

MICROABRASÃO DO AÇO AISI H13 COM E SEM BORETAÇÃO¹

Mário Augusto Morozo²
Anael Preman Krelling³
Júlio César Giubilei Milan⁴
César Edil da Costa⁵

Resumo

Os aços ferramenta para trabalho a quente são muito utilizados para confecção de moldes de injeção de alumínio. Em muitas regiões dos moldes ocorre desgaste abrasivo, fazendo com que a superfície do molde seja degradada perdendo qualidade do produto final. Uma forma de melhorar a resistência à abrasão destes materiais é através de tratamentos termoquímicos como a nitretação e a boretação. Também podem ser realizados revestimentos para melhorar o desempenho destes materiais em relação ao desgaste. Neste trabalho foram realizados ensaios de desgaste por microabrasão para se avaliar a resistência ao desgaste abrasivo do aço AISI H13 em três condições distintas: recozido (como recebido), temperado com duplo revenido e boretado. Os resultados mostraram que a boretação nas condições realizadas não foi efetiva para melhorar o desempenho tribológico do material proporcionando um coeficiente de desgaste semelhante ao material recozido e inferior ao material temperado e revenido.

Palavras-chave: Microabrasão; Comportamento tribológico; Boretção; AISI H13.

MICROABRASION OF AISI H13 STEEL WITH AND WITHOUT BORIDING

Abstract

The hot working tool steels are widely used for aluminum injection molds. Abrasive wear occurs in many parts of the molds, causing surface degradation and quality lost. One way to improve the abrasion resistance of these materials is through thermochemical treatments such as nitriding and boriding. Coatings can also be made to improve the performance of such materials in relation to wear. In this work microabrasion wear tests were carried out to evaluate the abrasive wear resistance of AISI H13 in three different conditions: annealed (as received), quenched and tempered and borided. The results shown that at the conditions used in boriding treatment were not effective to improve the material tribological performance, providing a wear coefficient similar to the anneled material and lower than quenched and tempered.

Key words: Microabrasion; Tribological behavior; Boriding; AISI H13.

¹ Contribuição técnica ao 68^o Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Eng. Mecânico, Mestrando em Ciência e Engenharia de Materiais, UDESC, SC, Brasil.

³ Eng. Mecânico, Doutorando em Ciência e Engenharia de Materiais, UDESC, SC, Brasil.

⁴ Eng. Mecânico, Doutor Prof., Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC), SC, Brasil.

⁵ Eng. Ind. Mecânico, Doutor Prof., Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC), SC, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O processo de injeção de alumínio sob pressão é caracterizado pela elevada exigência no desempenho de seus moldes. O grande número de ciclos de trabalho, as elevadas variações de temperatura e a abrasividade pela injeção de alumínio provocam um elevado desgaste nesse ferramental, impulsionando pesquisas no sentido de minimizar este efeito.^(1,2)

Os materiais mais comumente utilizados para a fabricação desses moldes são os aços ferramenta para trabalho a quente, como os aços AISI H11, H13, H20, H21 e H22.⁽³⁾ Dentre estes aços, o mais utilizado (cerca de 90% dos moldes) é o aço AISI H13 que, apesar de apresentar bom desempenho nas condições severas de serviço, ter uma estrutura uniforme, ser dimensionalmente estável no tratamento térmico e possuir uma boa resistência às trincas térmicas,⁽¹⁾ pode ter seu comportamento tribológico melhorado através de tratamentos que prolonguem a sua vida útil.

A engenharia é então desafiada a combinar, em um mesmo material, elevados valores de dureza, tenacidade e resistência à fadiga térmica, corrosão e abrasão. Dessa forma, neste trabalho foram realizados ensaios de desgaste por microabrasão para se avaliar a resistência ao desgaste abrasivo do aço AISI H13 em três condições distintas: recozido (como recebido), temperado com duplo revenido e boretado.

