



8º CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECANICA Cusco, 23 a 25 de Outubro de 2007

Trabajo Código 1060

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO SAE 5160 SOB CARREGAMENTO MONOTÔNICO E CÍCLICO

Couto A.A.^(1,2), Andrade A.H.P.⁽¹⁾, Zepter P.G.⁽³⁾, Carvalho G.V.⁽²⁾, Cabral A.⁽²⁾, Colósio M.A.⁽⁴⁾, Vatauvuk J.⁽²⁾

(1) IPEN-CNEN/SP, Av. Lineu Prestes, 2242, São Paulo, Brasil, (2) Universidade Presbiteriana Mackenzie, Rua da Consolação, 930, São Paulo, Brasil, (3) CEFET, São Paulo, Brasil, (4) GM do Brasil, São Paulo, Brasil
acouto@ipen.br, acouto@mackenzie.com.br, aandrade@ipen.br.

RESUMO

O aço SAE 5160 possui 0,6 % de Carbono e 1 % Cromo, e é utilizado em barra estabilizadora de direção de veículos automotivos. O material nas condições temperado e revenido, e austemperado teve suas propriedades mecânicas em tração, dureza e fadiga determinadas e a sua microestrutura caracterizada por microscopia óptica. As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tração e em fadiga foram também observadas por Microscopia Eletrônica de Varredura. As microestruturas observadas nas condições temperado e revenido, e austemperado foram a martensita revenida e a bainita, respectivamente. A condição de tratamento térmico que apresentou a maior resistência mecânica foi a austêmpera, atingindo valores acima de 1.000 MPa. Em todas as superfícies dos corpos-de-prova fraturados em tração foi observada a presença de microcavidades, característica de fratura dúctil. Contudo, na condição austemperada, estas microcavidades mostraram um aspecto alongado. Os limites de fadiga obtidos para o aço SAE 5160 tanto na condição temperado e revenido como na condição austemperado apresentaram valores similares, ao redor de 370 MPa. Contudo, a curva S-N na condição temperada e revenida apresentou aspectos diferentes da condição austemperada para fadiga de baixo ciclo. Enquanto que na condição temperada e revenida observou-se nos corpos-de-prova fraturados em fadiga a presença de múltiplas trincas radiais que se propagaram da periferia para o centro, na condição austemperada ocorreu uma frente linear de propagação de trinca a partir da superfície até a região central dos corpos-de-prova.

PALAVRAS-CHAVE: Aço SAE 5160, Têmpera, Revenimento, Austêmpera, Fadiga

INTRODUÇÃO

Existe uma pressão crescente na indústria automotiva para reduzir o tempo gasto com novos projetos de fabricação. Ao mesmo tempo é necessário que os veículos desenvolvidos possuam atributos tais como durabilidade e baixo peso a fim de permanecer competitivo. É geralmente reconhecido que estes objetivos são dificilmente alcançados dentro do tempo disponível ao desenvolvimento do programa. Portanto, projetistas e engenheiros estão sendo desafiados, constantemente, a projetar e desenvolverem componentes que atinjam alto desempenho [1-3]. Para os materiais estruturais, além do requisito de uma relativamente elevada relação resistente mecânica/peso e a custo razoável, devem-se incluir a necessidade destes materiais serem resistentes à fadiga, quando aplicada em estruturas submetidas a carregamentos cíclicos. Assim, para um projeto de um componente ser mais seguro, é importante conhecer e quantificar os fatores que influenciam a resistência à fadiga do material usado [4-8].

O material utilizado neste estudo é o aço SAE 5160, com 0,6% de Carbono e microligado ao Cromo, aplicado como barra estabilizadora de direção de veículos automotivos. Este material encontra-se no estado normalizado [9-11]. Na aplicação como barra estabilizadora, este aço é submetido a tratamento térmico de têmpera e revenimento a partir do estado normalizado. O aço SAE 5160, na condição temperado e revenido, apresenta propriedades adequadas para utilização como barra estabilizadora. Contudo, as propriedades deste aço podem, eventualmente, ser melhoradas com a execução de tratamentos térmicos distintos do convencional têmpera e revenimento. Mais recentemente, muitos componentes de aço para aplicações estruturais vêm sendo submetidos ao tratamento térmico de austêmpera.

Diante disto, o objetivo deste trabalho é estudar o comportamento mecânico do aço SAE 5160 após tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, e de austêmpera. O material nas diferentes condições de tratamento térmico terá as suas propriedades mecânicas em tração e dureza obtidas e a sua microestrutura caracterizada por microscopia óptica. Os ensaios de fadiga do material, nas duas condições de tratamento térmico, serão executados em ciclos de tensão reversa, visando assim à obtenção de curva S-N (tensão versus número de ciclos). As superfícies de fratura de todos os corpos-de-prova ensaiados serão observadas por microscopia eletrônica de varredura.

