

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO INTERCRÍTICO NA PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA NO AÇO 1010 ACALMADO AO ALUMÍNIO

• Juarez Peres Messias

• Herman Jacobus Cornelis Voorwald

RESUMO

No presente trabalho é avaliado a resistência a propagação de trinca de fadiga mantendo-se amplitude igual a 20KN e razão de carga igual a 0.33, para um aço baixo carbono que sofreu tratamento térmico de normalização, sendo em seguida aquecido até a temperatura de austenitização e resfriado nos patamares intercríticos de 750, 800 e 850°C, permanecendo nestas temperaturas por 40 minutos, sendo resfriado em água gelada.

Através da equação de Paris foram obtidas as constantes "C" e "n", e feito a comparação da curva teórica com os dados experimentais.

Palavras - Chaves PROPAGAÇÃO DE TRINCA, AÇO BIFÁSICO, FADIGA.

INTRODUÇÃO

O tratamento térmico intercrítico para obtenção do aço bifásico (dual phase), basicamente é obtido efetuando-se o resfriamento rápido de um aço baixo carbono, a partir da região $\alpha + \gamma$ do diagrama ferro-carbono [1, 2]. Através da temperatura de "tratamento intercrítico otimizada", pode-se obter melhor resistência mecânica [2].

Alguns estudos relacionados a nucleação de trinca por fadiga no aço bifásico tem concluído que as trincas ocorrem nas interfaces matriz ferrita - partículas martensíticas, cujo mecanismo é devido ao acúmulo de deformações não homogêneas nos contornos de fases onde a matriz ferrita é endurecida na fadiga para um estágio saturado [3].

I Seminário de Mecânica da Fratura

• FEG/UNESP GUARATINGUETÁ SP.

A direção de propagação da trinca por fadiga, solicitado uniaxialmente depende do estado de tensão, ou seja, se de estado plano de deformação ou tensão. Se prevalecer um estado plano de deformação, a superfície de fratura é plana e a 90° em relação à superfície do corpo de prova. Quando o fator de intensidade de tensão aumenta e conseqüentemente aumenta a zona de material plastificado, verifica-se uma transição do crescimento que passa de uma superfície plana de 90° para um plano inclinado a 45° . Quando prevalecerem condições de estado plano de tensão, a trinca de fadiga propaga-se num plano a 45° em relação à superfície do corpo de prova [4]. No estudo de crescimento de trinca de fadiga em liga com duas fases, as partículas duras tendem a retardar e desviar o crescimento da trinca [5].

No trabalho de Dutta, verificou-se que para a têmpera em degrau (SQ), o desvio da propagação da trinca é devido a microestrutura muito grosseira, e este desvio ocorre geralmente nas interfaces ferrita/ferrita e ferrita/martensita [6].

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A) MATERIAL

O material estudado foi o aço ABNT 1010 acalmado ao alumínio, laminado a quente na forma de chapa com 7mm de espessura, com composição química vista na tabela 1 (vide anexos).

B) TRATAMENTO TÉRMICO

Todos corpos de prova foram inicialmente normalizados em forno elétrico automático IPSEM-modelo T4 - E, com atmosfera controlada (Nitrogênio + 0,10%C), a 950°C durante 90 minutos, com resfriamento ao ar calmo.

Após a normalização, os corpos de provas foram aquecidos a 950°C durante 15 minutos, no forno de atmosfera controlada, e colocados em banho de sal neutro, que estava na temperatura intercrítica de tratamento (750 , 800 e 850°C) por 40 minutos, fazendo-se a seguir resfriamento em água gelada (3°C). O esquema do tratamento térmico pode ser visto na figura 1.

C) ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA

O corpo de prova utilizado seguiu a norma ASTM E 647, nas dimensões conforme figura 2, com entalhe central perpendicular ao sentido de laminação, ensaiado em um equipamento AMSLER modelo 10HFP 422, na frequência de 155Hz. A amplitude de carga foi mantida constante em 20 KN e variando as razões de carga em 0.20, 0.33, 0.50 e 0.70. Para efeito deste trabalho foi analisado a condição $R=0.33$.