O teste de desgaste por microabrasão tem por objetivo promover a formação de uma cratera de desgaste na amostra.⁽⁴⁾ Nesta metodologia de ensaio, uma esfera de raio R gira contra a amostra na presença de finas partículas abrasivas. A geometria da cratera é esférica e, dessa forma, o volume de desgaste pode ser calculado através da profundidade da cratera ou do seu diâmetro.⁽⁵⁻⁸⁾ O nome “microabrasão” é utilizado pelo fato da profundidade e do volume de desgaste das amostras serem muito pequenos.⁽⁹⁾ Além do teste de microabrasão ser simples, poder ser realizado em amostras pequenas e o equipamento tem custo relativamente baixo,^(10,11) a confiabilidade em se reproduzir as medições fazem com que este teste apresente as características desejadas pelos pesquisadores, desde que as condições sejam mantidas as mesmas.^(12,13)

Dependendo das condições do teste como: carregamento, fração volumétrica de abrasivo, tamanho das partículas abrasivas, material da esfera e da amostra e condição superficial inicial da esfera;⁽⁸⁾ o mecanismo de desgaste pode apresentar características específicas. O mecanismo pode ser predominantemente por abrasão a dois corpos (riscamento) quando as partículas abrasivas deslizam na interface entre a esfera e a amostra. Abrasão a três corpos (rolamento) pode ser verificada quando as partículas abrasivas rolam na interface.^(4,7,8) Quando não há partículas abrasivas no contato entre esfera/amostra, o mecanismo é chamado de *ridging*, podendo ser considerado muito mais como um desgaste por deslizamento metal-metal.⁽¹⁴⁾

O teste de desgaste por microabrasão tem sido cada vez mais utilizado para avaliação da resistência ao desgaste de metais não ferrosos, aços ferramenta, aços ao carbono, cerâmicas, vidros, polímeros e recobrimentos.^(4,5,9)

Como acontece em muitos ensaios de desgaste, há um grande número de parâmetros que afetam os resultados nos ensaios de microabrasão: aspectos relacionados com o abrasivo (dureza, granulometria, forma, etc.), porcentagem de abrasivo na suspensão abrasiva, velocidade de deslizamento, material e condição superficial da esfera, entre outros.^(5,12,14)

Neste trabalho não foram avaliados os micromecanismos de desgaste atuantes no

material boretado nem comparados com aqueles atuantes nas matrizes de injeção. Porém, a literatura^(1,2) menciona a abrasividade do processo de injeção de alumínio. Desta forma, avaliou-se apenas a resistência à microabrasão de um aço utilizado na confecção de ferramentais para injeção de alumínio com e sem boretação.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

O material utilizado neste trabalho foi o aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13 fornecido no estado recozido com dimensões (14x30x30) mm. A composição química média é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química

	C	Cr	Mn	Si	Mo	V	Ni
AISI H13	0,37	5,61	0,37	0,80	1,01	0,75	0,18

Porcentagem em peso.

Foram utilizados seis corpos de prova, os quais, inicialmente, foram lixados e polidos até 1µm.

Para cada condição estudada neste trabalho, foi realizada a medição de rugosidade média (Ra) com o rugosímetro Mitutoyo modelo SurfTest-211.

2.2 Tratamentos Térmico e Termoquímico

Dois corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico de têmpera com patamar de 780°C durante 10 minutos seguido de aquecimento até a temperatura de 1050°C durante 15 minutos, e resfriamento em óleo. O duplo revenimento foi feito a 590°C por 2 horas.

Outros dois corpos de prova foram submetidos a tratamento termoquímico de boretação sólida com pó comercial da marca Ekabor 1-V2[®], a uma temperatura de 1000°C durante 2 horas.

2.3 Microabrasão

Para se avaliar a resistência ao desgaste abrasivo, todas as amostras foram submetidas ao ensaio de desgaste por microabrasão do tipo esfera fixa. O equipamento utilizado foi o TE 66 SLIM. A força utilizada foi de 1,962 N, velocidade de rotação de 30 rpm e diâmetro da esfera de 25 mm. Como abrasivo, foi utilizado uma lama de carbetto de silício (SiC), com granulometria das partículas de, aproximadamente, 5 µm e de concentração de 0,75 g_{SiC}/cm³_{água}.