MATERIAIS E MÉTODOS

O aço estudado neste trabalho é o aço baixa liga SAE 5160, cuja composição é apresentada na tabela 1. O material no estado como recebido encontra-se no formato de barras chatas de 1,50 m de comprimento e seção retangular de (1,50 x 10) cm. A partir destas barras, foram preparados corpos-de-prova para ensaios de tração e de fadiga. Inicialmente, as barras foram cortadas com serra de fita em pequenas barras de 160 mm de comprimento e seção aproximadamente quadrada de 15 mm. A seguir as barras foram torneadas numa seção circular de 12 mm de diâmetro. A partir destas pequenas barras circulares foram usinados os corpos-de-prova para ensaios de tração e de fadiga do aço SAE 5160 no estado normalizado (como recebido), conforme desenhos esquemáticos mostrados nas figuras 1 e 2. Após a usinagem, amostras para caracterização microestrutural e corpos-de-prova para os ensaios de tração e fadiga, foram submetidos a tratamentos térmicos de têmpera (austenitização a 850 C e resfriamento em óleo) e revenimento (380 C/2 h) e austêmpera (austenitização a 850 C, resfriamento e manutenção em banho de sais fundidos a 350 C/ 1 h).

Tabela 1: Composição química do aço SAE 5160.

Elemento	C	Si	Mn	S	P	Cr	Al	Fe
Porcentagem	0,63	0,19	0,80	0,010	0,021	0,75	0,041	Balanço

Após a execução dos tratamentos térmicos (têmpera e revenimento, e austêmpera), amostras nas condições normalizada (como recebida), temperada e revenida, e austemperada tiveram suas microestruturas analisadas por microscopia óptica num microscópio óptico Olympus acoplado a um sistema digitalizador de imagens Arotec. Os ensaios de tração dos corpos-de-prova nas condições temperado e revenido, e austemperado foram executados numa máquina universal de ensaios, utilizando-se célula de carga de 100.000 kN e velocidade de travessão de 5 mm/min. Foram ensaiados três corpos-de-prova em tração para cada condição de tratamento térmico. Medidas de dureza Rockwell C foram também determinadas em amostras de todas as condições de tratamento térmico. Em cada amostra foram feitas cinco medidas de dureza. Os ensaios de fadiga foram executados em uma máquina de ensaios flexo-rotativa utilizando-se ciclos de tensão reversa. Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga foram plotados a fim de se

obter as curvas S-N As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tração foram observadas num microscópio eletrônico de varredura Philips.

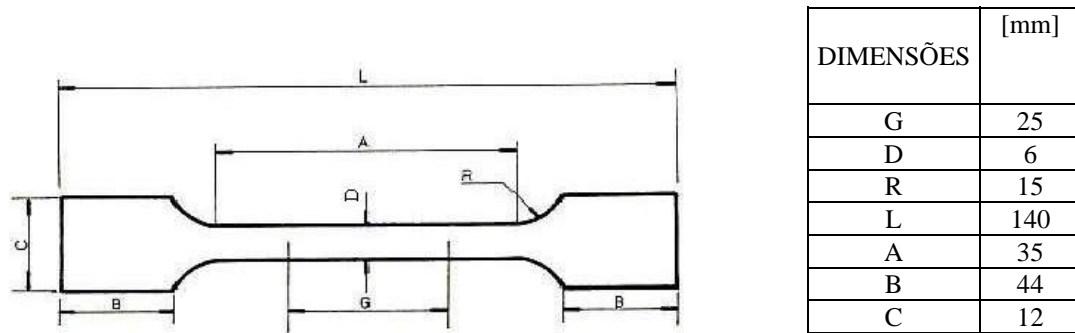


Figura 3: Representação esquemática do corpo-de-prova para ensaio de tração.