RESULTADO E DISCUSSÃO

As microestruturas obtidas com a normalização e os tratamentos térmicos intercríticos podem ser vistos na figura 3. Pode-se verificar que no tratamento térmico realizado, foi obtido matriz ferrítica envolvendo a martensita.

Na tabela 2 estão indicados os parâmetros microestruturais, propriedades mecânicas em função da temperatura de têmpera intercrítica e os valores das constantes "C" e "n". Observamos nesta tabela que com o aumento da temperatura de têmpera, resulta num aumento da fração volumétrica da martensita e uma conseqüente queda na sua dureza. A microdureza vikers da ferrita manteve-se em torno de 125, sendo que este valor subiu para 155 para a temperatura de tratamento térmico de 850°C.

Foi verificado também uma diminuição na deformação total para temperatura de 850°C, no entanto esta queda é acompanhada do aumento na resistência a tração e diminuição na resistência a propagação da trinca por fadiga (figura 4).

Para o tratamento térmico intercrítico, onde se obtém a martensita envolvendo a ferrita (recozimento intercrítico), empregado nos trabalhos por Batista [7] utilizando o mesmo material deste trabalho, a temperatura que apresentou maior resistência mecânica teve o pior desempenho na propagação da trinca por fadiga.

CONCLUSÕES

1-A melhor resistência mecânica obtida foi com a têmpera na temperatura de 850°C, no entanto foi a que apresentou menor resistência na propagação da trinca por fadiga.

2-Independente da morfologia obtida, para resistência mecânica maximizada, se observa o pior desempenho na propagação da trinca por fadiga.

3-Verificou-se que a equação de Paris representa a curva "a x N" com boa aproximação da curva teórica e os pontos experimentais (figuras 5, 6, 7, 8, 9 e 10), com erro de aproximadamente 1,5%.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a CAPES pelo apoio financeiro na forma de bolsa de mestrado; à FNV - Veículos e Equipamentos S/A, pelo fornecimento do material para confecção das amostras; à EDE - Embraer pela realização dos tratamentos térmicos e ao Instituto Tecnológico de Aeronáutica pela utilização do equipamento para ensaio de fadiga.

ANEXOS:

TABELA 1 :Composição Química (% em peso)

C	Mn	P	S	Ni	V	Si	Al
0.08	0.85	0.019	0.006	TR	TR	0.02	0.01

TABELA 2 : Parâmetros da Microestrutura e Propriedades Mecânicas

T (°C)	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	ϵ (%)	MicroHV (Mart.)	%VOL.	C	n
750	284	551	27,95	245,40	20,40	3,9E-11	1,26
800	290	559	26,25	219,20	28,89	3,1E-11	1,31
850	382	632	19,50	197,50	48,28	8,6E-12	1,72

