

DESGASTE EM TEMPOS DE NANOTECNOLOGIA¹

Reinaldo Borges de Oliveira Júnior²
Geralda Cristina Durães de Godoy²
Antônio César Bozzi³

Resumo

Convencionalmente o regime permanente de desgaste é definido como o regime do processo de desgaste onde se obtém valores constantes de coeficiente de desgaste. Neste regime, o volume de desgaste apresenta variação linear com o tempo, indicando um comportamento previsível do desgaste. Em tempos de nanotecnologia, os materiais podem mudar as propriedades mecânicas a nível nano ou micrométrico com a profundidade. A consequência é a observação de que os períodos de regime permanente de desgaste podem durar tempos tão curtos ou mesmo não existir. Ou seja, nesses materiais a não homogeneidade da dureza com a profundidade leva a presença de vários períodos de variação linear, com duração proporcional a cada espessura de profundidade de endurecimento. Neste trabalho foram produzidos os seguintes sistemas com mudanças de propriedades ao longo da profundidade: aço inox austenítico AISI 316; aço cementado a plasma; aço cementado e nitretado a plasma sequencialmente; aço nitretado e cementado recoberto por (Cr,Al)N. Foram realizados ensaios de desgaste por deslizamento. Observou-se nas curvas de coeficiente de atrito versus distância, dependendo do sistema, a presença de um a vários períodos de regime de desgaste. Análises por MEV confirmaram que os diferentes períodos de regime de desgaste correspondiam às diferentes camadas de endurecimento.

Palavras-chaves: Aços inoxidáveis austeníticos; Modificação superficial a plasma; Desgaste por deslizamento; Regime de desgaste.

WEAR IN TIMES OF NANOTECHNOLOGY

Abstract

It is found by experiment that for many systems the loss of material by wear is indeed proportional to sliding distance. In this case, the steady-state wear rate is essentially constant for the duration of the test. Transient behavior is sometimes observed at the start of sliding, until equilibrium surface conditions have become established. In times of nanotechnology, the new materials can change the mechanical properties with the depth, even at nano-depth. The consequence is that steady-state wear rate period is less often found, or can be to be found for limited range of time. In these materials the non-homogeneity of the hardness with the depth can produce many wear regimes of constant wear rate. Each wear period is proportional to the hardening depth. In this work, five systems were investigated: Uncoated, untreated AISI 316 steel (S1); plasma carburised steel (S2); hybrid plasma treated (i.e. sequentially plasma carburised and plasma nitrided) steel (S3); plasma carburised and PAPVD Cr-Al-N-coated steel (duplex S4) and hybrid plasma treated (as in S3) and PAPVD Cr-Al-N-coated steel (duplex S5). Pin-on-disc sliding wear tests were performed using sliding distances of 2660m. Depending of the studied system, one or several wear regimes were observed. Electron microscopy analyses indicated that the various steady-state wear regimes were correlated to the various layers of depths of hardening.

Key words: Stainless austenitic steel; Plasma superficial modifications; Sliding wear; Wear regime.

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Dr., Professor. Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Brasil.

³ Dr. Professor. DEM, Universidade Federal do Espírito Santo (UFES), Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A equação de desgaste estabelecida por Archard prevê uma relação linear entre o volume desgastado e a distância de escorregamento nos testes de desgaste por deslizamento. Quando os resultados obtidos nestes testes apresenta esta linearidade, diz que se alcançou o regime permanente de desgaste. A validade desta equação depende se o material em estudo apresenta uma homogeneidade estrutural ao longo da profundidade e desta forma um valor constante de dureza. Registros do coeficiente de atrito durante o teste de desgaste indicam o valor numérico do coeficiente assim como pode indicar a presença de vários mecanismos de desgaste presentes, quando se observa variações na curva registrada [1,2]. Para monitoramento de eventuais mudanças no mecanismo do desgaste, utilizou-se neste trabalho, a análise de curvas do coeficiente de atrito versus distância de deslizamento.

Na busca de aços austeníticos com maior resistência ao desgaste na superfície, tratamentos superficiais de nitretação e/ou cementado a plasma têm sido realizados, seguidos de deposição de filmes finos depositados através do processo PAPVD (Deposição Física de Vapor Assistida por Plasma) [3-14]. Esses processos resultam em materiais que apresentam estruturas diferentes a cada profundidade, h, resultando mudanças de dureza a nível manométrico ao longo da profundidade. Para estes materiais, a equação de Archard não se aplica pois variações de dureza resultarão em variações da taxa de desgaste o que resulta na presença de vários regimes de desgaste. Neste trabalho, um tratamento denominado híbrido (nitretação seguida de cementação a plasma) foi realizado em um aço austenítico AISI 316, seguido de deposição de um filme de (Cr,Al)N. Este procedimento constitui uma inovação nos sistemas austeníticos. Testes de desgaste por deslizamento indicaram a presença de vários regimes de desgaste correspondentes a diferentes espessuras das camadas produzidas, em cada sistema estudado. Concluiu-se que em tempos de nanotecnologia, quando os materiais não são mais homogêneos e sim, podem apresentar a nível nanométrico diferentes estruturas e diferentes durezas ao longo da profundidade, vários regimes de desgaste podem estar presentes. A análise dos resultados dos testes de desgaste realizados nesses materiais tem que levar em consideração a heterogeneidade estrutural presente.