Para cada condição de material foram realizadas três baterias de ensaio, onde o número de revoluções da esfera variou entre 50 e 700 com um intervalo de 50 revoluções entre cada ensaio. A quantidade de testes, bem como o tempo de duração de cada teste, foi definida em ensaios preliminares, onde se analisou a obtenção do regime permanente de desgaste. Todos os outros parâmetros foram mantidos constantes. Os valores do volume de desgaste (Equação 1),⁽⁶⁾ coeficiente de desgaste (Equação 2),⁽⁶⁾ profundidade de desgaste (Equação 3)⁽⁶⁾ e coeficiente de atrito foram obtidos no final de cada ensaio.

$$V \approx \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R} \quad b \ll R \quad (1)$$

$$k = \frac{\pi \cdot b^3}{64 \cdot R \cdot S \cdot N} \quad b \ll R \quad (2)$$

$$h = \sqrt{\frac{V}{\pi \cdot R}} \quad h \ll R \quad (3)$$

Nas Equações 1, 2 e 3, V é o volume de desgaste, b é o diâmetro da cratera, R é o raio da esfera, k é o coeficiente de desgaste, S é a distância de deslizamento, N é a força aplicada e h é a profundidade de desgaste. O coeficiente de atrito foi fornecido pelo próprio sistema de aquisição de dados do equipamento.

Ao término de cada bateria de ensaio, foi feito o condicionamento da esfera. Este condicionamento consistiu em agitar manualmente a esfera em um recipiente contendo água destilada e sílica (20 a 40% em volume de sílica) por cerca de, no mínimo, 5 minutos. Após o condicionamento a esfera foi limpa em ultrassom.

2.4 Ensaio de Microscopia Ótica e Microdureza Vickers

Para caracterização da camada boretada, as amostras foram submetidas à microscopia ótica e ensaio de microdureza Vickers.

Após a realização do ensaio de desgaste microabrasivo, as amostras boretadas foram cortadas na sua seção transversal, lixadas até 600 Mesh, polidas com suspensão de alumina de 1µm e atacadas com Nital 3%.

Ensaio de microdureza foram realizados em um microdurômetro Shimadzu HMV – 2 T. A carga utilizada foi de 1000 g (HV_{1,0}), tempo de indentação de 10 segundos e distância entre indentações de 2,5 – 3 diagonais de indentação. Foram realizadas cinco medições na seção planar para cada condição de material.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Ensaio de Microscopia Ótica e Microdureza Vickers

A Figura 1 mostra a seção transversal da amostra de aço AISI H13 boretada com pó Ekabor 1-V2[®], a uma temperatura de 1.000°C durante 2 horas. Nota-se a formação da camada de boreto, com espessura média aproximada de 40µm. Abaixo desta camada formou-se uma subcamada rica em Silício⁽¹⁵⁾ e o substrato não afetado pelo tratamento.

Apesar dos parâmetros tempo e temperatura terem sido os mesmos utilizados por estudos anteriores,^(16,17) pode-se perceber que houve formação apenas da fase Fe₂B na camada de boreto. A formação da fase FeB não foi observada devido ao fato do pó para boretação ter sido o mesmo utilizado em tratamentos anteriores, diminuindo assim a efetividade do tratamento termoquímico de boretação. A Figura 1 apresenta uma imagem obtida através de microscopia ótica da camada boretada. Esta condição de camada monofásica possui interesse tecnológico visto que a formação de camada bifásica (FeB e Fe₂B) pode facilitar a formação e propagação de trincas na interface entre as fases.^(18,19)

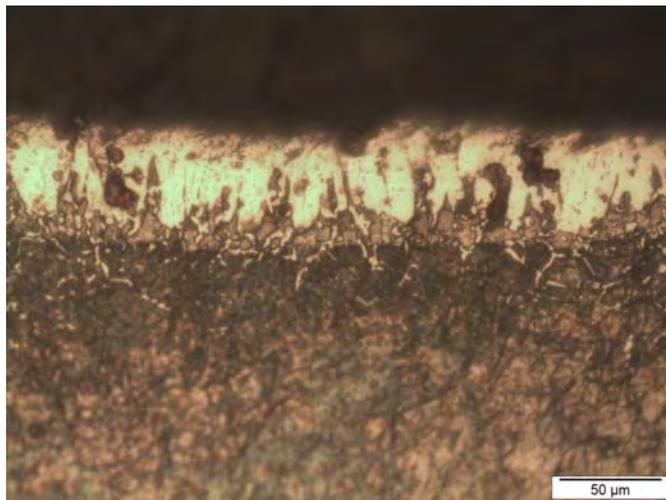


Figura 1. Microscopia óptica da camada borexada.

Os valores das microdurezas medidas na seção planar são apresentados na Figura 2. Em comparação com o material recebido (recozido), após o tratamento térmico de têmpera com duplo revenido a dureza aumentou cerca de 170%. Já na condição borexada houve um aumento de mais de 500% no valor da dureza. Este aumento é devido à formação da camada de borexos, a qual pode atingir uma dureza de até 2000 HV.⁽¹⁵⁾ Porém, o núcleo das amostras borexadas apresentou dureza média em torno de 600 HV.

