

AUMENTO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE EROSIVO EM UM AÇO INOXIDÁVEL UNS 31803 DUPLEX POR NITRETAÇÃO GASOSA EM ALTA TEMPERATURA¹

Luis Bernardo Varela Jiménez²
Luis Armando Espitia Sanjuán³
André Paulo Tschiptschin⁴

Resumo

Amostras do aço inoxidável UNSS31803 duplex foram nitretadas em alta temperatura sob atmosfera gasosa rica em N₂, obtendo-se um aço inoxidável com estrutura completamente austenítica e teor nitrogênio de ~0,9% em solução sólida. Uma parte das amostras foi deformada plasticamente até atingir uma redução na espessura de 30%. As amostras foram submetidas a ensaios de cavitação vibratória em água destilada. O aço austenítico UNSS30403 foi usado como material de comparação. As amostras foram caracterizadas por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de comprimento de onda dispersivo (WDS) e microdureza. Os resultados obtidos mostram que as amostras nitretadas têm menores taxas de desgaste e maiores tempos de incubação quando comparadas com o aço AISI304L. Também, observou-se que o desgaste é altamente heterogêneo, sendo alguns grãos mais susceptíveis do que outros ao dano por Erosão-Cavitação (EC), dano este relacionado com as orientações cristalográficas. As amostras nitretadas apresentaram uma melhor resistência à EC e uma diminuição de 16 vezes na taxa de desgaste, comparadas com o aço AISI 304L. As amostras deformadas plasticamente apresentaram uma maior resistência à EC e uma redução adicional de 3 vezes na taxa de desgaste quando comparada com as amostras nitretadas sem deformação.

Palavras-chave: Erosão-cavitação; Aços inoxidáveis de alto nitrogênio; Desgaste erosivo por cavitação.

IMPROVEMENT OF THE CAVITATION EROSION RESISTANCE OF AN UNS 31803 DUPLEX AUSTENITIC STAINLESS STEEL BY HIGH TEMPERATURE GAS NITRIDING

Abstract

An UNS31803 duplex stainless steel was high temperature gas nitrided (HTGN) to 0.9 wt%N, in order to obtain a fully austenitic microstructure. HTGN was performed at 1200°C for 8h, in a 0.1MPa N₂ atmosphere. Part of the HTGN samples were 30% cold rolled. The samples were tested in a vibratory cavitation-erosion (CE) testing equipment, using distilled water at 25°C and a frequency of 20 kHz. An AISI 304L austenitic stainless steel was used for comparison purposes. The characterization of the test specimens was made by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), wavelength dispersive spectroscopy (WDS) and micro-hardness. The HTGN samples showed lower CE wear rates and higher incubation times, when compared to 304L stainless steel ones. Furthermore, it was observed that some grains were more susceptible to the CE damage, which is related to a crystal orientation effect. A comparison between HTGN samples and AISI 304L showed an improvement of CE resistance and a 16 times decrease of the erosion rate for the gas nitrided samples. The cold-worked gas nitrided samples showed an even greater CE resistance, with an erosion rate reduction of 3 times, when compared to the undeformed samples.

Keywords: Cavitation erosion; High nitrogen steels; Cold-work; Stainless steels.

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

² Estudante de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. luisvarela@usp.br

³ Estudante de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paul. luis.espitia@usp.br

⁴ Professor Doutor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. antschip@usp.br

1 INTRODUÇÃO

Ondas de choque e microjatos de alta energia podem se formar quando um líquido é submetido a grandes diferenças de pressão, danificando as superfícies sólidas adjacentes. Os impactos contínuos das ondas de choque provocam deformações plásticas seguidas pela formação de trincas e destacamentos, que são responsáveis por perdas de material.^(1,2)

Quando microjatos líquidos atingem uma superfície, provoca-se um tipo de desgaste conhecido como erosão por cavitação (EC), responsável por perdas significativas de massa em sistemas de turbinas a vapor, usinas hidrelétricas, hélices, rotores de bombas etc. Por essa razão torna-se necessário o desenvolvimento e a otimização de ligas que apresentem melhores resultados quanto ao comportamento em desgaste por erosão-cavitação, fazendo com que o desgaste nos equipamentos sejam reduzidos, assim como o tempo gasto nas operações de manutenção.^(3,4)

Diversos pesquisadores, entre eles Okada e Iwai,⁽⁵⁾ Richman e McNaughton,⁽⁶⁾ Rao e Kung,⁽⁷⁾ Filippin e Lira,⁽⁸⁾ sugerem que o processo de erosão por cavitação é causado pela fratura por fadiga sob a ação repetida de cargas elevadas. Assim, com pequeno número de impactos sob tensão elevada, ligas inicialmente dúcteis tendem a apresentar uma superfície altamente deformada, sem que haja desprendimento de material. Os materiais frágeis exibem falhas catastróficas por que as trincas se propagam facilmente junto à superfície, ou pelos contornos de grão do material, consequência da sua baixa capacidade de absorção da energia gerada no momento da implosão das bolhas de vapor.⁽⁹⁾