2 EXPERIMENTAL

Cinco sistemas foram estudados: (i) aço inoxidável austenítico AISI 316 (Aço 316), (ii) aço AISI 316 cementado a plasma durante 4 horas a 475°C (Sistema Carbonetado), (iii) aço AISI 316 cementado a plasma durante 2 horas a 475°C e em seguida nitretado a plasma durante 2 horas a 450°C (Sistema Sequencial), (iv) aço AISI 316 cementado a plasma durante 4 horas a 475°C e em seguida recoberto com (Cr,Al)N (Duplex Carbonetado) e (v) aço AISI 316 cementado a plasma durante 2 horas a 475°C, em seguida nitretado a plasma durante 2 horas a 450°C e recoberto com (Cr,Al)N (Duplex Sequencial). As temperaturas e tempos utilizados foram escolhidos de forma a evitar a precipitação de nitretos e/ou carbonetos de cromo, pois tal precipitação prejudica a resistência à corrosão. Os tratamentos de difusão termoquímica a plasma foram realizados em configuração triodo. Antes dos processos de modificação superficial, o aço AISI 316 passou por etapas de lixamento e polimento. A deposição de (Cr,Al)N foi realizada utilizando o processo EBPAVD, isto é, o processo de deposição física de vapor assistido por plasma com

evaporação por feixe de elétrons (EB – *Electron Beam*). Os filmes foram depositados de forma a ter 2,5 μm de espessura nominal. Foi utilizado o equipamento TECVAC IP90. As etapas do processo de produção dos filmes de (Cr,Al)N consistiram inicialmente de uma etapa de aquecimento do substrato modificado em plasma de argônio a 403°C por cinco minutos, posteriormente houve a deposição de uma camada intermediária (*interlayer*) de Cr por cinco minutos a 405°C e, finalmente, deposição de recobrimento de (Cr,Al)N a 405°C por 100 minutos. Os filmes de (Cr,Al)N foram produzidos de forma a ter a estrutura cúbica. Para caracterização das fases cristalinas presentes em todos os sistemas foram realizadas análises de difração de raios-X. As especificações técnicas do difratômetro utilizado são: modelo: Rigaku ultima IV; radiação: Cu-K α ($\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$); tensão no tubo: 40 kV; corrente: 30 mA; potência máxima: 2 kW; cristal monocromador de grafita.

Para as medidas de dureza superficial foi utilizado o ultra-microdurômetro Shimadzu, modelo DUH-W201S. O equipamento foi calibrado para uso de forças de 0,1 mN a 1960 mN, com profundidade de penetração de até 10 μm e resolução de 1 nm. Foi utilizado o penetrador Berkovich com aplicação das seguintes cargas: 1900 mN, 1000 mN, 600 mN, 300 mN, 200 mN, 100 mN. O modo de aplicação da carga usado foi o de carregamento/descarregamento (*load/unload*), com tempo de permanência (*hold time*) de 20 segundos. O método de Oliver e Pharr [15] foi usado para o tratamento dos dados gerados pela curva carregamento/descarregamento. Foram realizados ensaios de desgaste por deslizamento a seco (sem lubrificação) em configuração pino sobre disco no equipamento tribômetro *Microphotonics* modelo SMT-A/0100-MT/60/NI. Em cada sistema foram realizados quatro ensaios nas mesmas condições. Os ensaios de desgaste por deslizamento possibilitaram a determinação das taxas de desgaste (após análise por perfilometria 3D) e a visualização do comportamento do coeficiente de atrito durante o deslizamento. Os testes de desgaste foram feitos com os seguintes parâmetros: material da esfera: WC/Co; diâmetro da esfera: 6 mm; força normal: 15N; velocidade tangencial: 0,2 m/s; velocidade de rotação: 382 rpm; distância percorrida: de 2000 m; raio da trilha: 5 mm; temperatura: $(24 \pm 1) \text{ }^\circ\text{C}$; umidade relativa do ar: $(42 \pm 2) \%$.

3 RESULTADOS

O difratograma do aço AISI 316 após nitretação e cementação a plasma é mostrado na Figura 1, ilustrando a presença da estrutura CFC expandida por nitrogênio (Fe- γ_{N}) e a expandida por carbono (Fe- γ_{C}). A Figura 2 ilustra a micrografia relativa ao sistema dúplex sequencial, onde se observa uma camada nitretada seguida da camada carbonetada e a presença na superfície do filme (Cr,Al)N.

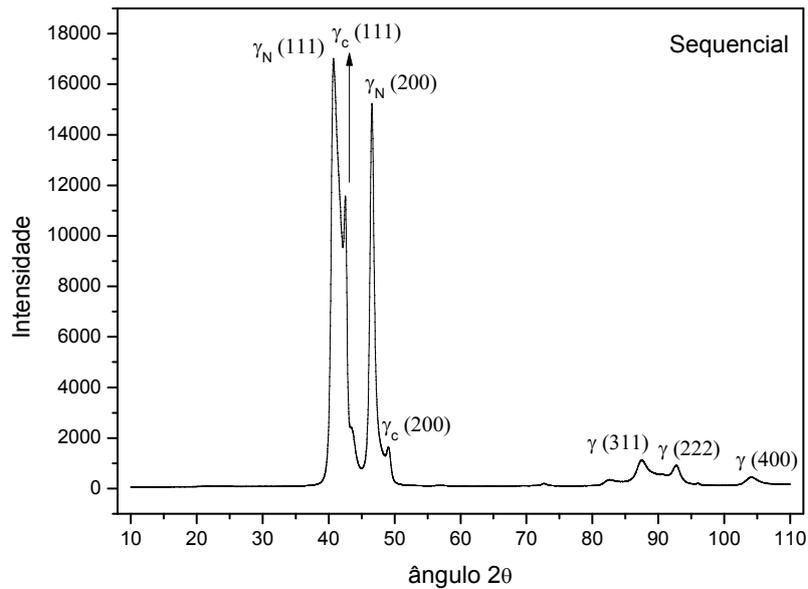


FIGURA 1: Difratoograma do aço AISI 316 após nitretação e cementação a plasma (tratamento híbrido). (γ , Fase Fe-CFC referente ao aço AISI 316); γ_C , (Fase Fe-CFC expandida por carbono); γ_N (Fase Fe-CFC expandida por nitrogênio).