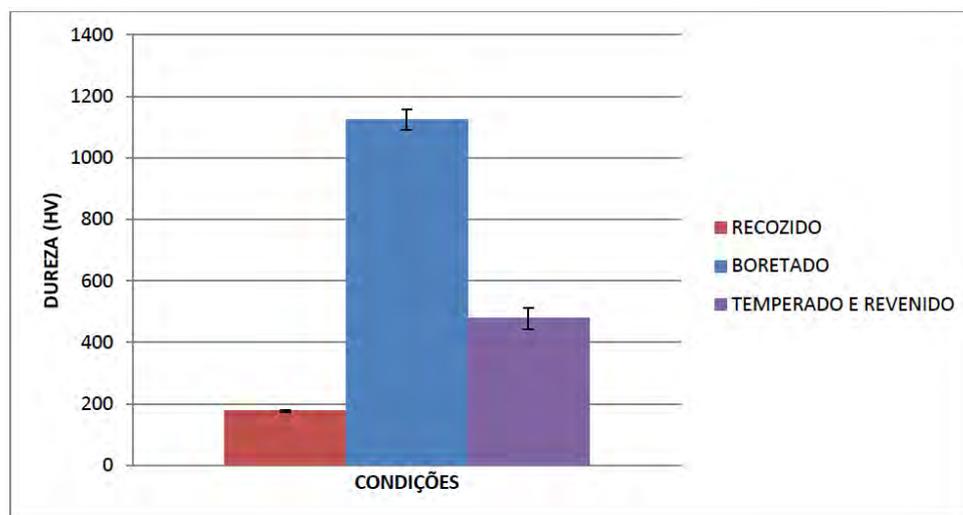


Figura 2. Microdureza.

3.2 Microabrasão

Para validação das Equações 1, 2 e 3, foram realizados ensaios de perfilometria. As calotas apresentaram perfil parabólico com R^2 médio de 0,998. Verifica-se então uma boa aproximação entre os perfis real e teórico das crateras de desgaste.

Os volumes de desgaste médios para as três condições a 700 rotações, ou seja, aproximadamente 55 m de distância de deslizamento, são apresentados na Figura 3. Para a condição recozida foi de $8,34 \times 10^{-11} \text{ m}^3$, para a condição borexada foi de $8,07 \times 10^{-11} \text{ m}^3$ e para a condição temperada com duplo revenido foi de $9,51 \times 10^{-11} \text{ m}^3$. Observa-se que os volumes de desgaste para todas três condições são estatisticamente iguais.

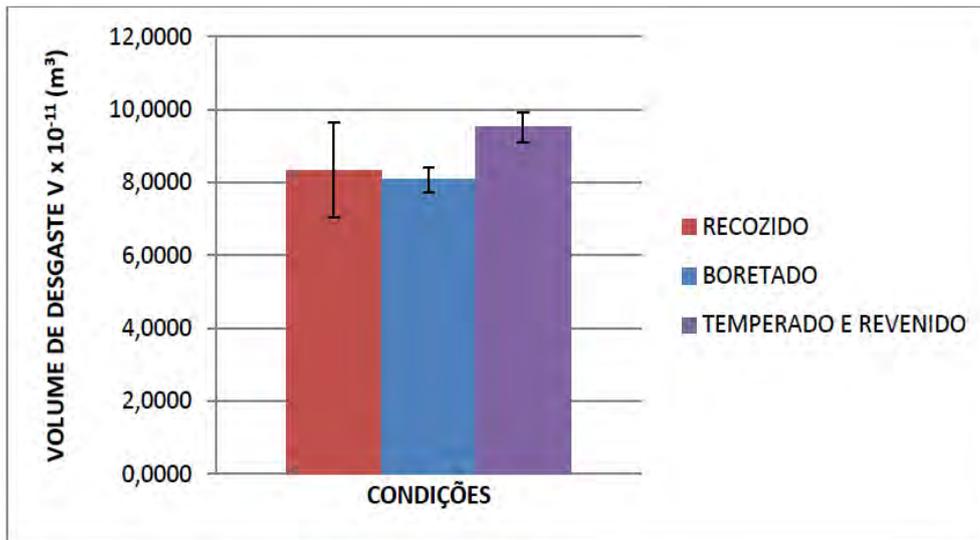


Figura 3. Volume de desgaste obtido em cada uma das três condições.

