

COMPARAÇÃO ENTRE OS COMPORTAMENTOS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 304L E AISI 316L NITRETADOS A PLASMA

L.C. Gontijo^{1*}; R. Machado²; L.C. Casteletti³; S.E. Kuri⁴; P.A.P. Nascente⁴

¹CEFET-ES, Coordenadoria de Ciência e Tecnologia, 29.444-030, Vitória, ES

²INMETRO, 25.250-020, Duque de Caxias, RJ

³USP, EESC, Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, 13.566-590, São Carlos, SP

⁴UFSCar, Departamento de Engenharia de Materiais, 13565-905, São Carlos, SP

Recebido: 13 de agosto, 2007; Revisado: 28 de setembro, 2007

Palavras-chave: Nitretação a plasma, aços inoxidáveis, fase S.

RESUMO

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam boa resistência à corrosão, porém suas características de desgaste e dureza são relativamente baixas. Tratamentos de nitretação melhoram as propriedades mecânicas e tribológicas das superfícies desses aços; contudo, a nitretação gasosa realizada a temperaturas acima de 723 K provoca um decréscimo na resistência à corrosão devido à formação de CrN e outras fases na camada modificada. A técnica de nitretação a plasma permite o uso de temperaturas de tratamento relativamente baixas (623 K) sem causar a degradação na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. As melhorias nas propriedades tribológicas e de resistência à corrosão estão associadas à formação de uma camada superficial de solução sólida supersaturada em nitrogênio, denominada de austenita expandida ou fase S. Neste trabalho, foram realizados tratamentos de nitretação a plasma em aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 316L, sob as mesmas condições, e seus comportamentos foram comparados. As amostras foram caracterizadas por meio de microscopia óptica (OM), microscopia eletrônica de varredura (SEM) com espectroscopia por dispersão de energia (EDS) e espectroscopia por dispersão de comprimento de onda (WDS), difratometria de raios X (XRD), ensaio de microdureza e ensaios de corrosão.

ABSTRACT

Austenitic stainless steels present good corrosion resistance, but their hardness and wear resistance characteristics are relatively low. Nitriding treatments improve the mechanical and tribological properties of the steel surfaces; however, at temperatures above 723 K, gas nitriding causes a decrease in the corrosion resistance due to the formation of CrN and other phases within the modified layer. The plasma-nitriding technique allows for the use of temperatures as low as 623 K without promoting degradation in the corrosion resistance of stainless steels. The improvements in tribological behavior and corrosion resistance are related to the formation of a surface layer of supersaturated nitrogen solid solution, denoted as expanded austenite or S phase. In

this work, plasma-nitriding treatments were employed in AISI 304L and AISI 316L stainless steels, under the same conditions, and their behaviors were compared. The samples were characterized by means of optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) with energy-dispersive spectroscopy (EDS) and wavelength dispersive spectroscopy (WDS), microhardness measurements, and corrosion tests.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam excelente resistência à corrosão e à oxidação devido à formação de uma fina camada superficial de óxido, porém, suas características de desgaste e de dureza são relativamente baixas. A nitretação gasosa realizada em temperaturas relativamente altas (723 K ou mais) aumenta a dureza da superfície e a resistência ao desgaste desses aços, porém diminui a resistência à corrosão [1]. Nessas temperaturas, o cromo apresenta um coeficiente de difusão relativamente elevado, facilitando sua difusão e ligação com o nitrogênio, levando à formação do nitreto de cromo (CrN), fase bastante estável, frágil e com resistência à corrosão inferior a do substrato[2,3].

Contudo, muitos trabalhos têm demonstrado que a nitretação e nitrocarbonetação por plasma, em temperaturas relativamente baixas (abaixo de 723 K) resultam na obtenção de uma camada superficial, responsável pelo aumento da dureza e resistência ao desgaste sem diminuição da resistência à corrosão. Essa camada é denominada fase "S" ou austenita expandida, sendo uma fase termodinamicamente metaestável, com uma supersaturação de nitrogênio, que permanece em solução sólida, resultando numa estrutura cúbica de face centrada distorcida [4-5]. Nos anos 80, Zhang and Bell [6] foram os primeiros pesquisadores a estudar a nitretação por plasma em baixas temperaturas, que também foi estudada independentemente por Ichii *et al.*[7]. O grande aumento nas durezas e conseqüentemente na resistência ao desgaste é devido à supersaturação de nitrogênio e/ou carbono na camada nitretada ou nitrocarbonizada, que produz uma elevada densidade de discordâncias e tensões compressivas, que po-

* pleog@cefetes.br

dem adicionalmente aumentar a resistência à fadiga de peças submetidas a esses tratamentos.

