

FADIGA TÉRMICA DE AÇOS RÁPIDOS PARA CILINDROS DE LAMINAÇÃO A QUENTE

Cláudia Regina Serantoni da Silva ⁽¹⁾Mário Boccalini Jr. ⁽²⁾

Resumo

Estudou-se o efeito da fração volumétrica de carboneto eutético sobre a resistência à fadiga térmica de aços rápidos para cilindros de laminação a quente. Utilizaram-se ligas do sistema Fe-4Cr-V-2Mo-2W-2C. Corpos-de-prova com a geometria de discos com seção variável foram temperados e revenidos para obtenção de microdureza da matriz entre 450 HV e 500 HV. Conduziram-se ensaios de fadiga térmica por 100 e 500 ciclos. Cada ciclo envolveu aquecimento por indução da superfície até a temperatura de 600°C em 10 segundos e subsequente resfriamento em água por 45 segundos. A nucleação de trincas ocorre predominantemente na superfície do corpo-de-prova, induzida por concentradores de tensão mecânicos (rugosidade) ou metalúrgicos (interface carboneto/matriz ou no próprio carboneto). A taxa de nucleação aumenta com o aumento da fração volumétrica de carboneto eutético. A propagação de trincas ocorre predominantemente pela interface carboneto/matriz ou através do carboneto. A taxa de propagação sofre influência da distribuição de carboneto eutético: quanto maior a relação "continuidade de carbonetos/distância livre média entre carbonetos", maior a taxa de propagação de trincas. A taxa de propagação de trinca diminui com o aumento do tempo de ensaio, independentemente da fração volumétrica de carboneto eutético.

Palavras-chave: Fadiga térmica; Aço rápido; Cilindros de laminação.

Thermal fatigue resistance of high speed steel for hot rolling mill

Abstract

The effect of the volume fraction of eutectic carbides on the thermal fatigue resistance of high-speed steel for hot rolling mill was investigated. Alloys Fe-4Cr-V-2Mo-2W-2C. Disc shaped samples were quenched and tempered for obtaining matrix microhardness of 450 – 500 HV. Thermal fatigue tests were carried out for 100 and 500 cycles. Each cycle involved high frequency induction heating of the surface up to 600°C and subsequent cooling in water during 45 seconds. The nucleation of the cracks takes place mostly at the specimen surface, induced by mechanical and metallurgical stress risers. The crack nucleates at the matrix as well as at the carbide/matrix interface or at the carbide itself. The nucleation rate is influenced by the volume fraction of eutectic carbide: the higher the volume fraction, the higher the nucleation rate. The crack propagation mostly takes place at the carbide/matrix interface or through the carbide. The propagation rate is affected by the carbide distribution: the higher the "carbide continuity/mean free path among carbides" ratio, the higher the propagation rate. The propagation rate decreases with increasing test time, regardless of the volume fraction of the eutectic carbides.

Key-words: Thermal fatigue; High speed steel; Rolling mill rolls.

I INTRODUÇÃO

Os cilindros de trabalho destinados a trens de laminação de tiras a quente são, na maioria dos casos, componentes bimetálicos constituídos de uma "casca" externa de liga resistente a desgaste fundida por centrifugação (com espessura da ordem de 60mm) e um "núcleo"

de ferro fundido nodular ou de aço (fundido ou forjado).⁽¹⁾

Nas três primeiras cadeiras de laminação o desenvolvimento de ligas para a "casca" dos cilindros tem sido intenso nos últimos 20 anos, culminando com a aplicação de ligas do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V, denominadas aços rápidos ou ferros fundidos brancos multicomponentes.⁽¹⁾ O projeto de liga tem como base o aço AISI M2; aproveitando o fato de o cilindro ser conformado por fundição, aumentaram-se os teores de carbono e vanádio objetivando

⁽¹⁾ Engenheira Metalurgista, Mestre em Engenharia, Doutoranda do Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais da EPUSP/Bolsista IPT

⁽²⁾ Engenheiro Metalurgista, Doutor em Engenharia, Pesquisador Sênior da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas - IPT

aumentar a fração volumétrica de carbonetos MC.