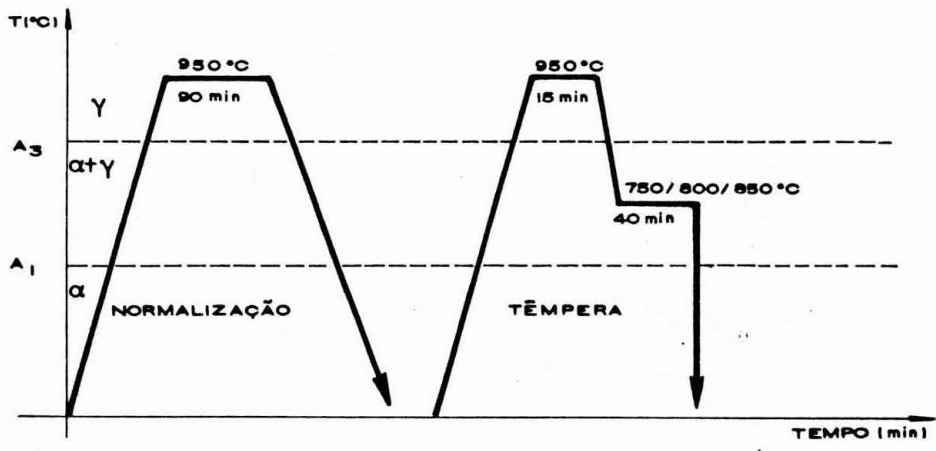


FIGURA 1 : Esquema do Tratamento Térmico Intercrítico

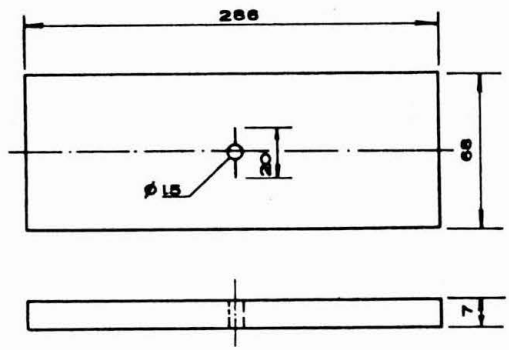
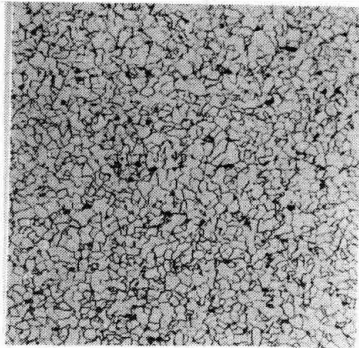
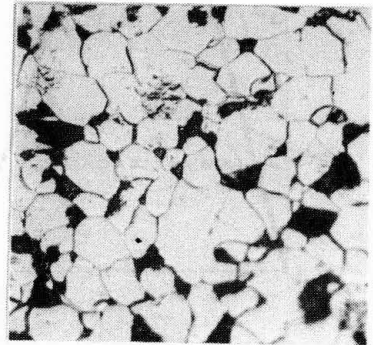


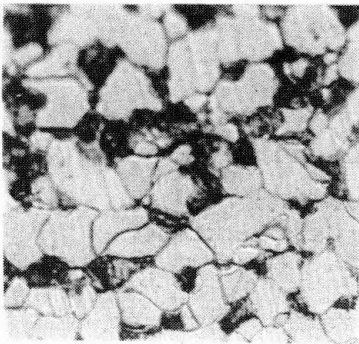
FIGURA 2 : Dimensões do Corpo de Prova



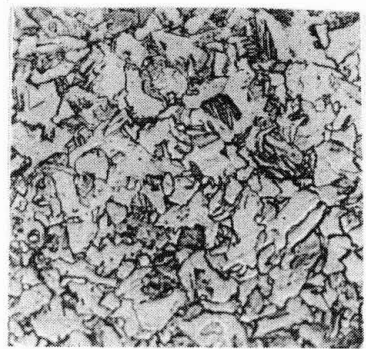
(a)



(b)



(c)



(d)

FIGURA 3 :

- (a) Micrografia Ótica do Aço Normalizado (nital 3% - 100x)
- (b) Micrografia Ótica do Aço Temperado a 750°C (nital 3% - 500X)
- (c) Micrografia Ótica do Aço Temperado a 800°C (nital 3% - 500X)
- (d) Micrografia Ótica do Aço Temperado a 850°C (nital 3% - 500X)