A resistência à corrosão pode ser mantida ou até aumentada por esses tratamentos, principalmente a corrosão por pites em meios à base de cloretos, devido ao elevado aumento no PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*), ocasionado pelo nitrogênio, que é o elemento químico existente mais efetivo quanto a esse efeito, dado pela relação; ($\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 (\% \text{Mo}) + 16 (\% \text{N})$). O teor de nitrogênio na matriz austenítica é de no máximo 8,7 %-at, enquanto que na camada de austenita expandida varia de 28 a 40 %-at. Desde então, grandes esforços têm sido feito para investigar o fenômeno da nitretação por plasma dos aços inoxidáveis austeníticos em baixa temperatura, objetivando um melhor entendimento da estrutura nitretada e a otimização do processo para produção de camadas de alta qualidade [4,8].

Este trabalho é uma extensão de nossos estudos prévios sobre a formação da fase S em aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 316L pela nitretação a plasma [9, 10]. Esses aços foram nitretados por plasma pulsado, sob as mesmas condições, e suas características foram analisadas por meio de microscopia óptica (OM), microscopia eletrônica de varredura (SEM) com espectroscopia por dispersão de energia (EDS) e espectroscopia por dispersão de comprimento de onda (WDS), difratometria de raios X (XRD), ensaio de microdureza e ensaio de corrosão.

2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

As amostras dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L foram fornecidas pela Acesita e suas composições estão aprestandas na Tabela 1 (percentagens em peso, sendo o balanço o teor de ferro).

Tabela 1 - Composição química (%-p) dos aços.

Elemento	304L	316L
C	0,022	0,022
Mn	1,35	1,44
Si	0,41	0,49
Cr	18,05	16,68
Ni	8,73	10,21
Mo	0,026	2,108
Al	0,005	0,001
V	0,036	0,039
Nb	0,014	0,013
Ti	0,006	0,006

As amostras foram nitretadas a plasma em uma mistura gasosa de 80 % vol H₂ e 20 % vol N₂ sob pressão de 500 Pa, frequência de 9 kHz, nas temperaturas de 623, 673, 723 e 773 K, durante três horas, para o estudo comparativo das propriedades superficiais desses materiais. A medida da temperatura foi feita por meio de um termopar inserido em uma amostra cilíndrica posicionada entre as amostras a serem tratadas. A nitretação foi realizada na região de descarga anormal.

As análises microestruturais foram feita com um microscópio óptico Zeiss AxioTech e um microscópio eletrônico de varredura Leica/Cambridge, modelo Stereoscan 440, equipado com um espectrômetro de dispersão de energia Oxford

eXL, para microanálise qualitativa, e um espectrômetro de dispersão de comprimento de onda Microsped, para microanálise química quantitativa.

A análise estrutural foi realizada por meio de um difratômetro de raios X Siemens D5000, empregando-se a radiação Co K α ($\lambda = 0.17889 \text{ nm}$) a 40 kV e 40 mA.

As curvas de polarização eletroquímica foram obtidas à temperatura de 298 K, usando-se um potenciostato modelo GP 201H controlado por um computador. Os potenciais de pites foram obtidos em solução de NaCl (3,5 %) com velocidade de varredura de $1.0 \times 10^{-3} \text{ V/s}$. As curvas de polarização em H₂SO₄ (0,1M) foram obtidas a uma velocidade de varredura de $1.67 \times 10^{-3} \text{ V/s}$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Análises Microestruturais