A avaliação do processo erosivo provocado pela cavitação pode ser qualitativa através de análise microscópica (avaliação do aspecto superficial por microscopia) ou quantitativa, pela escolha de um determinado parâmetro de desgaste (rugosidade ou perda de massa em função do tempo). Independentemente do tipo de material submetido à erosão por cavitação, a evolução do processo erosivo em função do tempo de exposição se apresentará, normalmente, em quatro períodos distintos. O primeiro deles, conhecido como período de incubação, está associado à deformação plástica do material, formação de ondulações, delineamento dos contornos de grãos, planos de deslizamento e pequenas crateras na superfície, com efeito de endurecimento superficial. Em seguida, quando a capacidade de absorver energia do material é esgotada, a deformação plástica subsequente leva ao desprendimento de material e a propagação de trincas próximas à superfície. Em seguida, dá-se início a um período de atenuação, onde ocorre um decréscimo da taxa de erosão até que, finalmente, é atingido um período de estabilidade, onde a taxa erosiva torna-se quase constante.⁽¹⁰⁾

Aços inoxidáveis com alto teor de nitrogênio (maior que 0,08% em aços ferríticos e maior que 0,4% em aços austeníticos) têm apresentado uma melhora substancial de resistência a vários tipos de desgaste. Alguns dos primeiros trabalhos que envolveram a avaliação do nitrogênio na melhoria das propriedades mecânicas e de resistência à EC em aços inoxidáveis austeníticos de alto teor de nitrogênio foram conduzidos por Gravičljuk,⁽¹¹⁾ e Berns e Siebert,⁽¹²⁾ respectivamente. Gravičljuk encontrou que o nitrogênio em solução sólida melhorava o caráter metálico das ligações interatômicas e a formação de ordem de curto alcance. Berns e Siebert avaliaram o nitrogênio em solução sólida em materiais nitretados submetidos à tensões pulsantes devido ao colapso de bolhas de cavitação, encontrando uma melhora substancial na resistência ao desgaste EC. Portanto, isto leva a

possibilidade de que este tipo de material seja usado em aplicações onde ocorre desgaste erosivo por cavitação. Adicionalmente, o aumento do caráter metálico das ligações, que é o principal responsável pelo aumento da plasticidade e de uma relação mais favorável entre limite de escoamento e tenacidade, favorece uma distribuição planar das discordâncias que aumenta consideravelmente a resistência à fluência e à fadiga do material.

Um dos métodos utilizados para conseguir aços inoxidáveis de elevado teor de nitrogênio é a nitretação gasosa, através da qual se consegue melhorias significativas na resistência de aços inoxidáveis em diferentes tipos de desgaste como: erosão seca, erosão em meio lamacento, deslizamento e erosão por EC. Santos, Garzon e Tschiptschin⁽¹³⁾ realizaram nitretação gasosa à alta temperatura em um aço austenítico 304L com atmosfera de N₂+Ar sob pressões parciais de N₂ até atingir-se uma pressão de 0,1 MPa, a 1243 K. Por meio deste tratamento conseguiu-se uma camada de 1 mm de espessura, com um teor de nitrogênio de 0,48% em massa, totalmente austenítica sem formação de precipitados. As amostras depois foram submetidas a desgaste por EC. Encontraram que o período de incubação aumentou 4,6 vezes e que a taxa de erosão diminuiu 8,6 vezes.

Garzón⁽¹⁴⁾ comparou a resistência à EC de um aço inoxidável duplex UNS S31803 submetido à nitretação gasosa em alta temperatura com um aço inoxidável austenítico UNS S30403. Por meio deste tratamento observou-se a formação de camadas completamente austeníticas com o mesmo teor de nitrogênio (0,8% em massa), mas com diferentes tamanhos de grão e diferentes texturas cristalográficas. Os resultados mostraram que as amostras dos aços UNS S31803 com alto teor de nitrogênio apresentaram taxas de perda de massa 24,5 vezes menores que a de aços UNS S30403. Além disso, as amostras de aço UNS S31803 com alto teor de nitrogênio apresentaram tempos de incubação de 14 a 20 vezes maiores e taxas de perda de massa 23,3 vezes menores de que este mesmo material solubilizado.

Em trabalhos mais recentes sobre a resistência ao desgaste por EC, Mesa, Garzón e Tschiptschin⁽¹⁵⁾ comparam um aço UNS31803 dúplex de alto teor de nitrogênio (0,9% em massa) com um aço 304 inoxidável austenítico. Neste trabalho, mostraram que os grãos com planos cristalográficos {011} paralelos à superfície apresentavam maior resistência ao desgaste por EC que os planos {001} e {111}. Isso se deve pela diferença de tensão crítica de cisalhamento dos contornos de grão, sendo menos resistentes os contornos de maclas.

Mesa, Garzón e Tschiptschin⁽¹⁶⁾ mostraram que os primeiros estágios de dano aparecem nos contornos de grão e nas linhas de deslizamento dentro dos grãos. Aços com alto teor de nitrogênio, deformados, podem apresentar respostas ainda melhores ao desgaste por EC, já que nestas condições as ondas causadas pela implosão das bolhas são absorvidas elasticamente, retardando a deformação plástica nos primeiros estados de EC.

O objetivo do presente trabalho é estudar a resposta dos mecanismos de desgaste e deformação para diferentes aços inoxidáveis austeníticos de alto teor de nitrogênio e aços inoxidáveis austeníticos de alto teor de nitrogênio deformados, submetendo-os a condições de cavitação vibratória.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais no Estado como Recebidos

A seguir, serão apresentadas as características dimensionais e composicionais dos materiais como recebido:

- o aço inoxidável UNS S31803 na forma de chapas laminadas a quente de 9 mm de espessura; e
- o aço inoxidável AISI 304L na forma de chapas laminadas a quente e recozidas com 3 mm de espessura.

