

ESTUDO DA ESTRUTURA DA FASE S NO AÇO AISI 316L POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X E ESPECTROSCOPIA MÖSSBAUER

L.C. Gontijo¹; R. Machado²; E.J. Miola³; L.C. Casteletti⁴; P.A.P. Nascente^{2*}

¹Centro Federal de Educação Tecnológica do Espírito Santo, Coordenadoria de Ciência e Tecnologia, 29444-030, Vitória, ES

²Universidade Federal de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais, 13565-905, São Carlos, SP

³Universidade Federal de São Carlos, Departamento de Física, 13565-905 São Carlos, SP

⁴Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, 13560-250, São Carlos, SP

Recebido: 29 de Novembro, 2004; Revisado: 29 de Junho, 2005

Palavras-chave: nitretação, plasma, aço inoxidável, Mössbauer, fase S.

RESUMO

A tecnologia de nitretação por plasma tem sido empregada na indústria com o objetivo de melhorar as propriedades superficiais de metais e ligas. Utilizando-se a nitretação convencional em baixa temperatura, os aços inoxidáveis austeníticos têm algumas das suas propriedades melhoradas com a formação da fase S, também chamada de austenita expandida. Essa fase é formada nas superfícies dos aços inoxidáveis austeníticos nitretados sob determinadas condições. Nos últimos anos, inúmeras pesquisas têm visado compreender a fase S, entretanto alguns questionamentos ainda permanecem sem resposta ou com explicações contraditórias. Neste trabalho, o aço AISI 316L foi nitretado a plasma às temperaturas de 350, 400, 450 e 500 °C, e as amostras foram caracterizadas por difratometria de raios X (XRD) e espectroscopia Mössbauer de elétrons de conversão (CEMS) para investigar a formação da fase S. A análise por XRD determinou a existência de uma estrutura cúbica com deformações, principalmente nas direções dos planos (200). A camada consiste de uma distribuição de austenita de nitrogênio com diferentes teores de nitrogênio, de aproximadamente 10 a 40 % atômicos, além da presença das fases γ' -Fe₄N e ϵ -Fe_{2.3}N. A espectroscopia Mössbauer confirma esses resultados e mostra uma diminuição da austenita de nitrogênio com o aumento da temperatura de nitretação. O decréscimo está relacionado à transformação da austenita de nitrogênio para a fase γ' -Fe₄N.

ABSTRACT

The plasma-nitriding technology has been employed in the industry with the objective of improving the surface properties of metals and alloys. By using the conventional nitriding process at low temperature, some of the properties of the austenitic stainless steels are enhanced by the formation of the S phase, also called expanded austenite. This phase is formed on the surfaces of the austenitic stainless steels nitrided under certain conditions. In the past years, an extensive research has been carried out for the understanding of the S phase, but some questions remain

with no answer or with contradictory explanations. In this work, the AISI 316L steel was plasma-nitrided at 350 and 400 °C, and the samples were characterized by X-ray diffraction (XRD) and conversion electron Mössbauer spectroscopy (CEMS) in order to investigate the S phase. XRD analysis identified the presence of a distorted cubic structure phase. The layer consists of a distribution of nitrogen austenite with different content of nitrogen, ranging from approximately 10 to 40 at-%, and also γ' -Fe₄N and ϵ -Fe_{2.3}N phases. Mössbauer spectroscopy corroborates these results, and shows a decrease in nitrogen austenite with the increase in nitriding temperature. This decrease is related to the transformation of the nitrogen austenite to the γ' -Fe₄N phase.

1. INTRODUÇÃO

Vários trabalhos apontam a fase S, também chamada de austenita expandida, como uma solução sólida supersaturada de nitrogênio [1-3]. Porém, os autores desses estudos manifestam a insuficiência dos conhecimentos sobre essa fase [1-3]. Algumas tentativas foram feitas com o objetivo de explicar o padrão de difração de raios X apresentado pela fase S nas amostras de aço inoxidável austenítico nitretado a plasma.