A Figura 1 apresenta as microscopias óticas das seções transversais das amostras nitretadas a 623, 673, 723 e 773 K dos aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 316L. Após o ataque com água régia (75 % HCL e 25 % HNO₃), verificou-se a presença de uma camada identificada por difração de raios X (Fig. 2) como austenita expandida (fase S). Pode-se observar que as espessuras dessas camadas variam com o tipo de aço usado (AISI 304L e AISI 316L), nas diferentes temperaturas, mesmo sob as mesmas condições de tratamento. É importante observar, também, a formação de uma segunda camada localizada entre a fase S e o substrato. A análise de EDS feita nessa camada detectou uma quantidade de carbono mais elevada do que em outras regiões. Como a concentração do carbono no substrato é de aproximadamente 0.022 %-p, bem inferior ao limite de detecção do EDS, e o carbono foi detectado nessa camada em percentuais superiores, podemos considerar que, durante o processo da nitretação e com a difusão do nitrogênio, parte do carbono presente no substrato pode ter sido deslocado para essa camada que delimita o substrato da fase S. Essa possibilidade já foi considerada por Baldwin *et al.* [11], que propuseram que a formação dessa camada ocorre durante o processo de nitretação pela difusão do carbono para a interface entre a zona transformada e o substrato.

As espessuras das camadas da fase S, apresentadas na Tabela 2, aumentaram com a temperatura de tratamento para os dois aços inoxidáveis, sendo que no aço AISI 304L as espessuras foram superiores às obtidas no aço AISI 316L. A diferença nas espessuras das camadas entre os dois aços pode ser explicada por um menor coeficiente de difusão e uma maior solubilidade do nitrogênio provocada pelo maior teor de molibdênio no AISI 316L [12].

Tabela 2 - Espessuras das camadas formadas nas superfícies dos aços AISI 304L e AISI 316L nitretados a plasma por três horas a diferentes temperaturas.

Temperatura de nitretação (K)	Espessuras das camadas (μm)	
	AISI 304L	AISI 316L
623	2,6	1,6
673	6,5	4,6
723	12,1	8,0
773	36,4	26,1

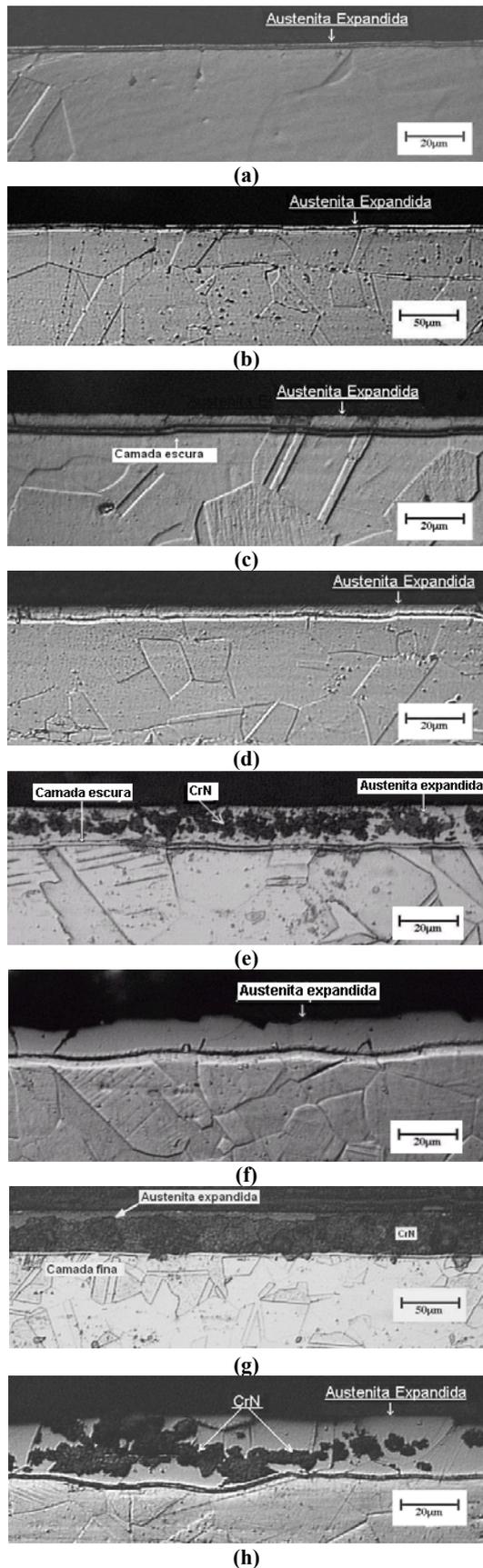


Figura 1 - Micrografias obtidas por microscopia óptica das seções transversais dos aços inoxidáveis AISI 304L (a, c, e e g) e AISI 316L (b, d, f e h) nitretados durante três horas às temperaturas de 623 K (a e b), 673 K (c e d), 723 K (e e f) e 773 K (g e h).