As composições químicas de cada aço são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química dos aços utilizados

Material		Elementos químicos (% em peso)								
UNS	AISI	Cr	C	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	N	S
S31803	---	22,5	0,019	5,4	3,0	1,9	---	0,14	0,16	0,001
S30403	304L	18,7	0,03	9,6	-	1,9	0,95	---	---	0,02

2.2 Tratamentos Térmicos e Nitretação a Plasma

As amostras do aço UNSS31803 foram aquecidas sob vácuo de aproximadamente $6,5 \times 10^{-5}$ atm, a uma taxa de aquecimento média de $0,5^{\circ}\text{C}/\text{s}$. Depois de se atingir a temperatura de tratamento (1.200°C) as amostras foram mantidas durante 8 horas sob uma pressão de 1 atmosfera de nitrogênio de alta pureza.

As amostras deste aço tinham espessura de 1,5 mm. A estrutura metalográfica se apresentou completamente austenítica, homogênea, com um teor aproximado de 0,9% de N em toda a seção transversal do material, conforme o cálculo feito no software de termodinâmica computacional Thermocalc®, que relaciona a temperatura e a pressão de nitrogênio com os microconstituintes e teor de nitrogênio na superfície do aço exposto ao gás, quando atingidas as condições de equilíbrio (Figura 1).

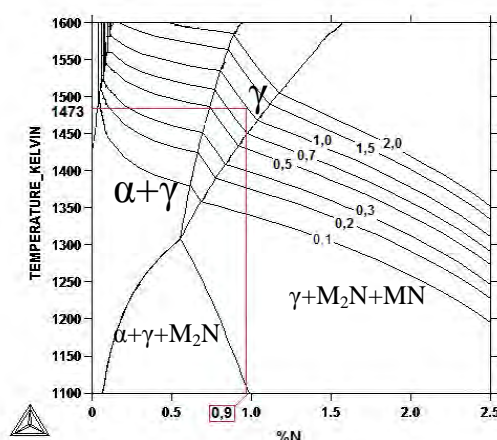


Figura 1: Isopletas do diagrama de fases do aço inoxidável UNS S31803 calculado no programa Thermocalc.

2.3 Microestrutura e Caracterização Química

A microestrutura do aço UNS31803 e das amostras nitretadas foram analisadas em MO e MEV. Durante os ensaios de cavitação, os mesmos foram periodicamente interrompidos com o intuito de analisar a morfologia das superfícies erodidas. Utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura Philips XL30TMP.

O teor de nitrogênio na superfície das amostras foi determinado por meio de microanálise química WDS, com espectrômetro Oxford WDX600, tensão de operação 5 kV, utilizando um cristal sintético LSM60 crystal acoplado a microscópio Leo Stereoscan 440.

2.4 Ensaios de Cavitação Vibratória

Com o objetivo de avaliar a resistência ao desgaste e os mecanismos de dano e deformação que operam nas primeiras etapas do desgaste EC no aço inoxidável dúplex, foram realizados ensaios de cavitação vibratória conforme a norma ASTM G32 (ASTM-G32, 2009) utilizando a técnica de ensaio indireta, que consiste em colocar o corpo de prova por baixo da ponta vibratória.

Os ensaios de cavitação foram realizados usando um equipamento Telsonic SG 1000 operando a 20 kHz de frequência e amplitude de vibração de 40 μm . As amostras foram colocadas a uma distância de 0,5 mm da ponta do equipamento. O ambiente de ensaio foi água destilada a $20 \pm 0,5^\circ\text{C}$. As massas das amostras foram medidas periodicamente interrompendo os ensaios, com o intuito de quantificar a perda de massa dos materiais ensaiados e levantar curvas de perda de massa em função do tempo de ensaio. Para isto, foi utilizada uma balança Shimadzu AUW220D com resolução de 0,01 mg localizada no Laboratório de Microscopia Eletrônica do PMT-EPUSP.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Nitretação e Encruamento

Na Figura 2 observa-se microestrutura do aço UNS S31803 na condição como recebido, constituída por grãos alternados de ferrita e austenita (com aproximadamente 50% em volume de cada fase, confirmado pela análise do software ImageJ), deformados na direção de laminação. Para este material a dureza foi de aproximadamente 250 ± 10 HV, medida com carga de 0,1 kgf.

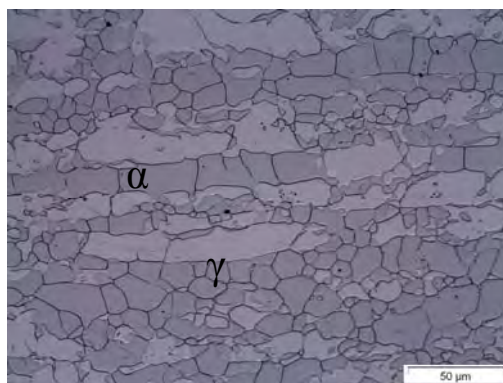


Figura 1: Micrografia óptica do aço UNS S31803 no estado como recebido.

A Figura 3a mostra a micrografia óptica da seção transversal do aço inoxidável dúplex, posterior à nitretação gasosa a 1.200°C por 8 horas sob, pressão de 1 atm e resfriamento em água (têmpera direta). Como se pode observar, a introdução do nitrogênio no aço UNS S31803 promoveu uma transformação do aço austenítico-ferrítico em um aço totalmente austenítico. Após o tratamento de nitretação, o aço foi solubilizado a uma temperatura de 1200°C, sob 1 atm de pressão, durante 1 hora, obtendo-se uma microestrutura completamente austenítica com grãos equiaxiais. Neste estado, o aço 318HTGN+Sol apresenta um tamanho de grão médio de $210 \pm 10 \mu\text{m}$ e uma dureza aproximada de $321 \pm 12 \text{HV}$, com uma carga de 50 gf. O teor de nitrogênio após a nitretação foi de aproximadamente $0,9 \pm 0,15\%$ em massa, medido através da técnica WDS.