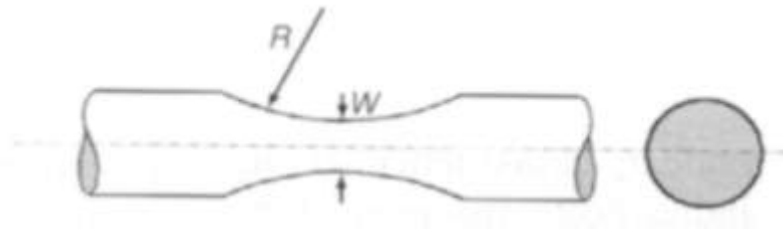


Figura 4: Corpo-de-prova para ensaios de fadiga na máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa. Diâmetro do corpo-de-prova = 12 mm e W=8 mm.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na figura 5 são apresentadas as micrografias típicas das amostras do aço SAE 5160 nas condições temperado e revenido, e austemperado. As microestruturas presente nas condições temperada e revenida, e austemperada são martensita revenida e bainita, respectivamente. As observações por microscopia óptica das amostras temperada e revenida, e austemperada evidenciaram microestruturas típicas de cada uma das condições de tratamento térmico. Os resultados de propriedades mecânicas em tração e medidas de dureza são apresentados na tabela 2. Nota-se nos resultados de propriedades mecânicas que a condição com maior resistência mecânica é a austemperada. A resistência mecânica do aço SAE 5160 na condição temperada e revenida apresentou valores bem abaixo do esperado, apesar dos valores de dureza nesta condição não estarem relativamente tão baixos. Este fato pode ser devido provavelmente à presença de uma microestrutura martensítica revenida numa temperatura relativamente alta. Com relação à ductilidade, não houve diferenças significativas entre os valores de deformação atingidos pelos corpos-de-prova temperados e revenidos, e austemperados.

Tabela 2: Propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração e medidas de dureza do aço SAE 5160 nas condições de tratamento térmico: normalizado, temperado e revenido, e austemperado.

Condição	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência [MPa]	Alongamento [%]	Dureza Rockwell [HR _C]
Temperado e Revenido	715 ± 43	832 ± 46	23,3 ± 0,6	43 ± 2
Austemperado	903 ± 33	1.019 ± 37	25,3 ± 0,6	47 ± 2

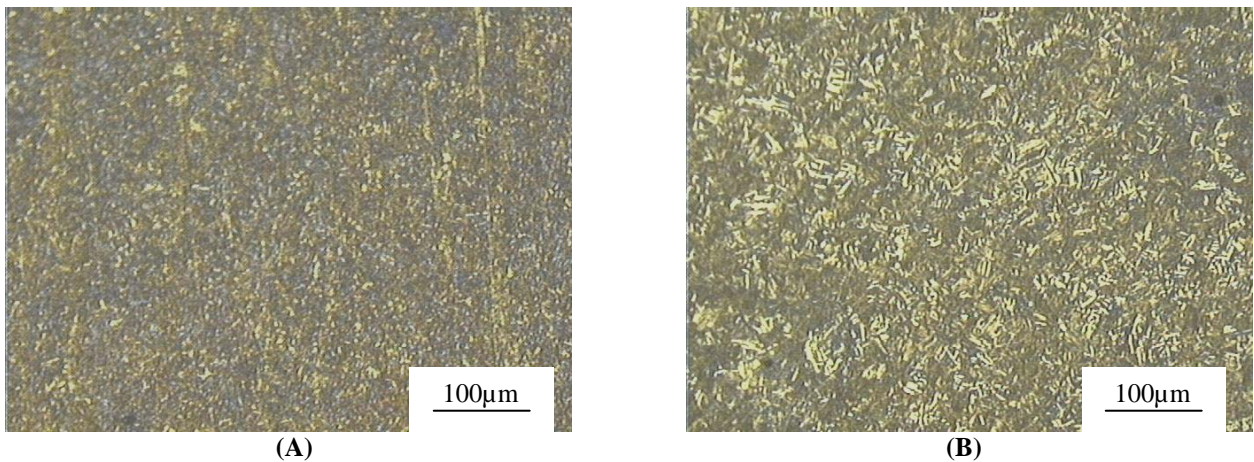


Figura 5: Microestruturas típicas do aço SAE 5160 nas condições: (A) temperado e revenido; e (B) austemperado.

Nas figuras 6 e 7 são mostradas as superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tração. As fractografias mostradas na figura 6 são típicas dos corpos-de-prova temperados e revenidos. Nota-se uma fratura com aspecto dúctil, evidenciando predominantemente a presença de microcavidades. As superfícies de fratura dos corpos-de-prova austemperados, mostradas na figura 7, já apresentam aspectos diferentes dos observados na condição temperado e revenido. Na imagem em aumento mais baixo (figura 7(A)), pode-se observar a ocorrência de trincas grosseiras ao longo de toda a superfície de fratura. Na imagem em maior aumento (figura 7(B)), além das microcavidades com formato esférico, nota-se, em detalhe, também a presença de microcavidades alongadas ao longo de toda a superfície de fratura, possíveis de serem observadas também na figura 7(A). Estas microcavidades podem estar relacionadas à morfologia da cementita (Fe_3C) presente na estrutura bainítica, evidenciada nas regiões claras da figura 5(B).

