

# CURVA CÍCLICA E DE VIDA EM FADIGA DO FERRO SINTERIZADO

- 1 Prof. Dr.-Eng. Gabriel Federico Calle Sotelo
- 2 Dipl. Ing. U. Brant

## RESUMO

Foram levantadas curvas cíclicas, e de vida em fadiga uniaxial, fazendo uso do análise estatístico para o ferro sinterizado fabricado via dupla compactação. Usou-se uma máquina de marca "Shenk" acoplado a um sistema de comando computadorizado chamado "maslyn". As superfícies de fratura foram analisadas usando um microscópio eletrônico de varredura. Observou-se que no comportamento cíclico do ferro sinterizado fabricado via dupla compactação, inicialmente existe amolecimento para logo dar passo a um endurecimento até atingir fratura. O processo de fratura envolve "necks", poros de tamanho maior e segue o caminho energeticamente mais favorável.

Palavras chaves ( fadiga, sinterizado, fratura)

## I SEMINÁRIO DE MECÂNICA DA FRATURA

- 1 Professor visitante da faculdade de Engenharia da Universidade do Estado de Santa Catarina
- 2 Pesquisadora do "Franunhofer Institut Für Betriebsfestigkeit, LBF, Germany"

## INTRODUÇÃO

A indústria automotriz esta aumentando a fabricação de componentes sinterizados, já que oferece interessantes possibilidades de fabricar peças que representem uma diminuição no custo de fabricação quando o número de unidades produzidas é significativo.

A curva de vida em fadiga  $\sigma_{a,n}$  (tensão) x N(número de ciclos), segundo Sonsino[1] é composta por três regiões bem definidas. Esta curva avaliada em suas três regiões em forma conjunta é desconhecida devido a natureza estatística dos resultados no ensaio de fadiga.

A dispersão obtida para uma mesma tensão faz-se necessária uma análise estatística. Atualmente as indústrias aeronáuticas e automotivas analisam os resultados oriundos de ensaios de fadiga assumindo que a distribuição do logaritmo da vida em fadiga é normalmente distribuída.

Na prática, a análise da curva de vida em fadiga em alto número de ciclos  $\sigma_{a,n} \times N$ , fica restrita a um análise linear, assumindo formas como:

$\log N = A + B \log \sigma_{a,n}$  ou  $\sigma_{a,n} = K N_f^{-k}$ , onde  $K = \Delta \log N_f / \Delta \log \sigma_{a,n}$ , onde  $\sigma_{a,n}$  é a amplitude de tensão nominal, A e B são constantes que dependem do material e K e a pendente da curva de vida em fadiga.

No ferro sinterizado não é possível caracterizar a presença visual dos dois estágios característicos de iniciação e propagação de trincas em fadiga que normalmente apresenta o ferro fabricado convencionalmente [2,3,4]. Nos sinterizados observa-se nucleação de microtrincas em uma grande quantidade de poros. Bankowski e Fielbach [5] apresentaram um modelo de propagação de trincas para o ferro sinterizado baseado em observações microscópicas, propuseram que a fratura final ocorre como resultado da propagação de macrotrincas formadas pela coalescência de microtrincas nucleadas em poros e inclusões, observando que a propagação era de um modo misto intergranular - transgranular. Sugeriram que este comportamento é decorrente da nucleação das microtrincas, que podem ocorrer tanto nos contornos como no interior dos grãos.

## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 2.1 Materiais e parâmetros de fabricação

Nesta pesquisa foram fabricadas corpos de prova via dupla compactação chamadas como T5, sinterização convencional por oito horas como T35 e outra série sinterizada convencionalmente como D4, foi usado Pó de ferro ASC 100.29. A tabela 1, dá uma idéia geral do material, tamanho de partícula e parâmetros de fabricação. A atmosfera de sinterização foi hidrogênio.

