabel('número de ciclos dos CPs 6, 10 e 13')
ylabel('comprimento da trinca (mm) dos CPs 6, 10 e 13')

```

```

figure(205)
plot(nCP7,tpkCP7,'ro',niCP7,axniCP7,'r-',nCP12,tpkCP12,'bx',niCP12,axniCP12,'b-')
legend('r-','CP7','b-','CP12','g-',CP16,0)
title('trinca x núm. de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos CPs 7, 12 e 16')
xlabel('número de ciclos dos CPs 7, 12 e 16')
ylabel('comprimento da trinca (mm) dos CPs 7, 12 e 16')

```

```

figure(206)
plot(nCP3,tpkCP3,'ro',niCP3,axniCP3,'r-',nCP5,tpkCP5,'bx',niCP5,axniCP5,'b-')
legend('r-','CP3','b-','CP5','g-',CP9,0)
title('trinca x núm. de ciclos para o polinômio de ajuste escolhido dos CPs 3, 5 e 9')
xlabel('número de ciclos dos CPs 3, 5 e 9')
ylabel('comprimento da trinca (mm) dos CPs 3, 5 e 9')

```

```

figure(211)
plot(niCP1,PDVaxnmtCP1,'r-',niCP15,PDVaxnmtCP15,'b-')
grid on
legend('r-','CP1','b-','CP15',0)
title('da/dN versus número de ciclos dos CPs 1 e 15')
xlabel('número de ciclos dos CPs 1 e 15')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 1 e 15')

```

```

figure(212)
plot(niCP2,PDVaxnmtCP2,'r-',niCP8,PDVaxnmtCP8,'b-',niCP18,PDVaxnmtCP18,'g-')
grid on

```



```

legend('r-',CP2,'b-',CP8,'g-',CP18,0)
title('da/dN versus número de ciclos dos CPs 2, 8 e 18')
xlabel('número de ciclos dos CPs 2, 8 e 18')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 2, 8 e 18')

```

```

figure(213)
plot(niCP4,PDVaxnmtCP4,'r-',niCP14,PDVaxnmtCP14,'b-',niCP17,PDVaxnmtCP17,'g-')
grid on
legend('r-',CP4,'b-',CP14,'g-',CP17,0)
title('da/dN versus número de ciclos dos CPs 4, 14 e 17')
xlabel('número de ciclos dos CPs 4, 14 e 17')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 4, 14 e 17')

```

```

figure(214)
plot(niCP6,PDVaxnmtCP6,'r-',niCP10,PDVaxnmtCP10,'b-',niCP13,PDVaxnmtCP13,'w-')
grid on
legend('r-',CP6,'b-',CP10,'g-',CP13,0)
title('da/dN versus número de ciclos dos CPs 6, 10 e 13')
xlabel('número de ciclos dos CPs 6, 10 e 13')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 6, 10 e 13')

```

```

figure(215)
plot(niCP7,PDVaxnmtCP7,'r-',niCP12,PDVaxnmtCP12,'b-',niCP16,PDVaxnmtCP16,'g-')
grid on
legend('r-',CP7,'b-',CP12,'g-',CP16,0)
title('da/dN versus número de ciclos dos CPs 7, 12 e 16')
xlabel('número de ciclos dos CPs 7, 12 e 16')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 7, 12 e 16')

```

```

figure(216)
plot(niCP3,PDVaxnmtCP3,'r-',niCP5,PDVaxnmtCP5,'b-',niCP9,PDVaxnmtCP9,'g-')
grid on
legend('r-',CP3,'b-',CP5,'g-',CP9,0)
title('da/dN versus número de ciclos dos CPs 3, 5 e 9')
xlabel('número de ciclos dos CPs 3, 5 e 9')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 3, 5 e 9')

```

```

figure(221)
plot(nCP1,dkCP1,'ro',niCP1,PDELTKXNFCP1,'r-',nCP15,dkCP15,'bx',niCP15,PDELTKXNFCP15,'b-')
grid on
AXIS([(0.2)*10^6 2*10^6 10^(7) 5*10^(7)])
legend('r-',CP1,'b-',CP15,0)
title('delta k x núm. de ciclos p/ poli. escol. dos CPs 1 e 15')
xlabel('número de ciclos dos CPs 1 e 15')
ylabel('delta k do CPs 1 e 15')

```

```

figure(222)
plot(nCP2,dkCP2,'ro',niCP2,PDELTKXNFCP2,'r-',nCP8,dkCP8,'bx',niCP8,PDELTKXNFCP8,'b-')
plot(nCP18,dkCP18,'g*',niCP18,PDELTKXNFCP18,'g-')
grid on
AXIS([(0.2)*10^6 2*10^6 10^(7) 5*10^(7)])
legend('r-',CP2,'b-',CP8,'g-',CP18,0)
title('delta k x núm. de ciclos p/ poli. escol. dos CPs 2,8 e 18')
xlabel('número de ciclos dos CPs 2,8 e 18')
ylabel('delta k do CPs 2,8 e 18')

```

```

figure(223)
plot(nCP4,dkCP4,'ro',niCP4,PDELTKXNFCP4,'r-',nCP14,dkCP14,'bx',niCP14,PDELTKXNFCP14,'b-')
plot(nCP17,dkCP17,'g*',niCP17,PDELTKXNFCP17,'g-')
grid on
AXIS([(0.2)*10^6 2*10^6 10^(7) 5*10^(7)])
legend('r-',CP4,'b-',CP14,'g-',CP17,0)

```

```

title('delta k x núm. de ciclos p/ poli. escol. dos CPs 4,14 e 17')
xlabel('número de ciclos dos CPs 4,14 e 17')
ylabel('delta k do CPs 4,14 e 17')

```

```

figure(224)
plot(nCP6,dkCP6,'ro',niCP6,PDELTKXNFPC6,'r-',nCP10,dkCP10,'bx',niCP10,PDELTKXNFPC10,'b-',
nCP13,dkCP13,'g*',niCP13,PDELTKXNFPC13,'g-')
grid on
AXIS([(0.2)*10^6 2*10^6 10^(7) 5*10^(7)])
legend('r-','CP6','b-','CP10','g-','CP13',0)
title('delta k x núm. de ciclos p/ poli. escol. dos CPs 6,10 e 13')
xlabel('número de ciclos dos CPs 6,10 e 13')
ylabel('delta k do CPs 6,10 e 13')

```

```

figure(225)
plot(nCP7,dkCP7,'ro',niCP7,PDELTKXNFPC7,'r-',nCP12,dkCP12,'bx',niCP12,PDELTKXNFPC12,'b-',
nCP16,dkCP16,'g*',niCP16,PDELTKXNFPC16,'g-')
grid on
AXIS([(0.2)*10^6 2*10^6 10^(7) 5*10^(7)])
legend('r-','CP7','b-','CP12','g-','CP16',0)
title('delta k x núm. de ciclos p/ poli. escol. dos CPs 7,12 e 16')
xlabel('número de ciclos dos CPs 7,12 e 16')
ylabel('delta k do CPs 7,12 e 16')

```

```

figure(226)
plot(nCP3,dkCP3,'ro',niCP3,PDELTKXNFPC3,'r-',nCP5,dkCP5,'bx',niCP5,PDELTKXNFPC5,'b-',
nCP9,dkCP9,'g*',niCP9,PDELTKXNFPC9,'g-')
grid on
AXIS([(0.2)*10^6 2*10^6 10^(7) 5*10^(7)])
legend('r-','CP3','b-','CP5','g-','CP9',0)
title('delta k x núm. de ciclos p/ poli. escol. dos CPs 3,5 e 9')
xlabel('número de ciclos dos CPs 3,5 e 9')
ylabel('delta k do CPs 3,5 e 9')

```

```

figure(231)
loglog(PDELTKXNFfimCP1,PDVaxnmtfimCP1,'r-',PDELTKXNFfimCP15,PDVaxnmtfimCP15,'b-')%plot em
escala loglog da/dN versus delta k
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 2*10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP1','b-','CP15',0)
title('da/dN x delta-k (mts/cic). p/ núm. de cic.>100000 dos CPs 1 e 15')
xlabel('delta-k (Pa*m^0.5) dos CPs 1 e 15')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 1 e 15')

```

```

figure(232)
loglog(PDELTKXNFfimCP2,PDVaxnmtfimCP2,'r-',PDELTKXNFfimCP8,PDVaxnmtfimCP8,'b-',
PDELTKXNFfimCP18,PDVaxnmtfimCP18,'g-')%plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 2*10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP2','b-','CP8','g-','CP18',0)
title('da/dN x delta-k (mts/cic). p/ núm. de cic.>100000 dos CPs 2, 8 e 18')
xlabel('delta-k (Pa*m^0.5) dos CPs 2, 8 e 18')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 2, 8 e 18')

```

```

figure(233)
loglog(PDELTKXNFfimCP4,PDVaxnmtfimCP4,'r-',PDELTKXNFfimCP14,PDVaxnmtfimCP14,'b-',
PDELTKXNFfimCP17,PDVaxnmtfimCP17,'g-')%plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 2*10^(-8) 5*10^(-7)])

```



```

legend('r-','CP4','b-','CP14','g-','CP17',0)
title('da/dN x delta-k (mts/cic). p/ núm. de cic.>100000 dos CPs 4, 14 e 17')
xlabel('delta-k (Pa*m^0.5) dos CPs 4, 14 e 17')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 4, 14 e 17')

```

