

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO EM FERROS FUNDIDOS NODULARES

Edison Gustavo Cueva G.

André Paulo Tschiptschin

Universidade de São Paulo, Escola Politécnica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 05508-900, São Paulo, SP, Brasil, E-mail: gustcg@usp.br

Resumo

A resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido nodular com diferentes estruturas de matriz metálica foi estudada. Tratamentos térmicos de têmpera, perlitização e austêmpera foram realizados visando se obter diferentes condições microestruturais iniciais. Os ensaios de desgaste foram feitos a seco, utilizando-se areia (tamanho de partícula de 50/40 mesh) como material abrasivo. Os corpos de prova foram colocados num suporte que gira a 1.000 r.p.m. dentro de um recipiente contendo o abrasivo. O desgaste foi determinado através de medidas de perda de massa e variações da rugosidade superficial. Os resultados mostraram que as amostras com microestruturas de bainita inferior, apresentaram a maior resistência ao desgaste abrasivo; enquanto que as amostras com matriz martensítica foram as que mostraram as piores características de resistência ao desgaste. Em todos os casos, observou-se um significativo aumento da rugosidade superficial e um aumento considerável de dureza, decorrente de deformação plástica e transformação martensítica induzida por deformação.

Palavras - Chaves: Desgaste abrasivo, Ferro fundido nodular, Austêmpera.

1. INTRODUÇÃO

A aplicação de ferros fundidos nodulares austemperados (FFNA) na fabricação de elementos submetidos à abrasão é de grande interesse devido a seu baixo custo, quando comparado com os custos dos materiais tradicionalmente usados neste tipo de aplicações, tais como aços ligados e ferros fundidos brancos. Os FFNA de alta dureza, austemperados em temperaturas baixas ($\sim 300^{\circ}\text{C}$), têm mostrado um desempenho que compete com os materiais martensíticos dependendo das condições do tribosistema, segundo os trabalhos de Gundlach (1987) e Zum Gahr. (1979). Quando tratados em temperaturas acima de 350°C , podem apresentar resistência à abrasão relativamente elevada se ocorrer transformação martensítica induzida por deformação e/ou encruamento da austenita retida, como foi mostrado por Fordyce (1989).

A influência da temperatura de austêmpera na resistência ao desgaste abrasivo foi estudada por Zum Ghar (1987) utilizando o método pino na lixa. Para temperaturas baixas, menores que 350°C , foi encontrada uma resistência menor apesar de sua maior dureza, sendo as frações volumétricas de austenita retida as responsáveis por este comportamento.

Lerner (1998) realizando ensaios de desgaste abrasivo em FFNA, encontrou que a resistência ao desgaste de um FFNA foi equivalente a do aço AISI 4340; quase duas vezes melhor que o aço AISI 1050 temperado e muito melhor do que alguns ferros fundidos brancos. Esta boa característica foi atribuída à transformação martensítica da austenita retida que acontece na camada superficial durante os ensaios de desgaste.

Vélez (1997) realizando ensaios de desgaste abrasivo em FFNA usando esclerometria pendular, observou que a resistência ao desgaste destes materiais variou em função da dureza, da microestrutura e da profundidade de penetração da partícula abrasiva. Este autor notou que o aumento da fração volumétrica de austenita não produziu um aumento da resistência ao desgaste abrasivo.

Owhadi et al. (1998) mostrou que nos FFNA, contendo austenita não transformada, o mecanismo de desgaste abrasivo pode ser explicado, como mostrado na figura 1, da seguinte maneira: o abrasivo esmaga a matriz com uma intensidade tal que remove os nódulos de grafita da matriz e, eventualmente, destrói as bordas do buraco deixado pelo nódulo que saiu, produzindo trincas nestas regiões. De fato, os nódulos atuam como os principais sítios de nucleação de trincas em FFNA. Depois de curtos tempos de austêmpera, a austenita não transformada (martensita), conectada com a grafita sofre expansão devida à transformação martensítica e em decorrência disto, tensões residuais de tração facilitam o crescimento de uma trinca desde a grafita até outras regiões na matriz, diminuindo assim a resistência ao desgaste. As estruturas que têm grafita embebida completamente em bainita têm uma melhor resistência à destruição das bordas dos buracos dos nódulos, e a presença desta bainita, adjacente à grafita, sob condições de tensão produzidas pela abrasão, inibe o crescimento das trincas, devido às tensões residuais de compressão resultantes da expansão que acompanha a transformação martensítica em regiões vizinhas.

