



CIDIHWO

La Habana, del 23 al 26 de septiembre de 1997

513
PUNENCIA

III Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica

Instituto Superior Politécnico José Martí de la Habana

INFLUÊNCIA DA AUSTENITA RETIDA NAS PROPRIEDADES DE FADIGA POR FLEXÃO EM CAMADA CEMENTADA DE AÇO SAE 8620

V. Ferreira da Silva; W.W. Bose Filho; O.R. Crnkovic; L. de Campos Franceschini Canale
Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos
Universidade de São Paulo, São Carlos, SP, Brasil

PALAVRAS CHAVES

Fadiga por flexão, camada cementada, austenita retida, aço SAE 8620

RESUMO

Foi realizado um estudo preliminar da influência da austenita retida nas propriedades de fadiga por flexão em camada cementada de aço SAE 8620. Utilizou-se corpos de prova cementados com quatro níveis diferentes de austenita retida na microestrutura da camada cementada. A variação da quantidade de austenita retida foi obtida através de diferentes tratamentos térmicos após cementação. O teor de austenita retida foi medido através da técnica de raio-x. Os corpos de provas foram submetidas a ensaios de fadiga por flexão à quatro pontos, com razão de tensões $R=0,1$. Foram utilizados três níveis de tensão máxima na região de baixo ciclo. Como resultados foram obtidos curvas S-N, da região de fadiga de baixo ciclo (alta tensão).

INTRODUÇÃO

Aços cementados apresentam uma combinação microestrutural que resulta em elevada dureza superficial, resistência mecânica, resistência à fadiga e resistência ao desgaste. Esta combinação de propriedades torna os aços cementados material escolhido para confecção de componentes mecânicos sujeitos à elevadas tensões e solicitações cíclicas, tais como, eixos, mancais e engrenagens [1]. Em particular, a resistência à fadiga por flexão em camadas cementada tem sido tratada em diversos trabalhos recentes [2-9]. A fadiga por flexão tem grande importância no projeto de engrenagens, para prevenção de falhas por fadiga de flexão na raiz dos dentes [10].

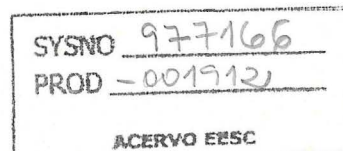
A microestrutura dos aços cementados é bastante complexa, pois o teor de carbono varia de cerca de 1,0% na superfície até cerca de 0,2% no núcleo. Próximo da superfície a microestrutura é formada de martensita de alto carbono revenida, austenita retida e carbonetos. No núcleo a microestrutura é formada geralmente de martensita de baixo carbono revenida.

A presença de austenita retida na microestrutura da camada cementada, tem como principal fator o alto teor de carbono, que impede a transformação de toda austenita em martensita durante a têmpera, devido ao abaixamento da faixa de temperatura de transformação martensítica M_s-M_f [11].

A austenita retida é uma fase dúctil e sua presença na microestrutura é ainda um assunto bastante polêmico entre pesquisadores [12,13]. Altos teores de austenita retida na camada cementada podem diminuir a resistência ao desgaste por pites ou fadiga de contato em engrenagens [14]. Porém, muitos autores sugerem o efeito benéfico da austenita retida na camada cementada durante solicitações cíclicas, devido a transformação induzida por deformação de parte da austenita em martensita [10,15].

O teor de austenita retida na camada cementada pode variar em função do ciclo de cementação e tratamentos térmicos utilizados. Portanto, a influência da austenita retida nas propriedades da camada cementada esta diretamente ligada a quantidade e distribuição desta na microestrutura, bem como, ao tipo de solicitação mecânica sofrida pela peça cementada.

Este trabalho tem como objetivo o estudo preliminar da influência da austenita retida nas propriedades de fadiga por flexão em camadas cementada de aço SAE 8620, através da



avaliação do comportamento em fadiga por flexão de camadas cementadas com quatro níveis diferentes de austenita retida na microestrutura.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.

Foi utilizado um aço para construção mecânica SAE 8620, proveniente de uma barra laminada à quente de 19mm de diâmetro. A composição química do material é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço SAE 8620.

Elemento	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S
% em peso	0,22	0,84	0,26	0,48	0,53	0,16	0,018	0,021

Foram confeccionados quarenta corpos de prova da região central da barra, com dimensões de 100x10x8 após retificados. Os corpos de prova foram separados em quatro grupos denominados A, B, C e D e submetidos a quatro ciclos diferentes de cementação e tratamentos térmicos. Os ciclos de cementação e tratamentos térmicos são descritos na Tabela 2.