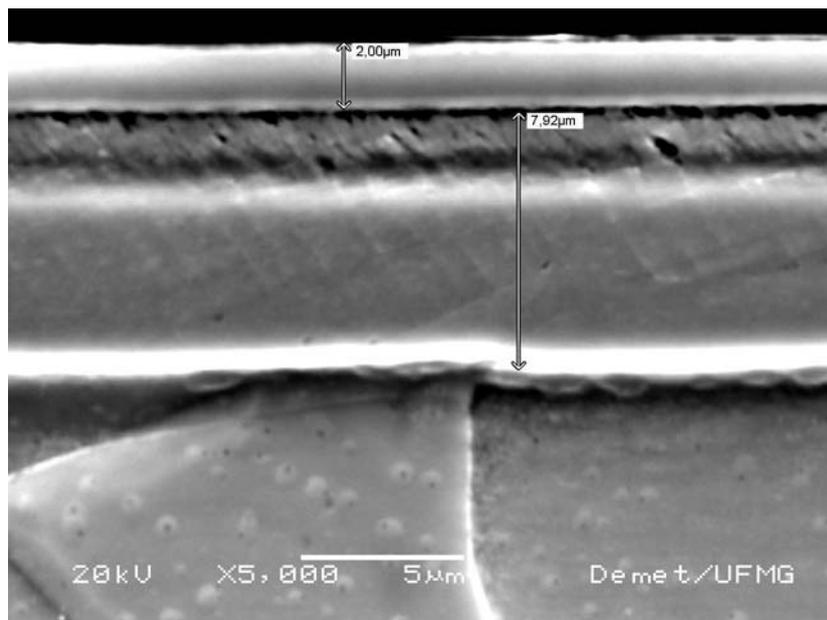


FIGURA 2: Imagem MEV transversal do sistema duplex sequencial (SEI – 5000x). Espessura do Filme (Cr,Al)N = 2,0 μm ; Espessura da camada nitretada e cementada = 7,9 μm .

A Figura 3 reúne os resultados de ultra-microdureza instrumentada Berkovich dos sistemas estudados versus profundidade máxima alcançada para cada força aplicada.

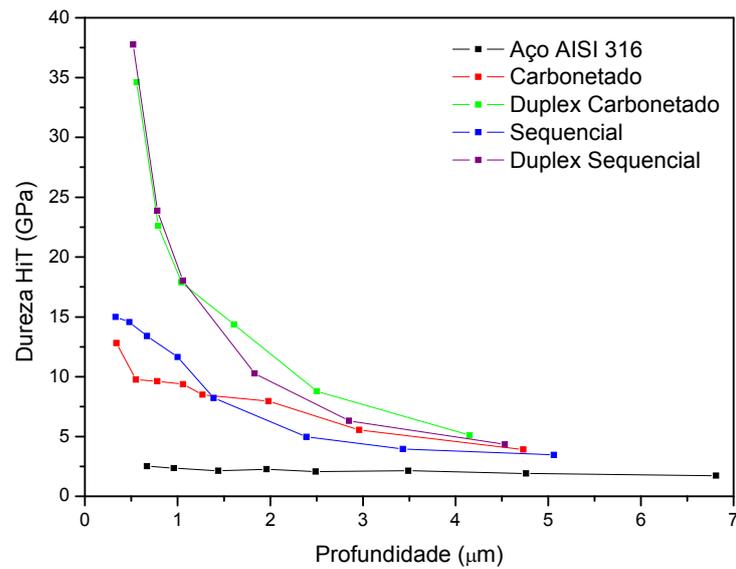


FIGURA 3: Comparação dos valores de ultra-microdureza instrumentada Berkovich de todos os sistemas em função da profundidade de penetração.

As Figuras 4 a 8 resumem as curvas obtidas para o coeficiente de atrito versus distância de deslizamento, durante os testes de desgaste.

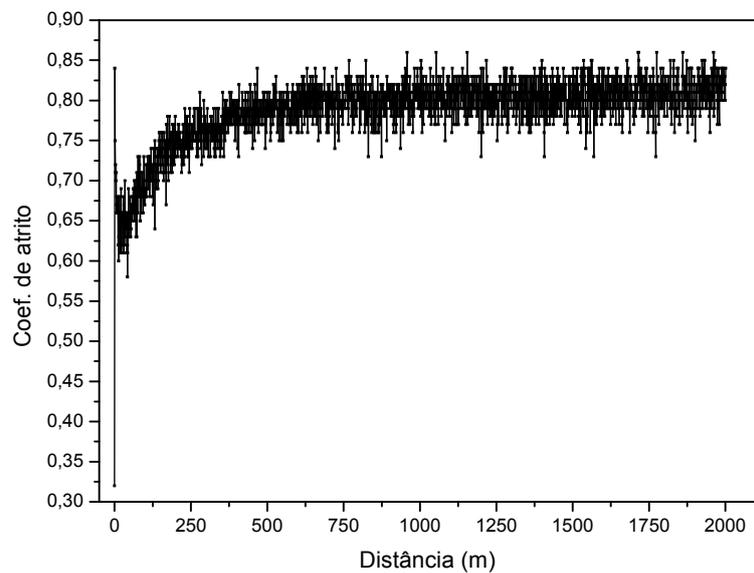


FIGURA 4: Coeficiente de atrito versus distância de deslizamento, para o aço inoxidável austenítico AISI 316.