3.2 Análise por XRD

A Figura 2 apresenta os difratogramas correspondentes aos aços inoxidáveis AISI 304L (a) e AISI 316L (b) antes e após a nitretação por plasma a diferentes temperaturas. O pico de difração a $2\theta = 52-52,5^\circ$, mais pronunciado para o aço AISI 304L, está associado à fase α' -martensítica. Segundo Yu e outros [13], essa fase é metaestável e pode ter sido formada durante o lixamento e polimento as amostras. Ainda segundo esses autores, com a nitretação iônica, primeiro a fase α' -martensítica se transforma na fase γ -austenítica e, depois, na fase S (que eles denominam de γ_N). Eles usaram radiação $K\alpha$ do cobre ($\lambda = 0,1242$ nm), com ângulo de incidência de 10° , fazendo que a penetração fosse de $2,5 \mu$. Em contrapartida, neste trabalho foi usada a radiação $K\alpha$ do cobalto ($\lambda = 0,17889$ nm), com uma penetração de 8μ . Portanto, a quantidade de α' -martensítica no total analisado foi significativamente menor, não tendo sido detectada nas amostras nitretadas.

As amostras nitretadas a 623 e 673 K apresentam duas fases: a fase γ -austenítica, correspondente à matriz, e a fase S. A matriz austenítica não foi detectada para camadas mais espessas associadas às temperaturas de nitretação mais altas. Os picos de difração associados à fase S são largos e sofrem um deslocamento para menores ângulos com o aumento da temperatura de tratamento térmico. Esses deslocamentos são mais pronunciados para as temperaturas de nitretação de 623 e 673 K, estabilizando para as temperaturas mais altas, e estão associados à quantidade de nitrogênio presente na camada modificada, que vai aumentando com a temperatura de tratamento até se estabilizar em um alto valor. Para a amostra de aço AISI 316L nitretada a plasma a 673 K durante três horas, a análise via WDS feita na região próxima à superfície resultou em 35,9 %-at de nitrogênio [10].

O pico associado ao nitreto de cromo (CrN) só é distinguível para as amostras tratadas às temperaturas mais elevadas, corroborando com as microestruturas mostradas na Figura 1 (e, g e h). A formação de CrN é responsável pela degradação na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos nitretados [9].

3.3 Microdureza

A Tabela 3 apresenta os resultados do ensaio de microdureza Vickers. As matrizes austeníticas deram o valor 220 Hv para ambos aços inoxidáveis. Os valores da dureza aumentaram com o aumento da temperatura de nitretação para os dois aços. O aço AISI 304L apresentou um aumento maior que o aço AISI 316L, principalmente à temperatura de 623 K. Essa diferença pode estar associada à presença da fase α' -martensítica, que favoreceu o aumento dos teores de nitrogênio nas regiões próximas à superfície.

Como a espessura da camada influencia a dureza e os valores medidos nas amostras tratadas são a soma da dureza da camada e de parte do substrato, temos valores maiores à medida que a parcela do substrato, que contribui para a medida, diminui com o aumento da camada modificada. Além disso, pode-se considerar que o valor da dureza da fase S varia com a concentração do nitrogênio. O aumento na con-

centração do nitrogênio causa uma maior distorção na rede e, conseqüentemente, um maior valor na dureza. As análises por XRD revelam distorções reticulares nas amostras tratadas às quatro temperaturas para os dois aços inoxidáveis, entretanto, essas distorções se estabilizam às temperaturas de 723 e 773 K, indicando uma saturação no teor de nitrogênio. Os valores encontrados para a dureza para as amostras tratadas a 773 K são similares aos encontrados na literatura para os aços AISI 304L [5] e AISI 316L [18]. Os valores limites para a dureza para os dois aços austeníticos podem implicar em teores e distorções reticulares limites. Uma outra possibilidade para o aumento da dureza poderia ser a presença do nitreto de cromo formado nas superfícies tratadas às temperaturas mais altas [9].