### 2.2 Corpos de prova ensaios e avaliações

Os corpos de prova utilizados nos ensaios são mostrados na figura 1. Os ensaios de fadiga uniaxial foram testadas sobre amplitude de tensão constante e com

freqüência de 25 Hz. Duas relação de tensão foram investigadas,  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0, -1$  na série T5. Os ensaios de fadiga foram planejados nesta série, com a finalidade de levantar curvas de vida em fadiga com um máximo de 35 corpos de prova. Nas séries D4 e T35 foram utilizadas seis corpos de prova em uma mesma amplitude de tensão. Para determinar o limite de fadiga foi usado o método em escada. As curvas são apresentadas em termos da amplitude de tensão nominal  $\sigma_{a,n}$ , e ciclos para atingir fratura  $N_f$ . A análise estatística foi avaliada com probabilidade de sobrevivência  $P_s = 10, 50$  e  $90\%$ , a partir de uma distribuição logarítmica normal e de acordo com numerosas investigações [6,7].

As dispersões de amplitude de tensões definida como:

$T_{\sigma a} = 1: [ \sigma_{a,n} (P_s=10\%) / \sigma_{a,n} (P_s=90\%) ]$  foi definido em  $10^5$  ciclos e igual a 1:1.15 e em  $2 \cdot 10^6$  ciclos em 1: 1.25. Das curvas  $\sigma_{a,n} \times N$  foi avaliado o limite de fadiga em  $2 \cdot 10^6$  ciclos para uma probabilidade de sobrevivência  $P_s=50\%$ . A amplitude de tensões avaliada em  $2 \cdot 10^6$  ciclos pode ser considerado como o limite de fadiga  $\sigma_{a,nE}[1]$ .

A pendente da cada curva  $\sigma_{a,n} \times N$  com probabilidade de 50% foi calculada por:

$K_{50\%} = \Delta \log N_f / \Delta \log \sigma_{a,n}$  e a sensibilidade a tensão média como  $M = [ \sigma_{a,nE} (R=-1) / \sigma_{a,nE} (R=0) ] - 1$ .

O análise da superfície de fratura foi realizada usando um microscópio eletrônico de varredura de marca "Cambridge", permitindo a análise das zonas de propagação de trinca e fratura final.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1 Microestrutura

A série fabricada no tempo de sinterização de 480 minutos evidência um arredondamento dos poros, mais o ganho de porosidade é mínimo. No entanto a série fabricada via dupla compactação além de ser arredondados os poros evidenciam uma redução quanto ao tamanho médio do poro, originando assim uma redução na zona plástica na vizinhança dos poros durante o carregamento à fadiga, incrementando assim o limite de fadiga, como mostra a figura 2.

#### 3.2 Resistência à fadiga

Os resultados dos testes de fadiga com  $R=0$  e  $R=1$  são apresentados na figura 3. Em ordem de demonstrar a influência da intensidade de tensões médias nas séries fabricadas via dupla compactação. Notou-se uma alta sensibilidade à tensão média,  $M=0,56$  avaliado em  $2 \cdot 10^6$  ciclos. Isto é consequência da influência de alguns poros de tamanho maior, os quais afetam fortemente a resistência à fadiga.

As curvas de vida em fadiga das séries D4 (sinterizado convencionalmente) e T35 (sinterizado em 480 minutos) são mostrados na figura 4, a maior resistência a fadiga das séries T35 é devido ao arredondamento dos poros, ao incremento da tensão de escoamento e melhoramento do fator de forma.

#### 3.3 Influência dos poros no comportamento à fadiga

bandas de deslizamento são formadas nos poros e em contornos de grão. Dependendo do nível de tensões podem originar microtrincas. Estes efeitos são observados em corpos de prova sinterizados convencionalmente. Nos corpos de prova fabricados via dupla compactação a localização do poro joga um papel importante na iniciação da microtrinca.

### 3.4 Análise da superfície de fratura

Para materiais com dupla compactação (figura 5a ) a região de propagação da trinca é caracterizada pela predominância de fratura dúctil , e o processo de fratura envolve “necks” de forma preferencial. A trinca se propaga pelo caminho energeticamente mais favorável, os quais envolve poros de tamanho maior e áreas enfraquecidas. A fratura final é completamente dúctil devido a presença de grandes dimples (figura 5b). As características de fratura dos corpos de prova com 480 minutos de tempo de sinterização são diferentes como mostrado na figura 6( a e b). Aqui a propagação da trinca é caracterizado pela presença de mistura de dimples e planos de deslizamento. A deformação plástica é limitada a região dos “necks”. A fratura final apresenta dimples de tamanho pequeno. Isto pode ser explicado pela mistura de poros de tamanho maior e matriz altamente dúctil. Na figura 7a mostra corpos de prova sinterizados convencionalmente e a propagação da trinca é preferencialmente pelos contornos de grão. A fratura final (figura 7b) apresenta a presença de bandas de deslizamento, caracterizando um processo dúctil. As características dos estágios de iniciação, propagação e fratura final das séries em estudo são mostrados na tabela 2 [8,9].