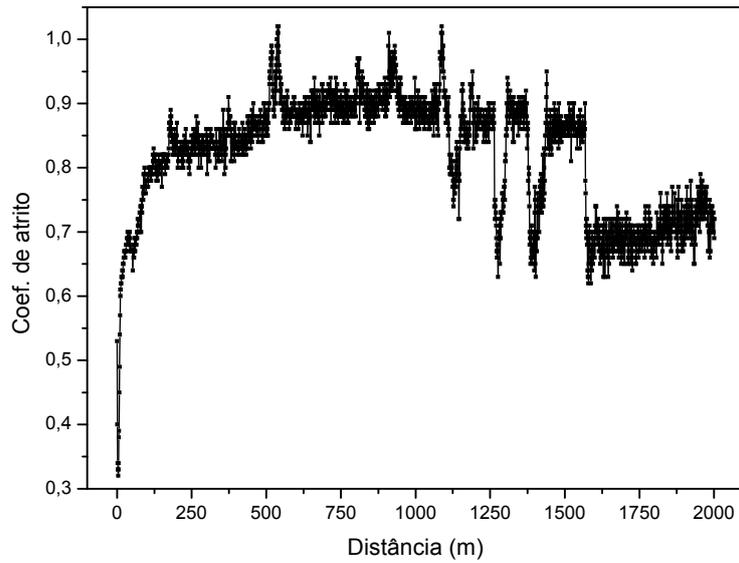


FIGURA 5: Coeficiente de atrito versus distância de deslizamento, para o aço inoxidável austenítico AISI 316 após cementação a plasma.

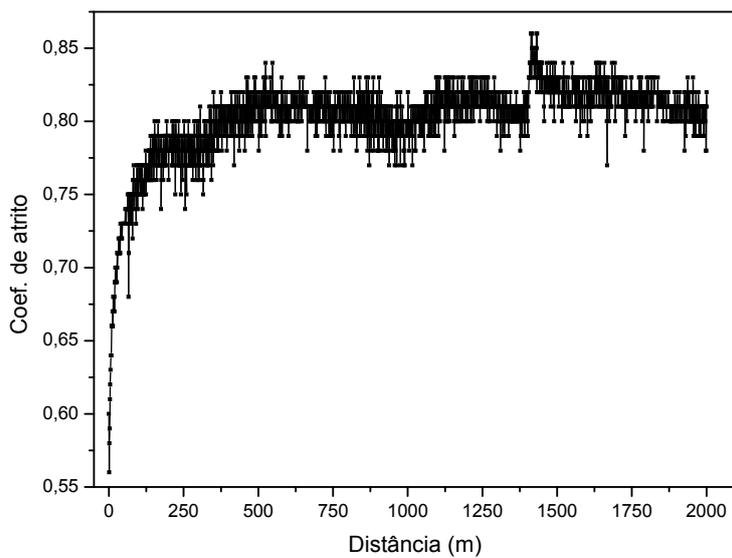


FIGURA 6: Coeficiente de atrito versus distância de deslizamento, para o sistema dúplex cementado (filme (Cr,Al)N depositado em aço AISI 316 cementado a plasma).

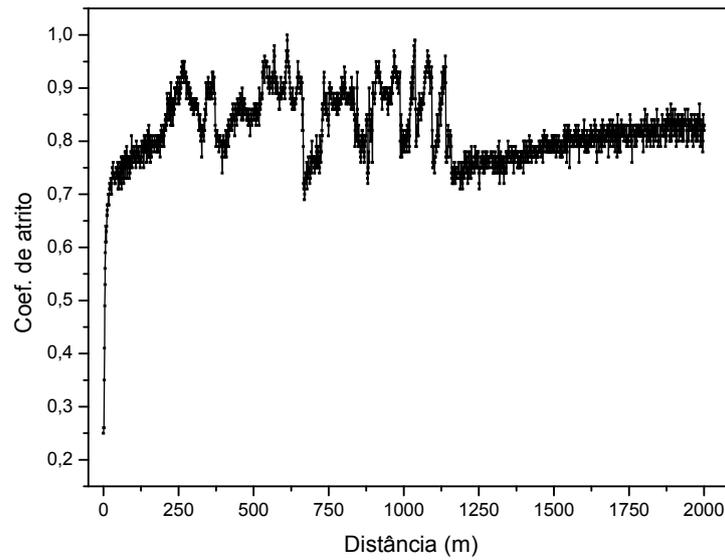


FIGURA 7: Coeficiente de atrito versus distância de deslizamento, para o sistema sequencial (aço AISI 316 nitretado e cementado a plasma).

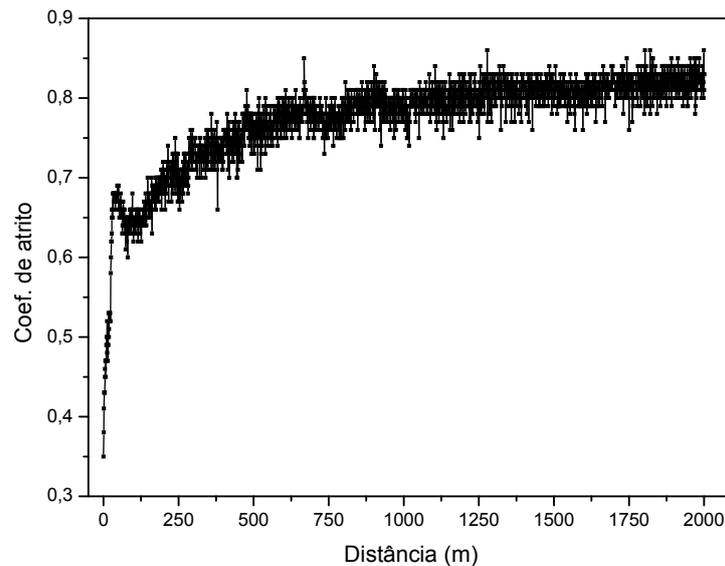


FIGURA 8: Coeficiente de atrito versus distância de deslizamento, para o sistema dúplex sequencial (filme (Cr,Al)N depositado em aço AISI 316 nitretado e cementado a plasma).

A quantificação do volume total desgastado foi realizada por perfilometria 3D e a Figura 9 ilustra a topografia após o teste de desgaste.