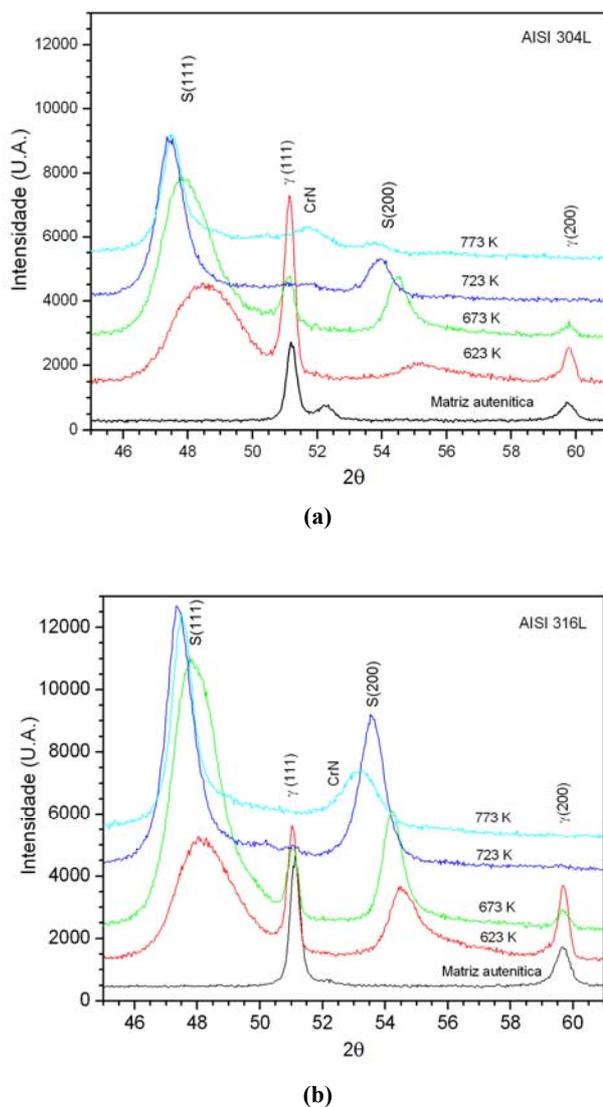


Figura 2 - Difratomogramas dos aços inoxidáveis (a) AISI 304L e (b) AISI 316L nitretados durante três horas a diferentes temperaturas. Os difratogramas das matrizes austeníticas estão incluídos para comparação.

Tabela 3 - Resultados do ensaio de microdureza Vickers

Temperatura de nitretação (K)	Microdureza (Hv)	
	AISI 304L	AISI 316L
623	630	420
673	860	840
723	1260	1240
773	1440	1400

3.4 Ensaios de Corrosão

A Figura 3 apresenta as curvas de polarização obtidas em solução de 0,1 M de H_2SO_4 para os aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 316L sem tratamento e nitretados a 623, 673, 723 e 773 K. Pode-se observar que o comportamento anódico de todas as amostras é semelhante e que as curvas apresentam as regiões de dissolução ativa, passiva e transpassiva bem definidas. As propriedades físicas do filme passivo produzido nas amostras nitretadas a 723 e 773 K (AISI 304L) e 773 K (AISI 316L) são distintas das do filme passivo presente nas demais amostras. O aumento da região de dissolução ativa, com conseqüente aumento da densidade de corrente crítica, da densidade de corrente passiva e, portanto, de uma maior atividade de carga necessária para a formação do filme, é a indicação de um filme de maior condutividade elétrica como conseqüência de uma maior presença de defeitos na sua estrutura. Esse deslocamento das curvas de polarização para maiores valores de corrente está associado à presença do nitreto de cromo, que foi observado por microscopia óptica (Fig. 1) e detectado por XRD (Fig. 2). Tanto as amostras tratadas quanto as não tratadas mostram um típico comportamento de materiais que passam quando submetidos a potenciais em soluções ácidas, apresentando uma estabilidade na densidade de corrente para diferentes potenciais. Entretanto, quando as amostras não tratadas são submetidas a diferenças de potenciais em solução com alta concentração de cloro, como mostrado na Figura 4 para uma solução com 3,5 % em peso de NaCl, apresentam a corrosão por pite, como pode ser observado na Figura 5.