Na Figura 3b é apresentada uma micrografia da superfície do aço inoxidável UNS S31803 na condição nitretado e posteriormente laminado a frio (encruado), até atingir 30% de redução da espessura. Na micrografia é possível notar bandas de cisalhamento e encurvamento dos contornos de grão e maclas, tais efeitos também são observados na Figura 15. A dureza do material neste estado foi de aproximadamente $538 \pm 14 \text{HV}$, com carga de 0,01 gf.

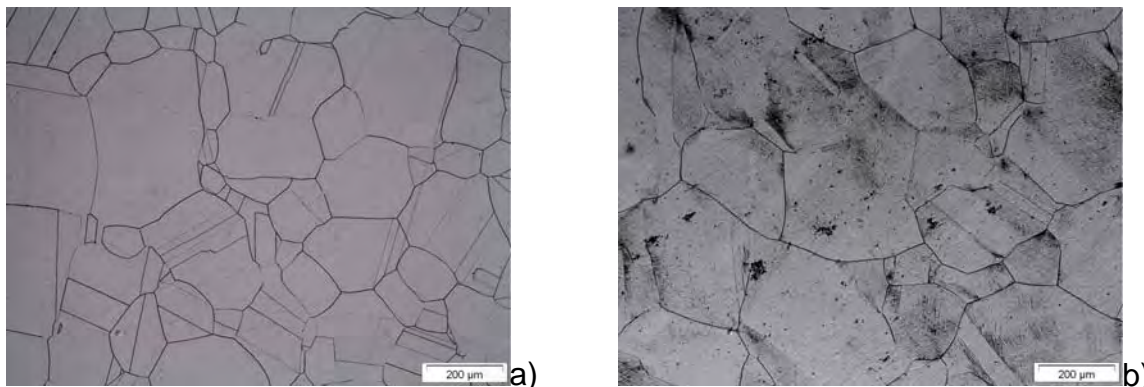


Figura 3: Em a) a microestrutura do aço inoxidável 318HTGN+Sol e em b) a microestrutura do aço inoxidável 318HTGN+Enc.

3.2 Análise dos Mecanismos de Desgaste por EC

Os diferentes tipos de ligas apresentados e caracterizados no item anterior foram ensaiados em erosão por cavitação. No gráfico da Figura 4 podem ser vistas as curvas de perda de massa nos ensaios de cavitação em função do tempo de exposição para os diferentes materiais. Na curva do aço AISI 304L pode-se observar claramente dois estágios, o primeiro correspondente ao período de incubação, no qual a perda de massa não foi detectada ou é muito baixa em relação ao segundo período. No segundo estágio, a taxa da perda de massa aumenta com o tempo de exposição, aproximando-se de uma taxa constante em função do tempo. Nos aços 318HTGN+Sol e 318HTGN+Enc pode-se observar a evidência do período de incubação e após este, inicia-se o período onde a taxa de perda de massa se torna constante.

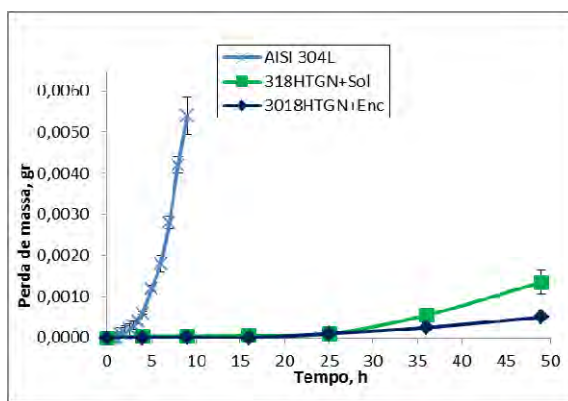


Figura 4: Perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio em experimentos de desgaste EC.

Observando as diferentes curvas de perda de massa acumulada, apresentadas na Figura 4, verifica-se que através do tratamento de nitretação gasosa e nitretação gasosa mais encruamento, realizados nos materiais de estudo UNS S31803 (exceto os de comparação), foi possível melhorar a resistência ao desgaste EC medida em relação à taxa máxima de desgaste do material estudado e material de comparação. Os principais resultados obtidos foram: as amostras com nitrogênio em solução sólida e solubilizadas (318HTGN+Sol) e laminadas (318HTGN+Enc) apresentaram taxas de desgaste 16 e 172 vezes menores, respectivamente, comparadas com o aço AISI 304L solubilizado. Na Tabela 2 apresentam-se os resultados em ordem crescente de resistência à erosão por cavitação, através da avaliação simultânea do período de incubação e a taxa de erosão. Nota-se que o aço 318HTGN+Enc teve o melhor comportamento frente ao desgaste por EC, seguido pelo aço nitretado a gás sem encruamento 318HTGN+Sol, aumentando consideravelmente o tempo de incubação e diminuindo a taxa máxima de perda de massa, tornando evidente o efeito benéfico do tratamento de nitretação gasosa e do encruamento na melhoria da resistência à cavitação.

Tabela 2: Tempo de ensaio, período de incubação e taxa de erosão

Material	tempo de ensaio (h)	tempo de incubação (h)	taxa de erosão (mg/h)
304L+Sol	8	2	1
318HTGN+Sol	49	25	0,062
318HTGN+Lam	49	28	0,0058

A seguir, será apresentada uma descrição detalhada dos mecanismos de desgaste para cada um dos materiais utilizados neste estudo, tomando como base a análise microestrutural observada nas diferentes micrografias, nos dados apresentados na Figura 4 e na Tabela 2.