### 3.5 Curvas tensão-deformação cíclica

As curvas foram obtidas de acordo a [10]. A descrição analítica das curvas permitirão calcular o coeficiente de tensões “T”, o expoente de endurecimento n, e simultaneamente o modulo de elasticidade E, e em 0,2% o limite de escoamento  $R_{p0,2}$ .

A tabela 3 mostra as propriedades monotônicas e cíclicas para os corpos de prova fabricados via dupla compactação. Um ligeiro incremento de limite de escoamento cíclico em comparação ao teste monotônico verificando um endurecimento do material é notado na figura 8.

## CONCLUSÕES

Poros de tamanho maior são sempre lugares de iniciação de trincas, já que eles sempre estão associados a morfologia irregular. Nas amostras fabricadas via dupla compactação, a redução do tamanho médio do poro e incremento do limite de escoamento, ambos são os responsáveis pelo melhoramento do limite de fadiga.

A superfície de fratura mostra mecanismo dúctil em todos os corpos de prova. Nas superfícies fabricadas via dupla compactação predominam os dimples devido ao número considerável de poros pequenos. A propagação das trincas nas séries foi preferencialmente através dos “necks”.

A curva cíclica mostra que inicialmente a série T5 sofre um endurecimento e logo amolece durante o carregamento à fadiga.

#### Agradecimentos

Ao Prof. Dr.-Ing. O. Buxbaum, diretor do "Fraunhofer- Institut Für Betriebsfestkeit, Darmstadt (LBF) , Germany pela oportunidade de trabalhar a nível Post- Doutoral em seu Instituto, e ao Dr.-Ing. C.M. Sonsino pela assessoria permanente, e ao DAAD pela bolsa de estudos.

#### Referências

- 1 C.M. Sonsino: Fatigue for Powder Metallurgy, World Conference on Powder Metallurgy. Vol.1 (1990) pp42-48.
- 2 G.F. Bocchini: The Influence of Porosity on the Characteristics of Sintered Materials, Int. J. Powder Metall. Vol.22 No.3 (1986) pp178-188.
- 3 C. Verdu, C. Gatepin, R. Forges: Microcrack Initiation and Failure Behaviour of Sintered Steel , Influence of Phosphorus. Powder Metallurgy Congress.,Paris 6-9 juny. Vol.II (1994) pp 871- 874.
- 4 A. Fleck, R.A. Smith: Effects of Density of Tensile Strength, Fracture and Fatigue Crack Propagation Behaviour of Sintered Steel, Powder Metallurgy. Vol.3 (1988) pp 121-125.
- 5 R.S. Bankowski, and W.H. Fielbach : a Model for Crack Growth in Sintered Iron., Int. J. Powder Metallurgy. Vol. 16 No3 (1970) pp 23-28.
- 6 C.M. Sonsino, G. Schieper: Improvement of Mechanical properties of Difusion Prealloyed sintered Steel by Heat Treatments, Powder metallurgy international. Vol.24 No.6 (1992) pp 339-345.
- 7 K. Lipp, G. Straffellini, C.M. Sonsino: Fatigue Resistance and Machinability of a Hight-Strength Sintered Steel in Dependence on Temperature, Powder Metallurgy International. Vol.25 No.6(1993) pp 261-266.
- 8 P. Franklin and B.L. Davies: Metalographics Aspects of Fatigue of Iron, powder Metallurgy. Vol. 13 No.1 (1970)pp 7-12.
- 9 D. Rodzinak, M.Slesar: The Fatigue Curve of Sintered Iron and Microstructure and Fractographic Interpretation, Powder Metallurgy International. Vol.10 No.3 (1980) pp 127-130.
- 10 C.M. Sonsino: Methods to Determine Relevant Material Porperties for the Fatigue Design of Powder Metallurgy Parts, Powder Metallurgy International. Vol. 16 No.1 pp 73-77.