```

figure(234)
loglog(PDELTKXNFfimCP6,PDVaxnmtfimCP6,'r-',PDELTKXNFfimCP10,PDVaxnmtfimCP10,'b-',
,PDELTKXNFfimCP13,PDVaxnmtfimCP13,'g-')%plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 2*10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP6','b-','CP10','g-','CP13',0)
title('da/dN x delta-k (mts/cic). p/ núm. de cic.>100000 dos CPs 6, 10 e 13')
xlabel('delta-k (Pa*m^0.5) dos CPs 6, 10 e 13')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 6, 10 e 13')

```

```

figure(235)
loglog(PDELTKXNFfimCP7,PDVaxnmtfimCP7,'r-',PDELTKXNFfimCP12,PDVaxnmtfimCP12,'b-',
,PDELTKXNFfimCP16,PDVaxnmtfimCP16,'g-')%plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 2*10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP7','b-','CP12','g-','CP16',0)
title('da/dN x delta-k (mts/cic). p/ núm. de cic.>100000 dos CPs 7, 12 e 16')
xlabel('delta-k (Pa*m^0.5) dos CPs 7, 12 e 16')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 7, 12 e 16')

```

```

figure(236)
loglog(PDELTKXNFfimCP3,PDVaxnmtfimCP3,'r-',PDELTKXNFfimCP5,PDVaxnmtfimCP5,'b-',
,PDELTKXNFfimCP9,PDVaxnmtfimCP9,'g-')%plot em escala loglog da/dN versus delta k
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 2*10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP3','b-','CP5','g-','CP9',0)
title('da/dN x delta-k (mts/cic). p/ núm. de cic.>100000 dos CPs 3, 5 e 9')
xlabel('delta-k (Pa*m^0.5) dos CPs 3, 5 e 9')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 3, 5 e 9')

```

```

figure(241)
loglog(dominio2CP1,polacima2CP1,'r-',dominio2CP15,polacima2CP15,'b-')
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP1','b-','CP15',0)
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado dos CPs 1 e 15')
xlabel('delta k (Pa*m^0.5) dos CPs 1 e 15')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 1 e 15')

```

```

figure(242)
loglog(dominio2CP2,polacima2CP2,'r-',dominio2CP8,polacima2CP8,'b-',dominio2CP18,polacima2CP18,'g-')
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP2','b-','CP8','g-','CP18',0)
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado dos CPs 2, 8 e 18')
xlabel('delta k (Pa*m^0.5) dos CPs 2, 8 e 18')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 2, 8 e 18')

```

```

figure(243)
loglog(dominio2CP4,polacima2CP4,'r-',dominio2CP14,polacima2CP14,'b-',dominio2CP17,polacima2CP17,'g-')
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP4','b-','CP14','g-','CP17',0)
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado dos CPs 4, 14 e 17')
xlabel('delta k (Pa*m^0.5) dos CPs 4, 14 e 17')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 4, 14 e 17')

```

figure(244)

```
loglog(dominio2CP6,polacima2CP6,'r-',dominio2CP10,polacima2CP10,'b-',dominio2CP13,polacima2CP13,'g-')
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP6','b-','CP10','g-','CP13',0)
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado dos CPs 6, 10 e 13')
xlabel('delta k (Pa*m^0.5) dos CPs 6, 10 e 13')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 6, 10 e 13')
```

figure(245)

```
loglog(dominio2CP7,polacima2CP7,'r-',dominio2CP12,polacima2CP12,'b-',dominio2CP16,polacima2CP16,'g-')
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP7','b-','CP12','g-','CP16',0)
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado dos CPs 7, 12 e 16')
xlabel('delta k (Pa*m^0.5) dos CPs 7, 12 e 16')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 7, 12 e 16')
```

figure(246)

```
loglog(dominio2CP3,polacima2CP3,'r-',dominio2CP5,polacima2CP5,'b-',dominio2CP9,polacima2CP9,'g-')
grid on
AXIS([10^7 5*10^7 10^(-8) 5*10^(-7)])
legend('r-','CP3','b-','CP5','g-','CP9',0)
title('reta ajustada para os pontos escolhidos de dadN linearizado dos CPs 3, 5 e 9')
xlabel('delta k (Pa*m^0.5) dos CPs 3, 5 e 9')
ylabel('da/dN (m/ciclo) dos CPs 3, 5 e 9')
```

figure(251)

```
loglog(dominio3CP1,polacima3CP1,'r-',deltakfimCP1,dadnfimCP1,'ro',dominio3CP15,polacima3CP15,'b-')
'deltakfimCP15,dadnfimCP15,'bx')
grid on
AXIS([10^7 4*10^7 10^(-8) 4*10^(-7)])
legend('r-','CP1','b-','CP15',0)
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado dos CPs 1 e 15')
xlabel('delta k (Pa*m^1/2) dos CPs 1 e 15')
ylabel('dadN (m/ciclo) dos CPs 1 e 15')
```

figure(252)

```
loglog(dominio3CP2,polacima3CP2,'r-',deltakfimCP2,dadnfimCP2,'ro',dominio3CP8,polacima3CP8,'b-')
'deltakfimCP8,dadnfimCP8,'bx',dominio3CP18,polacima3CP18,'g-',deltakfimCP18,dadnfimCP18,'g*')
grid on
AXIS([10^7 4*10^7 10^(-8) 4*10^(-7)])
legend('r-','CP2','b-','CP8','g-','CP18',0)
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado dos CPs 2, 8 e 18')
xlabel('delta k (Pa*m^1/2) dos CPs 2, 8 e 18')
ylabel('dadN (m/ciclo) dos CPs 2, 8 e 18')
```

figure(253)

```
loglog(dominio3CP4,polacima3CP4,'r-',deltakfimCP4,dadnfimCP4,'ro',dominio3CP14,polacima3CP14,'b-')
'deltakfimCP14,dadnfimCP14,'bx',dominio3CP17,polacima3CP17,'g-',deltakfimCP17,dadnfimCP17,'g-')
grid on
AXIS([10^7 4*10^7 10^(-8) 4*10^(-7)])
legend('r-','CP4','b-','CP14','g-','CP17',0)
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado dos CPs 4, 14 e 17')
xlabel('delta k (Pa*m^1/2) dos CPs 4, 14 e 17')
ylabel('dadN (m/ciclo) dos CPs 4, 14 e 17')
```

figure(254)

```
loglog(dominio3CP6,polacima3CP6,'w',deltakfimCP6,dadnfimCP6,'w*',dominio3CP10,polacima3CP10,'r',deltakfimCP10,dadnfimCP10,'r*',dominio3CP13,polacima3CP13,'w',deltakfimCP13,dadnfimCP13,'w*')
```



```

grid on
AXIS([10^7 4*10^7 10^(-8) 4*10^(-7)])
legend('r-','CP6','b-','CP10','g-','CP13',0)
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado dos CPs 6, 10 e 13')
xlabel('delta k(Pa*m^1/2) dos CPs 6, 10 e 13')
ylabel('dadN (m/ciclo) dos CPs 6, 10 e 13')

```

```

figure(255)
loglog(dominio3CP7,polacima3CP7,'r-',deltakfimCP7,dadnfimCP7,'ro',dominio3CP12,polacima3CP12,'b-',deltakfimCP12,dadnfimCP12,'bx',dominio3CP16,polacima3CP16,'g-',deltakfimCP16,dadnfimCP16,'g*')
grid on
AXIS([10^7 4*10^7 10^(-8) 4*10^(-7)])
legend('r-','CP7','b-','CP12','g-','CP16',0)
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado dos CPs 7, 12 e 16')
xlabel('delta k(Pa*m^1/2) dos CPs 7, 12 e 16')
ylabel('dadN (m/ciclo) dos CPs 7, 12 e 16')

```

```

figure(256)
loglog(dominio3CP3,polacima3CP3,'r-',deltakfimCP3,dadnfimCP3,'ro',dominio3CP5,polacima3CP5,'b-',deltakfimCP5,dadnfimCP5,'bx',dominio3CP9,polacima3CP9,'g-',deltakfimCP9,dadnfimCP9,'g*')
grid on
AXIS([10^7 4*10^7 10^(-8) 4*10^(-7)])
legend('r-','CP3','b-','CP5','g-','CP9',0)
title('reta ajustada p/ alguns pts. escolhidos de dadN linearizado dos CPs 3, 5 e 9')
xlabel('delta k(Pa*m^1/2) dos CPs 3, 5 e 9')
ylabel('dadN (m/ciclo) dos CPs 3, 5 e 9')

```

```

figure(261)
plot3(ni10CP1,AXNMT10CP1,PDVaxnmtfim10CP1,'r-',ni10CP15,AXNMT10CP15,PDVaxnmtfim10CP15,'b-')
grid on
VIEW(45,12)
legend('r-','CP1','b-','CP15',0)
title('trinca x número de ciclos x da/dN p/ciclos>100000 dos CPs 1 e 15')
xlabel('núm. de ciclos, CPs 1 e 15')
ylabel('trinca(m), CPs 1 e 15')
zlabel('da/dN mts/cic. dos CPs 1 e 15')

```

```

figure(262)
plot3(ni10CP2,AXNMT10CP2,PDVaxnmtfim10CP2,'r-',ni10CP8,AXNMT10CP8,PDVaxnmtfim10CP8,'b-',ni10CP18,AXNMT10CP18,PDVaxnmtfim10CP18,'g-')
grid on
VIEW(45,12)
legend('r-','CP2','b-','CP8','g-','CP18',0)
title('trinca x número de ciclos x da/dN p/ciclos>100000 dos CPs 2, 8 e 18')
xlabel('núm. de ciclos, CPs 2, 8 e 18')
ylabel('trinca(m), CPs 2, 8 e 18')
zlabel('da/dN mts/ciclo dos CPs 2, 8 e 18')

```