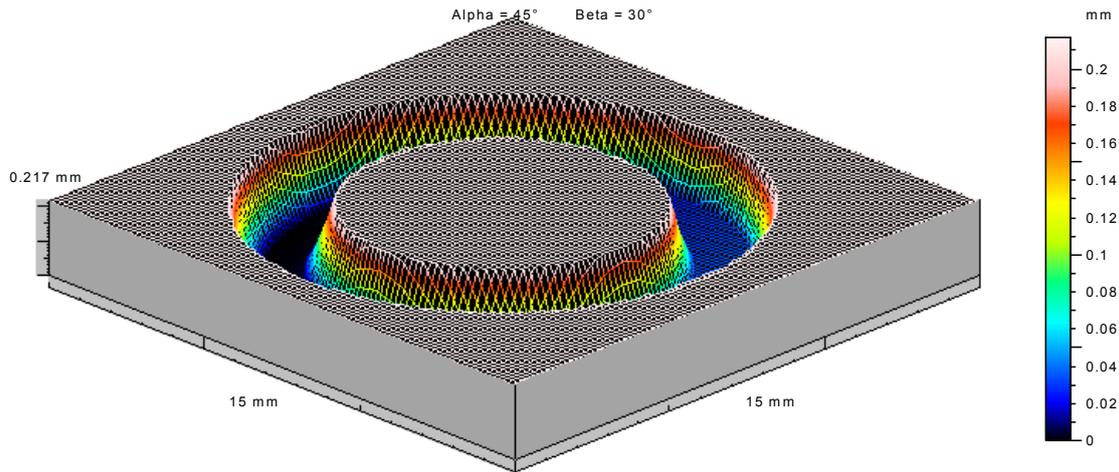


FIGURA 9: Perfil 3D da trilha de desgaste do aço inoxidável AISI 316.

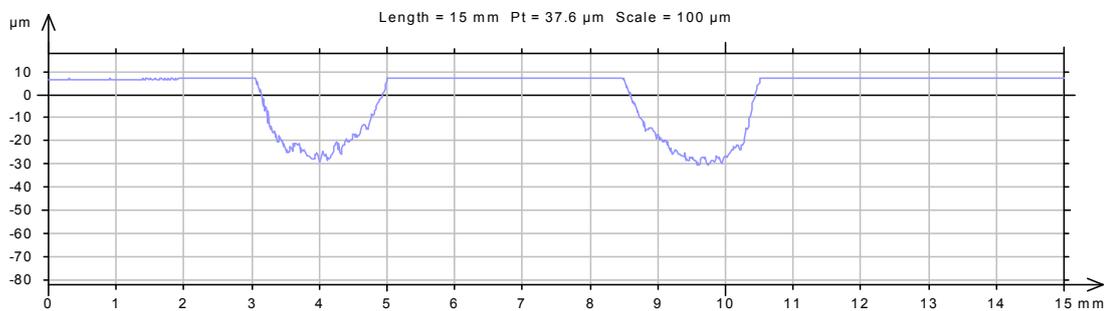


FIGURA 10: Perfil 2D de profundidade da trilha de desgaste do sistema cementado.

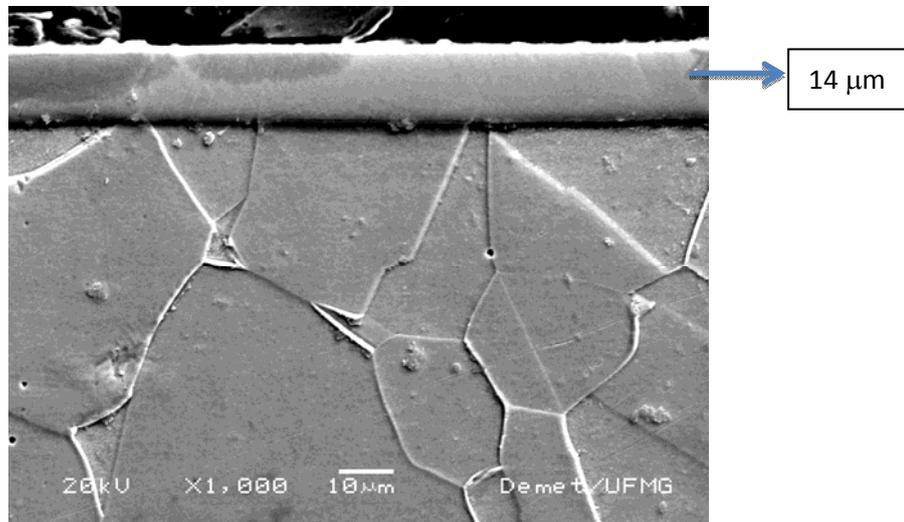


FIGURA 11: Imagem MEV transversal do sistema carbonetado (SEI – 1000x).

4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A difratometria de raios-X indicou para o aço AISI 316 uma única fase, Fe-CFC (γ). O parâmetro de rede calculado foi igual a 3,574 Å, similar ao ficha ICDD de número 00-052-0513. O difratograma do sistema cementado apresentou além da fase γ , a fase Fe-CFC (γ_c), com picos deslocados para menores ângulos, indicando expansão da rede devido à solubilidade do carbono na rede austenítica do aço. O parâmetro de rede calculado para a austenita expandida (γ_c) neste sistema foi igual