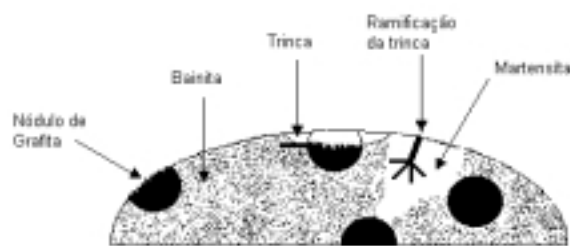


Figura 1. Representação esquemática dos mecanismos de desgaste abrasivo em FFN.

Recentemente, Dommarco et al. (1998) verificou que a propagação de uma trinca nos FFNA começa com a nucleação e posterior propagação de pequenas trincas desde os nódulos como consequência das tensões induzidas nas vizinhanças dos nódulos pelo avanço de uma trinca principal. Devido a este mecanismo de tenacificação, a propagação da trinca precisa de uma quantidade de energia extra. A estrutura típica dos FFNA (austenita retida + ferrita bainítica) apresenta-se como um caminho muito difícil para que a trinca consiga atravessar a matriz, sendo absorvida muita energia durante este percurso. Além disso, a austenita retida poderia se transformar para martensita sob tensão ou deformação, provocando um consumo adicional de energia, gerando também, tensões residuais compressivas que tendem a fechar a ponta da trinca.

O objetivo do trabalho é estudar o desgaste abrasivo num ferro fundido nodular com diferentes estruturas de matriz metálica submetido a ensaios de desgaste abrasivo usando areia

como partícula abrasiva. A resistência ao desgaste será analisada através de medições de perda de massa e variações da rugosidade superficial. Pretende-se comparar o comportamento de matrizes austemperadas com o de matrizes perlíticas e martensíticas não revenidas.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material utilizado na pesquisa foi um ferro fundido nodular, produzido na forma de blocos “Y” de 25 mm de espessura, contendo: 3.5% C, 2.75% Si, 0.15% Mn, 0.05% Mg, 0.038% P, 0.022% S, 0.022% Cr, 0.01% Sn, 0.017% Cu, 0.005% Mo e 0.01% Ni (% em peso). Os blocos foram cortados verticalmente em fatias para extrair os corpos de prova para os ensaios de desgaste, como mostrado na figura 2. Foi escolhida esta forma de extração de corpos de prova, para garantir que todas as amostras tivessem características microestruturais semelhantes, especialmente em relação ao número de nódulos de grafita.

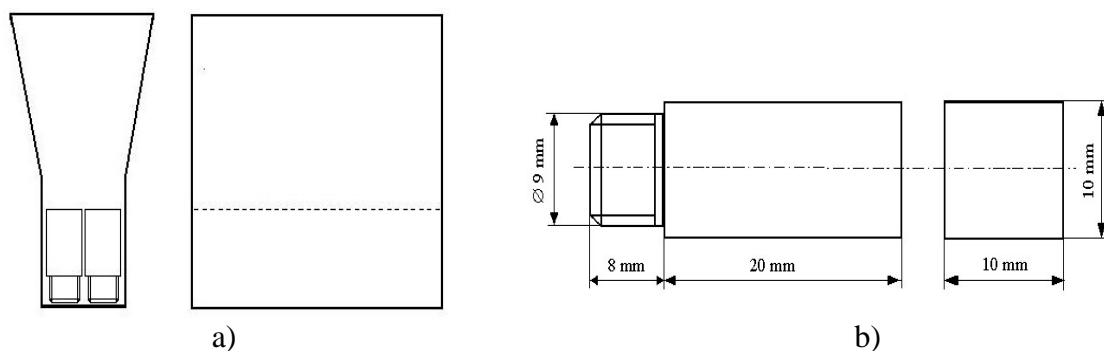


Figura 2. a) Esquema da extração dos corpos de prova a partir do bloco Y.
b) Corpo de prova usado nos ensaios de desgaste.