A deterioração dos cilindros de trabalho de trens de laminação de tiras a quente é um processo complexo caracterizado pela ação simultânea de vários modos de desgaste, tais como abrasão, oxidação, adesão e fadiga térmica.^(2,3) Nas três primeiras cadeiras (temperatura mais elevada) os fenômenos de fadiga térmica e oxidação apresentam-se de forma mais intensa.

As propriedades físicas que exercem influência direta sobre o comportamento dos materiais submetidos a solicitações de fadiga térmica - dilatação e condutividade térmicas - não são alteradas em decorrência de modificações da composição química dos ferros fundidos brancos multicomponentes, ao contrário do que ocorre com a microestrutura destas ligas. Esta microestrutura, por sua vez, exerce influência importante sobre a nucleação e o crescimento de trincas de fadiga térmica.⁽⁴⁾

A influência da microestrutura tem sido estudada por meio de ensaios que simulam a variação cíclica da temperatura da superfície de cilindros de laminação a quente,⁽⁴⁾ bem como por meio de ensaios de fadiga termomecânica.⁽⁴⁾ Em ambos os casos, os resultados expressam correlações entre características quantitativas das trincas térmicas, como profundidade e densidade, e características qualitativas da microestrutura, como tipo e morfologia dos carbonetos eutéticos.

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito da microestrutura de aços rápidos para cilindros de laminação a quente sobre o seu comportamento sob fadiga térmica, abordando a influência de variáveis relativas à fração volumétrica de carboneto eutético MC.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material

Foram fundidas quatro ligas do sistema Fe-C-Cr-V-W-Mo, cujas composições são mostradas na Tabela 1. A liga AM é uma liga sem carbonetos eutéticos, com a composição química da matriz da liga V5.

As ligas foram fundidas em um forno de indução com atmosfera protetora de argônio sobre a superfície do banho. A matéria-prima utilizada consistiu principalmente de aço extra-doce e ferro-ligas. A Tabela 1 mostra a composição química das amostras fundidas. As amostras foram vazadas em moldes cerâmicos cilíndricos.

Os cilindros foram recozidos por 5 horas a 850°C para homogeneização da microestrutura bruta de fundição e diminuição da dureza, e então usinados para obtenção dos corpos-de-prova para o ensaio de fadiga térmica. Os corpos-de-prova da liga AM passaram por um tratamento adicional para dissolução de carbonetos eutéticos, precipitados em contornos de grão em decorrência de segregação, a 1250°C por 2 horas seguido de resfriamento ao ar. A Figura 1 mostra a geometria e as dimensões dos corpos-de-prova.

Os corpos-de-prova usinados foram temperados após austenitização a 1000°C por 50 minutos (resfriamento com ar forçado) e duplamente revenidos para obtenção do mesmo nível

Tabela 1. Composição química das ligas

Liga	Composição química (% em peso)				
	C	V	W	Mo	Cr
AM	0,55	0,88	1,19	1,40	2,73
V5	1,91	4,79	1,96	2,02	4,06
V6,5	2,00	6,52	2,02	2,03	4,07
V8	1,94	8,09	2,02	2,07	4,19

de microdureza da matriz: 450-500 HV. A Tabela 2 mostra o ciclo de revenimento aplicado para cada liga e os respectivos valores de microdureza da matriz. Os intervalos de variação foram calculados para um nível de confiança de 95%.

2.2 Ensaio de fadiga térmica

Os ensaios de fadiga térmica foram conduzidos em equipamento específico constituído basicamente de fonte e bobina de indução para aquecimento dos corpos-de-prova, sistema pneumático para movimentação dos corpos-de-prova, sistema de controle de tempo, sistema de controle de temperatura e tanque de água para resfriamento dos corpos-de-prova (Figura 2).