## FATIGUE LIFE CURVES AND CICLIC OF IRON SINTERED

### Abstracts

Were get up ciclic and fatigue curves life uniaxial doing use statistics analise of iron sintered under production to doubel compactation. Was use a "Shenk" machine togueder a sistem computering told "maslyn". The surface of fracture were tested using scanning electronic microscopic. Noted that behaivour of iron sintered fabricated via doubel compactation in ciclic testing showed hardening and after softening until a fracture. The process of fracture involving necks, big porous and cracks follows the energetically most favourable path.

Key words (fatigue, sintered, fracture)

Tabela 1 Parâmetros de fabricação

Séries	Tamanho de Partícula ( $\mu\text{m}$ )	Pressão (Mpa)	Temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ )	Tempo (minutos)
D4	Lote	550	1150	60
T35	< 90, 125>	570	1150	480
T5	< 75, 90>	550/550	1150	60

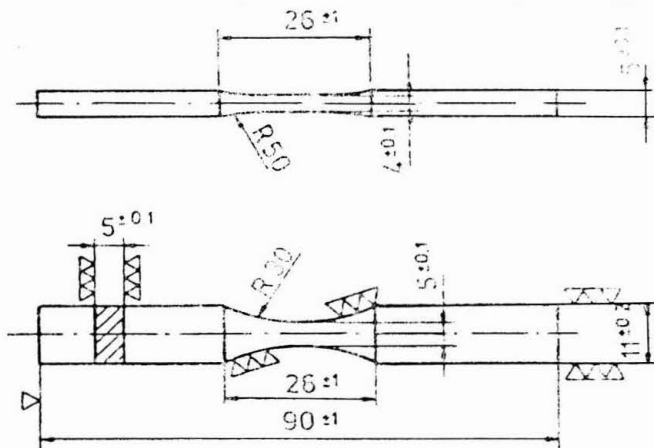


Figura 1 Corpos de prova para ensaio de fadiga

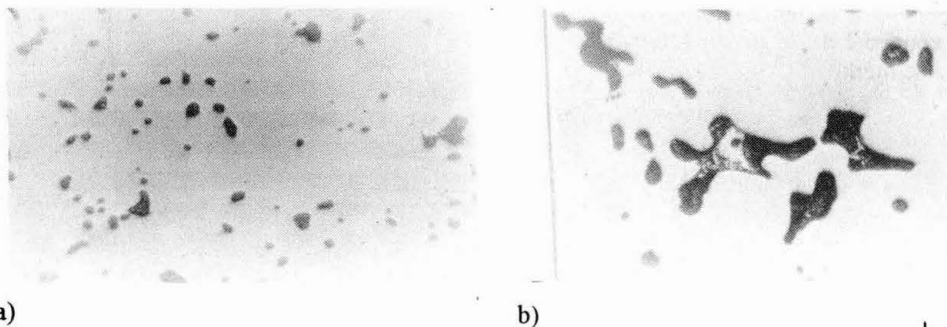


Figura 2 Microestrutura dos poros das séries a) T5 b) T35

**Tabela 2 Características das superfícies de fratura em dependência do processo de fabricação**

Características	Dupla Compactação	T35	D4
Pontos de iniciação	Poros de tamanho maior	Poros de tamanho maior	Poros de tamanho
Propagação	fratura ductil dimples	Mistura de dimples e deslizamentos	Fratura somente nos "necks"
Fratura final	Grandes dimples	Dimples curtos	deslizamentos nos necks

**Tabela 3 Propriedades de curvas cíclicas e monotônicas**

$$[(\sigma = T \varepsilon_r^n, \quad \varepsilon_{total} = \sigma/E + 0.002(\sigma/R_{p0.2})^{1/n})]$$

Propriedades	Monotônicas	Cíclica
E(modulo de elasticidade, Gpa)	172	154
R <sub>p0,2%</sub> (limite de escoamento Mpa)	170	180
T(coeficiente de tensão)	187	202
n(exponente de endurecimento)	0,04286	0,10138