Na figura 8 foi colocada num mesmo sistema de coordenadas a tensão máxima do ciclo de tensão reversa versus o logaritmo do número de ciclos até a ruptura, obtidos nos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova do aço SAE 5160 temperado e revenido, e austemperado. Os ensaios de fadiga dos corpos-de-prova que suportaram 10^7 ciclos ou mais foram interrompidos sem fraturar. A partir destes pontos colocados no gráfico, foram ajustadas curvas S-N com uma função de decaimento exponencial para as duas condições de tratamento térmico investigadas: temperado e revenido, e austemperado. Nota-se nesta figura que para os dois tratamento térmicos, o limite de fadiga é de aproximadamente 370 MPa. Contudo, a maneira como as curvas S-N para cada tratamento térmico varia com o ciclo de tensão apresenta uma diferença básica em baixo ciclo. O aço temperado e revenido para baixo ciclo ($< 10^5$ ciclos) rompe com um número de ciclos menor do que o aço austemperado.

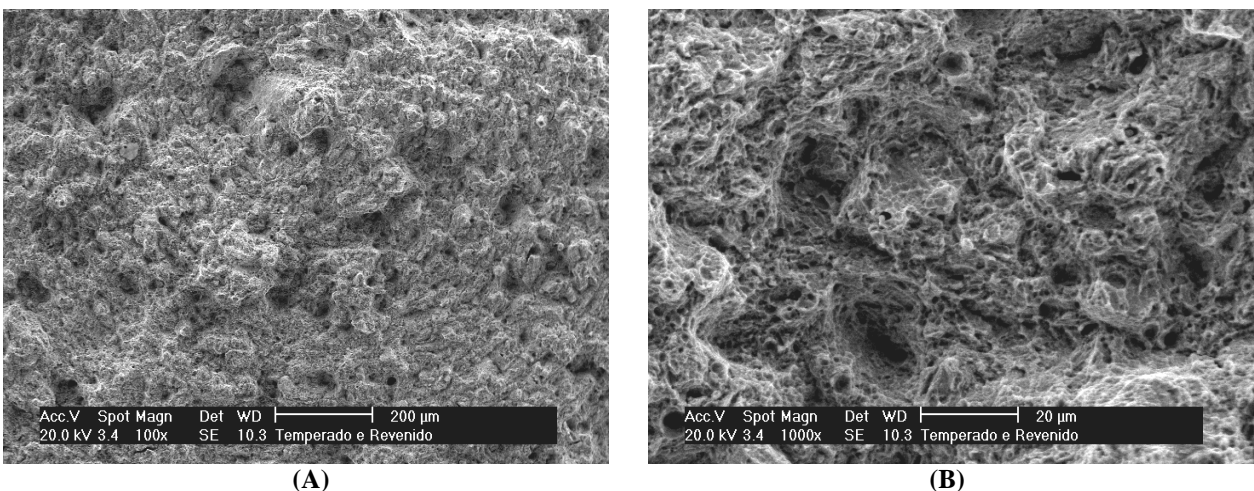


Figura 6: Superfície de fratura típicas dos corpos-de-prova do aço SAE 5160 na condição temperado e revenido, ensaiados em tração.