Os corpos-de-prova foram aquecidos até 600°C (temperatura máxima estimada na superfície de cilindros de laminação a quente de tiras de aço) em 10s e imediatamente resfriados em água até equalização das temperaturas da superfície e do núcleo (45 segundos). Os corpos-

Tabela 2. Ciclo de revenimento aplicado aos corpos-de-prova e respectivos valores de microdureza da matriz

Liga	Composição química (% em peso)				
	C	V	W	Mo	Cr
AM	0,55	0,88	1,19	1,40	2,73
V5	1,91	4,79	1,96	2,02	4,06
V6,5	2,00	6,52	2,02	2,03	4,07
V8	1,94	8,09	2,02	2,07	4,19

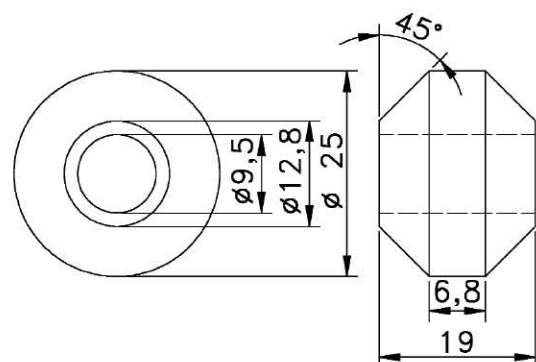


Figura 1. Geometria e dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de fadiga térmica (medidas em mm).

Tabela 2. Ciclo de revenimento aplicado aos corpos-de-prova e respectivos valores de microdureza da matriz

Liga	Ciclo de revenimento		Microdureza (HV – 50gf)
	Temperatura (°C)	Tempo (horas)	
AM	600	5	450±9,30
V5	600	5	479±8,20
V6,5	600	3,5	485±26,7
V8	600	3	492±31,9

de-prova foram transportados alternadamente do interior da bobina para o tanque de água (e vice-versa) por intermédio de sistema pneumático comandado, no aquecimento, por pirômetro de radiação e, no resfriamento, por temporizador.

Realizaram-se ensaios de fadiga térmica por 100 e 500 ciclos em dois corpos-de-prova de cada liga estudada.

Os corpos-de-prova foram caracterizados antes e após os ensaios de fadiga térmica. Antes dos ensaios, caracterizaram-se os carbonetos eutéticos (tipos, morfologia, fração volumétrica, tamanho, forma e distribuição dos carbonetos) e a microdureza da matriz. Após os ensaios, mediram-se o número e a profundidade das trincas de fadiga térmica.

Os carbonetos eutéticos foram caracterizados em microscópios óptico e eletrônico de varredura (tipo e morfologia) e em analisador de imagens Leica (fração volumétrica, tamanho, forma e distribuição). Para as medições de fração volumétrica e distribuição foram utilizados 30 campos de medição e para as medições de tamanho e forma, 15 campos de medição. Todas as medições foram realizadas utilizando aumento de 500X.

A microdureza da matriz foi medida em microdurômetro da marca Bühler com carga de 50gf.

As trincas microscópicas foram caracte-

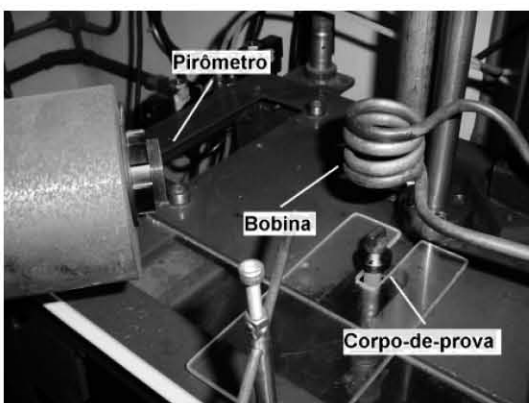


Figura 2. Vista da máquina de fadiga térmica.

terizadas qualitativamente por microscópios óptico e eletrônico de varredura (sítios de nucleação e caminho de propagação) e quantitativamente por medições de número e do tamanho das trincas. A partir desses valores, calcularam-se a densidade de trincas (trincas/mm) e a velocidade média de propagação de trinca (mm/ciclo). A densidade de trincas foi apresentada apenas para o ensaio de 100 ciclos, pois no ensaio de 500 ciclos, a camada de oxidação superficial é espessa o bastante para impedir a contabilização de trincas menores do que 10 µm.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização microestrutural

A Figura 3 mostra a microestrutura das ligas AM, V5, V6,5 e V8.