```

figure(263)
plot3(ni10CP4,AXNMT10CP4,PDVaxnmtfim10CP4,'r-',ni10CP14,AXNMT10CP14,PDVaxnmtfim10CP14,'b-',ni10CP17,AXNMT10CP17,PDVaxnmtfim10CP17,'g-')
grid on
VIEW(45,12)
legend('r-','CP4','b-','CP14','g-','CP17',0)
title('trinca x número de ciclos x da/dN p/ciclos>100000 dos CPs 4, 14 e 17')
xlabel('núm. de ciclos, CPs 4, 14 e 17')
ylabel('trinca(m), CPs 4, 14 e 17')
zlabel('da/dN mts/ciclo dos CPs 4, 14 e 17')

```

```

figure(264)
plot3(ni10CP6,AXNMT10CP6,PDVaxnmtfim10CP6,'r-',ni10CP10,AXNMT10CP10,PDVaxnmtfim10CP10,'b-',ni10CP13,AXNMT10CP13,PDVaxnmtfim10CP13,'g-')

```

```

grid on
VIEW(45,12)
legend('r-','CP6','b-','CP10','g-','CP13',0)
title('trinca x número de ciclos x da/dN p/ciclos>100000 dos CPs 6, 10 e 13')
xlabel('núm. de ciclos, CPs 6, 10 e 13')
ylabel('trinca(m),CPs 6, 10 e 13')
zlabel('da/dN mts/cic. dos CPs 6, 10 e 13')

figure(265)
plot3(ni10CP7,AXNMT10CP7,PDVaxnmtfim10CP7,'r-',ni10CP12,AXNMT10CP12,PDVaxnmtfim10CP12,'b-',
'ni10CP16,AXNMT10CP16,PDVaxnmtfim10CP16','g-')
grid on
VIEW(45,12)
legend('r-','CP7','b-','CP12','g-','CP16',0)
title('trinca x número de ciclos x da/dN p/ciclos>100000 dos CPs 7, 12 e 16')
xlabel('núm. de ciclos, CPs 7, 12 e 16')
ylabel('trinca(m),CPs 7, 12 e 16')
zlabel('da/dN mts/ciclo dos CPs 7, 12 e 16')

figure(266)
plot3(ni10CP3,AXNMT10CP3,PDVaxnmtfim10CP3,'r-',ni10CP5,AXNMT10CP5,PDVaxnmtfim10CP5,'b-',
'ni10CP9,AXNMT10CP9,PDVaxnmtfim10CP9','g-')
grid on
VIEW(45,12)
legend('r-','CP3','b-','CP5','g-','CP9',0)
title('trinca x número de ciclos x da/dN p/ciclos>100000 dos CPs 3, 5 e 9')
xlabel('núm. de ciclos, CPs 3, 5 e 9')
ylabel('trinca(m),CPs 3, 5 e 9')
zlabel('da/dN mts/ciclo dos CPs 3, 5 e 9')

figure(271)
plot3(PDELTKXNFFim10CP1,AXNMT10CP1,PDVaxnmtfim10CP1,'r-',
'PDELTKXNFFim10CP15,AXNMT10CP15,PDVaxnmtfim10CP15','b-')
grid on
VIEW(20,15)
legend('r-','CP1','b-','CP15',0)
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000) dos CPs 1 e 15')
xlabel('delta-k(Pa*m^0.50)')
ylabel('trinca(m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')

figure(272)
plot3(PDELTKXNFFim10CP2,AXNMT10CP2,PDVaxnmtfim10CP2,'r-',
'PDELTKXNFFim10CP8,AXNMT10CP8,PDVaxnmtfim10CP8','b-',
'PDELTKXNFFim10CP18,AXNMT10CP18,PDVaxnmtfim10CP18','g-')
grid on
VIEW(20,15)
legend('r-','CP2','b-','CP8','g-','CP18',0)
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000) dos CPs 2, 8 e 18')
xlabel('delta-k(Pa*m^0.50)')
ylabel('trinca(m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')

figure(273)
plot3(PDELTKXNFFim10CP4,AXNMT10CP4,PDVaxnmtfim10CP4,'r-',
'PDELTKXNFFim10CP14,AXNMT10CP14,PDVaxnmtfim10CP14','b-',
'PDELTKXNFFim10CP17,AXNMT10CP17,PDVaxnmtfim10CP17','g-')
grid on
VIEW(20,15)
legend('r-','CP4','b-','CP14','g-','CP17',0)
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000) dos CPs 4, 14 e 17')

```





```
xlabel('delta-k(Pa*m^0.50)')
ylabel('trinca(m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')
```

```
figure(274)
plot3(PDELTKXNFfim10CP6,AXNMT10CP6,PDVaxnmtfim10CP6,'r-','PDELTKXNFfim10CP10,AXNMT10CP10,PDVaxnmtfim10CP10','b-','PDELTKXNFfim10CP13,AXNMT10CP13,PDVaxnmtfim10CP13','g-')
grid on
VIEW(20,15)
legend('r-','CP6','b-','CP10','g-','CP13',0)
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000) dos CPs 6, 10 e 13')
xlabel('delta-k(Pa*m^0.50)')
ylabel('trinca(m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')
```

```
figure(275)
plot3(PDELTKXNFfim10CP7,AXNMT10CP7,PDVaxnmtfim10CP7,'r-','PDELTKXNFfim10CP12,AXNMT10CP12,PDVaxnmtfim10CP12','b-','PDELTKXNFfim10CP16,AXNMT10CP16,PDVaxnmtfim10CP16','g-')
grid on
VIEW(20,15)
legend('r-','CP7','b-','CP12','g-','CP16',0)
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000) dos CPs 7, 12 e 16')
xlabel('delta-k(Pa*m^0.50)')
ylabel('trinca(m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')
```