a 3,671 Å, ou seja, houve uma expansão na rede de 2,71%, valor amplamente encontrado na literatura para o processo de cementado a plasma em aço AISI 316 [4,13,21-24]. O espectro de difração do sistema sequencial (Figura 1) se apresentou semelhante ao do sistema carbonetado porém, aqui ocorreu além da presença da austenita substrato (γ) e da fase austenita expandida pelo carbono, Fe-CFC(γ_c), a presença dos picos relativos à austenita expandida por nitrogênio também (γ_N). Conforme observado por vários autores, o carbono e o nitrogênio não se misturam para formar uma camada de austenita expandida, ou seja, há a formação de duas camadas separadas; uma rica em N próximo à superfície seguida de uma camada rica em C em maiores profundidades (Figura 2) [8,10,16]. O parâmetro de rede calculado para a fase γ_c (austenita expandida por carbono) foi 3,676 Å, muito próximo ($\cong 0,14\%$ maior) daquele calculado para a mesma fase do sistema apenas carbonetado (3,671 Å). O parâmetro de rede calculado para a austenita expandida por nitrogênio foi maior, o valor de 3,838 Å foi encontrado, 7,39% maior em comparação com o aço AISI 316 (3,574 Å). Esta expansão da rede está bem próxima dos valores documentados na literatura [13,16-19]. O parâmetro de rede calculado para a fase CFC-(Cr,Al)N, relativo a presença do filme (Cr,Al)N, em ambos os sistemas duplex foi igual a 4,159 Å. A precipitação de carbonetos e/ou nitretos de Cr não foi detectada pela técnica de DRX. Tal resultado é importante, pois assegura a não deteriorização da resistência à corrosão do aço AISI 316.

A Fig. 3 mostra a dependência da dureza com a profundidade ou com a força aplicada. Apenas o sistema aço AISI 316 “não tratado” não apresentou esta dependência da dureza com a força aplicada, como ocorre em materiais convencionais. Em materiais com modificações estruturais ao longo da profundidade, tem-se a dureza função da força aplicada ou seja função da profundidade de penetração nos testes de dureza instrumentada.

A presença da fase “austenita expandida” proporcionou o aumento da dureza superficial dos sistemas modificados a plasma, através do endurecimento por solução sólida intersticial. O comportamento sob forças maiores (≥ 300 mN) mostra que o sistema cementado possui dureza maior que o sequencial (nitretado e cementado). Sob níveis menores de forças aplicadas (≤ 200 mN) o sistema sequencial se apresentou com maior dureza. Este resultado pode ser atribuído ao fato que a camada cementada é mais espessa que a nitretada, para mesmas condições cinéticas, pois o coeficiente de difusão do carbono na rede austenítica do aço AISI 316 é maior que a do nitrogênio [16]. Este fato garantiu maior dureza em maiores profundidades (maiores forças aplicadas), quando uma única camada cementada está presente. O nitrogênio apresenta maior solubilidade que o carbono na rede austenítica, conseqüentemente, ocasiona um maior aumento de dureza, embora a camada nitretada seja menos profunda. Logo, devido à maior dureza e menor profundidade, a camada nitretada apresenta maior dureza sob cargas relativamente baixas. Blawert *et al.* [16,19] compararam algumas propriedades do aço AISI 304 cementado a plasma e AISI 304 nitretado a plasma. A camada nitretada foi menos profunda e mais dura que a cementada, similar aos resultados aqui obtidos. Estes resultados aponta a dependência dos resultados de testes de desgaste com a força aplicada. Concluímos que em materiais que sofreram modificações superficiais, temos que considerar a influência da heterogeneidade estrutural nos resultados obtidos. A dureza da camada nitretada terá maior influência no desgaste, a baixas forças aplicadas (ex. 5 e 10N); sob forças maiores (ex. 20N), a camada cementada tem que ser levada em consideração.

Sob maiores níveis de forças aplicadas no teste de dureza instrumentada (≥ 300 mN), o sistema duplex cementado possui maior dureza que o sistema duplex sequencial, comportamento este análogo aos respectivos sistemas tratados, sem deposição do filme (Cr,Al)N. Para cargas menores (≤ 200 mN) os resultados foram muito semelhantes. Em função da baixa profundidade de penetração, o valor de dureza medido foi predominantemente do recobrimento de (Cr,Al)N. Na Figura 3 pode-se observar um significativo aumento da dureza superficial do aço AISI 316 após os tratamentos superficiais por difusão a plasma e um aumento ainda maior após a deposição do revestimento de (Cr,Al)N sobre o substrato modificado.

Relativa as curvas de coeficiente de atrito versus distância de escorregamento (Figuras 4-8) as análises realizadas pressupõem que mudanças bruscas nestas curvas correspondem a mudanças de regime de desgaste. A Figura 4 indica que o aço AISI 316, não modificado superficialmente, apresentou um período denominado *running-in* (desgaste severo) até aproximadamente 300 m e em seguida um único regime de desgaste, que apresentou um coeficiente de atrito médio de 0,78. Percebe-se um alto ruído do coeficiente de atrito (força de atrito) durante todo o deslizamento. Estes ruídos provavelmente são decorrentes de forte interação entre as asperezas das superfícies durante o desgaste. Não foi detectada presença significativa de oxigênio nas trilhas de desgaste ou transferência de material da esfera (Tungstênio – W) para a trilha de desgaste do aço AISI 316, conforme análise realizada por mapeamento por raios X.