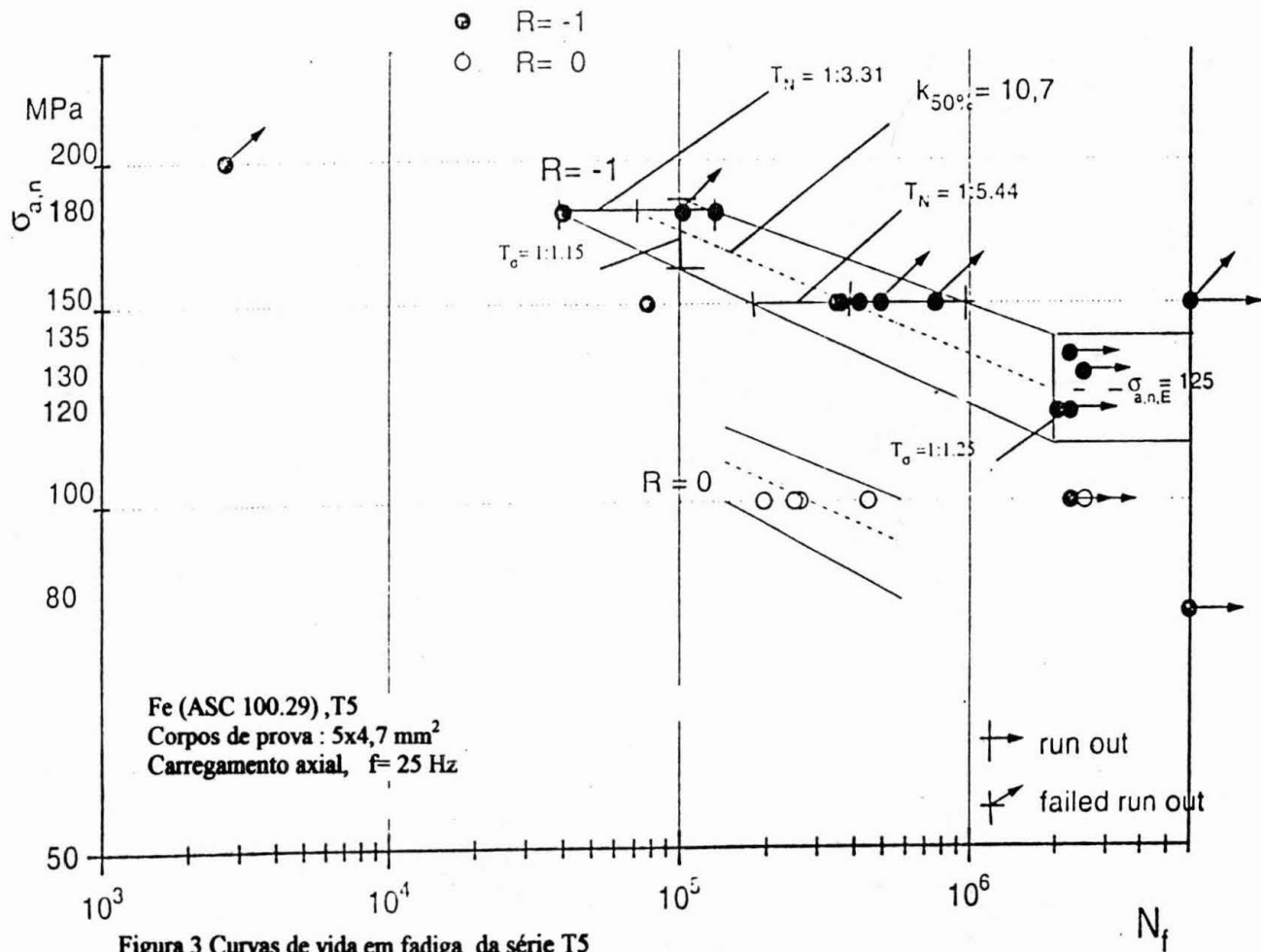


Figura 3 Curvas de vida em fadiga da série T5