Os corpos de prova foram submetidos a vários tratamentos térmicos visando obter várias características morfológicas das fases que aparecem após estes tratamentos. A temperatura de austenitização usada foi 925 °C e o tempo de austenitização 2h. A perlitização foi feita resfriando as amostras desde a temperatura de austenitização até a temperatura ambiente usando um ventilador. A tempera foi feita resfriando as amostras em óleo até a temperatura ambiente. Os tratamentos de austêmpera foram realizados, dentro de um banho de sais fundidos, a temperaturas de 370 °C e 300 °C, mantendo as amostras nesta temperatura por duas horas e depois foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

Os corpos de prova tratados termicamente e polidos até 600 µm foram ensaiados a desgaste num equipamento, como mostrado esquematicamente na figura 3, cujos detalhes de projeto e construção foram indicados por Toro et al (1999). Foram usadas velocidade de rotação de 1000 rpm (velocidade tangencial 5.2 m/s) e areia (quartzo) como abrasivo. O tamanho das partículas abrasivas foi de 300 e 420 µm. As amostras foram posicionadas de tal maneira que o choque com as partículas abrasivas sempre acontecesse de forma perpendicular. O tempo total de ensaio foi de 60 h e a cada 5 h o ensaio foi interrompido para realizar a pesagem das amostras e determinar sua rugosidade. O desgaste foi definido como a perda de massa acumulada, expressa em g/mm², sendo a área obtida pela somatória das áreas da face frontal, as duas faces laterais e a face inferior que de alguma maneira sofreram desgaste. Nesta somatória não está incluída a face posterior devido ao fato de a mesma não ter tido contato com as partículas abrasivas. Após os ensaios de desgaste foram realizadas novas medidas de dureza Vickers para verificar se a austenita tinha sofrido encruamento e/ou

transformação martensítica. Finalmente, as superfícies desgastadas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura.