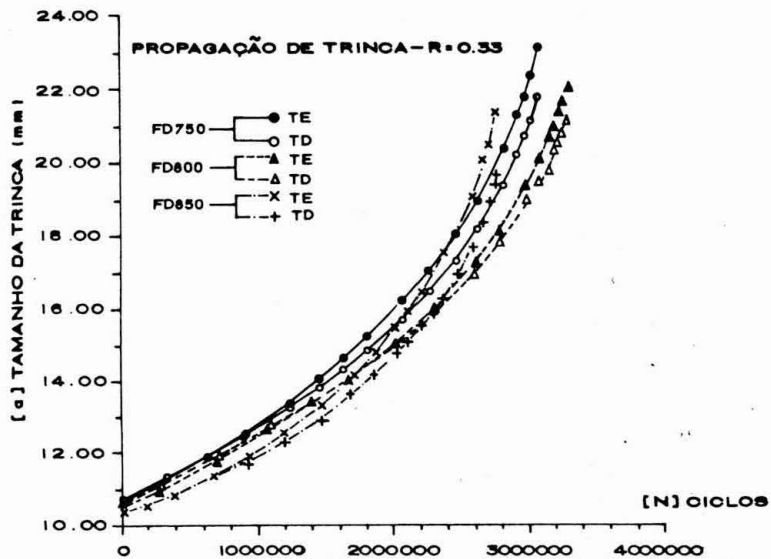


FIGURA 4 : Comparação da Propagação da Trinca por Fadiga - R=0,33

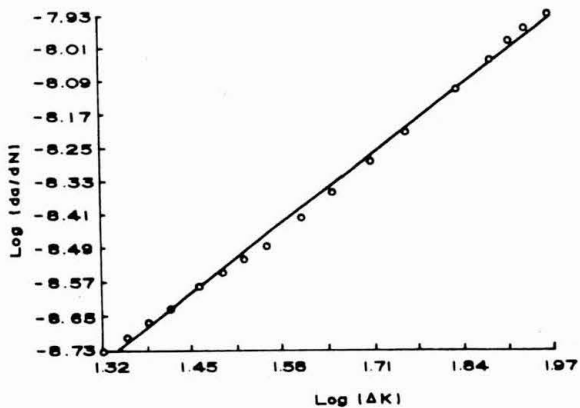


FIGURA 5 :Curva log (da/dN) - Temperatura de Têmpera 750°C

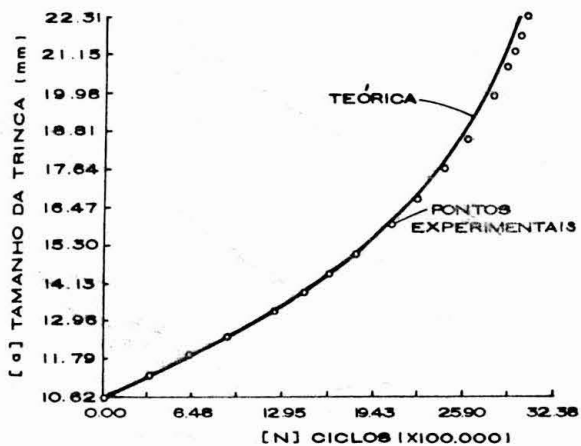


FIGURA 6 :Curva "a x N" - Temperatura de Têmpera 750°C

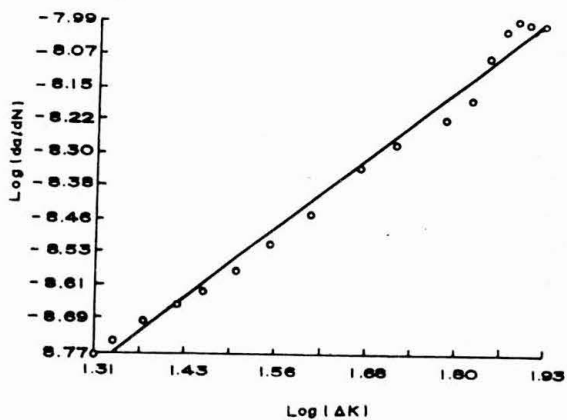


FIGURA 7 :Curva log (da/dN) - Temperatura de Têmpera 800°C

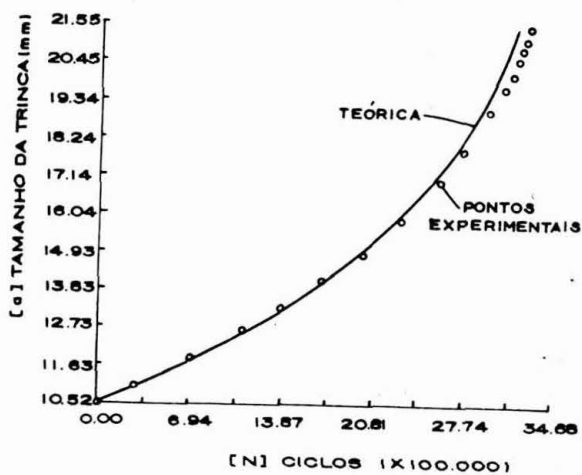


FIGURA 8 :Curva "a x N" - Temperatura de Têmpera 800°C

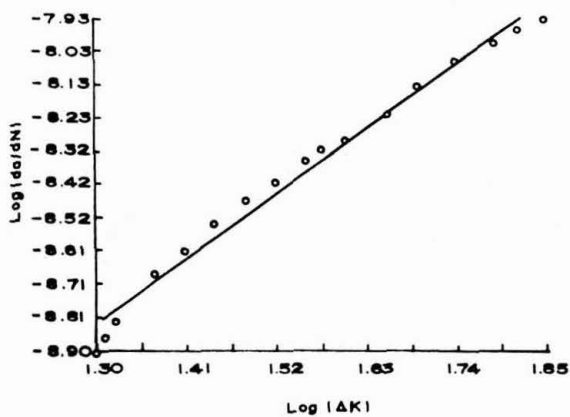


FIGURA 9 :Curva log (da/dN) - Temperatura de Têmpera 850°C

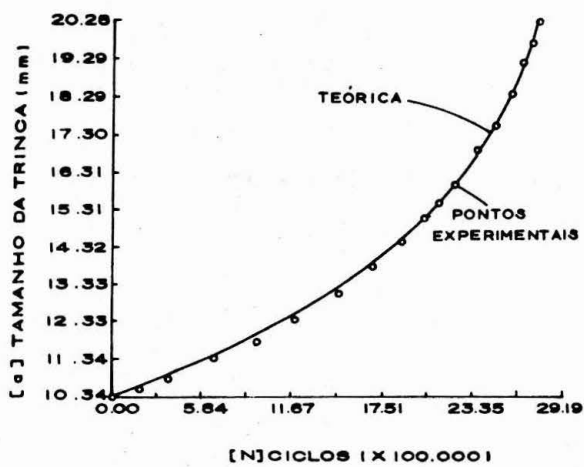


FIGURA 10 :Curva "a x N" - Temperatura de Têmpera 850°C

REFERÊNCIAS

[1] BECKER, J. ; HORNBOGEN, E. ; STRATMANN, P. ;Dual phasen - Gefuge Zeitschr fuer das Metallkund, Bd. 71 (1980), H. 1, pp27 - 31. Tradução nº 857 - pp B, Gorni, A.A. - NPT.

[2] MESSIAS, J.P. ; PASTUKHOV, V.A. ; VOORWALD, H. J. C.;BAPTISTA, C. A.. R. P.; Efeito da Temperatura de Tratamento nas Propriedades Mecânicas do Aço Bifásico. XI - CBECIMAT, pp195, 1994.

[3] WAN , C. M. ; CHOU, K. C. ; JAHN , M. T. ; KUO, S.M.; Fatigue Studies on Dual-Phase Low Carbon Stell. Journal of Materials Science, v. 16, pp 2521 - 526,1981.