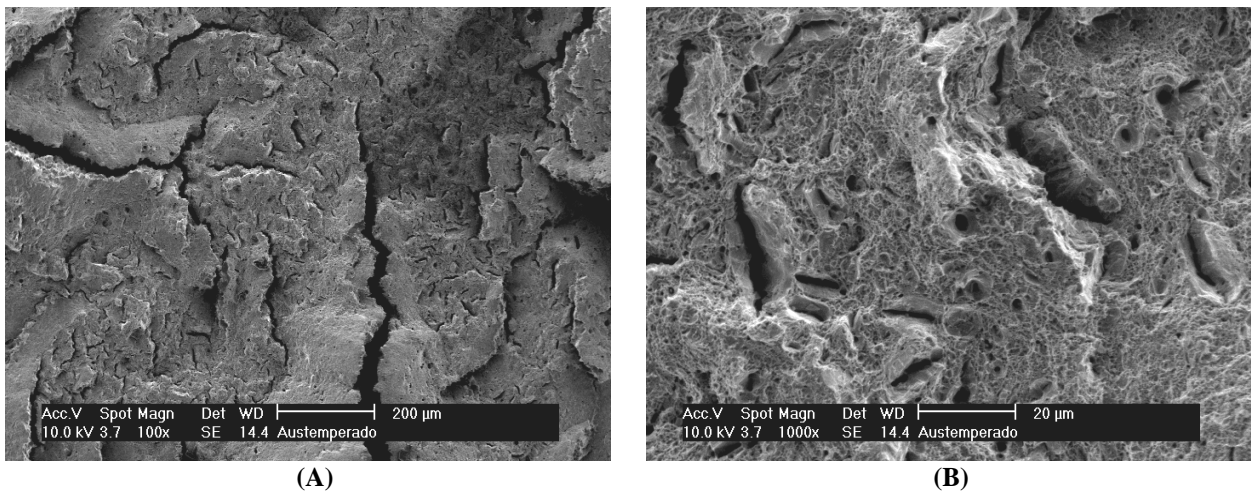


Figura 7: Superfície de fratura típicas dos corpos-de-prova do aço SAE 5160 na condição austemperado, ensaiados em tração.

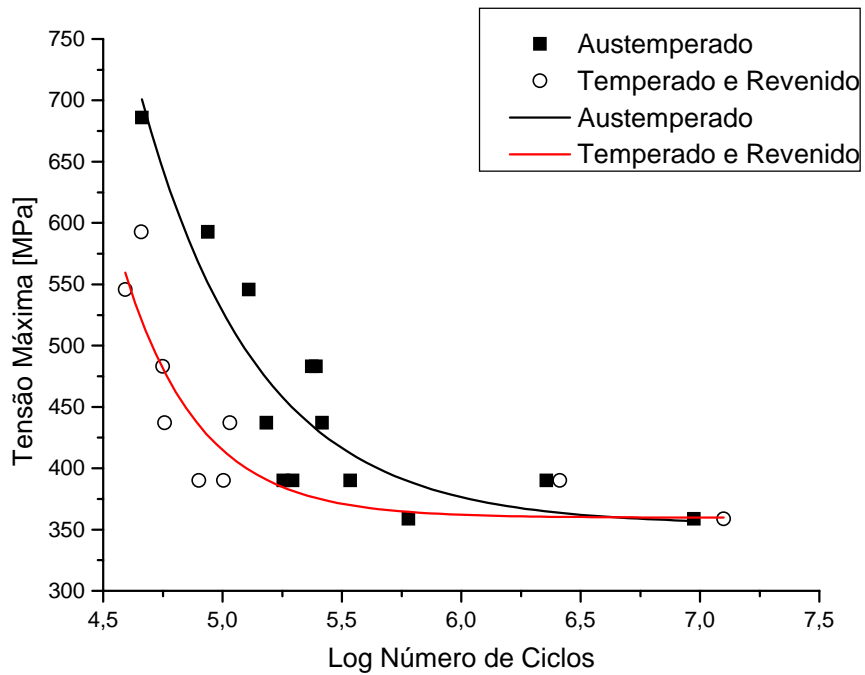


Figura 8: Curvas S-N obtidas dos ensaios de fadiga de corpos-de-prova do aço SAE 5160 temperado e revenido, e austemperado.

As observações das superfícies de fratura dos corpos-de-prova do aço SAE 5160 nas condições temperado e revenido, e austemperado, ensaiados em fadiga, são mostradas nas figuras de 9 a 12. Na figura 9 são apresentadas fractografias, em baixo aumento, típicas dos corpos-de-prova do aço SAE 5160 temperado e revenido, ensaiados em fadiga. Todos os corpos-de-prova temperados e revenidos apresentaram superfícies de fratura similares. Notam-se na figura 9(B) trincas radiais ao longo de toda a periferia do corpo-de-prova, evidenciando múltiplas regiões de iniciação de trinca por fadiga. Ao longo de toda a periferia, nota-se uma região lisa e brilhante, característica da propagação de trinca por fadiga. Na figura 10 são apresentadas superfícies de fratura, observadas por microscopia eletrônica de varredura, típicas dos corpos-de-prova temperados e revenidos ensaiados em fadiga. As fractografias,

observadas por microscopia eletrônica de varredura, relativas à condição temperada e revenida apresentam aspectos similares em todos os corpos-de-prova ensaiados. Na figura 10(A) pode ser observada, em detalhe, a interface entre a região periférica mais lisa, onde ocorreu a propagação de trinca e a região mais central, onde já são encontradas microcavidades (figura 10(B)) características de fratura dúctil. Na região central observa-se uma região típica de ruptura por sobrecarga mecânica.