O volume de desgaste da condição temperada com duplo revenido pode ter sido superior à condição recozida em função da rugosidade média (Ra) ter apresentado o valor de 0,15 μm , contra 0,05 μm para a condição recozida. Aqui não se faz a comparação direta entre rugosidades das condições temperada e recozida com a condição boretada (0,47 μm), visto que esta última apresenta influência da camada superficial de boretos.

O regime permanente de desgaste foi verificado a partir da estabilização do coeficiente de desgaste como mostrado na Figura 4.

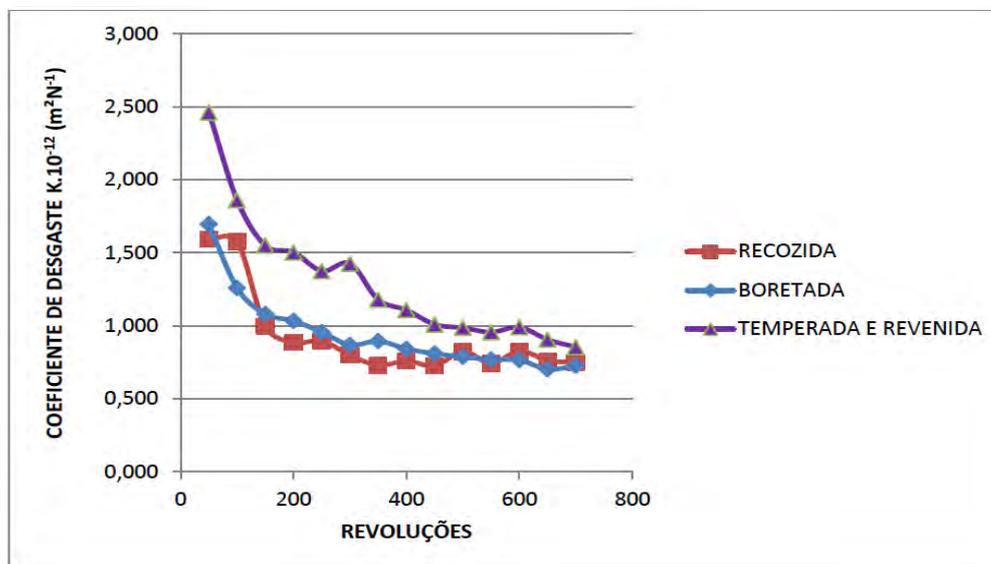


Figura 4. Verificação do regime permanente de desgaste.

O coeficiente de desgaste no regime permanente para a condição recozida foi de $0,80 \times 10^{-12} \text{ m}^2 \text{ N}^{-1}$, para a condição boretada foi de $0,79 \times 10^{-12} \text{ m}^2 \text{ N}^{-1}$ e para a condição temperada com duplo revenido foi de $0,98 \times 10^{-12} \text{ m}^2 \text{ N}^{-1}$. Observa-se na Figura 5 que os coeficientes de desgaste para as condições recozida e boretada são estatisticamente iguais. Entretanto, para a condição temperada com duplo revenido, o coeficiente de desgaste foi aproximadamente 23% maior quando comparado com as outras duas condições ensaiadas.