3.2.1 Aços inoxidáveis nitretados com estrutura completamente austenítica e solubilizados

Nas primeiras etapas de desgaste dos ensaios de cavitação, como se pode observar na sequência das Figuras 5 (a) e (b), o principal mecanismo de desgaste é a deformação plástica, observando-se bandas de escorregamento no interior dos grãos. Regiões como contornos de baixo ângulo apresentaram microtrincas frágeis, observadas com mais detalhe na Figura 6, como consequência das heterogeneidades de deformação geradas dentro dos grãos, são gerados também, microrelevos e mudança da rugosidade superficial, causados pelo impacto das

ondas de choque da cavitação, favorecendo o aparecimento de defeitos como pites, relevos e degraus de escorregamento (Figura 6). A partir de 25 horas de ensaio de cavitação é notável o maior grau de deformação plástica que sofre cada grão, assim evidenciando-se os contornos de grão, os contornos de macla e favorecendo o surgimento de bandas de escorregamento, conforme observado na Figura 5c. Também houve aumento do número de microfaturas nas regiões dos contornos de grão e locais de heterogeneidades de bandas de escorregamento.

Na Figura 5d são claramente observados grãos muito danificados próximos a outros praticamente intactos, ou seja, heterogeneidade no desgaste provavelmente devido a diferenças na orientação espacial, o que faz com que seja mais difícil ultrapassar a tenacidade à fratura de alguns grãos. A evolução do desgaste pode ser vista mais minuciosamente na Figura 5, onde verifica-se que nem todos os contornos e grãos se desgastam igualmente ao longo do tempo de ensaio.

Como foi observado nas Figuras 5 (a) e (b), em geral, nos estágios iniciais do ensaio de cavitação, ou seja, para tempos menores que 25 h o principal mecanismo de desgaste foi deformação plástica. No entanto, nas Figuras 5c e 5e evidencia-se uma mudança nos mecanismos de desgaste, em que a deformação plástica deixa de ser o mecanismo principal para dar lugar à fratura frágil, observando-se que a perda de massa se dá por lascamento, nucleando a partir dos contornos de grão e linhas de escorregamento, sendo despendidas porções do material.

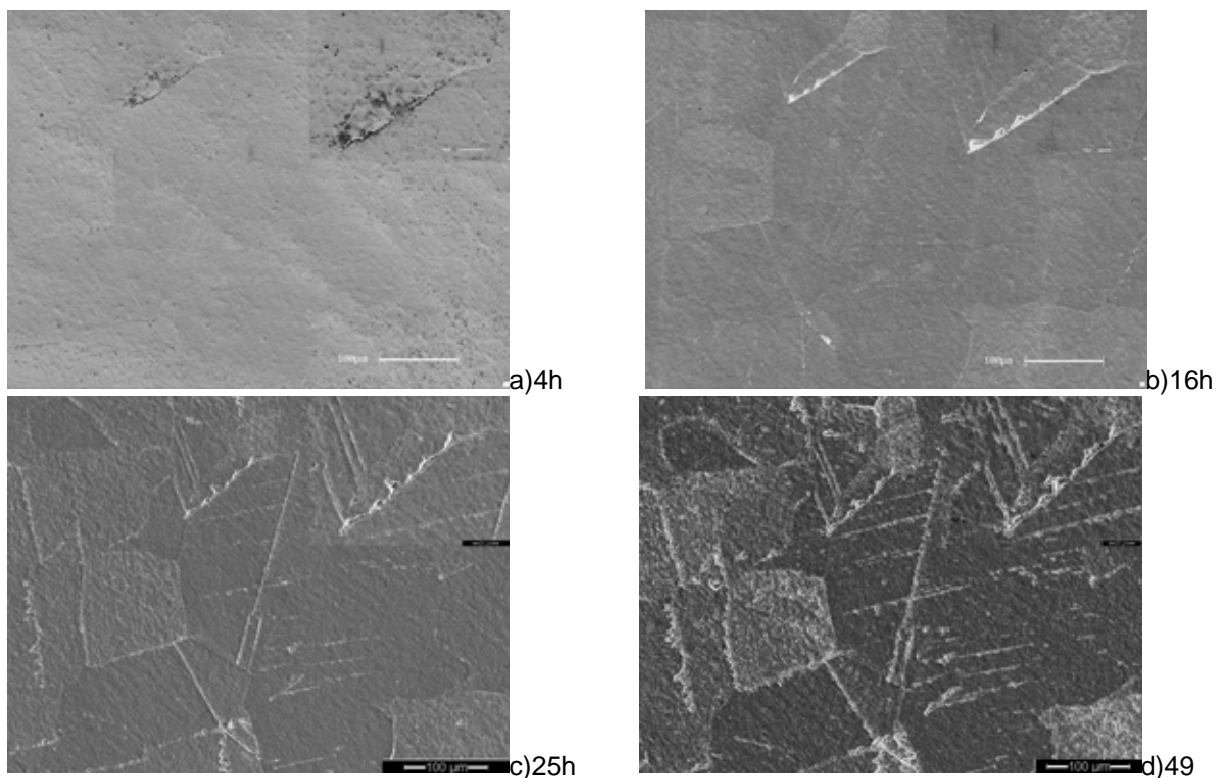


Figura 2: Micrografias por MEV mostrando a evolução do processo de desgaste EC no aço 318HTGN+Sol para (a) 4 h, (b) 16 h, (c) 25 h e (d) 49 h de ensaio.