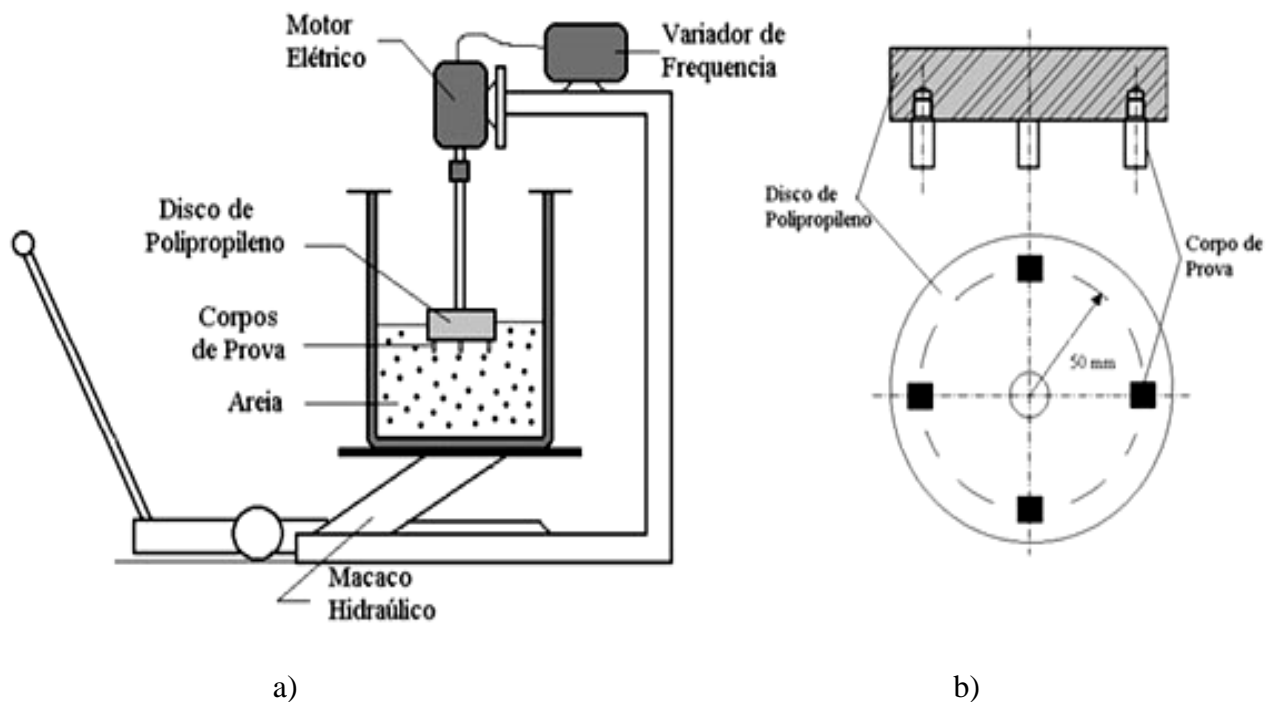


Figura 3. Esquema. a) máquina de ensaio de desgaste abrasivo, b) porta amostras.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O ferro fundido nodular estudado, em seu estado bruto de fundição, tinha uma microestrutura com 85% a 90% de ferrita e pequenas áreas de perlita (< 1%), espalhadas por toda a matriz. O número de nódulos por mm^2 esteve na faixa de 150 a 250. A microestrutura ferrítica inicial foi alterada com os tratamentos térmicos, obtendo-se microestruturas com fases diferentes e cujas frações volumétricas são mostradas na tabela 1.

Tabela 1 Características do FFN depois dos tratamentos térmicos

	% Perlita	% Martensita	% Ferrita Bainítica	% Austenita Retida	Dureza HV10
Perlitização	80 – 85	-	-	6 - 8	295
Têmpera		80 - 85	-	6 - 8	625
Austêmpera - 370°C	-	-	55 – 60	28 – 32	338
Austêmpera - 300°C	-	-	70 - 75	14 -18	433

Os ensaios de desgaste realizados, mostraram, que a microestrutura tem uma influência muito grande na perda de massa. Observou-se que os corpos de prova, com matriz austemperada, apresentaram uma tendência uniforme e crescente de perda de massa conforme aumenta o tempo de ensaio; notando-se inclusive, que após 40 h de ensaio, a perda de massa é menos severa que em tempos menores, como mostra a inclinação das curvas na figura 4. Nesta figura verifica-se também, que as amostras com estrutura de bainita superior tiveram quase o dobro de perda de massa que as amostras com estrutura de bainita inferior. Este

resultado verifica outro encontrado por Vélez (1997) que observou que o aumento da fração de austenita retida não produziu um aumento da resistência ao desgaste abrasivo em FFNA.

