

ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FADIGA DE CHAPAS FINAS DE AÇO UTILIZADAS
NA CONFEÇÃO DE CARROCERIA DE AUTOMÓVEIS

Luiz Vicente Vareda - Depto. Materiais-EESC-USP

Dirceu Spinelli - Depto. Materiais-EESC-USP

Isa M. Muller Spinelli - Depto. Eng. Materiais-UFSCar

RESUMO

Foram estudadas as propriedades mecânicas de tração e fadiga de alto ciclo de chapas finas de aços para estampagem a frio nas condições de 1% e 20% de pré-deformação. Determinou-se também as propriedades de propagação de trinca por fadiga dos aços denominados comum e refosforado na condição de como recebidos (1% de pré-deformação). Os limites de fadiga dos aços pré-deformados 20% apresentaram aumentos significativos. O valor do fator limite obtido para o aço refosforado foi de $5,29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, enquanto que para o aço comum foi de $7,07 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Determinou-se também os valores do comprimento crítico de trinca (l_c) para os aços comum e refosforado, utilizando-se os valores de ΔK_0 , limite de fadiga e o critério de trincas curtas de Lukas e Klesnil. A análise fractográfica das superfícies de propagação permitiu explicar alguns dos comportamentos obtidos nos ensaios.

1 - INTRODUÇÃO

Recentemente, uma grande variedade de aços de alta resistência foram desenvolvidos, alguns com grande potencial para aplicações na indústria automobilística, como substitutos para o aço baixo carbono comum. O aço refosforado tem sido extensivamente usado na produção de peças por estampagem a frio devido a excelente combinação de propriedades mecânicas de tração e conformabilidade, isto, é altos valores do limite de escoamento (σ_E), fator de anisotropia (r_n), e expoente de encruamento (\bar{n})

[1].

Para determinar o melhor material para uma dada aplicação, fatores como custo, conformabilidade e resistência a fadiga precisam ser considerados. A diminuição da espessura das chapas, com o objetivo de diminuir o peso dos automóveis e consequentemente reduzir o consumo de combustível, tem aumentado a preocupação com as propriedades de fadiga desses materiais. Existem muitas informações a respeito das propriedades monotônicas e de conformabilidade dos aços para estampagem a frio. No entanto, são poucas as informações a respeito das propriedades de fadiga, devido à dificuldade do ensaio em chapas finas.

O objetivo deste trabalho foi o de acrescentar mais conhecimento e informação a respeito do comportamento à fadiga de alto ciclo e das propriedades de propagação de trinca por fadiga de alguns tipos de aços atualmente utilizados pela indústria automobilística nacional nas operações de estampagem profunda. Especial atenção foi dada ao efeito da pré-deformação no limite de fadiga, e ao comportamento da taxa de propagação de trinca por fadiga na região do fator de intensidade de tensão ΔK próxima do fator limite.

Utilizando os valores do fator limite ΔK_0 e do limite de fadiga obtidos nos ensaios, também foram calculados os comprimentos críticos de trincas dos aços, através do critério de trincas curtas de Lukas e Klesnil [2,3].

2 - MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizados três tipos de aço baixo carbono acalmados com alumínio, denominados de comum (C), especial (CC) e

refosforado (CR), fabricados na forma de chapas finas por laminação a frio, com espessuras variando entre 0,7 e 1,5 mm. A composição química dos aços está apresentada na tabela I.

Tabela I - Composição química dos aços (% em peso)

AÇOS	ELEMENTOS								
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Al
C	0,093	0,33	0,012	0,016	0,017	0,040	0,018	0,010	0,045
CC	0,060	0,35	0,008	0,010	0,020	0,030	0,020	0,010	0,048
CR	0,036	0,53	0,104	0,013	0,018	0,030	0,028	0,011	0,050

O aço refosforado é uma modificação do aço comum, apresentando menor teor de carbono, onde o manganês e o fósforo foram adicionados em maior porcentagem com a finalidade de promover um aumento nas propriedades mecânicas de tração, pelo endurecimento da ferrita por solução sólida substitucional. O aço especial, obtido por condições de recozimento diferentes do aço comum, foi desenvolvido com a finalidade de atender exigências mais rigorosas de conformação durante a estampagem de peças com formas complexas.