No sistema cementado (Figura 5), o período *running-in* estendeu-se até aproximadamente 230 m e em seguida observa-se um regime de desgaste (até 1600m) com um coeficiente de atrito médio próximo de 0,90. Este período sugere a presença de um mecanismo de desgaste severo atuando durante o crescimento da força de atrito. A partir de 1000 m de distância de deslizamento ocorreu oscilações nítidas no coeficiente de atrito com valores variando desde 1,10 até 0,63. Tais oscilações muitas vezes estão relacionadas com a constante formação e quebra de camada de óxido [1,2]. Pode haver um aumento de temperatura na interface deslizante ou condições termodinâmicas [2] que propicia a formação de tal camada. Sabe-se que filmes de óxido geralmente possuem baixa resistência ao cisalhamento e baixa ductilidade, o que limita o crescimento de junções. Se o óxido é removido (por forças mecânicas), o coeficiente de atrito tende a aumentar [1]. As medidas de mapeamento por raios X confirmaram a presença de oxigênio na trilha de desgaste neste período de presença de oscilações na curva. O terceiro período de desgaste, após 1500 m foi caracterizado inicialmente por uma queda no coeficiente de atrito seguido por aumento crescente contínuo, com tendência ao valor inicial de 0,71. A retomada a este valor de coeficiente de atrito sugere que se trata de um regime de desgaste correspondente ao aço AISI 316 não tratado. O desgaste nesta distância de 1600 m com velocidade de 0,2 m/s teria produzido uma profundidade de danos que atingiu o aço AISI 316 não tratado. A Fig.(10) mostra um perfil 2D da profundidade da trilha de desgaste que indica que no final do desgaste (distância de 2000 m), há uma profundidade em torno de 30 μm . A profundidade da camada cementada medida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) apresentou valor de 14 μm (Fig. 11) sugerindo que o desgaste alcançou o aço AISI 316 não tratado, consolidando que este regime de desgaste corresponde ao desgaste do aço AISI 316 não modificado superficialmente.

Estes resultados indicam que os dois primeiros períodos de desgaste observados são decorrentes da camada cementada, enquanto o terceiro está relacionado ao

desgaste do aço AISI 316 não tratado. Estes fatos são decorrentes da não homogeneidade de estrutura e propriedades ao longo da profundidade da superfície. A Fig.6 representa a curva obtida do coeficiente de atrito nos testes de desgaste para o sistema duplex cementado. Observa-se um período *running-in* até aproximadamente 200 m. Após este período crescente do coeficiente de atrito, tem um período que apresenta um coeficiente de atrito médio próximo de 0,82. Conforme resultados de perfilometria, o recobrimento não foi desgastado o suficiente para se alcançar as outras camadas, desde que o perfil 2D obtido indica uma profundidade de desgaste menor que a espessura do filme (Cr,Al)N. Desta forma, o valor de 0,82 para o coeficiente de atrito pode ser associado ao desgaste do filme (Cr,Al)N depositado em um aço austenítico cementado a plasma. Este comportamento também foi observado no sistema dúplex sequencial. O desgaste nos dois sistemas dúplex, nas condições do ensaio, praticamente não existiu. A profundidade da trilha de desgaste medida por perfilometria indicou um valor máximo em torno de 0,4 μm . Este valor é menor que a espessura do recobrimento estimado por MEV ($\cong 2 \mu\text{m}$).

A Fig.7 apresenta o comportamento do coeficiente de atrito do sistema sequencial durante o teste de desgaste. O sistema sequencial apresentou *running-in* até próximo de 170 m e um primeiro período até 250 m, com um coeficiente de atrito oscilando entre 0,77 e 0,8. Um segundo estágio foi caracterizado por oscilações no coeficiente de atrito entre 0,69 e 1,0, semelhante ao resultado para o sistema cementado. Um terceiro período é caracterizado por um coeficiente de atrito estável e médio de 0,8, semelhante ao resultado para o aço AISI 316 não tratado. Sabendo que há na superfície uma camada rica em nitrogênio (austenita expandida por nitrogênio supersaturado), conclui-se que o primeiro período provavelmente está relacionado com a camada nitretada. A camada nitretada medida por MEV apresentou profundidade de apenas 2 μm . O primeiro período é de pequena extensão; em 250 m de distância de deslizamento a profundidade da trilha de desgaste alcançou a camada cementada. As oscilações do coeficiente de atrito presentes no segundo período são semelhantes aquelas apresentadas pelo sistema cementado, e podem estar relacionadas com a constante formação e quebra de filme de óxido. Os resultados de mapeamento por raios-X indicaram uma maior presença de oxigênio na trilha de desgaste (como ocorreu no sistema cementado) e não houve transferência de material do contracorpo (WC/Co). A profundidade da trilha de desgaste do sistema sequencial apresentou um valor de $(54,7 \pm 8,4) \mu\text{m}$. Este valor mostra que o desgaste atingiu o aço AISI 316 não tratado e que, portanto, pode-se atribuir três períodos de desgaste mostrados na figura 7, a saber: camada nitretada, cementada e aço não tratado.

O sistema duplex sequencial apresentou *running-in* até próximo de 300 m (Fig.8). Após este período o coeficiente de atrito se mostrou estável com um valor médio de 0,8. A profundidade da trilha de desgaste medida por perfilometria indicou um valor máximo em torno de 0,6 μm . Este valor é bem menor que o estimado para a espessura do recobrimento (2 μm por MEV). Esses resultados confirmam a maior resistência ao desgaste dos sistemas dúplex.

Foi calculado a taxa de desgaste e o valor do coeficiente de desgaste dimensional k, considerando o volume total de desgaste, medido em perfilometria 3D. A maior resistência ao desgaste por deslizamento corresponde a $1/k$. A Tab. 1 apresenta os valores obtidos dos parâmetros de desgaste de todos os sistemas.