Nas curvas de polarização anódica, na Figura 4, observa-se, na região cujo potencial está em torno de 0,5 V, uma tendência de um pico de dissolução que pode estar associada à presença das fases $\epsilon-Fe_{2-3}N$ e $\gamma'-Fe_4N$. Isso se explica pela ação galvânica na interfase dessas fases levando à dissolução de uma delas. Na Figura 4 são apresentadas as curvas de polarização obtidas em solução de NaCl (3,56 %). O potencial de pite da matriz é muito bem definido, porém, nas amostras nitretadas, esse potencial é deslocado para altos valores de potenciais anódicos. Essas amostras apresentaram uma região de dissolução ativa maior do que a matriz e o filme passivo formado é de alta condutividade elétrica, uma vez que não há diferença significativa entre a densidade de corrente crítica e a densidade de corrente passiva.

Em algumas das curvas de polarização em solução 3,5 %-p de NaCl das amostras tratadas nas temperaturas de nitretação dos aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 316L (Fig. 4), observa-se um traçado serrilhado, indicando a presença de regiões levemente despassivadas e repassivadas rapidamente. Esse serrilhado aparece em todas as amostras, exceto naquelas que apresentam o nitreto de cromo, são elas: no aço 304L, às temperaturas de 723 e 773 K e, no aço 316L, à

temperatura de 773 K. É importante salientar que essas mesmas amostras apresentam os valores de densidade de corrente anódica superiores aos das amostras não nitretadas e aos das amostras nitretadas que não apresentaram o nitreto de cromo. Com o aumento da temperatura de nitretação para os dois aços inoxidáveis (304L e 316L), os valores da densidade de corrente anódica também aumentam nas amostras que apresentam o nitreto de cromo. Essa alteração chega a três ordens de grandeza em comparação as amostras tratadas e não tratadas às temperaturas inferiores. Comparando-se os dois aços inoxidáveis, pode-se perceber que o aço 316L apresenta uma densidade de corrente anódica semelhante à amostra não tratada para as três temperaturas inferiores (623, 673 e 723 K), enquanto o aço 304L apresenta uma densidade de corrente anódica superior a uma ordem de grandeza para as temperaturas inferiores (623 e 673 K) e três ordens de grandeza para as temperaturas superiores (723 e 773 K).

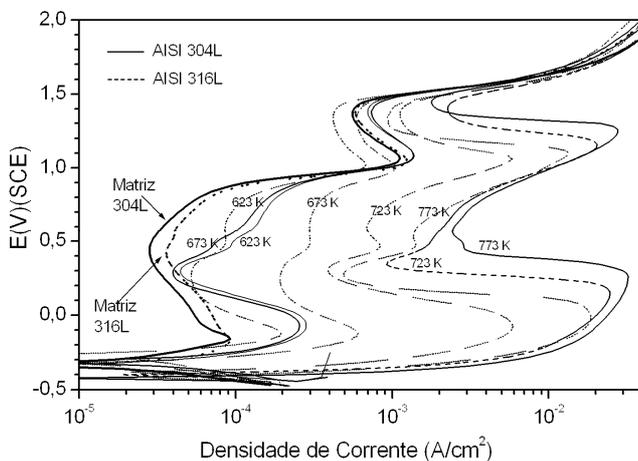


Figura 3 - Curvas de polarização obtidas em solução de 0,1 M de H_2SO_4 para as amostras não tratadas e nitretadas a diferentes temperaturas.

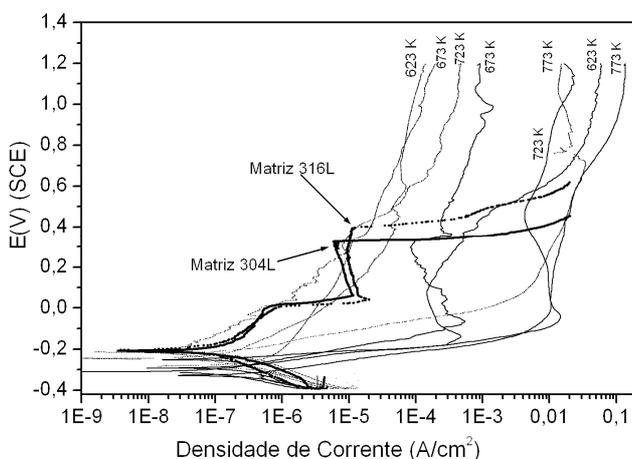


Figura 4 - Curvas de polarização obtidas em solução de 3,5 %-p de NaCl para as amostras não tratadas e nitretadas a diferentes temperaturas.