Os aços foram recebidos na condição de pré-deformados 1% por laminação a frio, com a finalidade de eliminar o fenômeno do ponto de escoamento. O tamanho de grão dos aços pré-deformados 1% estão apresentados na tabela II. O tamanho de grão foi medido pelo método do intercêpto circular médio, segundo a norma ASTM E 112 [4].

Algumas amostras foram cortadas na forma de painéis de 100 X 500 mm e deformadas em tração até 20% de deformação plástica, com o objetivo de simular a condição de máxima deformação que ocorre em algumas peças críticas utilizadas na

fabricação de automóveis.

Tabela II - Tamanho ASTM e diâmetro médio dos grãos

DIREÇÃO	TAMANHO DE GRÃO ASTM		
	1C	1CC	1CR
TOPO	8,3 (17,8)	6,9 (28,5)	8,2 (17,9)
LONGITUDINAL	8,9 (14,4)	8,5 (16,5)	9,0 (14,0)
TRANSVERSAL	9,3 (12,6)	8,3 (17,6)	8,9 (14,4)

() diâmetro médio dos grãos em μm

Dos materiais pré-deformados 1% e dos que sofreram o posterior tratamento de deformação descrito acima, foram usinados os corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, fadiga de alto ciclo e propagação de trinca por fadiga. Os corpos de prova foram denominados 1C, 1CC e 1CR para a pré-deformação de 1%, e 20C, 20CC e 20CR para a posterior pré-deformação de 20%. O eixo de carregamento durante os ensaios foi transversal à direção de laminação.

Os ensaios de tração para a determinação dos parâmetros de resistência, fator de anisotropia médio (r_m), e expoente de encruamento médio (\bar{n}), foram realizados segundo as normas ASTM: A 370 [5], E 517 [6] e E 646 [7]. Os ensaios foram realizados em uma máquina Instron de 100 KN de capacidade, com velocidade do travessão de 2,0 mm/min.

Os ensaios de fadiga de alto ciclo foram realizados segundo a norma ASTM E 466 [8], à temperatura ambiente e ar de laboratório. Utilizou-se uma máquina MTS de 250 KN de capacidade, operando sob controle de carga com $R=0$ e onda senoidal na frequência de 50 Hz. Os corpos de prova foram polidos com óxido de

cromo (10 μm), com a finalidade de padronizar o acabamento superficial.

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga, para os aços 1C e 1CR, foram realizados à temperatura ambiente em ar de laboratório, utilizando-se um sistema MTS de 250 KN de capacidade, operando sob controle de carga ($R=0,1$), e onda senoidal na frequência de 50 Hz. O método de ensaio adotado foi de acordo com a norma ASTM E 647-88 [9], sendo utilizados corpos de prova tipo CCT de 50 mm de espessura, com entalhe central em tração. O procedimento de ensaio foi o mesmo descrito em trabalho anterior [10].

Utilizando o critério de trincas curtas de Lukas e Klesnil [2, 3], foram determinados os comprimentos críticos de trinca (l_c) dos aços comum e refosforado, por meio da expressão:

$$0,6 \Delta K_0 = 1,12 \sigma_f \sqrt{\pi l_c}$$

onde: ΔK_0 é fator limite de propagação, e σ_f é o limite de fadiga de corpos de prova sem entalhe.

Os aspectos morfológicos das superfícies de propagação dos corpos de prova ensaiados em fadiga de alto ciclo e propagação de trinca por fadiga foram examinados por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura. As observações das superfícies de propagação das amostras ensaiadas em fadiga de alto ciclo foram realizadas em níveis de tensões que apresentaram vida à fadiga próxima a 10^6 ciclos, enquanto que, para as amostras ensaiadas em propagação de trinca por fadiga, foram realizadas em comprimentos de trinca próximos ao fator limite, e em regiões onde a taxa de propagação da trinca foi de aproximadamente 10^{-5}

mm/ciclo.

3 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

As propriedades monotônicas (limite de escoamento e de resistência) e o limite de fadiga dos aços estudados estão apresentados na tabela III. A conformabilidade dos materiais está caracterizada pelo fator de anisotropia médio (r_m) e expoente de encruamento médio (\bar{n}), também apresentados na tabela III.