```
figure(276)
plot3(PDELTKXNFfim10CP3,AXNMT10CP3,PDVaxnmtfim10CP3,'r-','PDELTKXNFfim10CP5,AXNMT10CP5,PDVaxnmtfim10CP5','b-','PDELTKXNFfim10CP9,AXNMT10CP9,PDVaxnmtfim10CP9','g-')
grid on
VIEW(20,15)
legend('r-','CP3','b-','CP5','g-','CP9',0)
title('delta-k x comp. da trinca x da/dN (p/ciclos>100000) dos CPs 3, 5 e 9')
xlabel('delta-k(Pa*m^0.50)')
ylabel('trinca(m)')
zlabel('da/dN mts/ciclo')
```



Vinicius de Souza Melo

relatório de estágio



**Anexo 3**  
**Tradução da norma para o ensaio de fadiga E-647.**





## 12 - Tradução da norma de ensaio de fadiga

### **Método modelo de ensaio para velocidade de crescimento de trinca de fadiga com amplitude de carregamento constante e acima de $10^{-8}$ m / ciclo<sup>1</sup>.**

Este modelo é baseado na norma E-647; O número imediatamente seguinte a designação indica o ano da adoção original ou, em caso de revisão, o ano da última revisão. O número entre parênteses indica o ano da última revisão.

#### 1- Propósito

1.1 Este método<sup>2</sup> aborda a determinação da velocidade de crescimento de trinca com amplitude de carregamento constante e acima de  $10^{-8}$  m / ciclo, usando um dos corpos de prova, ou o tipo compacto (CT), ou o tensão para trincamento central (CCT).<sup>3</sup> Os resultados são expressos em termos da intensidade do range de tensão na ponta da trinca, definida pela teoria da elasticidade linear.

1.2 A espessura ou a resistência dos materiais não são uma restrição para aplicar-se este método, apenas um dimensionamento adequado para garantir que o material fique submetido à tensões dentro do seu regime elástico durante o teste.

1.3 Um range das dimensões da amostra com dimensões planares proporcionais é fornecido, mas as dimensões são variáveis para serem ajustadas para a tensão de escoamento e carga aplicada. A espessura da amostra pode ser variada independentemente da dimensão planar

1.4 Outros parâmetros de configuração da amostra abordados por este método podem ser providenciados para que a calibração da intensidade de tensão seja bem estabelecida e seja aplicável e para que as amostras sejam devidamente dimensionadas para garantir que resistirão dentro do seu regime elástico durante o teste.

#### 2 - Documentos aplicados

##### 2.1 Modelo ASTM:

E 4 - Verificação do carregamento da máquina de ensaio.<sup>4</sup>

E 8 - Ensaio de tração dos materiais metálicos.<sup>5</sup>

E 337 - Teste de umidade relativa pela carta psicométrica para temperatura de bulbo sêco e molhado.

E 338 - Ensaio de tração com corpo entalhado para lâminas de materiais de alta resistência mecânica.<sup>7</sup>

E 339 - Ensaio de rigidez à fratura em condição plana de carregamento para materiais metálicos.<sup>7</sup>

E 467 - Recomendações práticas para verificação do carregamento dinâmico com amplitude constante na máquina de ensaio de fadiga com carregamento axial.<sup>7</sup>

E 561 - Recomendações práticas para determinação da curva -R.

### 3 - Resumo do método

3.1 O método envolve carregamento cíclico de amplitude de carregamento constante de amostras entalhadas que tem uma pré-trinca aceitável na fadiga.

O comprimento da trinca é medido visualmente ou por um método equivalente como uma função dos ciclos passados e estes dados são sujeitos à análise numérica para estabelecer a velocidade de crescimento da trinca. A velocidade de crescimento da trinca é expressa como uma função do range do fator de intensidade de tensão,  $\Delta k$ , que é calculado de expressões baseadas na análise de resistência elástica linear dos materiais.

### 4 - Significados

4.1 A velocidade do crescimento da trinca de fadiga é expressa como uma função do range da intensidade de tensão na ponta da trinca.

$da / dN$  versus  $\Delta K$  caracteriza a resistência do material para um comprimento de trinca estável sob um ciclo de carregamento. Informações adicionais para análise dos dados da velocidade do crescimento da trinca de fadiga de forma racional dentro da mecânica da fratura linear elástica são dadas nas referências (1) e (2).<sup>8</sup>

4.1.1 Em ambientes inertes a velocidade de crescimento da trinca de fadiga com amplitude de carregamento constante acima de  $10^{-8}$  m / ciclo é originalmente uma função de  $\Delta K$  e da razão de carregamento, R, ou  $K_{max}$  e R (nota 1). Temperatura e ambiente agressivo pode afetar significativamente  $da / dN$  versus  $\Delta K$ , e em muitos casos acentuar os efeitos de R, e também, introduzir efeitos de outras variáveis de carregamento como a frequência do ciclo de carregamento e a forma da onda. Precisa ser dada atenção a seleção apropriada e ao controle destas variáveis nos estudos de pesquisa e, na geração de dados de projeto.

Nota 1-  $\Delta K$ ,  $K_{max}$ , e R não são independentes um do outro. Especificação de duas dessas variáveis é suficiente para definir a condição de carregamento. Normalmente especifica-se um dos parâmetros da intensidade de tensão ( $\Delta K$  ou  $K_{max}$ ) juntamente com a razão de carregamento, R.

4.1.2 Expressando  $da / dN$  como uma função de  $\Delta K$  obtêm-se resultados que são independentes da geometria planar, assim, facilita a troca e comparação de dados obtidos de uma variedade de configurações de corpos de prova e condições de carregamento. Além disso, esta característica possibilita que dados de  $da / dN$  versus  $\Delta K$  possam ser utilizados em projetos e avaliação de estruturas de engenharia.

<sup>1</sup> Este método pertence ao comitê E-24 de teste de fratura da ASTM, e é de responsabilidade direta do subcomitê E-24.04 sobre o crescimento de trinca subcrítica.

Esta edição foi aprovada em 24 de abril de 1981 e publicada em julho do mesmo ano. Originalmente foi publicada como E 647-78T

<sup>2</sup> Para informações adicionais deste método ver, RR: E 24 -1001. Aplicações dos comandos ASTM, 1916, Race St., Philadelphia, Pa. 19103.

<sup>3</sup> A determinação da taxa de crescimento da trinca de fadiga abaixo de  $10^{-8}$  m/ciclo requer considerações especiais para o ensaio. Os procedimentos de ensaio para este regime de taxa de crescimento estão sendo formulados dentro do subcomitê E 2404 da ASTM sobre crescimento de trinca subcrítica.

<sup>4</sup> Livro anual das normas ASTM, partes 10, 14, 32, 35 e, 41.

<sup>5</sup> Livro anual das normas ASTM, partes 6, 7 e, 10.

<sup>6</sup> Livro anual das normas ASTM, partes 20,26,32 e, 41.

<sup>7</sup> Livro anual das normas ASTM, parte 10.



4.1.3 Dados da velocidade de crescimento da trinca de fadiga nem sempre são independentes da geometria visto que algumas vezes os efeitos da espessura podem ocorrer. De qualquer forma, dados da influência da espessura na velocidade de crescimento da trinca de fadiga estão embutidos. A velocidade do crescimento da trinca de fadiga acima de um extenso range de  $\Delta K$  tem sido relatado para, ou pouco incremento, ou diminuição, sem ser afetada com a espessura da amostra aumentada. Efeitos da espessura podem também interagir com outras variáveis, como por exemplo, o ambiente ou um tratamento térmico. Materiais podem exibir efeitos da espessura somente acima do range final de  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , que está associado com o escoamento convencional (Nota 2) ou com um  $K_{max}$  controlado instavelmente. A influência em potencial da espessura da amostra será considerada quando da geração de dados para pesquisa ou projeto.

Nota 2- Esta condição será evitada em ensaios que confrontem as dimensões da amostras requeridas por 7.2.

4.2 Este método pode servir para os seguintes propósitos:

4.2.1 Estabelecer a influência do crescimento da trinca de fadiga na vida de componentes submetidos à ciclos de carregamento, os dados fornecidos que são gerados sob condições representativas que são combinadas com dados apropriados sobre a resistência à fratura (por exemplo, veja o método E 399), dados de caracterização de defeitos, e informações sobre análise de tensões (por exemplo, ver Refs (3) e (4)).