A liga V5 possui os carbonetos evidentemente concentrados na região interdendrítica. Na liga V6,5, essa distribuição é menos concentrada, embora ainda existam carbonetos interdendríticos. Na liga V8, por outro lado, os carbonetos estão distribuídos homogeneamente e não há concentração de carbonetos em regiões específicas.

A Figura 4(a) mostra a variação da fração volumétrica de carbonetos eutéticos em função do aumento do teor de vanádio e a figura 4(b) mostra os carbonetos eutéticos MC e M₂C.

A fração volumétrica total de carbonetos e a fração volumétrica de carbonetos eutéticos MC aumentam com o aumento do teor de vanádio, ao passo que a fração volumétrica de carboneto M₂C diminui. Isso ocorre, pois o vanádio é um elemento que favorece a formação do carboneto MC, aumentando a temperatura para sua formação.

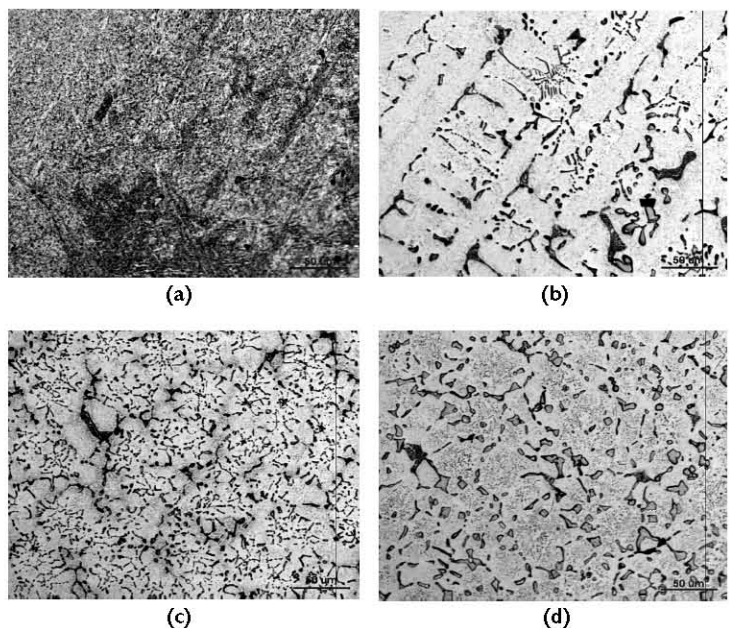


Figura 3. Microestruturas das ligas: (a) AM, (b) V5, (c) V6,5 e (d) V8. Ataque: Eletrolítico + Grosbeck. Aumento: 250X.

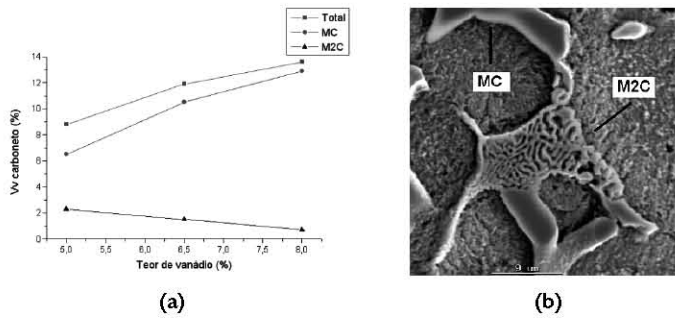


Figura 4. (a) Fração volumétrica de carbonetos eutéticos em função do teor de vanádio e (b) Microestrutura da liga V8, mostrando os carbonetos eutéticos MC e M₂C. Aumento: 3000X.