TABELA 1: Valores de Volume de Desgaste Total, Taxa de Desgaste e Coeficiente de Desgaste

Sistema	Volume (mm ³)	Taxa (mm ³ /m)	k (mm ³ /Nm)
Substrato	3,96 ± 0,64	(1,98 ± 0,32) x 10 ⁻³	(1,32 ± 0,21) x 10 ⁻⁴
Cementado	0,89 ± 0,01	(4,45 ± 0,05) x 10 ⁻⁴	(2,97 ± 0,03) x 10 ⁻⁵
Duplex Cementado	-	-	-
Sequencial	1,32 ± 0,34	(6,60 ± 1,70) x 10 ⁻⁴	(4,40 ± 1,13) x 10 ⁻⁵
Duplex Sequencial	-	-	-

Analisando os valores da Tab.(1) chega-se a conclusão de que o tratamento de cementação a plasma aumentou o desempenho do material no teste de desgaste por deslizamento a seco na configuração pino sobre disco em relação ao aço AISI 316 não tratado, em torno de 345%. O tratamento sequencial proporcionou um aumento no desempenho de 200%. Os tratamentos duplex proporcionaram um desempenho muito além de tais valores. Pode-se dizer que o volume desgastado tendeu a zero nos sistemas duplex. Não foi possível computar o volume desgastado nos sistemas duplex devido ao pequeno valor e a falta de sensibilidade do perfilômetro para captar tais níveis de desgaste. Não foi possível diferenciar (separar) a rugosidade da superfície e a trilha de desgaste. O bom desempenho dos sistemas carbonetado e sequencial se deve a formação da estrutura “austenita expandida”, confirmada pelos resultados de DRX. A supersaturação de carbono e/ou nitrogênio na rede austenítica e a consequente expansão desta levou a um aumento de dureza superficial, que refletiu em um menor desgaste. O melhor desempenho do sistema cementado em relação ao sequencial é explicado pela maior profundidade de modificação superficial. A camada carbonetada é menos dura que a nitretada, porém é mais espessa. Isto assegura maior capacidade de suporte de carga. Com relação aos sistemas duplex, o ótimo desempenho pode ser atribuído a elevada dureza do filme (Cr,Al)N, a uniformidade da espessura do filme ao longo da superfície em que foi depositado, a boa adesão e a estrutura cristalina CFC do revestimento.

5 CONCLUSÕES

Todos os tratamentos propiciaram um melhor desempenho, relativo ao aço AISI 316, quanto ao desgaste por deslizamento a seco na configuração pino sobre disco. O sistema cementado apresentou melhor desempenho que o sequencial. Os dois sistemas duplex apresentaram os melhores desempenhos.

Os diferentes comportamentos do coeficiente de atrito ao longo dos ensaios de desgaste nos sistemas tratados a plasma refletem o fato dos sistemas serem heterogêneos ao longo da profundidade. Quando os sistemas sofrem mudanças estruturais na sua profundidade a dureza torna função da força aplicada. Este fato implica que a equação de Archard tem sua validade limitada a regiões onde a dureza pode ser considerada constante, ou mesmo que não esta equação não se aplica desde que não se observa um período de desgaste permanente. Isto dificulta a determinação de uma taxa de desgaste, considerando a equação de Archard. Para determinação da taxa de desgaste tem-se que se utilizar de métodos que faça uma avaliação do volume total desgastado, sem levar em consideração a presença de diversos regimes de desgaste. A perfilometria 3D mostrou-se, neste trabalho, ser uma ferramenta capaz de fazer tal determinação.

Agradecimentos

Os autores agradecem a FAPEMIG e o CNPq pelo apoio financeiro no desenvolvimento desta pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 I.M. Hutchings. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. London: Edward Arnold, 1992. 273p
- 2 Cristian Camilo Viáfara Arango. Transição no Regime de Desgaste por Deslizamento dos Aços: Uma Abordagem Termodinâmica. Tese de Doutorado. Departamento de Engenharia Mecânica – USP (2010).
- 3 Y. Sun, X. Li, T. Bell, Surf. Eng. 15, 49-54 (1999).
- 4 Y.Sun, T. Bell, Wear 253, 689 (2002).
- 5 M. Tsujikawa, N. Yamauchi, N. Ueda, T. Sone, Surf. Coat. Technol. 200/1-4, 507 (2005).
- 6 M. Tsujikawa, D. Yoshida, N. Yamauchi, N. Ueda, T. Sone, Mater. Trans. 46, 863 (2005).
- 7 M. Tsujikawa, N. Yamauchi, N. Ueda, T. Sone, Y. Hirose, Surf. Coat. Technol. 193/1-3, 309 (2005).
- 8 Y.Sun, X. Li, T. Bell, Proc. Int. Curr. Status Seminar on Thermochemical Surface Engineering of Stainless Steel, 2001, p. 51.
- 9 T. Bell, Y. Sun, Proc. Int. Curr. Status Seminar on Thermochemical Surface Engineering of Stainless Steel, 2001, p. 275.
- 10 Y. Sun, X.Y. Li, T. Bell, Mater. Sci. Technol. 15, 1171 (1999).
- 11 K. Ichii, K. Fujimura, T. Takase, Proc. Int. Curr. Status Seminar on Thermochemical Surface Engineering of Stainless Steel, 2001, p. 13.
- 12 J.R. Davis, ASM Handbook, vol. 5, ASM International, Materials Park, Ohio, 1994, p. 741-761.
- 13 E. Rolinski, Surf. Eng. 3, 35 (1987).
- 14 K. Ichii, K. Fujimura, T. Takase, Tech. Rep. Kansai Univ. 27, 135 (1986).
- 15 E. Menthe, K.T. Rie, J.W. Schultze, S. Simson, Surf. Coat. Technol. 74-75, 412-416 (1995).
- 16 W.C. Oliver, G.M. Pharr. Measurements of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in the understanding and refinements to methodology. Journal of Materials Research, v. 19, p. 3-20, 2004.
- 17 C. Blawert, H. Kalvelage, B.L. Mordike, G.A. Collins, K.T. Short, Y. Jirásková, O. Schneeweiss, Surf. Coat. Technol. 136, 181-187 (2001).
- 18 C. Blawert, B.L. Mordike, G.A. Collins, K.T. Short, Y. Jiraskova, O. Schneeweiss, V. Perina, Surf. Coat. Technol. 128-129, 219 (2000).
- 19 S. Mändl, Plasma Processes and Polymers 4, 239 (2007).
- 20 C. Blawert, B.L. Mordike, Surf. Coat. Technol. 116-119, 352 (1999).