Nota 3- O crescimento da trinca de fadiga pode ser influenciado significativamente pela história do carregamento. Durante a variação da amplitude de carregamento, a velocidade do crescimento da trinca pode ser aumentada ou retardada (relativo a um estado estável para crescimento de amplitude constante para um dado  $\Delta K$ ) dependendo da seqüência de carregamento específica. E até fator de complicação precisa ser considerado ao usar dados de velocidade de crescimento com amplitude constante para analisar problemas de fadiga de amplitude variável (por exemplo, ver Ref (5)).

4.2.2 Estabelecer critérios de seleção de materiais e requerimentos de inspeção não destrutivas para garantia de qualidade.

4.2.3 Estabelecer, em termos quantitativos, os efeitos metalúrgicos individuais e combinados, fabricação, ambiente, e variáveis de carregamento no crescimento da trinca de fadiga.

## 5. Definições

5.1 O comprimento da trinca,  $a$  [L] - na fadiga, o tamanho físico da trinca é usado para determinar a velocidade de crescimento da trinca e o fator de intensidade de tensão. Para a amostra CT,  $a$  é medido da linha que liga os pontos de suporte da aplicação do carregamento, para o corpo de prova CCT,  $a$  é medido da bissetriz perpendicular da trinca central.

5.2 ciclo - Em fadiga, é uma seqüência completa de valores da carga aplicada e repetida periodicamente. O símbolo N representa o número de ciclos.

5.2.1 Carga máxima,  $P_{max}$  [F] - Em fadiga, é o maior valor algébrico da carga aplicada em um ciclo de fadiga. A carga de tração é considerada positiva e a carga de compressão é considerada negativa.

5.2.2 Carga mínima,  $P_{min}$  [F] - na fadiga, é o menor valor algébrico da carga

aplicada em um ciclo de fadiga.

5.2.4 Razão de carregamento ( também conhecido por razão de tensão),  $R$  - na fadiga, é a razão algébrica entre a carga mínima e a máxima em um ciclo de fadiga, isto é,  $R = P_{\min} / P_{\max}$ .

5.3 Velocidade do crescimento da trinca de fadiga,  $da / dN$ , [L] - a velocidade da distensão da trinca causada pelo carregamento de fadiga de amplitude constante, expresso em termos do crescimento da trinca por ciclo de fadiga.

5.4 Calibração da intensidade de tensão, calibração de  $K$  - uma expressão matemática, baseada em experimentos ou por dedução analítica, que relaciona o fator de intensidade de tensão para a carga e o comprimento da trinca para uma geometria planar do corpo de prova específica.

5.5 Fator de intensidade de tensão,  $K, K_1, K_2, K_3, (FL^{-3/2})$  - A magnitude do campo de tensões ideal na ponta da trinca, um campo de tensões singular, para um modo particular em um corpo de prova de comportamento elástico linear homogêneo.

Nota 4- Valores de  $K$  para o método 1, 2, e 3 são dados por:

$$K_1 = \lim_{r \rightarrow 0} [\sigma_y (2\pi r)^{1/2}]$$

$$K_2 = \lim_{r \rightarrow 0} [\tau_{xy} (2\pi r)^{1/2}], \text{ e}$$

$$K_3 = \lim_{r \rightarrow 0} [\tau_{yx} (2\pi r)^{1/2}].$$

Onde  $r$  = uma distância diretamente adiante da ponta da trinca até um local onde uma tensão significante é calculada.

Discussão - Neste método, é assumido o modo I.

5.5.1 Fator de intensidade de tensão máxima,  $K_{\max} [FL^{-3/2}]$  - É o valor máximo do fator de intensidade de tensão em um ciclo de fadiga. Este valor corresponde ao  $P_{\max}$ .

5.5.2 Fator de intensidade de tensão mínima,  $K_{\min} [FL^{-3/2}]$  - Em fadiga, é o valor mínimo do fator de intensidade de tensão em um ciclo. Este valor corresponde ao  $P_{\min}$  quando  $R > 0$  e é tomado como zero quando  $R \leq 0$ .

5.6 Range do fator de intensidade de tensão,  $\Delta K [FL^{-3/2}]$  - Em fadiga, é a variação no fator de intensidade de tensão em um ciclo, que é dado por  $k_{\max} - k_{\min}$ .

Nota 5 - As variáveis de carregamento  $R$ ,  $\Delta K$ , e  $K_{\max}$  são relatadas sendo que apenas duas especificamente definem a terceira de acordo com a seguinte relação:

$$\Delta K = (1 - R) \cdot K_{\max} \text{ para } R \geq 0 \text{ e } \Delta K = K_{\max} \text{ para } R \leq 0.$$

Nota 6 - Estes fatores de intensidade de tensão operacionais definidos não incluem efeitos locais na ponta da trinca; por exemplo, fechamento da trinca, tensões residuais, e arredondamento da ponta da trinca.

## 6 Aparelhos

6.1 Garras e acessórios para o corpo de prova CT - Um grampo em u e um pino associado (fig. 3) é usado tanto acima quanto abaixo do corpo de prova para permitir um plano de rotação quando a amostra é carregada. Este corpo de prova é usado apenas para carregamento tração - tração.

<sup>8</sup> O número negrito entre parênteses refere-se à lista de referências no apêndice deste método





6.1.1 Proporções sugeridas e tolerâncias críticas das garras e pinos são dados (fig. 3) em termos da largura do corpo de prova,  $W$ , ou a espessura dele,  $B$ , estas dimensões podem ser variadas independentemente dentro de certos limites.

6.1.2 A folga entre o furo e o pino é projetada para que se tenham fricção mínima, eliminando-se dessa forma movimentos finais inaceitáveis que invalidariam a calibração de  $K$  para o corpo de prova. O uso de lubrificante ( por exemplo,  $MoS_2$  ) nos pinos de carregamento também é recomendado para minimizar a fricção.

6.1.3 Usando uma liga com tensão de escoamento da liga de 1000 MPa (~150 Ksi) (por exemplo, aço AISI 4340 para as garras e pinos garantem adequada resistência aos desgastes e fadiga.

6.2 Garras e acessórios para o corpo de prova CCT - O tipo de garras e acessórios para ser usado com o corpo de prova CCT dependerá da largura do mesmo,  $W$  (definida na fig. 2) e as condições de carregamento ( que são cargas de tração-tração ou de tração-compressão). A medida mínima do comprimento do corpo de prova requerido varia com o tipo de fixação e está especificado para que a distribuição de esforços seja uniforme durante o ensaio. Para o ensaio de lâminas delgadas pode ser necessário minimizar o dobramento da amostra (ver recomendações práticas E 561 para recomendações em restringir dobramento. )

6.2.1 Para carregamento de tração-tração dos corpos de prova com largura  $W \leq 75\text{mm}$  ( 3 in.), uma combinação de garra e um pino é conveniente para prender o corpo de prova de modo que a distância entre pinos do mesmo tenha pelo menos  $2W$  (fig.2). Para este arranjo é também útil o uso de calços de latão entre o pino e o corpo de prova ou lubrificar o pino para prevenir trinca de fadiga por fricção no furo do corpo quando carregado. Medidas adicionais podem ser adotadas para prevenir o trincamento a partir do furo inclusive reforçando com placas a amostra ( por exemplo, ver método E 388) ou empregando um corpo de prova projetado do tipo "osso-de-cachorro." Em cada caso, no comprimento medido será definido a secção uniforme e terá pelo menos  $1.7W$ .

6.2.2 Para carregamento de tração-tração do corpo de prova com  $W \geq 75\text{ mm}$  (3 in.), uma garra com muitos parafusos é recomendada ( por exemplo, ver recomendações da norma E 561). Neste arranjo, a carga aplicada é mais uniforme; assim, a medida do comprimento mínimo do corpo de prova ( que é, a distância entre a linha que une os dois furos dos parafusos) é diminuída para  $1.5W$ .

6.2.3 O corpo de prova CCT pode também ser preso usando uma cavilha ao invés dos arranjos mencionados. Este tipo de fixação é necessária para carregamento de tração-compressão. Um exemplo de uma cavilha específica e rasgo de chaveta para prender o corpo é dado na fig. 4. Vários sistemas de calços mecânicos e hidráulicos que completam adequadamente o sistema são comercialmente úteis e podem ser usados. O mínimo comprimento requerido para os corpos de prova serem fixados é relatado em 1.2 W.

6.3 Alinhamento das garras - É importante dedicar atenção especial ao alinhamento durante a fixação das garras na máquina, bem como, de todos os acessórios. Para o carregamento de tração-tração, o pino ou conexão da articulação entre a garra e a estrutura da máquina é recomendada para se obter um carregamento simétrico. Finalmente para o carregamento de tração-compressão, o comprimento conjunto da carga (incluindo o atuador hidráulico) deve ser minimizado e rígido, articulações sem rotação devem ser empregadas para reduzir o movimento lateral no conjunto de carga.