3.5 Análise Microestrutural Realizada após os Ensaios de Corrosão

A figura 5 apresenta as micrografias obtidas após os ensaios de corrosão, revelando a presença de pites nas matrizes (Fig. 5a e Fig. 5b). Entretanto, não são observados pites nas amostras nitretadas a 623 K (Fig. 5c e Fig. 5d). Para o aço AISI 316L nitretado a 673 K (Fig. 5f), a morfologia demonstra que pites foram nucleados na camada modificada, enquanto que para essa mesma temperatura, a morfologia da camada modificada do aço AISI 304L (Fig. 5e) não apresenta pites. Para os tratamentos feitos às temperaturas superiores (723 e 773 K), as amostras do aço inoxidável AISI 316L apresentam superfícies bem mais irregulares (Fig. 5h e Fig. 5j) em comparação com as do aço AISI 304L (Fig. 5g e Fig. 5i). Embora os pites possam ter sido nucleados, eles não cresceram como nas amostras não tratadas (Fig. 5a e Fig. 5b).

4. CONCLUSÕES

Os resultados de nosso estudo demonstram comparativamente que a nitretação a plasma nos aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 316L apresentam comportamentos distintos com relação à formação das camadas de fase S e em relação à camada passiva formada sobre essas camadas modificadas. O aço 304L apresenta camadas com espessuras que variam de 2,6 a 36,4 μm , nas temperaturas e no tempo de tratamento considerados, e as espessuras do aço 316L variam de 1,6 a 26,1 μm , indicando um diferencial no coeficiente de difusão do nitrogênio nesses dois aços. Há uma maior solubilidade do nitrogênio no aço AISI 316L devido ao maior teor de molibdênio.

Os difratogramas dos dois aços apresentam uma menor distorção da rede, às temperaturas inferiores de nitretação para o aço 304L, devido à presença da fase α' – martensítica, e apresenta valores estáveis às maiores temperaturas, justificada pela saturação de nitrogênio da fase S. Isso se confirma no fato da microdureza dos aços inoxidáveis situar-se próxima de 1400 Hv para diferentes aços em diferentes tratamentos, o que nos leva a crer que essa seria a microdureza da fase S quando a concentração de nitrogênio for máxima (aproximadamente 40- %-at).

Os ensaios de corrosão eletroquímica, em solução 0,1 M de H_2SO_4 e 3,5 %-p de NaCl, mostram uma alta resistência à corrosão por pite dos dois aços em comparação com suas respectivas amostras não tratadas. Entretanto, a presença do nitreto de cromo nas amostras tratadas às temperaturas 723 e 773 K (AISI 304L) e 773 K (AISI 316L) causaram um aumento na densidade de corrente passiva.

Uma análise na morfologia das superfícies, após os ensaios de corrosão em solução com alta concentração de cloro (3,5 %-p de NaCl), demonstra que, embora os resultados do aço AISI 316L sejam melhores em comparação com os do aço AISI 304L, há condições em que o aço AISI 304L pode apresentar-se com uma camada passiva superior àquela formada sobre a fase S do aço AISI 316L.