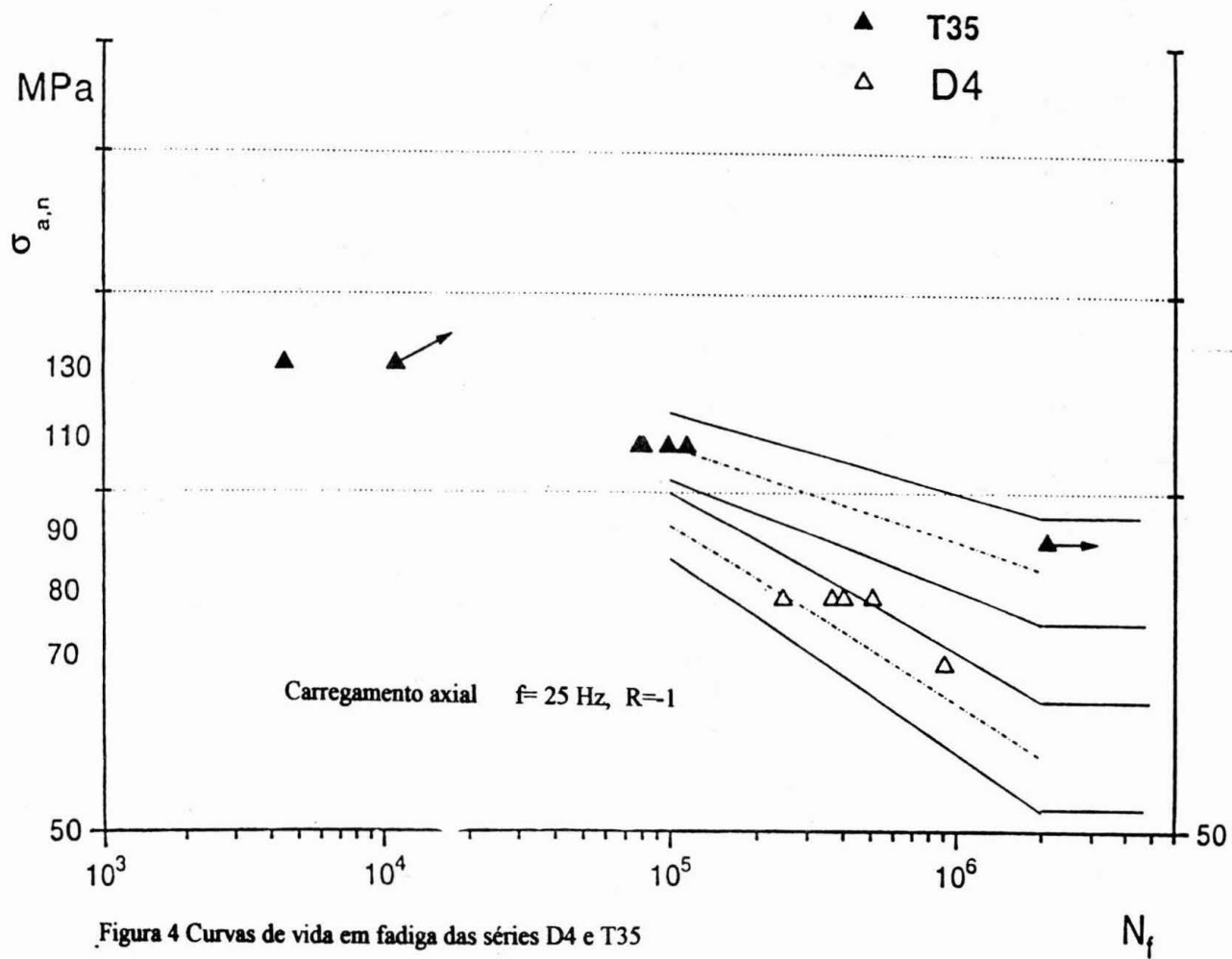
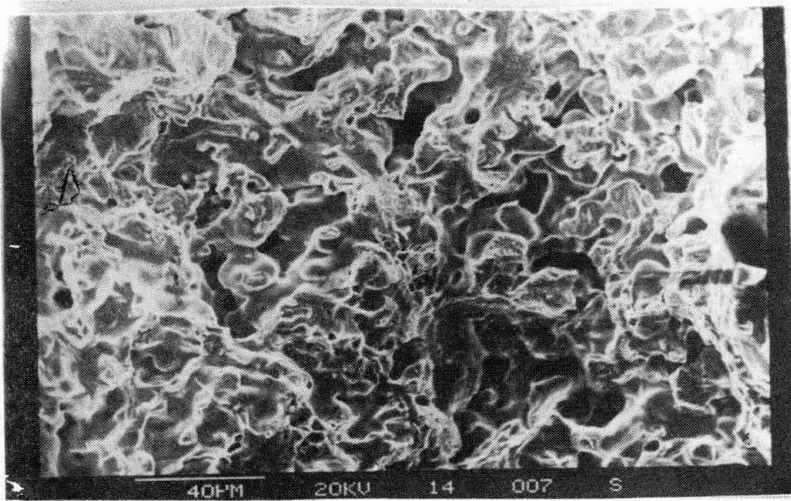