Tabela III - Propriedades monotônicas e de fadiga de alto ciclo

AÇOS	ESPESSURA MÉDIA (mm)	σ_E (MPa)	σ_R (MPa)	r_m	\bar{n}	σ_f (MPa)	σ_f/σ_R
1C	0,80	191	325	1,57	0,20	279	0,86
20C	0,77	393	399	ND	ND	357	0,89
1CC	0,86	175	301	1,76	0,22	230	0,76
20CC	0,83	358	370	ND	ND	308	0,83
1CR	0,68	272	403	1,41	0,20	339	0,84
20CR	0,66	463	471	ND	ND	437	0,93

σ_E, σ_R - limite de escoamento e de resistência obtido na direção transversal à direção de laminação.

\bar{n} - expoente de encruamento médio determinado pela relação $\sigma = K\epsilon_p^n$

σ_f - limite de fadiga para $N_f = 10^7$ ciclos

ND - não determinado

Para a razão de carregamento usado ($R = 0$), o limite de fadiga apresentou um aumento significativo para a condição de 20% de pré-deformação. Este comportamento já era esperado tendo em vista o aumento ocorrido nos parâmetros de resistência a tração para este nível de deformação.

Observa-se também, que a relação σ_f/σ_R apresentou pouca

variação, ficando na faixa de 0,76 a 0,93. A relação média ($\sigma_f/\sigma_R = 0,85$) é bem próxima a encontrada por Sperle ($\sigma_f/\sigma_R = 0,8$) [11, 12] em chapas finas de aços bifásicos, com espessura aproximada de 1,2 mm, e limite de resistência de até 500 MPa.

Assim, analisando os resultados desta investigação e de outras [11, 12] observa-se claramente que o limite de fadiga de chapas finas de aço aumenta com o aumento do limite de resistência, com uma taxa de crescimento mais ou menos uniforme. Ainda, este aumento parece seguir o mesmo modelo se este parâmetro for aumentado pela adição de elementos de liga ou por deformação a frio. Portanto, o limite de resistência é um bom parâmetro para estimar o limite de fadiga para estes aços nas condições de solitação alternada sob controle de carga com razão de carregamento $R = 0$.

Os fatores limites de propagação (ΔK_0), obtidos nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, e os comprimentos críticos de trinca (l_c) dos aços comum e refosforado estão apresentados na tabela IV. O valor de ΔK_0 para o aço comum foi de $7,07 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, enquanto que para o aço refosforado este valor decresceu para $5,29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. O comprimento crítico de trinca do aço refosforado foi bem menor do que para o aço comum. Assim, de acordo com a teoria de trincas curtas de Lukas e Klesnil [2] e dos resultados obtidos, trincas de 0,062 mm de comprimento não afetam o limite de fadiga do aço refosforado, enquanto que, para o aço comum, o limite de fadiga não é afetado por trincas bem maiores (0,162 mm).

A determinação do tamanho máximo de trinca que não se propaga no material, pode ser um meio prático de se avaliar a

qualidade do acabamento superficial de chapas finas de aço. Outra importante vantagem do conhecimento do tamanho crítico de trinca, é que este pode ser usado para calcular, de uma maneira simples, o fator de entalhe na fadiga K_f , definido como a relação entre o limite de fadiga de amostras lisas e o limite de fadiga de amostras entalhadas, segundo a expressão obtida teoricamente por Lukas e Klesnil [2]:

$$\frac{K_t}{K_f} = \left(\frac{1 + 4,5 l_c}{\rho} \right)^{1/2}$$

onde K_t é o fator de concentração de tensão teórico, e ρ é o raio do entalhe.

Tabela IV - Fator limite e comprimento crítico de trinca

AÇOS	ESPESSURA MÉDIA (mm)	ΔK_0 (MPa \sqrt{m})	l_c (mm)
1C	0,8	7,07	0,162
1CR	1,5	5,29	0,062

A figura 1 apresenta a região da superfície próxima ao início de nucleação da trinca do aço 1CC ensaiado em fadiga de alto ciclo. Observa-se que a superfície de propagação da trinca apresenta características de cisalhamento, própria do processo de escorregamento em planos cristalográficos bem definidos.

A figura 2 apresenta o aspecto típico da superfície de propagação encontrado na região correspondente ao estágio II de propagação, para os corpos de prova ensaiados em fadiga de alto

ciclo. Pode ser observado a existência de estrias finas características do estágio II de propagação de trinca por fadiga em materiais metálicos. No aço 1CR também foi observado a existência de regiões com propagação intergranular, como pode ser visto na figura 3.