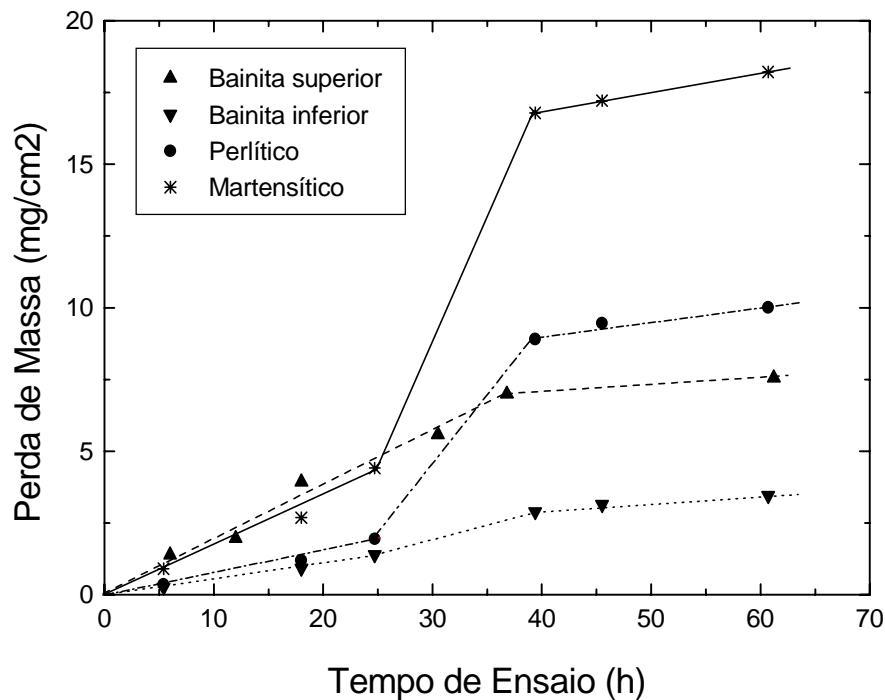


Figura 4. Perda de massa com relação ao tempo de ensaio e microestrutura

Na figura 4, as amostras com matrizes perlíticas e martensíticas apresentaram um comportamento muito heterogêneo com relação à perda de massa. Verificou-se que para tempos de ensaio menores a 20 h, o desgaste foi semelhante a aquele das amostras austemperadas. Entre 20 h e 40 h de ensaio, aproximadamente, as amostras com matrizes martensítica e perlítica experimentam um aumento muito severo de perda de massa, chegando a ser até 3 vezes mais do que nas amostras austemperadas. Após 40 h de ensaio, o desgaste continua a aumentar só que de uma forma menos severa do que nos outros dois intervalos. Estes resultados verificam aqueles obtidos por Peterson (1987), que realizando ensaios de erosão em aços AISI-SAE 1078 e 10105, mostrou que aços perlíticos e martensíticos desgastam mais do que aços com outro tipo de matriz quando o ângulo de impacto é 90°.

Foi observado que depois dos ensaios de desgaste a dureza tinha aumentado, como é mostrado na figura 5. Este aumento da dureza se deve a que durante a abrasão, a austenita retida sofreu deformação plástica provocando encruamento e transformação martensítica. Nesta figura observa-se também, que mesmo que as amostras austemperadas a 370 °C possuem maiores teores de austenita retida, o que implicaria que podem se deformar, encruar e transformar martensiticamente mais que as outras amostras, como foi mostrado por Cueva (1998); o que aumentaria sua dureza superficial e com isto sua resistência ao desgaste, isto não acontece. E em seu lugar é verificado que as amostras austemperadas a 300 °C são as que apresentam maiores níveis de dureza e de resistência ao desgaste.

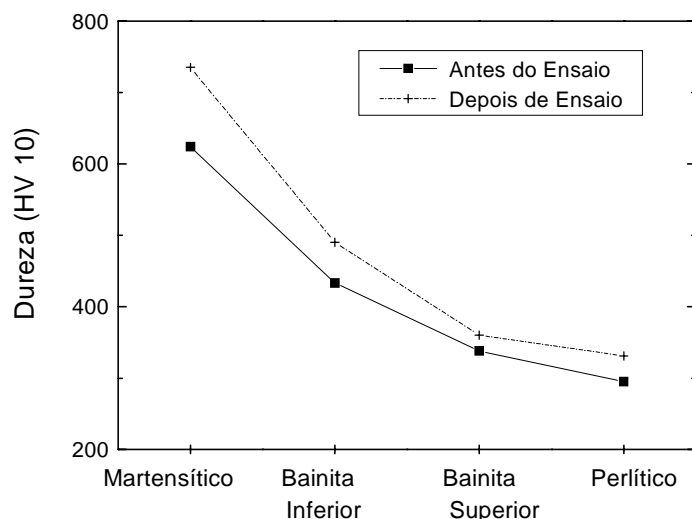


Figura 5. Variação da dureza da superficial com o desgaste abrasivo.

Nas figuras 6, 7 e 8 são mostradas fotografias das superfícies desgastadas, obtidas em microscópio eletrônico de varredura (MEV). É verificado nas amostras austemperadas, figura 6, grande deformação plástica na superfície desgastada, tendo uma aparência ondulada e não sendo possível observar os nódulos de grafita, dando a idéia que eles foram cobertos pelo material que se deformou e escorregou acima deles. Nota-se, também, a presença de uma espécie de escama que são pedaços de material que não foram removidos completamente. Pensa-se que as bordas destas escamas são formadas por austenita encruada ou martensita formada a partir da austenita retida que devido ao choque repetido das partículas abrasivas falharam por fadiga. Adicionalmente, não foi vista uma diferença significativa entre as superfícies desgastadas das amostras austemperadas em temperaturas de bainita superior e inferior, embora a taxa de desgaste tenha sido diferente.