A Tabela 3 mostra características do carboneto eutético MC como diâmetro equivalente (D_{eq}) e fator de forma (F) e dos carbonetos totais, como continuidade (C) e distância média entre carbonetos (D_m). O fator de forma é proporcional à relação entre o comprimento e a largura do carboneto ($F=1$ para o círculo) e o diâmetro equivalente é proporcional à área do carboneto.

Observa-se que, à medida que aumenta o teor de vanádio, os carbonetos estão menos concentrados nas regiões interdendríticas (Figura 3) e o valor de continuidade diminui.

3.2 Trincas de fadiga térmica - nucleação

A Figura 5(a) mostra a densidade de trincas em função da fração volumétrica de carbonetos eutéticos MC, que é o carboneto predominante na microestrutura das ligas estudadas e a Figura 5(b) mostra um carboneto MC superficial trincado.

A densidade de trincas aumenta com o aumento da fração volumétrica de carbonetos. As trincas de fadiga térmica nucleiam no próprio carboneto ou na interface carboneto/matriz (Figura 5b)

Tabela 3. Continuidade, diâmetro equivalente, distância média entre carbonetos e fator de forma dos carbonetos

Liga	C (μm^2)	D_{eq} (μm)	D_m (μm)	F
V5	36,0±1,33	3,77±0,07	33,7±3,59	2,35±0,04
V6,5	31,7±1,12	3,52±0,06	26,6±2,14	2,24±0,03
V8	25,6±0,43	6,79±0,08	29,8±2,43	2,00±0,02

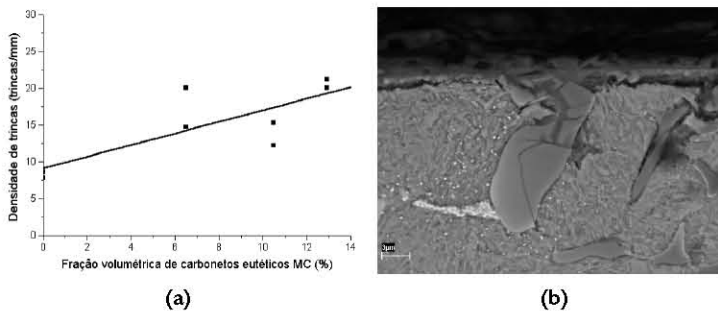


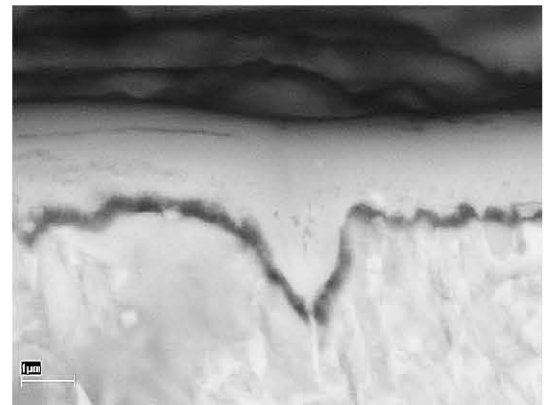
Figura 5. (a) Densidade de trincas em função da fração volumétrica de carbonetos eutéticos MC e (b) Seção transversal do corpo-de-prova da liga V5 ensaiada a 100 ciclos, mostrando um carboneto MC na superfície do corpo-de-prova trincado.

devido à concentração de microtensão nos carbonetos e na interface carboneto/matriz⁽⁴⁾. Dessa forma, aumentando a fração volumétrica de carbonetos, aumenta a quantidade de concentradores de tensão (sítios para a nucleação das trincas de fadiga térmica) e, portanto, aumenta a nucleação de trincas. Embora os carbonetos eutéticos e a interface carboneto/matriz sejam sítios preferenciais para a nucleação de trincas, sua ausência não impede a nucleação, uma vez que foram encontradas trincas na matriz de todas as ligas após o ensaio de 100 ciclos, inclusive na liga AM (Figura 6(a) e (b)).