Como pode ser visto na figura 4, para o aço 1CR ensaiado em propagação de trinca por fadiga, também foi observado, em regime B de propagação (10^{-5} mm/ciclo) a existência de áreas com aspecto intergranular, e a ocorrência de trincas secundárias, indicando a existência de regiões frágeis neste tipo de aço. Este comportamento não foi observado no aço comum, como pode ser visto na figura 5.

As fractografias das superfícies de propagação, dos aços comum e refosforado, obtidas nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, próximas ao fator limite, estão mostradas nas figuras 6 e 7. Nota-se que o modo de propagação do aço comum foi transgranular com elevadas ondulações, não se observando a ocorrência de facetas intergranulares. O alto valor de ΔK_0 encontrado para este aço pode ser explicado pela possibilidade de retardamento na propagação da trinca, provocado pelo fenômeno de fechamento devido à elevada plasticidade gerada na frente da trinca. Por outro lado, o modo de propagação do aço refosforado foi transgranular apresentando regiões com alta planicidade. Este aspecto indica a ocorrência de menor deformação plástica durante o processo de propagação, inibindo o fenômeno de fechamento e assim provocando uma diminuição no valor de ΔK_0 .

4 - CONCLUSÕES

- a) Os parâmetros de resistência à tração e os limites de fadiga das chapas de aço sofreram um acréscimo significativo quando na condição de pré-deformação de 20% em tração.
- b) O limite de fadiga dos aços quando solicitados alternadamente sob controle de carga com $R = 0$, aumenta numa razão entre 0,76 a 0,92 do limite de resistência à tração.
- c) a relação média ($\sigma_f/\sigma_R = 0,85$) é bem próxima a encontrada por Sperle, e pode ser usada para estimar aproximadamente o limite de fadiga para estas condições de ensaio.
- d) o aço carbono comum apresentou um fator limite de propagação mais elevado, e um comprimento crítico de trinca maior do que o aço refosforado.

5 - BIBLIOGRAFIAS

- [1] BORDIGNON, P.J.P.; HULKA, K.; JONES, B.L. High strength low-alloy steels for automotive applications. Niobium Technical Report, S o Paulo, p.1-45, Dez. 1984 (NbTR 06/84).
- [2] LUKAS, P. & KLESNIL, M. Fatigue limit of notched bodies. Materials Science and Engineering, New York, 34: 61-6, 1978.
- [3] LUKAS, P.; KUNZ, L. et alli. Non-damaging notches in fatigue. Fatigue & Fracture Engineering Materials and Structures, Oxford, 9 (3): 195-204, 1986.
- [4] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test methods for determining average grain size (ASTM E 112). In: -----, 1988 Annual book of ASTM standards. Philadelphia, Pa., 1988. p.284-309
- [5] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard methods and definitions for mechanical testing of steel products. (ASTM A 370). In: -----, 1981 Annual book of ASTM standards. Philadelphia, Pa., 1981. part. 2, p.188-243.
- [6] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test method for plastic strain ratio for sheet metal (ASTM E 517). In: -----, 1981 Annual book of ASTM standards. Philadelphia, Pa., 1982. part 10, p.657-64.

- [7] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test method for tensile strain-hardening exponents (n-values) of metallic sheet materials (ASTM E 646). In: -----, 1978 Annual book of ASTM standards. Philadelphia, Pa., 1982. part 10, p.762-71.
- [8] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard recommended practice for constant amplitude axial fatigue test of metallic materials (ASTM E 466). In: -----, 1976 Annual book of ASTM standards. Philadelphia, Pa., 1976. p.635-75.
- [9] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates (ASTM E 647). In: -----, 1988 Annual book of ASTM standards. Philadelphia, Pa., 1988. p.636-54.
- [10] VAREDA, L.V.; SPINELLI, D.; SPINELLI, I.M.M. Propriedades mecânicas de fadiga de alto ciclo e propagação de trinca por fadiga em chapas de aço para estampagem a frio. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 46, São Paulo, 1991. Anais. São Paulo, ABM, 1991. v.4, p.567-87.
- [11] SPERLE, J. O. Proposal for additions to fatigue design code T 10303-4. ASEA Internal Report KYBA 68-14, 1968.
- [12] SPERLE, J. O. Fatigue strength of high strength dual phase steel sheet. International Journal of Fatigue, Surrey, 7 (2): 79-86, 1985.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a FAPESP e ao CNPq pelo auxílio concedido e à General Motors do Brasil pelo fornecimento do material.