Tabela 2 - Ciclos de cementação e tratamentos térmicos

Grupo	Ciclo	Temperatura (°C)	Tempo (minutos)
A	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Austenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
	Revenimento	160	120
B	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Austenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
	Revenimento	240	120
C	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Martêmpera	160	20
	Pré-aquecimento	400	40
	Reaustenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
D	Revenimento	160	120
	Pré-aquecimento	400	40
	Cementação	930	180
	Austenitização	840	20
	Martêmpera	160	20
	1° Revenimento	160	120
	Sub-zero	-190	20
2° Revenimento	160	120	

Amostras dos corpos de prova cementados foram submetidas à análise metalográfica da região do núcleo, superfície e sub-superfície da camada cementada. Foram medidos o tamanho de grão austenítico e profundidade efetiva da camada cementada, profundidade em que a dureza é

50HRC, segundo ASM [16]. Também foi obtido o perfil de austenita retida da camada cementada para as amostras dos corpos de prova dos grupos A, B, C e D, através de difração de raio-x, utilizando o método da comparação direta [17].

Ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos foram realizados utilizando uma máquina servo-hidráulica MTS-810, de 250kN. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, com controle de carga e onda senoidal com frequência de 3Hz. O dispositivo de ensaio de fadiga por flexão em quatro pontos utilizado possuía distância entre os apoios internos de 10,0mm e distância entre os apoios externos de 80,0mm.

Foram utilizados três níveis diferentes de amplitude de tensão durante os ensaios. A Tabela 3 apresenta as amplitudes de tensão ($\Delta\sigma$), razão de tensões ($R=\sigma_{min}/\sigma_{max}$) e tensão máximas na superfície (σ_{max}) utilizadas nos ensaios.

Tabela 3 - Amplitude de tensão ($\Delta\sigma$), tensão máxima (σ_{max}) e razão de tensões ($R=\sigma_{min}/\sigma_{max}$).

$\Delta\sigma$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	$R=\sigma_{min}/\sigma_{max}$
1107	1230	0,1
1181	1312	0,1
1255	1394	0,1

Os ensaios de fadiga em quatro pontos foram realizados até o rompimento dos corpos de prova. Foram obtidas curvas tensão em função do número de ciclos (S-N) para a região de baixo ciclo.

RESULTADOS

As microestruturas dos núcleos dos corpos de prova dos grupos A, B, C e D são compostas de martensita de baixo carbono revenida e ferrita. As microestruturas das camadas cementadas dos grupos A, B, C e D são compostas basicamente de martensita de alto carbono revenida, austenita retida e carbonetos. As amostras dos grupos A e C apresentaram maior quantidade de austenita retida. A amostra do grupo D apresentou a menor quantidade de austenita retida. A amostra do grupo C apresentou carbonetos esféricos finamente dispersos na microestrutura. Os resultados da dureza superficial, dureza do núcleo, profundidade efetiva da camada cementada e tamanho de grão austenítico dos corpos de prova dos grupos A, B, C e D, são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 - Dureza superficial, dureza do núcleo, profundidade efetiva da camada cementada e tamanho de grão austenítico para os corpos de prova dos grupos A, B, C e D.

Grupo	Dureza Superficial (HRC)	Dureza do Núcleo (HRC)	Prof. Efetiva da Camada (mm)	Tamanho de Grão (μm)
A	62,0	44,7	1,5	9,2
B	59,6	43,9	1,1	8,8
C	61,7	43,7	1,2	6,8
D	63,7	44,1	1,2	8,7

O resultado das análises de austenita retida da camada cementada das amostras dos corpos de prova dos grupos A, B, C e D, obtidos por difração de raio-x, são apresentados na Figura 1. Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão em quatro pontos, para os quatro grupos de amostras em três níveis de tensão, são apresentados na Figura 2.