Figura 4 Curvas de vida em fadiga das séries D4 e T35

a)



b)

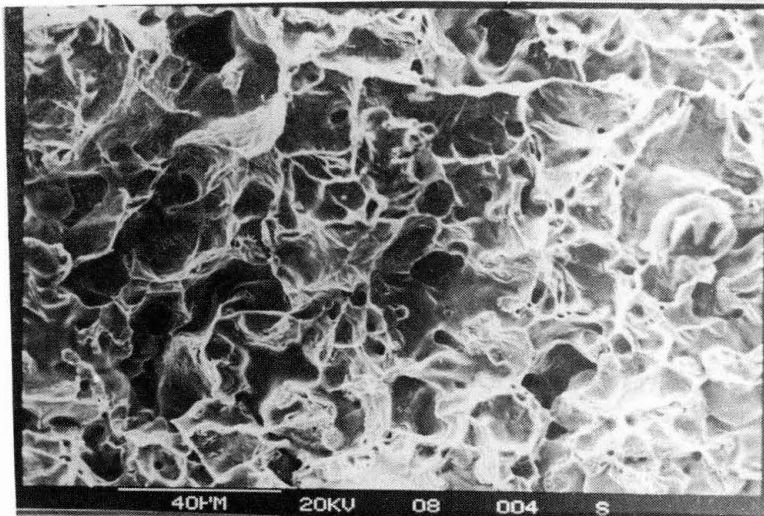
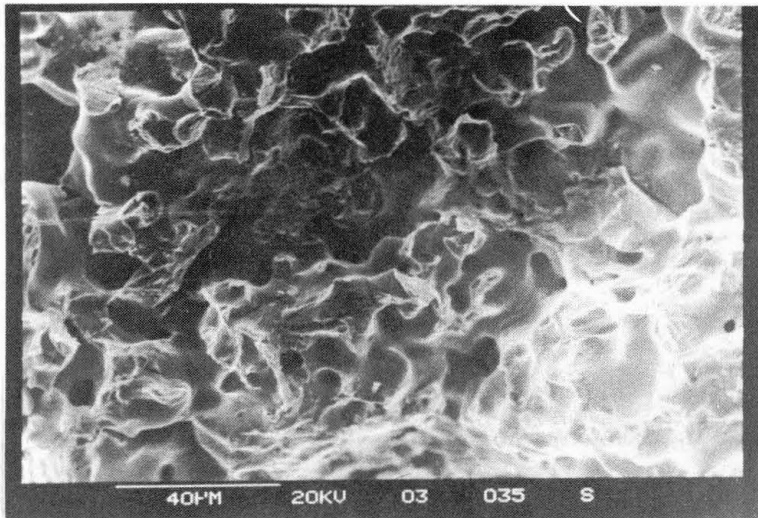


Figura 5 Superfície de fratura em fadiga uniaxial nas séries com dupla compactação  
a)  $R=-1$ ,  $\sigma_{a,n} = \pm 150$  Mpa. zona de propagação b)  $R=-1$ ,  $\sigma_{a,n} = \pm 150$  Mpa, fratura final

a)



b)