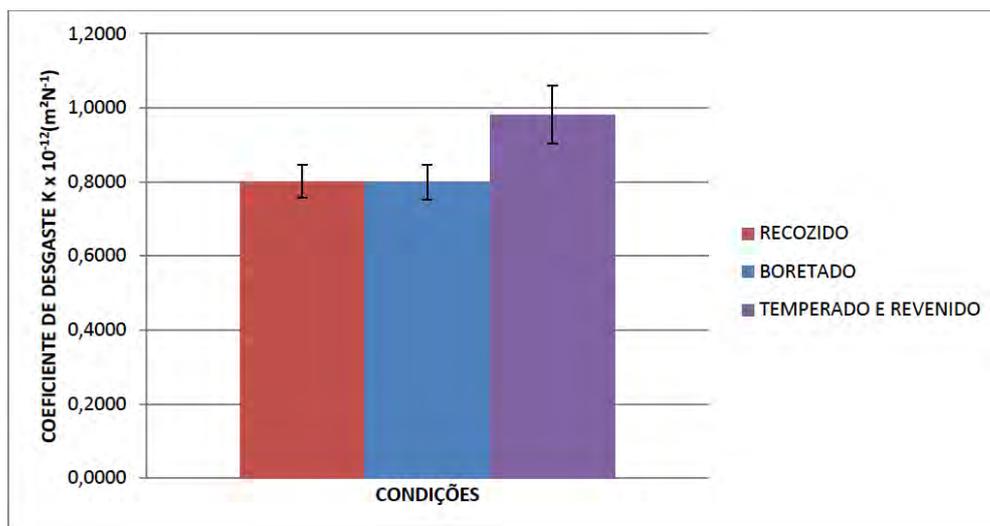


Figura 5. Coeficiente de desgaste obtido em cada uma das três condições.

O fato de a condição boretada ter apresentado um volume e um coeficiente de desgaste estatisticamente igual à condição recozida pode ser explicado através da baixa efetividade do tratamento termoquímico de boretação. Apesar da espessura média da camada de boretos ter ficado em torno de 40 μm , esta se apresentou bastante irregular. Assim, a análise do comportamento tribológico não levou em conta a resposta individual do recobrimento e do substrato, mas sim o comportamento em conjunto de ambos.

Já o coeficiente de atrito do regime permanente para a condição recozida foi de 0,35, para a condição boretada foi de 0,30 e para a condição temperada com duplo revenido foi de 0,29. Observa-se na Figura 6 que os coeficientes de atrito para as condições boretada e temperada com duplo revenido são estatisticamente iguais. Entretanto, para a condição recozida, o coeficiente de desgaste foi aproximadamente 20% maior quando comparado com as outras duas condições ensaiadas.

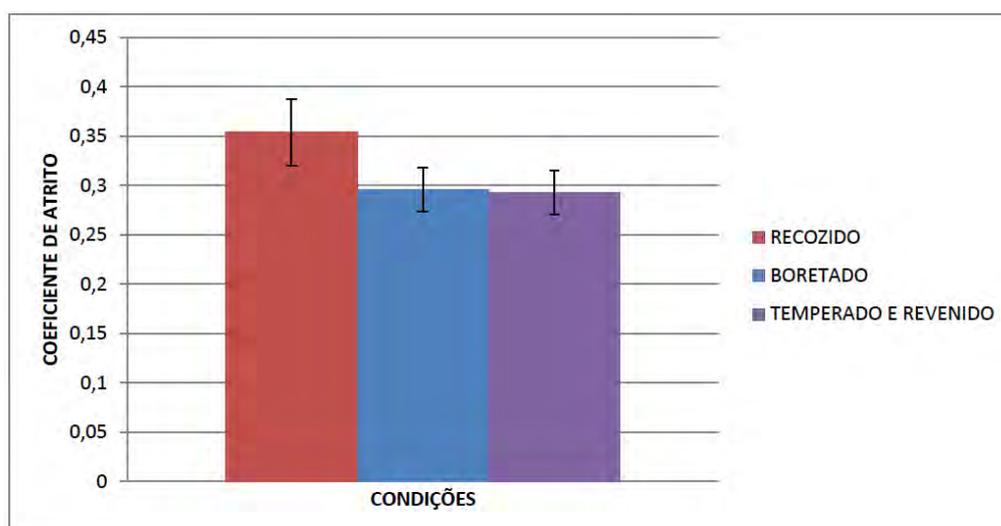


Figura 6. Coeficiente de atrito obtido em cada uma das três condições.

4 CONCLUSÃO

Após análise dos resultados obtidos pode-se concluir que:

- apesar da espessura média da camada de boretos ter ficado em torno de 40 μm , esta se apresentou bastante irregular;
- o tratamento termoquímico de boretação por via sólida proporcionou um aumento na microdureza planar de 500% em relação à condição recozida e aproximadamente 135% em relação à condição temperada com duplo revenido. Porém, o núcleo das amostras boretadas apresentou dureza média em torno de 600 HV; e
- o aço AISI H13 boretado apresentou camada de boretos com espessura de aproximadamente 30 μm e presença apenas da fase Fe_2B . Nessas condições, o volume e coeficiente de desgaste mostraram-se equivalentes à condição recozida e inferiores à temperada com duplo revenido.