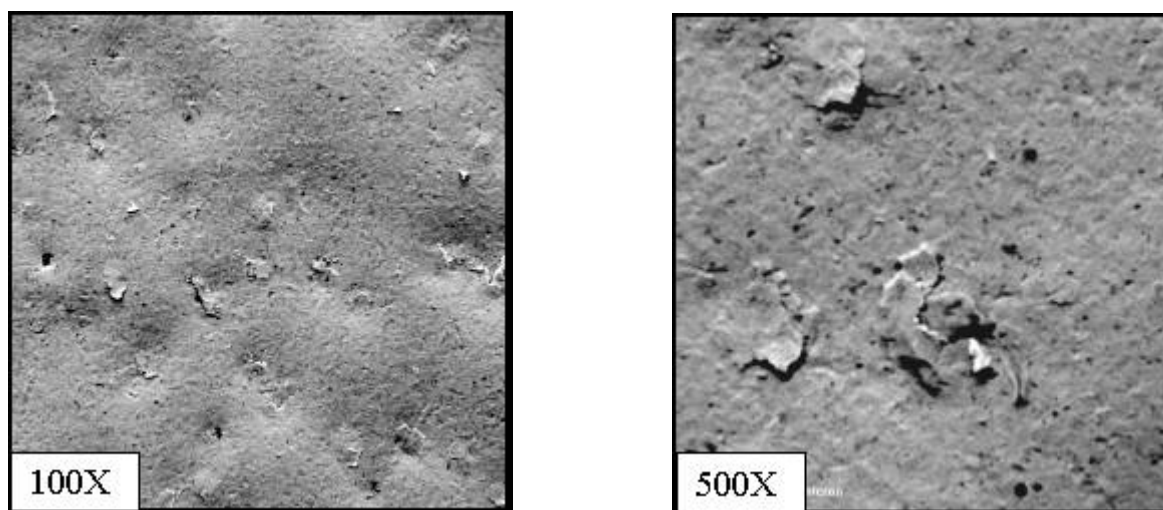


Figura 6 Amostras austemperadas, ondulações e escamas na superfície.

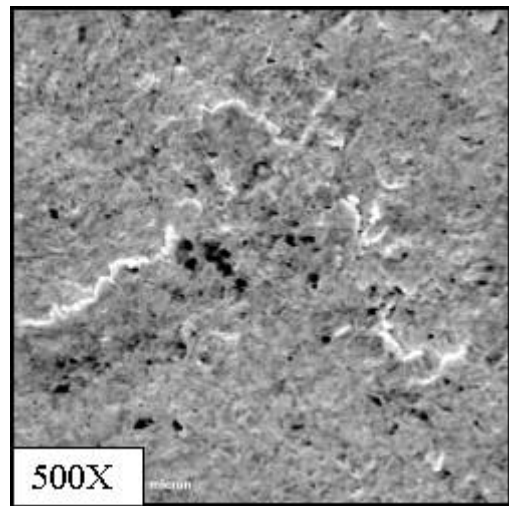
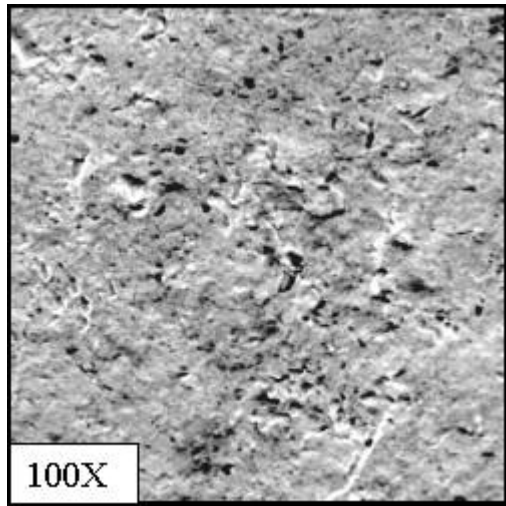


Figura 7 Amostras perlíticas, grande deformação plástica e marcas de microcorte.