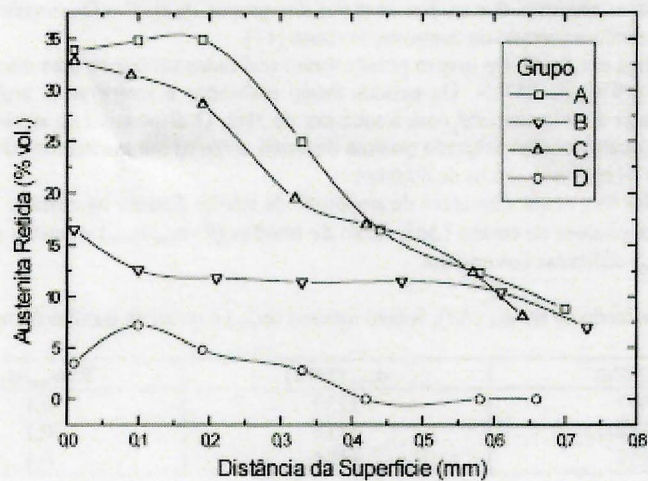


Figura 1 - Perfis de austenita retida na camada cementada para os corpos de prova dos grupos A, B, C e D. Medições feitas por raio-x, método da comparação direta [17].

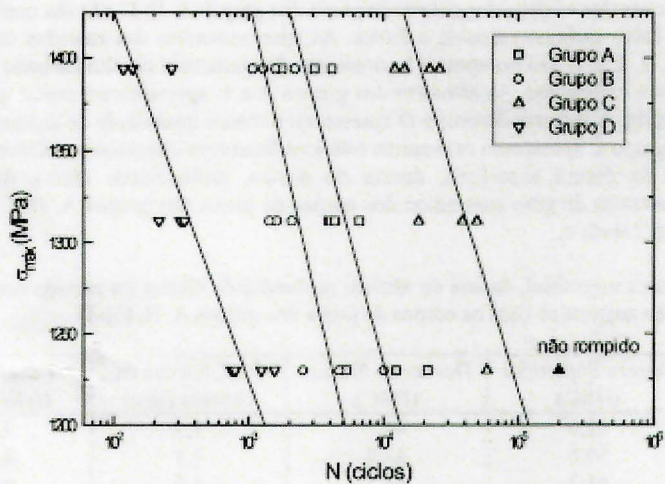


Figura 2 - Curvas S-N para os quatro grupos de corpos de prova. Região de fadiga de baixo ciclo (altas tensões). Ensaio realizado com $R=0,1$, utilizando tensões máximas de 1230, 1312 e 1394MPa.

DISCUSSÃO

A microestrutura da camada cementada apresentou diferenças para os quatro grupos de cementação e tratamentos térmicos, enquanto que a microestrutura do núcleo ficou praticamente igual, formada basicamente de martensita de baixo carbono revenida e alguma ferrita. O aparecimento de ferrita se deve ao fato de que a austenitização à 840°C está dentro da zona intercrítica hipoeutetóide (ferrita e austenita) para o núcleo que tem 0,2% de carbono. Portanto, somente a austenita é transformada em martensita durante a têmpera.

A microestrutura da camada cementada do grupo A apresentou grande quantidade de austenita retida, aproximadamente 35% próximo à superfície. O revenimento à 160°C apenas propiciou o alívio de tensões da microestrutura e formação de carbonetos de transição.

A microestrutura da camada cementada do grupo B apresentou aproximadamente 12% de austenita retida próximo à superfície. O revenimento à 240°C propiciou a transformação de parte da austenita retida em martensita e a transformação de carbonetos de transição em cementita.

A camada cementada do grupo C apresentou uma microestrutura refinada, com menor tamanho de grão austenítico (6,8µm), grande quantidade de austenita retida, aproximadamente 32% próximo à superfície, e carbonetos globulares finamente dispersos. A reaustenitização a 840°C, zona intercrítica hipereutetóide (austenita e cementita), propiciou o refinamento da microestrutura, bem como a formação de carbonetos dispersos.

A microestrutura da camada cementada do grupo D apresentou pouca austenita retida, aproximadamente 5% próximo à superfície. O tratamento sub-zero propiciou a transformação de boa parte da austenita retida que restou depois da têmpera.

O grupo C apresentou o melhor desempenho nos ensaios de fadiga por flexão à quatro pontos. O grupo A apresentou o segundo melhor desempenho, seguido do grupo B. O grupo D apresentou o pior desempenho nos ensaios.

Os resultados obtidos nas curvas S-N, mostraram que os grupos com maior teor de austenita retida na microestrutura da camada cementada apresentaram melhores desempenho em fadiga por flexão (fadiga de baixo ciclo). Este comportamento pode ser atribuído à transformação induzida por deformação da austenita retida em martensita em fadiga de baixo ciclo. Panhans e Fournelle [18], e Zaccone et al. [15] observaram a ocorrência dessa transformação em ensaios de fadiga de baixo ciclo.