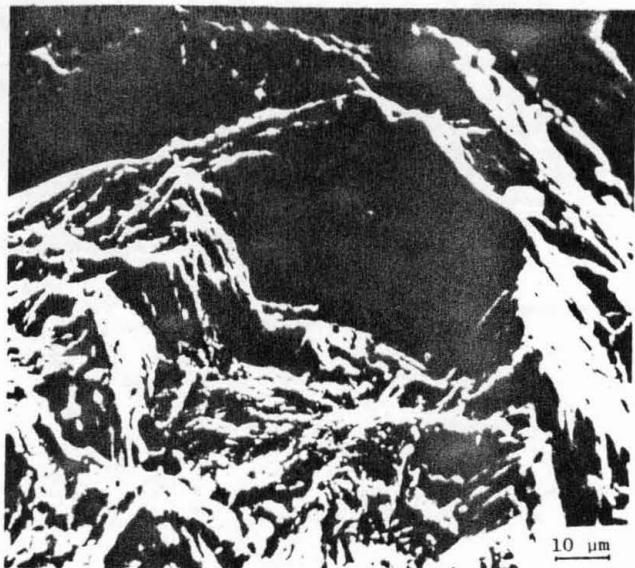


Figura 1 - Aspecto fractográfico da região próxima à nucleação - Aço 1CC.

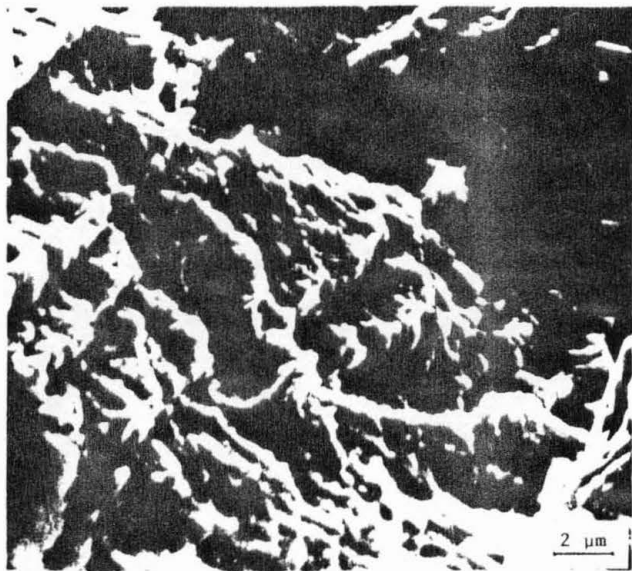


Figura 2 - Estrias de propagação de trinca por fadiga em estágio II.

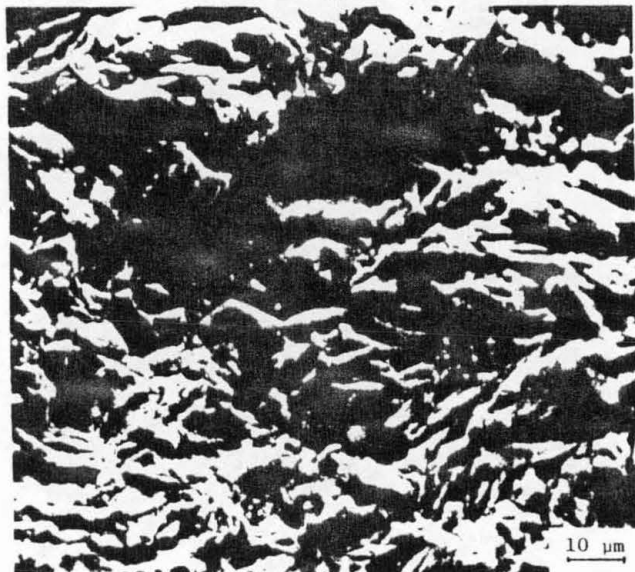


Figura 3 - Regiões com propagação intergranular observadas no aço 1CR.



Figura 4 - Regime B de propagação, obtido no ensaio de propagação de trinca por fadiga - Aço 1CR.