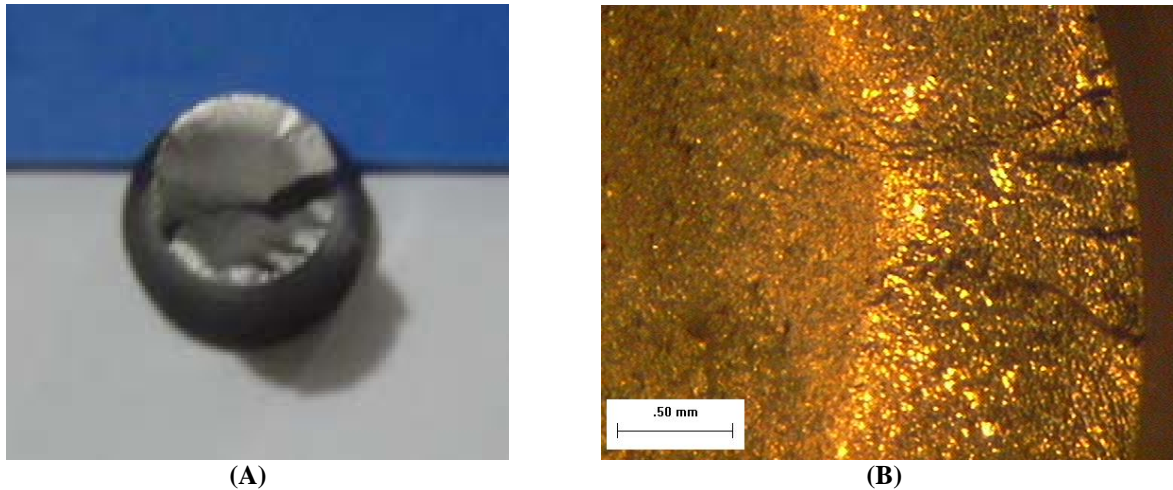


Figura 9: Superfícies de fratura dos corpos-de-prova temperados e revenidos ensaiados em fadiga, observadas em baixo aumento. (A) Visão geral. (B) Detalhe das trincas periféricas.

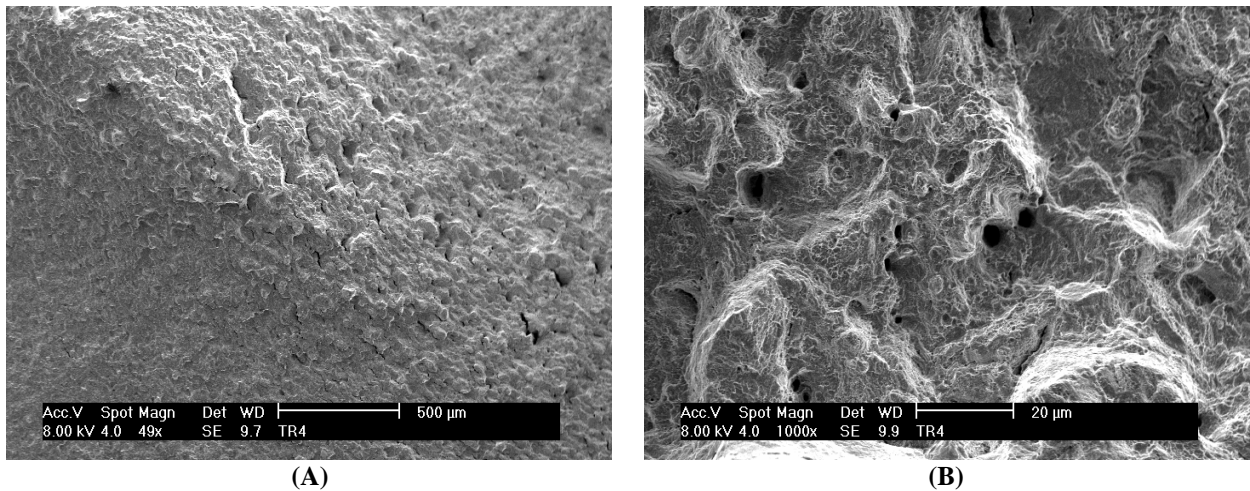


Figura 10: Superfícies de fratura dos corpos-de-prova temperados e revenidos ensaiados em fadiga, observadas por microscopia eletrônica de varredura. (A) Interface entre a região periférica de propagação de trinca e a região central. (B) Detalhe da região central.