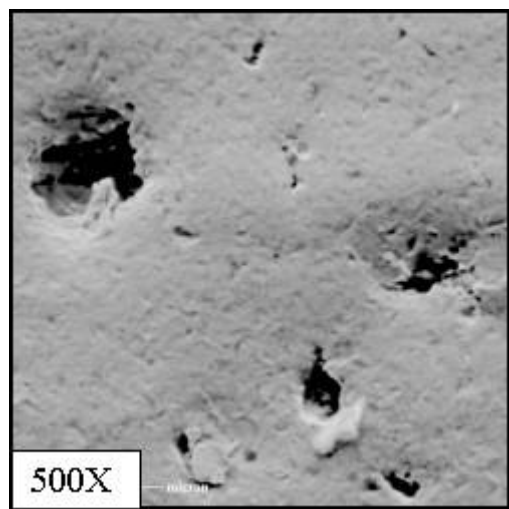
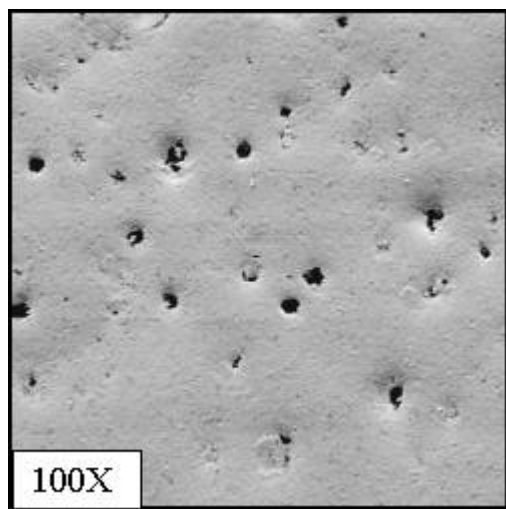


Figura 8 Amostras martensíticas, superfície lisa e buracos deixados pelos nódulos de grafita arrancados.

Nas amostras perlíticas, figura 7, observa-se, também, grande deformação plástica nas superfícies desgastadas, maiores inclusive que aquela observada nas amostras austemperadas. A superfície apresenta-se muito rugosa e esburacada dando a impressão que muito material foi removido da superfície. Diferentemente das amostras austemperadas, as superfícies nas amostras perlíticas não têm ondulações e a deformação plástica deixa marcas, uniformemente distribuídas sobre toda a superfície. Devido ao fato de que a matriz perlítica é relativamente mole, pode-se observar, também, que existem marcas de riscos criados por mecanismos de corte das superfícies, como se o abrasivo tivesse entrado, se arrastado e saído deixando esses sulcos.

As superfícies desgastadas das amostras martensíticas, figura 8, são totalmente diferentes das superfícies já examinadas. Aqui são vistas pequenas marcas de deformação plástica, especialmente, nas bordas dos buracos deixados pelos nódulos de grafita que foram removidos. Os buracos observados nos locais em que antes estavam os nódulos de grafita são evidência de que o mecanismo de desgaste neste tipo de matriz é diretamente influenciado pela presença dos nódulos. Nota-se que o desgaste se produz pela remoção de material das

bordas dos nódulos deixando um buraco que vai aumentando de tamanho conforme mais e mais partículas abrasivas chocam-se contra elas. Este mecanismo de desgaste é muito severo e deixa a superfície de desgaste praticamente lisa o que facilita a contínua remoção de material, já que as partículas abrasivas não teriam que remover partículas ou cavacos de material que poderiam ter ficado grudados na superfície como foi observado nas amostras austemperadas e perlíticas.

As medidas de rugosidade feitas e mostradas na figura 9, estabelecem que em geral e para todos os casos, houve um aumento da rugosidade com o incremento do tempo de ensaio. Para longos tempos de ensaio, a rugosidade tende a estabilizar-se; sendo isto mais evidente nas amostras austemperadas do que nas outras. Esta figura mostra também, que as amostras que mais se desgastaram apresentaram maiores valores de rugosidade e muito semelhantes, entre si, o que significaria que as grandes deformações plásticas das amostras perlíticas e os buracos deixados pelos nódulos arrancados das amostras martensíticas produzem superfícies com acabamentos praticamente iguais. No caso das amostras austemperadas, observa-se que as austemperadas a 370 °C apresentaram uma rugosidade menor que as tratadas a 300 °C, embora o desgaste tenha sido um desgaste maior