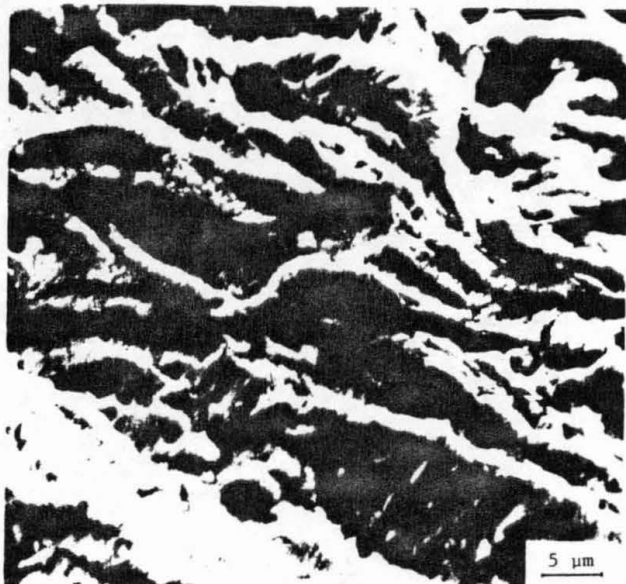


Figura 5 - Regime B de propagação, obtido no ensaio de propagação de trinca por fadiga - Aço 1C.

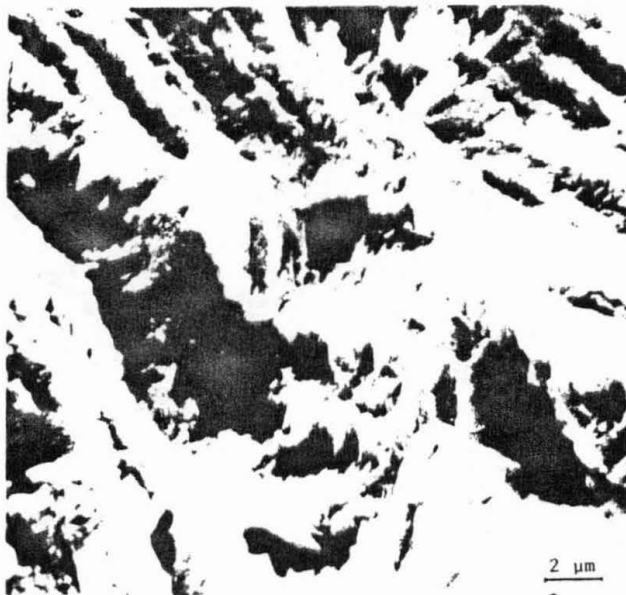


Figura 6 - Fractografia da superfície de propagação próxima a ΔK_0 - Aço 1C.

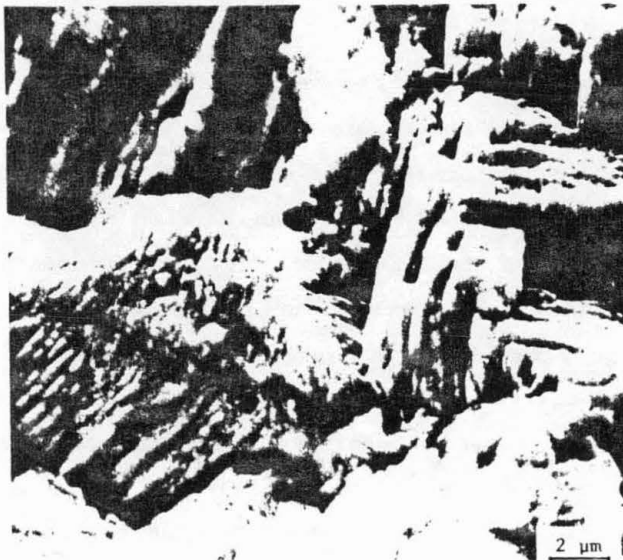


Figura 7 - Fractografia da superfície de propagação próxima a ΔK_0 - Aço 1CR.

ABSTRACT

The tensile and high cycle fatigue mechanical properties of low carbon cold rolled sheet steels in conditions of 1,0 and 20,0 percent of deformation have been determined. Fatigue crack propagation testing also have been carried out for the ordinary and rephosphorized steel at condition of 1% of strain. The fatigue limit increases with increasing of tensile strength and the near-threshold fatigue crack propagation values for the ordinary and rephosphorized steels presented a marked difference. The critical cracks sizes of ordinary and rephosphorized steels were determined through the Lukas and Klesnil short cracks theory. Fracture studies of crack growth surface gave valuable information about the fatigue behaviour.