O desempenho superior obtido pelo grupo C, deveu-se também à microestrutura refinada obtida através do tratamento de reaustenitização. Este tratamento resultou em alto teor de austenita retida, porém, finamente dispersa na microestrutura, além de menor tamanho de grão e carbonetos dispersos.

O tratamento sub-zero, utilizado no grupo D, apesar de aumentar a dureza superficial da camada cementada, não é recomendável para utilização em peças cementadas sujeitas à solicitações em fadiga de baixo ciclo.

CONCLUSÕES

1. A presença de austenita retida na microestrutura da camada cementada melhora o desempenho em fadiga de baixo ciclo por flexão de peças cementadas.
2. O mecanismo de transformação induzida por deformação da austenita retida em martensita é o principal responsável pelo aumento da resistência à fadiga de baixo ciclo por flexão em peças cementadas.
3. A cementação com tratamento térmico de reaustenitização produz uma microestrutura da camada cementada altamente resistente a fadiga de baixo ciclo por flexão.
4. A cementação com tratamento sub-zero diminui a resistência à fadiga de baixo ciclo por flexão.

REFERÊNCIAS

1. KRAUSS, G. Microstructure, residual stresses and fatigue of carburised steels. In: Quenching and Carburising, Melbourne, 1991. *Proceedings*. London, The Institute of Materials, 1993, p.205-225.
2. COHEN, R.E.; HAAGENSEN, P.J.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. Assessment of bending fatigue limits for carburized steel. *SAE Technical Paper Series*, n.910140, 1991.
3. COHEN, R.E.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. Specimen edge effects on bending fatigue of carburized steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.1, n.5, p.695-703, Oct. 1992.
4. HYDE, R.S.; COHEN, R.E.; MATLOCK, D.K.; KRAUSS, G. Bending fatigue crack characterization and fracture toughness of gas carburized SAE 4320 steel. *SAE Technical Paper Series*, n.920534, 1992.
5. HYDE, R.S.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K. Phosphorus and carbon segregation: effects on fatigue and fracture of gas-carburized modified 4320 steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.25A, n.6, p.1229-1240, Jun. 1994.
6. HYDE, R.S.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K. The effect of reheat treatments on fatigue and fracture of carburized steels. *SAE Technical Paper Series*, n.940788, 1994.
7. PACHECO, J.L.; KRAUSS, G. Microstructure and high bending fatigue strength in carburized steel. *Journal of Heat Treating*, v.7, n.2, 1989, p.77-86.
8. SIEBER, R. Bending fatigue performance of carburized gear steels. *SAE Technical Paper Series*, n.920533, 1992.
9. MEDLIN, D.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K.; BURRIS, K.; SLANE, M. Comparison of single gear tooth and cantilever beam bending fatigue testing of carburized steel. *SAE Technical Paper Series*, n.950212, 1995.
10. KRAUSS, G. Microstructure and performance of carburized steel, part III: austenite & fatigue. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.3, p.42EE-42II, Sep. 1995.
11. PARRISH, G. *The influence of microstructure on the properties of case-carburized components*. Ohio, ASM, 1980.
12. FARIA, J.V.; MUNHOZ JR., D. Efeito da austenita retida nas propriedades de fadiga de aços cementados - uma breve revisão. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DE ENGENHAGENS, 3., São Paulo, 1990. *Anais*. São Paulo, ABM, 1990. p.163-183.
13. PARRISH, J. Retained austenite: new look at an old debate. *Advanced Materials & Processes*, v.145, n.3, p.25-28, Mar. 1994.
14. FARIA, J.V. *Desenvolvimento de um método de ensaio de fadiga de contato de engrenagens*. São Paulo. 149p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1993.
15. ZACCONE, M.A.; KELLEY, J.B.; KRAUSS, G. Fatigue and strain-hardening of high carbon martensite-austenite composite microstructures. In: Heat Treatment '87, London, 1987. *Proceedings*. London, The Institute of Metals, 1988. p.93-101.
16. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals Handbook - Heat Treating*. 9 ed. Ohio, 1988, v.4.
17. CULLITY, B.D. *Elements of x-ray diffraction*. 2 ed. Reading, Addison - Wesley, 1978.
18. PANHANS, M.A.; FOURNELLE, R.A. High cycle fatigue resistance of AISI E9310 carburized steel with two different levels of surface retained austenite and surface residual stress. *Journal of Heat Treating*, v.2, n.1, 1981. p.54-61.