Agradecimentos

Os autores agradecem a CAPES pelo auxílio financeiro da bolsa de mestrado e a UDESC pela infraestrutura disponibilizada.

REFERÊNCIAS

- 1 SUZUKI, L. Y. **Propriedades Superficiais do Aço AISI H13 Após Tratamento Duplex (Nitretação e TiAlN) Para Moldes de Injeção de Alumínio.**, 2007. Pontifícia Universidade Católica do Paraná.
- 2 MA, L. W., CAIRNEY, J. M., HOFFMAN, M. J, MUNROE, P. R. Deformation mechanisms operating during nanoindentation of TiN coatings on steel substrates. **Surface and Coating Technology**, v. 192, p. 11-18, 2005.
- 3 PERSSON, A.; HOGMARK, S.; BERGSTRÖM, J. Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels. **Surface and Coatings Technology**, v. 191, p. 216-227, 2005.
- 4 COZZA, R. C.; TANAKA, D. K.; SOUZA, R. M. Friction coefficient and wear mode transition in micro-scale abrasion tests. **Tribology International**, v. 44, n. 12, p. 1878–1889, 2011.
- 5 ALLSOPP, D N; TREZONA, R I; HUTCHINGS, I M. The effects of ball surface condition in the micro-scale abrasive wear test. **Tribology Letters**, v. 5, p. 259–264, 1998.
- 6 TREZONA, R.I.; ALLSOPP, D.N.; HUTCHINGS, I.M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225-229, p. 205–214, 1999.
- 7 TREZONA, R.I; HUTCHINGS, I.M. Three-body abrasive wear testing of soft materials. **Wear**, v. 233-235, p. 209–221, 1999.
- 8 ADACHI, K.; HUTCHINGS, I.M. Sensitivity of wear rates in the micro-scale abrasion test to test conditions and material hardness. **Wear**, v. 258, n. 1-4, p. 318–321, 2005.
- 9 STACHOWIAK, G. B.; STACHOWIAK, G. W.; BRANDT, J. M. Ball-cratering abrasion tests with large abrasive particles. **Tribology International**, v. 39, n. 1, p. 1–11, 2006.
- 10 GEE, M. Ball crater testing for the measurement of the unlubricated sliding wear of wear-resistant coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 133-134, n. 1, p. 376–382, 2000.
- 11 LUO, D. B.; FRIDRICI, V.; KAPSA, P. Relationships between the fretting wear behavior and the ball cratering resistance of solid lubricant coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 8, p. 1259–1269, 2010.
- 12 GEE, M. G.; GANT, A.; HUTCHINGS, I. et al. Progress towards standardisation of ball cratering. **Wear**, v. 255, n. 1-6, p. 1–13, 2003.

- 13 SILVA, F. J. G.; CASAIS, R. B.; MARTINHO, R. P.; BAPTISTA, A. P. M. Role of abrasive material on micro-abrasion wear tests. **Wear**, v. 271, n. 9-10, p. 2632–2639, 2011.
- 14 FERNANDES, F.; RAMALHO, A.; LOUREIRO, A.; CAVALEIRO, A. Mapping the micro-abrasion resistance of a Ni-based coating deposited by PTA on gray cast iron. **Wear**, v. 292-293, p. 151–158, 2012.
- 15 GENEL, K. Boriding kinetics of H13 steel. **Vacuum**, v. 80, n. 5, p. 451–457, 2006.
- 16 KRELLING, A. P.; COSTA, C. E. DA; MILAN, J. C. G. Avaliação tribológica do aço H13 com tratamento termoquímico de boretação sólida. Anais do VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. **Anais...** p.7, 2012. São Luís MA.
- 17 KRELLING, A. P.; MILAN, J. C. G.; COSTA, C. E. DA. Estudo do comportamento tribológico do aço AISI H13 submetido a tratamento termoquímico de boretação sólida com diferentes agentes boretantes. Anais do 20 CBECiMat. **Anais...** p.8, 2012. Joinville SC.
- 18 JAIN, V.; SUNDARARAJAN, G. Influence of the pack thickness of the boronizing mixture on the boriding of steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 149, p. 21–26, 2002.
- 19 CAMPOS, I.; TORRES, R.; RAMÍREZ, G.; GANEM, R.; MARTÍNEZ, J. Growth kinetics of iron boride layers: Dimensional analysis. **Applied Surface Science**, v. 252, n. 24, p. 8662–8667, 2006.