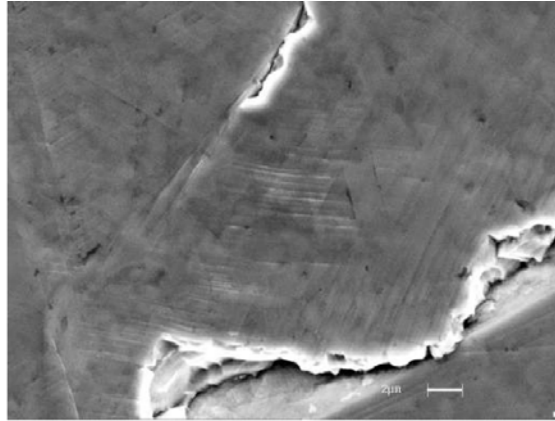


Figura 6: Início de desgaste por cavitação na amostra do aço 318HTGN+sol ensaiada durante 9 h. Apresenta pouca deformação plástica, bandas de escorregamento muito finas e início de trincamento por microfratura frágil.

3.2.2 Aços inoxidáveis com estrutura completamente austenítica e encruados

Na Figura 7 é apresentada uma sequência de micrografias do aço 318HTGN+Enc ensaiado em cavitação, mostrando os mecanismos responsáveis pelo desgaste. Verifica-se que até 16 horas de ensaio, como mostrado nas Figuras 7a e 7b, a superfície da amostra não apresenta evidências de remoção de material devido a desprendimento por microfratura frágil, como já observado para as amostras do aço 318HTGN+Sol, sendo o principal mecanismo de desgaste a deformação plástica. Também se observa a presença de pites e finas bandas de escorregamento (Figura 8). Na Figura 7, a superfície desgastada por 25 h começa a apresentar formação de microrrelevos entre os grãos e a presença de microcavidades, as quais podem ser formadas pela ação das ondas de choque.

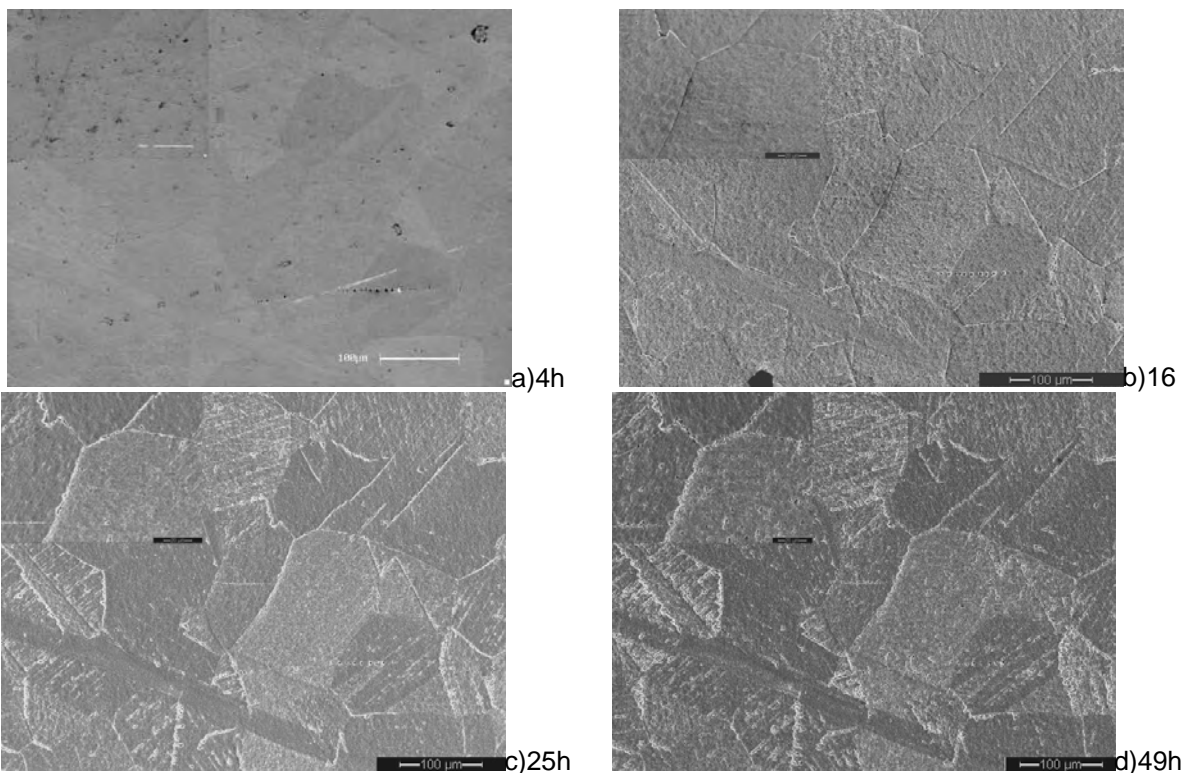


Figura 7: Micrografias por MEV mostrando a evolução do processo de desgaste EC no aço 318HTGN+Enc para (a) 4 h, (b) 16 h, (c) 25 h e (d) 49 h de ensaio.