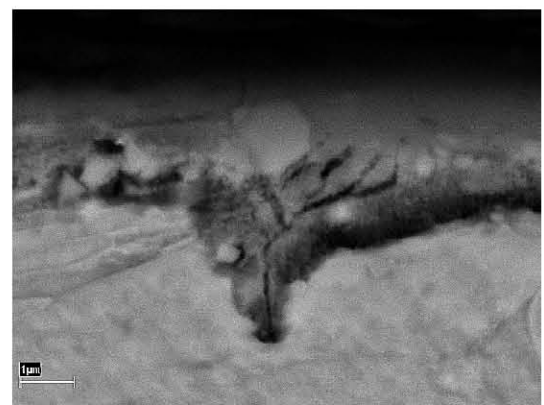
3.3 Trincas de fadiga térmica - propagação

As Figuras 7(a) e (b) mostram a variação da velocidade média de propagação de trinca dos corpos-de-prova ensaiados por 100 e 500 ciclos e a propagação de trinca pela interface carboneto/matriz, respectivamente.

A Figura 7(a) mostra que, no ensaio de 100 ciclos, a velocidade de propagação de trinca

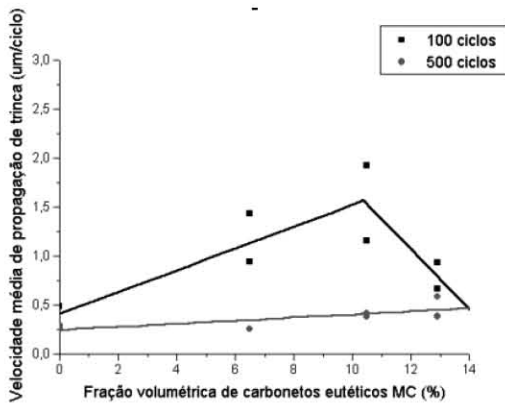


(a)

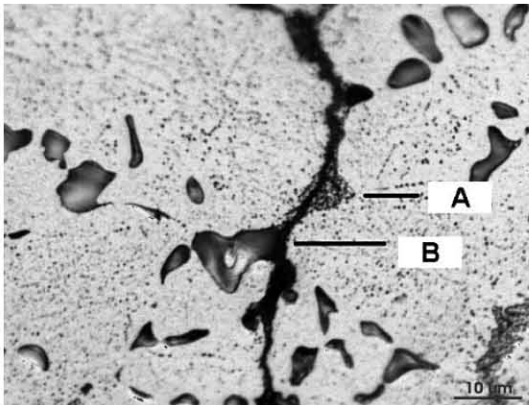


(b)

Figura 6. Trincas nucleadas na matriz (a) liga AM e (b) liga V8



(a)



(b)

Figura 7. (a) Velocidade média de propagação de trinca em função da fração volumétrica de carbonetos eutéticos MC e (b) Seção transversal do corpo-de-prova da liga V6,5 ensaiado a 500 ciclos, mostrando o caminho de propagação de trinca: A - pela interface carboneto M2C/matriz e B - pela interface carboneto MC/matriz.

aumenta da liga V5 para a liga V6,5 e então diminui para a liga V8. Isto é, a propagação não apresenta relação direta com a fração volumétrica de carbonetos. Da mesma forma, tomando os parâmetros de forma isoladamente (Tabela 3), não se verifica relação com a velocidade média de

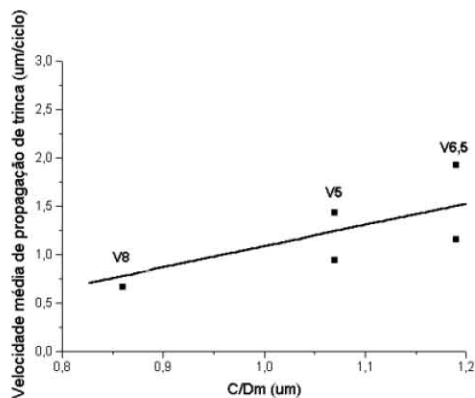


Figura 8. Velocidade média de propagação de trinca em função da relação C/D_m .

propagação. No entanto, tomando a relação C/D_m , observa-se uma tendência de aumento da velocidade média de propagação de trinca com o aumento da relação C/D_m . No ensaio de 500 ciclos, não há influência da microestrutura sobre a velocidade média de propagação de trinca.