## 7. Configuração da amostra, tamanho, e preparação.

7.1. Amostra padrão - A geometria das amostras CT e CCT são dadas nas figs. 1 e 2, respectivamente. A geometria específica da amostra CCT depende do método de fixação como especificado em 6.2. Os detalhes do entalhe e da pré-trinca para ambas as amostras são dados na fig. 5. A amostra CT não é recomendada para ensaios de tração-compressão por causa das incertezas introduzidas na calibração do K.

7.1.1 É recomendado que a fabricação do entalhe,  $a_n$ , na amostra CT seja de pelo menos  $0,2 W$  no comprimento para que a calibração de K não seja influenciada pelas pequenas variações na localização e dimensões dos furos dos pinos de carregamento.

7.1.2 O entalhe feito,  $2a_n$ , na amostra CCT será centrada com respeito à linha central da amostra com tolerância de  $\pm 0.001 W$ . O comprimento do entalhe na amostra CCT deverá ser determinada pelas considerações da prática de fabricação e não se restringirá às limitações da calibração de k.

Nota 7-É recomendado que  $2a_n$  seja de pelo menos  $0,2 w$  quando usado o método adequado para o monitoramento do comprimento da trinca na amostra CCT para que esta possa ser obtida com precisão.

7.1.3 Para ambas as amostras, a espessura B, e a largura, W, pode ser variada independentemente dentro de certos limites que são baseadas na curvatura da amostra e considerações sobre a curvatura da trinca ao longo da espessura;

7.1.3.1 Para as amostras CT é recomendado que as espessuras estejam dentro do range de  $w / 20 \leq B \leq w / 4$ . Amostras tendo espessuras acima e inclusive  $w / 2$  podem também ser empregadas; Contudo, dados destas amostras frequentemente requerem correções da curvatura da trinca ao longo da espessura (9.1). Dificuldades podem ser encontradas ao juntar os requerimentos de tensão na trinca ao longo da espessura 8.3.2 e 8.6.4.

7.1.3.2 Usando o raciocínio acima, as recomendações do limite superior na espessura da amostra CCT é de  $w / 8$ , embora  $w / 4$  possa também ser empregado. A espessura mínima necessária para evitar deflexão excessiva lateral ou dobramento da amostra CCT é dependente das medidas de comprimento da amostra entre furos, alinhamento das garras e razão de carregamento, R. É recomendado que as informações sobre a deformação sejam obtidas para uma geometria particular da amostra e das condições de carregamento de interesse e que os esforços de curvatura não excedam 5 % da tensão nominal.

7.2 Tamanho da amostra - De acordo com este método, para os resultados estarem válidos, é requerido que a amostra esteja predominantemente no regime elástico para os valores de carga aplicados no carregamento. O tamanho mínimo das dimensões planas da amostra encontrados neste requerimento está baseado em resultados originalmente empíricos e estão especificados para configuração da amostra (6).

7.2.1 Para a amostra tipo CT é requerido que a ligação não trincada, w-a, seja igual ou maior que  $(4 / \pi) \cdot (K_{m\acute{a}x} / \sigma_{ys})^2$ , onde  $\sigma_{ys}$  é a tensão que corresponde a 0,2 % de deformação plástica do material testado (medido pelos métodos E8) na temperatura para qual os dados da taxa de crescimento da trinca de fadiga estão sendo obtidos.

7.2.2 Para a amostra CCT é requerido que a tensão nominal na ligação não-trincada, seja dada pelo seguinte:



8.3 Pré-trinca de fadiga - conduzir a pré-trinca de fadiga com a amostra completamente tratada termicamente para a condição em que ela será testada. O equipamento de pré-trinca será de modo que a distribuição de carga seja simétrica com respeito ao entalhe usinado e o  $K_{m\acute{a}x}$  durante o pré-trincamento seja controlado dentro de  $\pm 5\%$ . Uma conveniente frequência de carregamento que possibilite uma carga acurada requerida deve ser efetuada para poder ser usada para o pré-trincamento. O entalhe usinado mais a pré-trinca devem estar postos como mostrado na fig. 5. Que tem em seu cume o fim da pré-trinca de fadiga. Além disso, a pré-trinca de fadiga não será menor que  $0,1 B$  ou  $h$ , o que for maior (fig.5).

8.3.1 O  $K_{m\acute{a}x}$  final durante o pré-trincamento não excederá o  $K_{m\acute{a}x}$  inicial para os quais os dados do teste são obtidos. Se necessário, cargas correspondendo a valores de  $K_{m\acute{a}x}$  mais elevados podem ser usados para iniciar a trinca no entalhe usinado. Neste caso, o range de carregamento será escalonado para baixo para obter o requerido acima. Além disso, é sugerido que a redução em  $P_{m\acute{a}x}$  para obter esse escalonamento não deve ser maior que  $20\%$  e que a extensão da trinca seja medida antes de proceder o próximo degrau de escalonamento.

Para impedir efeitos transientes nos dados do ensaio, aplica-se um range de carregamento em cada degrau correspondente a um incremento no comprimento da trinca de não menos que  $(3/\pi) \cdot (K_{m\acute{a}x} / \sigma_{ys})^2$ , onde  $K_{m\acute{a}x}$  é o valor final de  $K_{m\acute{a}x}$  do degrau de carregamento anterior.

Se  $P_{m\acute{a}x} / P_{m\acute{a}x}$  durante o pré-trincamento diferir do usado durante o ensaio. Ver as precauções descritas em 8.5.1.

8.3.2 A medida do comprimento da pré-trinca de fadiga da ponta do entalhe usinado até a ponta da trinca nas superfícies da frente e atrás da amostra deve estar dentro da tolerância de  $0,10 \text{ mm}$  ( $0,004 \text{ in.}$ ) ou  $0,002 W$ ; o que for maior. Medidas das trincas, na frente e atrás, nas amostras CCT; Se qualquer dos dois comprimentos de trinca variar mais que  $0,025 W$  ou mais que  $0,25 B$ , o que for menor, a operação de pré-trinca não está adequado e o subsequente ensaio será inválido por este método. Se a trinca de fadiga partir mais que  $\pm 5$  graus do plano de simetria da amostra não é adequada para este ensaio. Em cada caso, inspecione os problemas potenciais no alinhamento do sistema de carregamento ou detalhes no entalhe usinado, ou ambos, antes de continuar a pré-trinca para satisfazer os requerimentos acima.

8.4 Equipamento de ensaio - O equipamento para ensaio de fadiga será de modo que a distribuição de carregamento seja simétrico ao entalhe da amostra.

8.4.1 Verifique a célula de carga na máquina de ensaio de acordo com o método E4 e a prática recomendada E467. Conduzir o ensaio de modo que  $\Delta P$  e  $P_{m\acute{a}x}$  seja controlado para pelo menos  $\pm 2\%$  durante o ensaio.

8.4.2 Um equipamento digital acurado é requerido para contar os ciclos decorridos. Um cronômetro é um suplemento desejável para contar e providenciar uma checagem no contador. Multiplicação de fatores (por exemplo  $\times 10$  ou  $\times 100$ ) não serão usados no equipamento de contagem quando obtendo dados de taxa de crescimento acima de  $10^{-5} \text{ m / ciclo}$  desde que eles possam introduzir erros significativos na determinação da taxa de crescimento.

8.5 Procedimento geral do ensaio - É preferido que cada amostra seja testada com uma constante  $\Delta P$  e uma variação de carregamento fixada. Contudo, isto não pode ser conveniente quando é necessário gerar uma extensão de range de informação com um

$$\sigma_s = (P_{m\acute{a}x} / (B.W.(1-2.a/w))) \text{ seja menor que } \sigma_{ys}$$

Nota 8 - o critério acima é de caráter restritivo, isto é, eles podem ser requeridos para tamanhos de amostra grande de materiais que exibem um alto grau de capacidade de encruamento ( por exemplo, aços ferríticos de baixa-liga recozidos, aços inoxidáveis austeníticos recozidos, etc.). Correntemente, há dados insuficientes destes materiais para formular facilmente o cálculo dos requerimentos de medidas análogos aos dados acima. De qualquer maneira, dados de amostras menores que estas permitiram por 7.2, validarem a demonstração de que resultados de  $da/dN$  versus  $\Delta K$  são equivalentes a resultados para amostras grandes que se encontram no requerimento 7.2.

Informações suplementares da deformação plástica encontradas em dado teste de amostra pode ser obtido pela medição da deflexão da amostra como descrito no apêndice x2.