Na figura 11 são apresentadas fractografias, em baixo aumento, típicas dos corpos-de-prova do aço SAE 5160 austemperado, ensaiados em fadiga. Todos os corpos-de-prova austemperados apresentaram superfícies de fratura similares. Na figura 11(A) é mostrada uma visão geral da superfície fraturada. Nota-se nesta figura uma interface linear da região de propagação de trinca em fadiga (região lisa na parte inferior da superfície de fratura) e a região de fratura propriamente dita (região mais escura e irregular na parte superior da figura). Um detalhe desta interface é mostrado na figura 11(B). Na figura 12 são apresentadas superfícies de fratura, observadas por microscopia eletrônica de varredura, típicas dos corpos-de-prova austemperados ensaiados em fadiga. As fractografias, observadas por microscopia eletrônica de varredura, relativas à condição austemperada, apresentam aspectos similares em todos os corpos-de-prova ensaiados. Na figura 12(A) pode ser observada, em detalhe, a interface entre a

região inferior da figura 11(A), onde ocorreu a propagação de trinca e a região superior da figura 11(A), onde são encontradas microcavidades e clivagem (figura 12(B)). Na comparação entre as superfícies de fratura dos corpos-de-prova do aço SAE 5160 temperado e revenido com o austemperado, nota-se uma propagação de trinca mais uniforme na condição austemperada. Isto pode explicar o comportamento superior em fadiga de baixo ciclo na condição austemperada. Em ambos

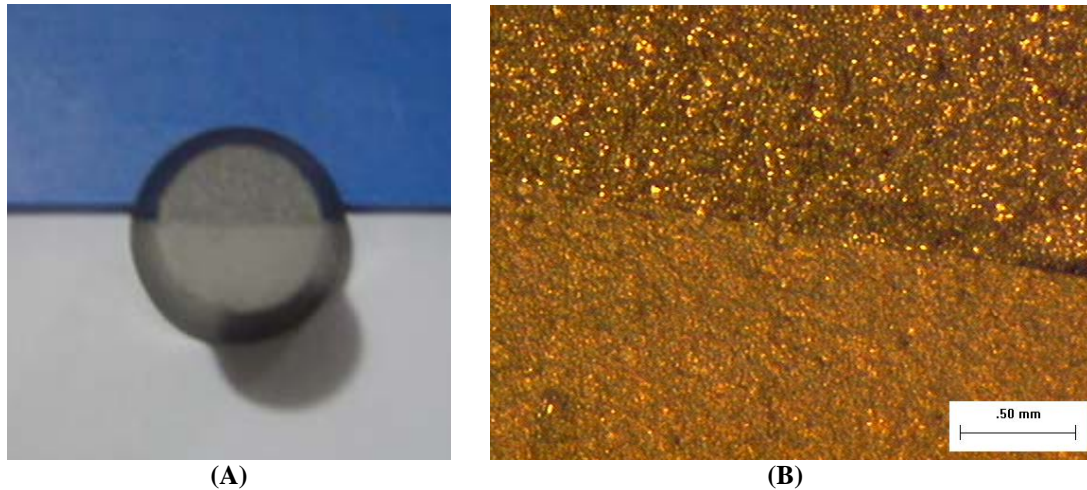


Figura 11: Superfícies de fratura dos corpos-de-prova austemperados ensaiados em fadiga, observadas em baixo aumento. (A) Visão geral. (B) Detalhe da interface entre a região periférica de propagação de trinca e a região central