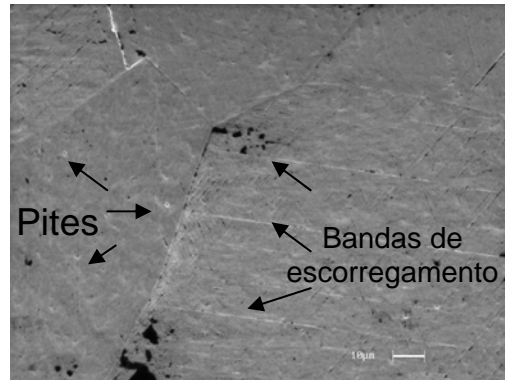


Figura 8: Micrografia por MEV das bandas de escorregamento muito finas e formação de pites na superfície cavitada por 9 horas para o aço 318HTGN+Enc.

Após 30 horas de ensaio observa-se que defeitos no interior do grão como pites, bandas de escorregamento e relevos, não são mais os principais mecanismos de desgaste, dando lugar ao mecanismo de fratura frágil. Também é notado desgaste heterogêneo, como é mostrado na Figura 7d.

A maior resistência ao desgaste por EC do aço 318HTGN+Enc está relacionada com o mecanismo de endurecimento por deformação (encruamento). Isto é, quando um material é deformado tem-se um aumento da densidade de discordâncias, causando um endurecimento que tende a retardar o desgaste por EC devido ao aumento da resistência à deformação plástica. As discordâncias formam emaranhados e estruturas do tipo floresta, dificultando a deformação plástica. Para tempos maiores de ensaio, os emaranhados de discordâncias, formados durante a deformação do material, se tornam sítios nucleadores de defeito, locais para o começo da falha.

3.2.3 Aço AISI 304L solubilizado

As micrografias apresentadas nas Figuras 9a a 9d, para tempos de 4 e 6 horas de ensaio, mostram as etapas de desgaste no aço AISI 304L+Sol. Igualmente aos aços anteriormente ensaiados, percebe-se uma deformação não homogênea entre grãos. Notam-se, também, contornos de grãos com intensa deformação plástica. É possível observar que os principais mecanismos de deformação se devem ao arrancamento de material por microfratura frágil nos contornos de grão e microrrelevos formados por impacto das ondas de choque da cavitação. Um aspecto a ser ressaltado, e que não foi evidenciado nas etapas de desgaste dos aços submetidos à nitretação gasosa, é o acúmulo de grandes quantidades de bandas de escorregamento em certas regiões da superfície do material favoráveis para o início do arrancamento de material.

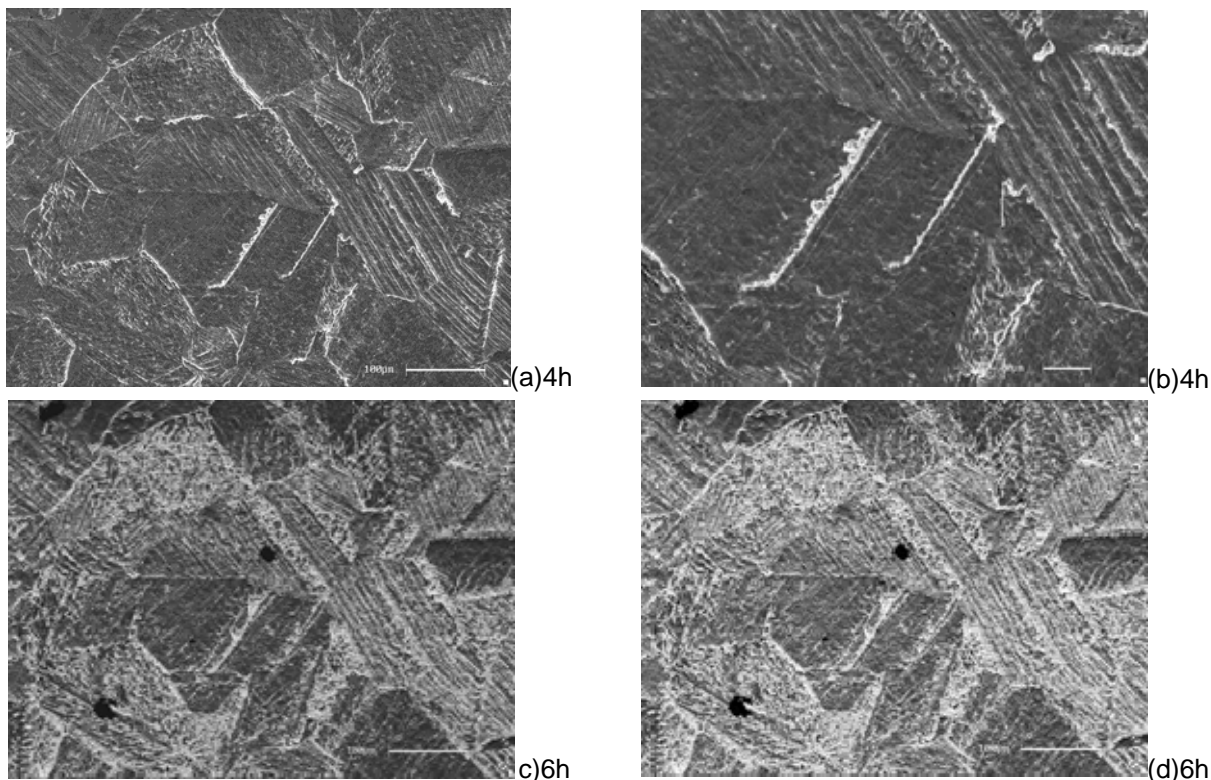


Figura 9: Micrografias por MEV mostrando a evolução do processo de desgaste EC no aço AISI 304L+Sol para (a) 4 h, (b) 4h, e (c) 6h, (d) 6 h de ensaio.