[4] BRANCO ,C. M. ; FERNANDES , A. A.; CASTRO,P. M. S.; Fadiga de Estruturas Soldadas. Fundação Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa,1986.

[5] PADKIN, A.J.; BRERETON, M. F.; PLUMBRIDGE, W. J.; Fatigue Crak Growth in Two - Phase Alloys. Materials Science and Tecnology, v. 3,pp217 - 223, 1987.

[6] DUTTA, V. B.; SURESH, S.; RITCHIE, R.O.; Fatigue Crack Propagation in Dual- Phase Steels: Effects of Ferritic - Martensitic Microstructures on Crack Path Morphology; Metalurgical Transactions, v.15A, pp1193 - 1207, 1984.

[7] BATISTA, C. A. R. P.; Estudo da Propagação da Trinca por Fadiga em um Aço de Baixo Carbono Submetido a Tratamentos Térmicos Intercríticos. Dissertação(Mestrado em Engenharia Mecânica),FEG/UNESP,Guaratinguetá 1993.

EFFECT OF INTERCRITICAL HEAT TREATMENT ON FATIGUE CRACK PROPAGATION IN ABNT 1010 AA.

Abstract

Fatigue crack propagation in low carbon steel is evaluated for stress amplitude equal 20KN and $R=0,33$. Intercritical heat treatment occurred at 750°, 800° and 850°C during 40 minutes followed by water cooling. Paris equation was used to obtain constants C and n .

Key - Words Fatigue crack propagation, dual phase steel, fatigue.