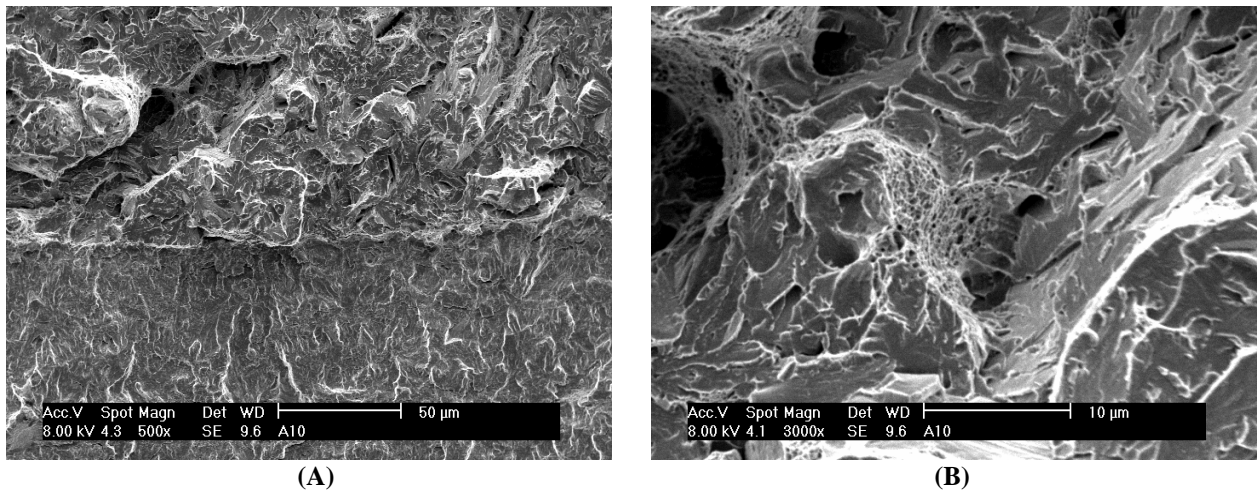


Figura 12: Superfícies de fratura dos corpos-de-prova austemperados ensaiados em fadiga, observadas por microscopia eletrônica de varredura. (A) Interface entre a região inferior da figura 11(A) (região de propagação de trinca) e a região superior da figura 11(A) (região de fratura do corpo-de-prova). (B) Detalhe da região de fratura do corpo-de-prova.

CONCLUSÕES

O estudo do comportamento mecânico do aço SAE 5160 nas condições temperado e revenido, e austemperado permitiu concluir que:

- As microestruturas presentes nas condições temperado e revenido, e austemperado são martensita revenida e bainita, respectivamente.

- A condição de tratamento térmico que apresentou a maior resistência mecânica foi a austêmpera. Com relação à ductilidade, não foram observadas diferenças significativas entre as condições temperado e revenido, e austemperado.
- Em todas as superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em tração foi observada a presença de microcavidades, característica de fratura dúctil. Contudo, na condição austemperada, estas microcavidades tem um aspecto alongado, provavelmente devido à morfologia da cementita na estrutura bainítica.
- Os limites de fadiga obtidos para o aço SAE 5160 tanto na condição temperado e revenido como na condição austemperado apresentaram valores similares, ao redor de 370 MPa.
- Enquanto que na condição temperada e revenida observou-se nos corpos-de-prova fraturados em fadiga a presença de múltiplas trincas radiais que se propagaram da periferia para o centro, na condição austemperada ocorreu uma frente linear de propagação de trinca a partir da superfície até a região central dos corpos-de-prova.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi financiado em parte pelo Fundo Mackenzie de Pesquisa. À Universidade Presbiteriana Mackenzie pela bolsa de iniciação científica (PIBIC) concedida ao aluno Geann Vieira de Carvalho. À Rassini NHK Autopeças Ltda. pelo material utilizado neste estudo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. M. Firat e U. Kocabicak, Analytical durability modeling and evaluation - complementary techniques for physical testing of automotive components. *Engineering Failure Analysis*, vol. 11, p. 655, 2004.
2. M.A. Colosio, Uma abordagem da vida em fadiga em barra estabilizadora automotiva considerando defeito superficial fisicamente pequeno. Tese de Doutorado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2003.
3. Bignonnet, An overview on fatigue problems in the car industry. In: *Proceeding of the ECF 12 - European Conference on Fracture*. Véliz, France, , p. 17-23, 1988.
4. PSA Peugeot Citroen, Fatigue design in automotive industry. *Fatigue*, vol. 96, p. 1825-1837, 1996.
5. J. Schijve, Predictions on fatigue life and crack growth as an engineering problem. A state of the art survey. *Fatigue*, vol. 96, p. 1149-1164, 1996.
6. K.E. Hagedorn e M. Pardun, Some aspects of fracture mechanics research during the last 25 years. *Steel Research*, vol. 69, n. 4, p. 206-213, 1998.
7. Blarasin e P. Farsetti, A procedure for the rational choice of micro-alloyed steels for automotive hot-forged. *International Journal of Fatigue*, vol. 11, n.1, p. 13-18, 1989.
8. F.A. Conle e C. W. Mousseau, Using vehicle dynamics simulations and finite element results to generate fatigue life contours for chassis components. *International Journal of Fatigue*, vol. 13, n.3, p. 109-205, 1991.
9. L. Ung-Li, M.N. Raymond e M. Villaire, Durability design process of a vehicle suspension component. *Journal of Testing and Evaluation*, vol. 23, n. 5, p. 354-363, 1995.
10. D. Taylor, Crack modeling; A novel technique for the prediction of fatigue failure in the presence of stress concentration. *Computational Mechanics*, vol. 20, p. 176-180, 1997.
11. S.S. Rao e M. Tajandra, Reliability-based design of automotive transmission systems. *Reliability Engineering and System Safety*, vol. 46, p. 159-169, 1994.