7.2.3 A figura 6 dá o valor limite de  $K_{m\acute{a}x}$ , que é definido pelo critério de tamanho da amostra dito acima. Esta informação é expressa para as menores dimensões, de modo que, as curvas possam ser usadas para calcular ambas:

( 1 ) O valor de  $K_{m\acute{a}x}$ , é para uma dada combinação de tamanho da amostra,  $w$ , e tensão de escoamento do material,  $\sigma_{ys}$ , ou (2) o tamanho mínimo da amostra requerido para obtenção de dados válidos para um desejado valor de  $K_{m\acute{a}x}$  para um dado nível de resistência do material. (De qualquer maneira, será notado que o valor de  $K_{m\acute{a}x}$  desejado não pode ser executado se é maior que o valor de  $K_{m\acute{a}x}$  para a fratura instável.) Todos os valores de  $(K_{m\acute{a}x} / \sigma_{ys}.w^{1/2})$  que caírem abaixo das respectivas curvas para as duas amostras satisfazem os requerimentos do tamanho da amostra por este método.

7.3 Preparação do entalhe - A fabricação do entalhe para cada uma das amostras padrão pode ser feita por usinagem através de descarga elétrica (EDM), fresagem, brochagem, ou corte de serra; o seguinte procedimento para preparação do entalhe é sugerido para facilitar a pré-trinca de fadiga em vários materiais:

7.3.1 EDM -  $\rho < 0,010$  in. (  $\rho$  = raio da raiz do entalhe), aços de alta resistência ( $\sigma_{ys} > 170$  ksi), titânio e ligas de alumínio.

7.3.2 fresa ou brocha -  $\rho \leq 0,003$  in. Aços de baixa ou média resistência ( $\sigma_{ys} \leq 170$  ksi), ligas de alumínio.

7.3.3 Esmerilhagem -  $\rho \leq 0,010$  in. Aços de baixa ou média resistência.

7.3.4 Fresa ou brocha -  $\rho \leq 0,010$  in. Ligas de alumínio.

7.3.5 Serrar - ligas de alumínio.

7.3.6 Exemplos de várias geometrias de entalhes usinados e requerimentos da pré-trinca associada são mostradas na fig. 5 (ver. 8.3).

## 8 Procedimento

8.1 Número de testes - A variabilidade dos dados de  $da/dN$  para um dado  $\Delta K$  pode variar por um fator de 2 (7). Neste caso é uma boa prática refazer os testes; Quando isto for impraticável, testes serão planejados para que dados sobrepostos de  $da/dN$  versus  $\Delta K$  sejam obtidos. Desde que a confiança em inferências extraídas dos dados aumenta com o número de testes, o número desejado de testes dependerá do uso final dos dados.

8.2 Dimensionamento da amostra - As dimensões da amostra estarão dentro das tolerâncias dadas nas figs. 1 e 2.



número limitado de amostras. Quando carregamentos são variados durante os testes, problemas potenciais de fenômenos transientes aparecem de muitos tipos. Os seguintes procedimentos de ensaio serão acompanhados para minimizar ou eliminar efeitos transientes.

8.5.1 Se o range de carga é para ser variado incrementalmente ele será feito para que  $P_{m\acute{a}x}$  seja aumentado de preferência a ser diminuído para impedir retardação da taxa de crescimento causada pelos efeitos de sobrecarga; A retardação é um efeito mais pronunciado que a aceleração do crescimento de trinca associado com um aumento incremental em  $P_{m\acute{a}x}$ ; Taxas de crescimento transiente são também conhecidos resultando de trocas em  $P_{m\acute{i}n}$  ou R. Deve-se regular a carga de modo a permitir uma taxa de crescimento estacionária da trinca. O aumento do crescimento de trinca que é requerido depende da magnitude da mudança de carga e do material.

8.5.2 Quando efeitos do ambiente estão presentes, ocorre mudança nos níveis de carregamento, frequência do ensaio, ou forma de onda podendo resultar em taxas de crescimento transiente. Extensão de trinca suficientes serão permitidas entre mudanças nestas variáveis de carregamento para possibilitar taxas de crescimento estacionárias.

8.5.3 Taxas de crescimento transiente também podem ocorrer, na ausência de mudanças nas variáveis de carregamento, devido a interrupção nos ensaios de longa duração, por exemplo, durante paradas no trabalho. Neste caso, esses dados serão descartados se a taxa de crescimento seguintes a uma interrupção for menor que estes antes da interrupção.

8.6 Medida do comprimento da trinca - fazer medidas do comprimento da trinca de fadiga como uma função dos ciclos decorridos por inspeção visual, ou equivalente técnica capaz de determinar medidas de trinca de 0,10 mm (0,004 in.) ou 0,002 W. O que for maior. Pela medida visual, a área de teste da amostra deve estar polida e deve-se usar luz indireta auxiliar para aumentar a resolução da ponta da trinca. É recomendado que, antes do ensaio, sejam feitas marcas de referência na amostra do ensaio em locais predeterminados ao longo da direção da trinca. O comprimento da trinca pode então ser medido usando um baixo aumento (20 a 50 x) num microscópio móvel. Usando as marcas como referência evita-se erros potenciais durante a movimentação do microscópio. Se a grade fotográfica de precisão ou escala em película de poliéster for presa à amostra, o comprimento da trinca pode ser determinado diretamente com um equipamento que dê a resolução requerida. É preferível que as medidas sejam feitas sem interromper o ensaio.

8.6.1 Quando os ensaios são interrompidos para fazer medidas no comprimento da trinca, o tempo de interrupção deve ser minimizado ( por exemplo, em torno de 10 min.) visto que a taxa de crescimento transiente pode resultar de interrupções de longa duração. Uma carga estática não excedendo à carga máxima aplicada durante o ensaio de fadiga pode ser aplicada durante a interrupção para fazer medidas aumentando a resolução na ponta da trinca, visto que, uma carga estática não causa aumento da trinca nem sua deformação plástica.

8.6.2 Fazer medidas no comprimento da trinca em intervalos em que dados de  $da/dN$  são feitos a intervalos próximos e uniformemente distribuídos com respeito ao  $\Delta K$ . Os seguintes intervalos de medidas são recomendados de acordo com o tipo da amostra.

### 8.6.2.1 amostra CT

$$\Delta a \leq 0,02 W \text{ para } 0,25 \leq a / W \leq 0,60$$

$$\Delta a \leq 0,01 W \text{ para } a / W \geq 0,60$$

### 8.6.2.2 Amostra CCT:

$$\Delta a \leq 0,03 W \text{ para } 2^a / W < 0,60$$

$$\Delta a \leq 0,02 W \text{ para } 2^a / W > 0,60$$

8.6.2.3 Em qualquer caso, o  $\Delta a$  mínimo será 0,25 mm (0,01 in.) ou dez vezes a precisão da medida do comprimento da trinca, o que for maior.

Nota 9 - A precisão da medida do comprimento da trinca é definido neste caso como o desvio padrão no valor de referência do comprimento da trinca determinado para um número fixo de medidas repetidas.

8.6.3 - Se o comprimento da trinca é monitorado visualmente aplica-se o seguinte procedimento. Para amostras com  $B/W \leq 0,15$ , a medida no comprimento da trinca só precisa ser feita em um lado apenas da amostra.

Para amostras com  $B/W \geq 0,15$ , faz-se medidas em ambos os lados (na frente e atrás) da amostra e usa-se o valor médio destas medidas (dois valores para a amostra CT, quatro valores para a amostra CCT) em cálculo subsequente.

8.6.4 - Se em algum ponto do ensaio a média da trinca de fadiga ao longo da espessura divergir  $\pm 5$  graus do plano de simetria da amostra, os dados estarão inválidos de acordo com este método. Além disso, os dados estão inválidos onde dois comprimentos de trinca em um dado número de ciclos diferir mais que  $0,025 W$  ou  $0,25 B$ , o que for menor.

## 9 - Cálculo e interpretação dos resultados

9.1 Correção da curvatura da trinca - Após o término do ensaio, o exame da superfície de fratura, preferivelmente em dois locais (por exemplo, no comprimento da pré-trinca de fadiga e no comprimento final da trinca) para determinar a medida da curvatura da trinca ao longo da espessura (comumente chamada "túnel da trinca"). Se o contorno da trinca é visível, calcular uns cinco pontos, do comprimento médio da trinca ao longo da espessura de acordo com o parágrafo 8.2.3 do método E399. A diferença entre a média do comprimento da trinca ao longo da espessura e o correspondente comprimento da trinca registrado durante o ensaio (por exemplo, se a medida visual foi obtida esta pode ser a média das medidas de comprimento de trinca na superfície) é a correção da curvatura da trinca.