A Figura 8 mostra a velocidade média de propagação de trinca em função da relação C/D_m .

A Figura 8 mostra que a velocidade média de propagação aumenta com o aumento da relação C/D_m . Assim, para altos valores de continuidade de carbonetos e/ou para baixos valores de distância entre carbonetos, a propagação de trinca é facilitada.

A Figura 7 mostra ainda que a velocidade média de propagação é menor no ensaio de 500 ciclos, indicando que a taxa instantânea de propagação de trinca é elevada no início do ensaio, mas diminui à medida que a trinca propaga para longe da superfície do corpo-de-prova. Além disso, a influência da microestrutura sobre a velocidade média de propagação de trinca diminui com o tempo de ensaio. Este resultado é característico do processo de fadiga térmica, pois a intensidade dos campos tensão-deformação-temperatura num corpo sujeito à fadiga térmica decresce com o aumento da distância em relação à superfície do corpo-de-prova. Dessa forma, a força motora para propagar uma trinca de fadiga térmica diminui à medida que a trinca propaga e sua ponta se afasta da superfície.

4 CONCLUSÕES

- A nucleação de trincas de fadiga térmica ocorre predominantemente na superfície do corpo-de-prova, induzidas por concentradores de tensão mecânicos e metalúrgicos. As trincas nucleiam na matriz (a rugosidade age como concentrador mecânico) e nos carbonetos (interface carboneto/matriz ou no próprio carboneto). A taxa de nucleação sofre influência da fração volumétrica de carboneto eutético (seu aumento promove aumento da taxa de nucleação).
- A propagação de trincas ocorre predominantemente pela interface carboneto/matriz ou através do carboneto. A taxa de propagação sofre influência da distribuição de carboneto eutético. Quanto maior a relação C/D_m , maior a taxa de propagação de trincas.
- A taxa de propagação de trinca diminui com o aumento do tempo de ensaio, independentemente da fração volumétrica de carboneto eutético.

Agradecimentos

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo - FAPESP, pelo suporte financeiro à realização deste trabalho.

À Aços Villares - Sidenor, pelo suporte à realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

1. BOCCALINI JR., M., SINATORA, A., MATSUBARA, Y. Overview: high speed steels for hot rolling mill rolls, In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 37., 2000, Curitiba. **Anais...** São Paulo: ABM, 2000. p.587-596.
2. RYU, J.H.; KWON, O.; LEE, P.J.; KIM, Y.M. Evaluation of the finishing roll surface deterioration at hot strip mill. **ISIJ International**, Tokyo, v.32, n.11, p. 1221-1223, 1992.
3. SPUZIC, S.; STRAFFORD, K.N.; SUBRAMANIAN, C.; SAVAGE, G. Wear of hot rolling mill rolls: an overview. **Wear**, v.176, n.2, p. 261-271, Aug. 1994.
4. WISNIEWSKI, A. LIEURADE, H.P., WERQUIN, J.C., DJEBAILI, H., CIZERON, G. Role of carbide-forming elements on the thermal fatigue behaviour of a steel grade used for hot-rolling mill rolls. **Mémoires et Études Scientifiques Revue Métallurgie**, Paris, v.88, n.6, p.356-63, Jun. 1991.
5. LIEURADE, H.P.; DIAS, A.; GIUSTI, J.; WISNIEWSKI, A. Experimental simulation and theoretical modelling of crack initiation and propagation due to thermal fatigue. **High Temperature Technology**, v. 8, n. 2, p. 137-145, May 1990.
6. LEE, S.; KIM, D.Y.; RYU, J.H. SHIN, K. Correlation of microstructure and thermal fatigue property of three work rolls. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.28, n.12., p. 2595-608, Dec. 1997.
7. SILVA, C.R.S. **Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multi-componentes**. São Paulo, 2003. 131p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2003.

Recebido em: 24/02/05

Aceito em: 06/09/05

Proveniente de: CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 59., 2004, São Paulo - SP. São Paulo : ABM, 2004.