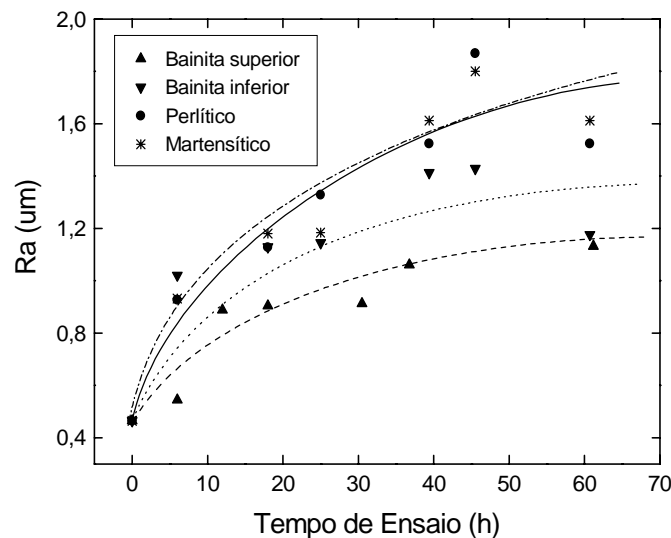


Figura 9 Medidas de rugosidade Ra em função do tempo de ensaio.

4. CONCLUSÕES

- Os piores comportamentos de resistência ao desgaste abrasivo foram observados nas amostras com matrizes perlíticas e martensíticas. As amostras martensíticas perdem até 3 vezes mais massa do que nas amostras austemperadas.
- As amostras martensíticas apresentam superfícies desgastadas quase lisas, com pequenas marcas de deformação plástica. O desgaste ocorreu pela remoção de material das bordas dos buracos deixados pelos nódulos de grafita que foram removidos durante a abrasão.
- As amostras austemperadas mostraram ser as mais resistentes ao desgaste abrasivo, sendo melhores aquelas que têm matriz de bainita inferior do que aquelas que têm microestrutura de bainita superior. As superfícies desgastadas das amostras austemperadas mostraram grande deformação plástica e a presença de restos de material destacado em forma de escamas que, ainda, se mantém grudadas à superfície.
- As superfícies das amostras perlíticas apresentaram a maior deformação plástica, inclusive, maior que as amostras austemperadas, mas sem a presença de escamas.

- O aumento da dureza para todas as amostras é devido ao encruamento e à transformação martensítica da austenita retida ocorrida durante a deformação plástica.
- As medidas de rugosidade mostraram que as amostras que mais se desgastaram (perlíticas e martensíticas) apresentaram os maiores valores de rugosidade.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a Empresa de Fundição Tupy pela doação do material utilizado na pesquisa e a CAPES pelo suporte financeiro.

BIBLIOGRAFIA

- Cueva, E. G., Tschiptschin, A. P., 1998, “Transformação martensítica induzida por deformação em ferros fundidos nodulares austemperados”. Anais do 53º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABM, Belo Horizonte, Brasil.
- Dommarco, R. C; et. al, 1998, “Rolling contact fatigue (RFC) resistance of austempered ductile iron (ADI)”. Wear. v. 221, p. 69 – 74.
- Fordyce, E. P.; Allen, C., 1989, “The dry sliding wear of an austempered spheroidal Cast Iron”, International Conference on Wear of Materials, Denver, USA, 9 – 13 April, Proceedings. v. 1, ASME,
- Gundlach, R. B.; Janowak, J. F., 1987, “Resistance of austempered ductile iron to abrasive wear”, Giesserei Prax, v.11, p.171-77.
- Lerner, Y. S.; Kingsbury G. R., 1998, “Wear resistance properties of austempered ductile iron”, Journal of Materials Engineering and Performance. v. 7, n.1, Feb. p. 48 – 52.
- Owhadi, A. et al., 1998, “Wear behavior of 1,5Mn austempered ductile iron”, Materials Science and Technology. V.14, March, p. 245 – 250.
- Peterson, L. G. et al., 1987, “Effect of microstructure on the erosion of steel by solid particles”, Wear Materials Proceedings, p. 661 - 670
- Toro, A et al., 1999, “Wear resistance of high-nitrogen martensitic stainless steels in a sand slurry environment”, Stainless Steel World 99 Conference. Nov, p. 393-400. The Hague, Netherlands
- Vélez, J. M., 1997, “Estudo da resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares austemperados e temperados e revenidos utilizando um esclerômetro pendular”, Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil.
- Zum Gahr, C., 1979, “How microstructure affects abrasive wear resistance”, Metal Progress, v. 47, Set.
- Zum Gahr, C., 1987, “Microestruure and wear of materials”, Tribology series, 10, ELSEVIER.