9.1.1 Se os resultados da correção da curvatura da trinca forem maiores que 5% de diferença do calculado para o fator de intensidade de tensão no comprimento de trinca, então emprega-se esta correção quando analisados os dados obtidos no ensaio.

9.1.2 Se a magnitude da correção da curvatura da trinca ou aumenta ou diminui com o comprimento da trinca, use uma interpolação linear para corrigir os pontos dos dados intermediários. Determine esta correção linear de dois contornos da trinca distintos separados por um espaçamento mínimo de  $0,25 W$  ou  $B$ , o que for maior.

Quando não há variação sistemática da curvatura da trinca com o comprimento da trinca, emprega-se uma correção uniforme determinada de uma média das medidas do



contorno da trinca.

9.1.3 Quando não se utiliza a técnica de monitoramento visual e sim outra, uma correção na curvatura da trinca é geralmente incorporada na técnica de calibração. Como sempre, desde que a magnitude da correção provavelmente dependerá da espessura da amostra, o procedimento da correção acima pode ser também necessário.

9.2 Determinação da taxa de crescimento da trinca - Determinar a taxa de crescimento do comprimento da trinca versus os dados dos ciclos processados (a versus N). É recomendado os métodos apresentados no apêndice xI.

Nota 10 - Ambos os métodos recomendados para processar os dados de a versus N são conhecidos por dar a mesma resposta da média da/dN. De qualquer modo, o método secante freqüentemente resulta em acréscimo na dispersão em da/dN relativo ao método do incremento polinomial, desde o último método ajusta a curva passo a passo (7,8). Esta aparente diferença na variabilidade introduzida pelos dois métodos precisa ser considerada, especialmente em utilizando dados de da/dN versus  $\Delta K$  no projeto.

9.3 Determinação do range de intensidade de tensão  $\Delta K$  - Use valores do comprimento da trinca de 9.1 e apêndice xI para calcular o range de intensidade de tensão para uma dada taxa de crescimento de trinca de acordo com as seguintes expressões:

9.3.1 Para a amostra CT o  $\Delta K$  é calculado como o seguinte:

$$\Delta K = (\Delta P / (B \cdot W^{1/2} \cdot (1-\alpha)^{3/2})) \cdot (2+\alpha) \cdot (0,886 + 4,64 \alpha - 13,32 \alpha^2 + 14,72 \alpha^3 - 5,6 \alpha^4)$$

onde,  $\alpha = a / W$ ; expressão válida para ( $a / W \geq 0,2$ ) (9.10)

9.3.2 Para a amostra CCT o cálculo de  $\Delta K$  consiste nas definições de 5.5; isto é:

$$\Delta P = P_{\text{máx}} - P_{\text{mín}} \quad \text{para } R > 0.$$

$$\Delta P = P_{\text{máx}} \quad \text{para } R \leq 0.$$

Na seguinte expressão (11):

$$\Delta K = (\Delta P / B) \cdot (\pi \cdot \alpha / 2 \cdot W) \cdot \sec(\pi \cdot \alpha / 2)^{1/2}$$

onde  $\alpha = 2 \cdot a / W$ ; expressão válida para  $2 \cdot a / W < 0,95$ .

Nota 11 - Implícito nas expressões acima é a suposição que o material do ensaio é de comportamento linear-elástico, isotrópico e homogêneo.

9.3.3 Checar a violação dos requerimentos das medidas da amostra pelo cálculo de  $K_{\text{máxI}}$ , (veja 7.2 e fig. 6). Dados são considerados inválidos de acordo com este método quando  $K_{\text{máx}} > K_{\text{máxI}}$ .

## 10 Relatório

10.1 O relatório conterá as seguintes informações:

10.1.1 Tipo da amostra incluindo espessura, B, e largura, W. Formas do

projeto específico do corpo de prova e garras usadas, e uma figura se um tipo de amostra não descrita neste método for usada.

10.1.2 Descrição da máquina de ensaio e equipamento usado para medir o comprimento da trinca e a precisão com a qual o comprimento da trinca foi medido quando foi feito.

10.1.3 Caracterização do material da amostra em termos dos tratamentos térmicos, composição química e propriedades mecânicas (incluindo tensão para uma deformação plástica de 2% e alongação ou redução na área medida de acordo com os métodos E8) tamanho do produto e forma (por exemplo, folha, chapa, forjado, etc.) também será identificado.

10.1.4 A orientação do plano da trinca de acordo com o código dado no método E 399. Além disso, se a amostra foi retirada de um produto de forma grande, sua localização com respeito ao produto de origem também deve ser mostrado.

10.1.5 Os valores finais de  $\Delta K$ , R e o comprimento da trinca e da pré-trinca de fadiga. Se a carga da pré-trinca for escalonada para baixo, o procedimento empregado deve ser estável e a soma do comprimento da trinca no nível de carregamento final será dado.

10.1.6 variações do carregamento do ensaio, incluindo  $\Delta P$ , R, frequência cíclica e forma da onda cíclica.

10.1.7 variáveis ambientais, incluindo temperatura, composição química, PH (para líquidos), e pressão (para gases e vácuo). Para testes ao ar, a umidade relativa como determinado pelo método E 337 será reportada. Para testes em ambiente de referência inertes, como com argônio seco, estimar os níveis residuais de água e oxigênio neste ambiente (geralmente estas diferenças de análises são de impurezas residuais no fornecimento de gás). Será dado valores nominais para todas as variáveis ambientais acima, bem como o máximo desvio através da duração do ensaio, será reportado. Também o material empregado no cômodo usado no ambiente e os passos usados para eliminar reações químicas e eletroquímicas entre o sistema ambiente, amostra e o cômodo será descrito.

10.1.8 Análises do método aplicado para os dados, incluindo a técnica usada para converter a versus N para  $da/dN$ , e o específico procedimento usado para corrigir a curvatura da trinca, e a magnitude da correção da curvatura da trinca.

10.1.9 A amostra para calibração de K e critérios de medidas para garantir o comportamento elástico (para amostras não descritas neste método).

10.1.10  $da/dN$  como uma função de  $\Delta K$  será plotado. É recomendado que a variável independente,  $\Delta K$ , seja plotada na abcissa e a variável dependente,  $da/dN$ , na ordenada. Coordenadas log-log são comumente usadas para comparação ótima de dados, a medida de  $\Delta K$ -log dos ciclos será duas ou três vezes maior que  $da/dN$ -log ciclos. Todos os dados que violem as medidas do requerimento de 7.2 e apêndice x2 serão identificados.

10.1.11 Descrição de algumas ocorrências que ocorreram devem ser relatadas para dados irregulares (por exemplo, transiente seguinte á interrupção do ensaio ou mudança nas variáveis de carregamento).

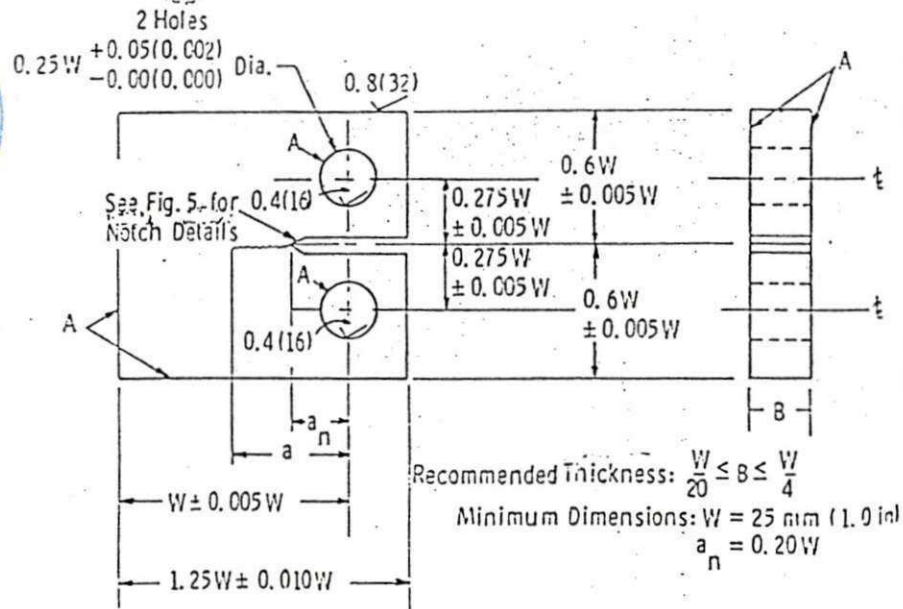




10.1.12 É desejável, mas não requerido, tabular os resultados do ensaio. Quando usar este método de apresentação, a seguinte informação será tabulada para cada ensaio:

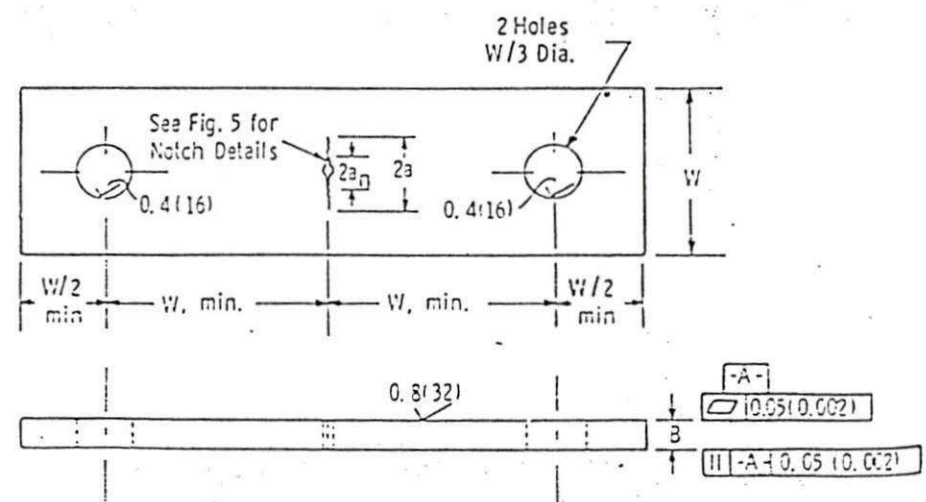
a, N,  $\Delta K$ ,  $da/dN$ , e , onde aplicar-se, as variáveis do ensaio de 10.1.3, 10.1.6 e 10.1.7. Também todos os dados determinados dos testes das amostras que violem as medidas do requerimento de 7.2 e apêndice x2 serão identificados.





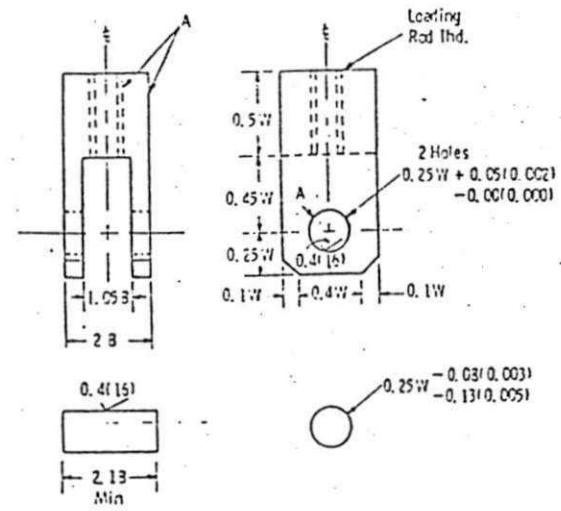
NOTE 1 - Dimensions are in millimetres (inches).  
 NOTE 2 - A-surfaces shall be perpendicular and parallel as applicable to within 0.002 W, TIR.  
 NOTE 3 - The intersection of the tips of the machined notch ( $a_n$ ) with the specimen faces shall be equally distant from the top and bottom edges of the specimen to within 0.0005 W.

FIG. 1 Standard Compact-Type (CT) Specimen for Fatigue Crack Growth Rate Testing



NOTE 1 - Dimensions are in millimetres (inches).  
 NOTE 2 - The machined notch ( $2a_n$ ) shall be centered to within  $\pm 0.001 W$ .

FIG. 2 Standard Center-Cracked-Tension (CCT) Specimen for Fatigue Crack Growth Rate Testing when  $W \leq 75$  mm (3 in.)



NOTE 1 - Dimensions are in millimetres (inches).  
 NOTE 2 - A-surfaces shall be perpendicular and parallel as applicable to within 0.05 mm (0.002 in.), TIR.

FIG. 3 Clevis and Pin Assembly for Gripping CT Specimens



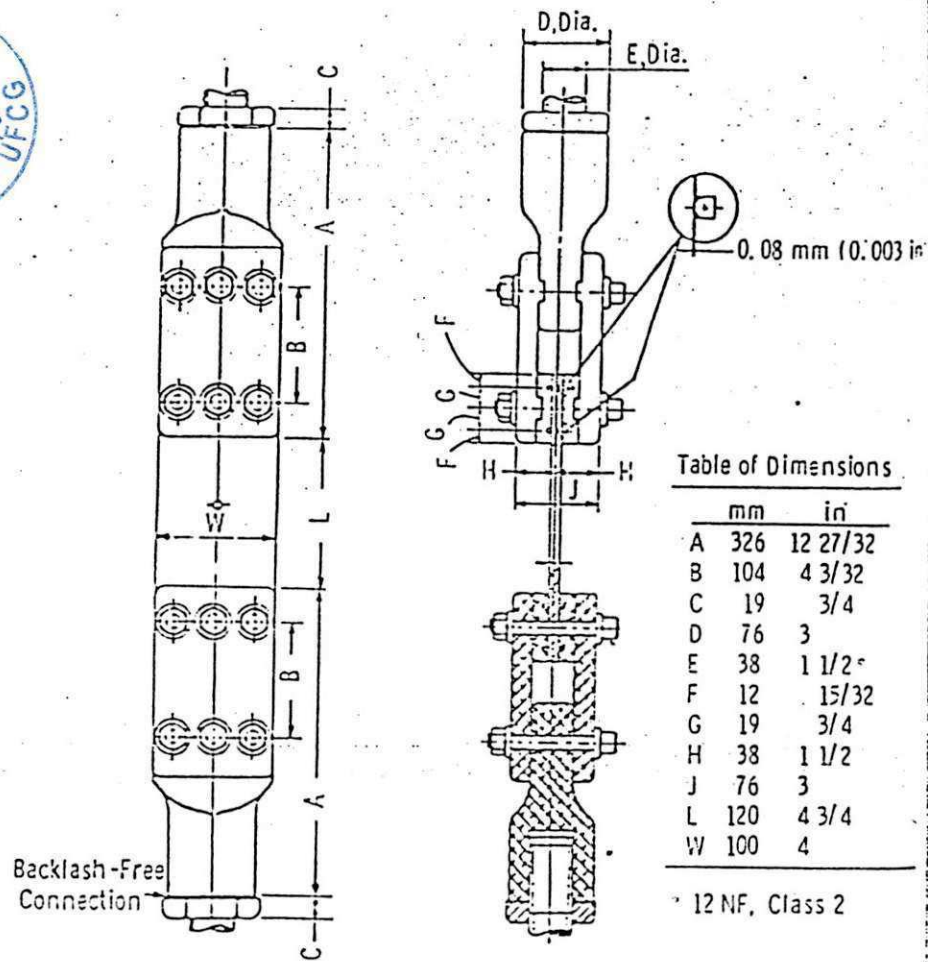


FIG. 4 Example of Bolt and Keyway Assembly for Gripping 100-mm (4-in.) wide CCT Specimen

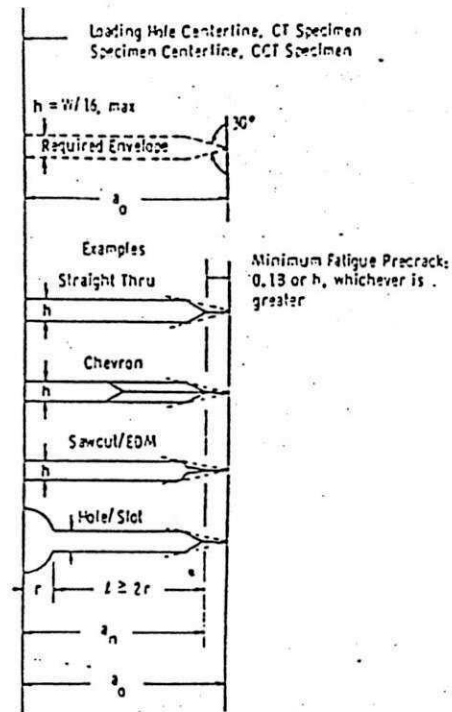


FIG. 5 Notch Details and Minimum Fatigue Precracking Requirements

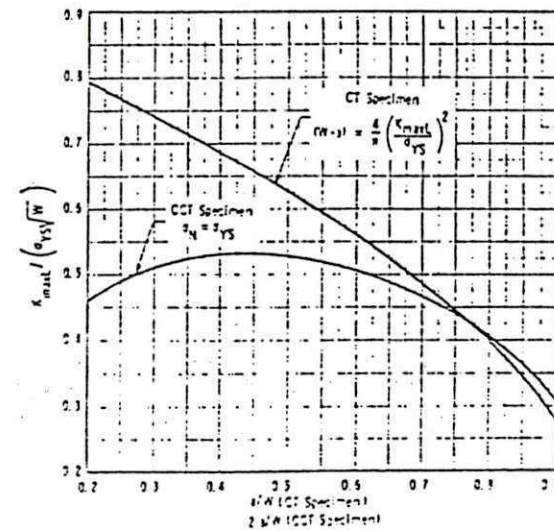


FIG. 6 Normalized Size Requirements for Standard Fatigue Crack Growth Specimens