Na micrografia da Figura 10 destaca-se a porção de uma macla, onde se observa o desvio das bandas de escorregamento, intensa deformação plástica e a presença de um grande número de bandas de escorregamento grosseiras.

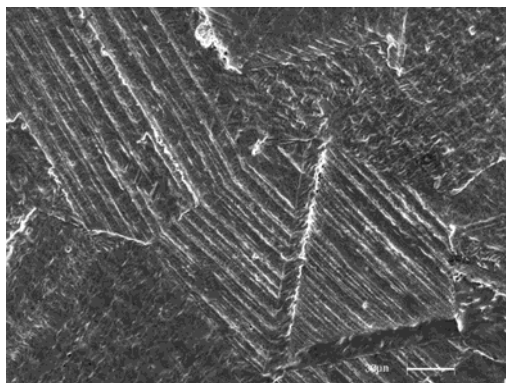


Figura 10: Micrografia por MEV apresenta detalhe dos danos em maclas e bandas de cisalhamento.

Da sequência de micrografias apresentadas nas Figuras 9, pode-se inferir que a capacidade de absorver deformação plástica é consumida rapidamente, devido ao seu baixo tempo de incubação ~2h (Figura 4), tendo assim perda de massa acentuada responsável pelo arrancamento de material por microfratura frágil, sendo esse o principal mecanismo de desgaste.

4 CONCLUSÕES

De acordo com os resultados apresentados, as conclusões deste trabalho podem ser sumarizadas em:

- Como consequência da nitretação a gás em alta temperatura do aço inoxidável duplex UNS S31803 teve-se a formação de uma estrutura 100% austenítica, contendo aproximadamente 0,9% N₂ (em massa) e dureza de 321 HV ± 0,1.
- Os aços nitretados em alta temperatura tiveram uma melhora muito significativa da taxa de desgaste EC com relação aos materiais 304LSol. O aço 318HTGN+Sol e o aço 318HTGN+Enc tiveram taxas de desgaste 16 e 172 vezes maiores que a taxa de desgaste do 304L, respectivamente.
- Observou-se que para os diferentes aços nitretados 318HTGN+Sol, 318HTGN+Enc e para o aço de comparação 304L+Sol, existe uma correlação entre dano por cavitação iniciado em contornos de grão e contornos de macla, sendo esses locais pontos preferenciais para a nucleação do desgaste.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Fapesp pela bolsa do processo 2011/16211-5 e a CNPq pela bolsa do processo 151653/2010-0.

REFERÊNCIAS

- 1 Hansson, C., Hansson, L. H., Cavitation erosion, in: ASM Handbook, Vol 18, 1992. pp 214-220.
- 2 Wantang, F, Yangzeng, Z., Xiaokui, H., Resistance of a high nitrogen austenitic steel to cavitation erosion, *Wear* 249 (2001) 788-791.
- 3 Hutchings, I. M. Tribology: Friction and wear of engineering materials, CRC Press Inc, 1992.
- 4 Jean, P., Jean, M. Fundamentals of cavitation. first. NEW YORK: KLUWER ACADEMIC PUBLISHERS, 2005.
- 5 Okada, T., Iwai, Y. Cavitation Erosion, *JSME International Journal*, series I, v.33, issue 2, p. 128-135, 1990.
- 6 Richman, R. H., McNaughton, P. Correlation of cavitation erosion behavior with mechanical properties of metals, *wear*, v.140, p.63-83, 1990
- 7 Rao, A. S, Kung, D. Metallic overlay materials for the optimum cavitation performance of hydraulic turbines, Canadian Electrical Association, Montreal, Quebec, 1987.
- 8 Filippin, C.G., Lira, A.T. Análise Estrutural de Rotores de Turbinas Hidráulicas para Estudo da Incidência de Trincas e Desempenho à Vida de Fadiga, LACTEC, COPEL. 2001.
- 9 Procopiak, L. A. J. Resistência à Cavitação de Três Revestimentos Soldados, Florianópolis, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade de Santa Catarina, 1997.
- 10 ASTM G32-98, Standard Test Method for Cavitation Using Vibratory Horn Apparatus, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1998, p. 109.
- 11 Gavriljuk, V. G., "Nitrogen in iron and steel," *ISIJ international*, vol. 36, no. 7, pp. 738–745, 1996.
- 12 Berns, H. and Siebert, S., "High Nitrogen Austenitic Cases in Stainless Steels," *ISIJ international*, vol. 36, no. 7, pp. 927-931, 1996.
- 13 Dossantos, J., Garzon, C., and a Tschiptschin, "Improvement of the cavitation erosion resistance of an AISI 304L austenitic stainless steel by high temperature gas nitriding," *Materials Science and Engineering A*, vol. 382, no. 1-2, pp. 378-386, Sep. 2004.
- 14 Garzón, C M., Transformações de Fase e Mudanças da Textura Cristalográfica Durante a Nitretação Gasosa em Alta Temperatura de Aços Inoxidáveis, Dissertação de Doutorado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2004.

- 15 Mesa, D. H., Garzón, C. M., and Tschiptschin, A. P., "Mesoscale plasticity anisotropy at the earliest stages of cavitation-erosion damage of a high nitrogen austenitic stainless steel," *Wear*, vol. 267, no. 1-4, pp. 99-103, Jun. 2009.
- 16 Mesa, D. H., Garzón, C. M., and Tschiptschin, A. P., "Influence of cold-work on the cavitation erosion resistance and on the damage mechanisms in high-nitrogen austenitic stainless steels," *Wear*, vol. 271, no. 9-10, pp. 1372-1377, Jul. 2011