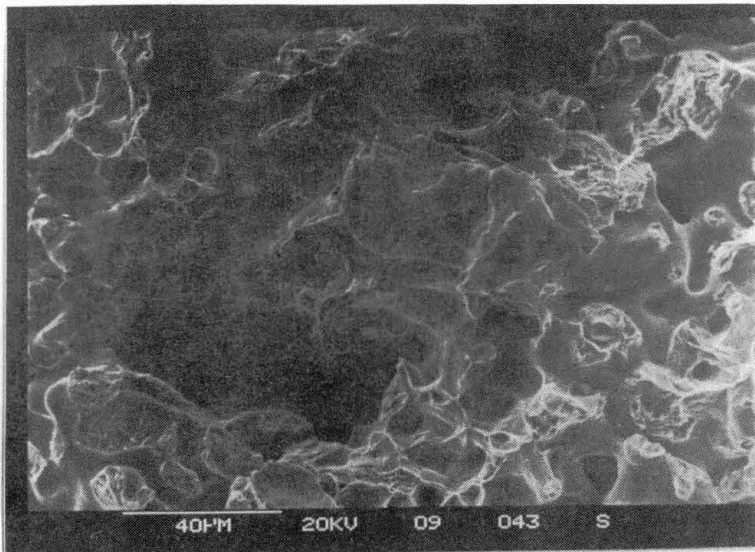
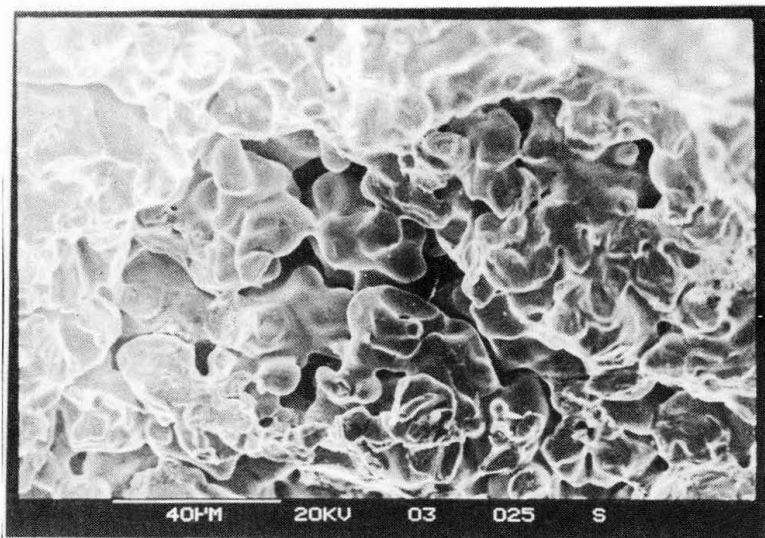


Figura 6 Superfícies de fratura nas séries T35 a)  $R=-1$ ,  $\sigma_{a,n} = \pm 110$  Mpa. zona de propagação b)  $R=-1$ ,  $\sigma_{a,n} = \pm 110$  MPa. fratura final.

a)



b)

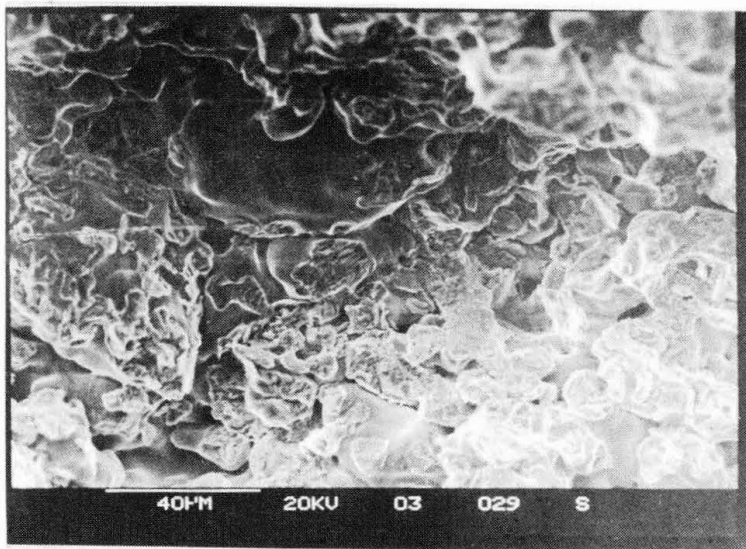


Figura 7 superfícies de fratura nas séries D4 a)  $R=-1$ ,  $\sigma_{a,n} = \pm 80\text{mpa}$ , zona de propagação b)  $R=-1$ ,  $\sigma_{a,n} = \pm 80\text{MPa}$ , fratura final