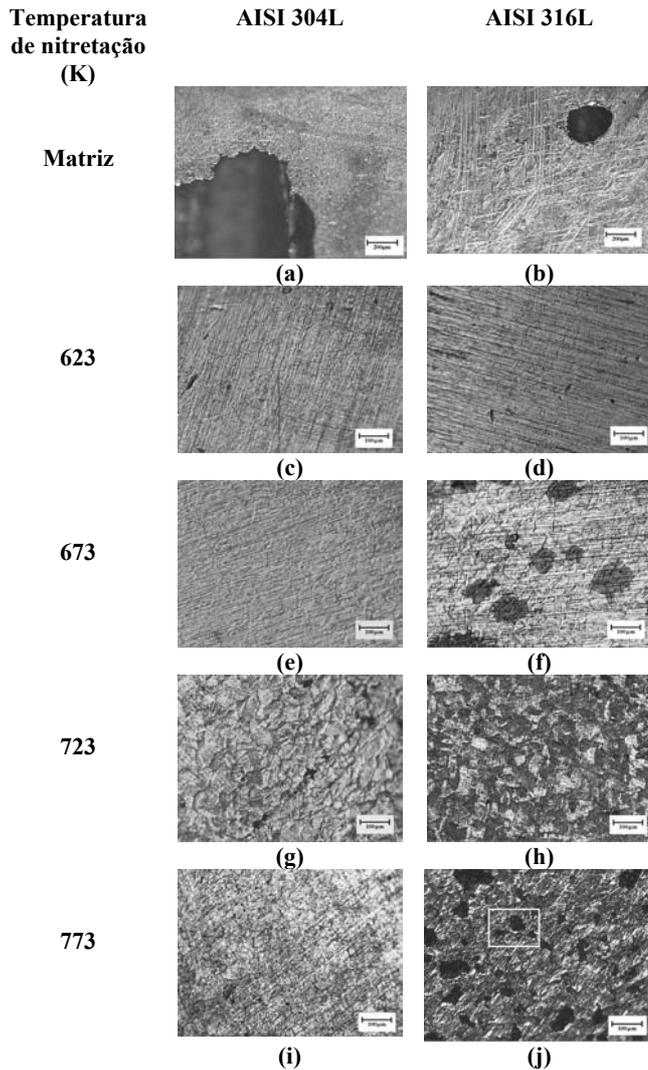


Figura 5 - Micrografias óticas obtidas após o ensaio de corrosão em solução de 3,5 %-p de NaCl para as amostras não tratadas e nitretadas a diferentes temperaturas.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem às agências de fomento CNPq e FAPESP.

REFERÊNCIAS

- TADAKA, J.; OHIZUMI, Y.; MIYAMURA, H.; KUWAHARA, H.; KIKUCHI, S.; TAMURA, I., *Journal of Materials Science* 21 (1986) 2463.
- LIANG, W.; XIAOLEI, X.; JIUJUN, X.; YAQIN, S., *Thin Solid Films* 391 (2001) 11.
- POIRIE, L.; CORRE, Y.; LEBRUN, J.P., *Surface Engineering* 18 (2002) 439.
- FEWELL, M.P.; MITCHELL, D.R.G.; PRIEST, J.M.; SHORT, K.T.; COLLINS, G.A. *Surface & Coatings Technology* 131 (2000) 300.
- MENTHE, E.; RIE, K.T.; SCHULTZE, J.W.; SIMSON, S., *Surface & Coatings Technology* 74-75 (2000) 412.
- ZHANG, Z.L.; BELL, T., *Surface Engineering* 1 (1985) 131.
- ICHII, K.; FUJIMURA, K.; TAKASAE, T., *Technology Reports of the Kansai University* 27 (1986) 135.
- BELL, T.; LI, C.X., *Advanced Materials & Processes* 160 (2002) 49.
- GONTIJO, L.C.; MACHADO, R.; KURI, S.E.; CASTELETTI, L.C.; NASCENTE, P.A.P., *Thin Solid Films* 515 (2006) 1093.
- GONTIJO, L.C.; MACHADO, R.; MIOLA, E.J.; CASTELETTI, L.C.; ALCÂNTARA, N.G.; NASCENTE, P.A.P., *Materials Science and Engineering A* 431 (2006) 315.
- BALDWIN, M.J.; KUMAR, S.; PRIEST, J.M.; FEWELL, M.P.; PRINCE, K.E., *Thin Solid Films* 345 (1999) 108.
- JACK, K.H., *Scandinavian Journal of Metallurgy* 153 (1972) 195.
- YU, Z.; XU, X.; WANG, L.; QIANG, J.; HEI, Z., *Surface & Coatings Technology* 153 (2002) 125.
- PICARD, S.; MEMET, J.B.; SABOT, R.; GROSSEAU-POUSSARD, J.L.; RIVIÈRE, J.P.; MEILLAND, R., *Materials Science and Engineering A* 303 (2001) 163.
- MARCHEV, K.; COOPER, C.V.; MELETIS, E.I., *Surface & Coatings Technology* 160 (2002) 249.
- LIANG, W.; XIAOLEI, X.; JIUJUN, X.; YAQIN, S., *Thin Solid Films* 391 (2001) 11.
- XU, X.; YU, Z.; WANG, L.; QIANG, J.; HEI, Z., *Surface & Coatings Technology* 162 (2003) 242.
- BORGIOLI, F.; FOSSATI, E.; GALVANETTO, E.; BACCI, T., *Surface & Coatings Technology* 200 (2005) 2474.