Jack & Jack [4] apresentaram fichas cristalográficas ICDD-JCPDS da fase austenita para diversos teores de nitrogênio. Nessas fichas, são indicados percentuais de nitrogênio entre 3,5 a 10 % atômicos para estruturas cúbicas e tetragonais. Se fizermos uma extrapolação dos teores de nitrogênio para valores maiores, teremos um parâmetro de rede máximo de 3,95 Å, para uma estrutura cúbica cujo percentual de nitrogênio seria de 45 % atômicos.

Ainda persistem dúvidas em relação à morfologia e à estrutura da fase S. Os autores apontam uma fase austenita expandida, na qual o nitrogênio difundido na estrutura cfc ocupa os interstícios octaédricos, apresentando-se como uma fase supersaturada em nitrogênio (acima de 22 % atômicos). A grande quantidade de nitrogênio se opõe à sua máxima solubilidade em estrutura cfc, que é de 8,7 % atômicos [5].

* nascente@power.fc.unesp.br

Essa supersaturação tem sido explicada pela alta concentração de cromo nos aços austeníticos, o que facilita a formação da fase S. Acima das temperaturas de 420-440 °C para o aço austenítico AISI 304L, e de 470-490 °C para o AISI 316L, tem-se a precipitação do nitreto de cromo (CrN), favorecida pela forte ligação entre N e Cr (alta entalpia negativa), pela baixa difusividade do cromo e pela alta energia de ativação [5].

Li [5] estudou a natureza da fase S e sua estabilidade térmica. Para ele, a fase S no aço inoxidável austenítico, formada por nitretação em baixa temperatura, pode ser definida como uma fase termodinamicamente metaestável de supersaturação de nitrogênio em solução sólida com distorções da estrutura cfc. Os trabalhos de Renevier e outros [6], Menthe e Rie [7], Marchev e outros [8] e o precursor de todos os outros, Itchii e Fujimura [9], apresentaram proposições sobre a fase S.

Menthe e Rie [7] fizeram uma série de experimentos com o aço AISI 304L, em temperaturas que variaram de 375 a 475 °C, usando o método de nitretação por plasma pulsado. Dentre outras conclusões, afirmaram que existem muitas restrições sobre as condições de tratamento para a formação da fase S. Para os autores, ocorrem distorções tetragonais, pois a variação do espaçamento dos planos (111) e (200) da fase S, em relação aos planos (111) e (200) da matriz austenítica, é maior para o plano (200), o que pode ser interpretada como uma distorção tetragonal.

Para Angelini e co-autores [10], o uso da nomenclatura fase ε' , relativa a tetragonal, seria o mais adequado. Entretanto, Marchev et al. [11] preferiram introduzir o termo “fase m” em vez de fase S ou fase ε' . Para eles, “fase m” seria a nomenclatura mais adequada por sua natureza metaestável relativa à estrutura martensítica. Quando os teores de nitrogênio são baixos, a estrutura da “fase m” tende a ser ccc com os sítios octaédricos distorcidos, com conseqüente prejuízo para a acomodação do nitrogênio. Os autores acreditam que pode haver pequenas distorções ortorrômicas ou monoclinicas da estrutura tetragonal.

Segundo Xu e co-autores [12], a superfície da camada de nitreto, formada sobre aços inoxidáveis austeníticos nitretados, consiste de solução sólida supersaturada com estrutura do tipo γ' -Fe₄N e agrupamento de γ'_N , definida pelos autores como uma solução sólida de nitrogênio, tendo como base a fase estável γ' -Fe₄N. Ainda segundo esses mesmos autores, quando a base é a fase com estrutura do tipo austenita (γ), a nova fase formada apresenta-se como sendo γ_N , que é uma solução sólida supersaturada de nitrogênio com base na estrutura austenita γ .

Neste trabalho, apresentamos uma proposição acerca do padrão de difração da fase S. Consideramos que a fase S é formada pela ação coletiva de uma distribuição do tipo Fe_xN, com diferentes valores de x, apresentam fases do tipo γ' -Fe₄N, ε -Fe_{2.3}N ($2 < x < 3$) e outras soluções sólidas que apresentam diferentes teores de nitrogênio, cuja relação entre os percentuais atômicos é diferente das fases anteriores.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As amostras de aço inoxidável AISI 316L foram nitretadas por plasma utilizando-se o método de plasma pulsado (pulsed glow discharge - PGD), com os seguintes parâmetros: mistura gasosa de 80 % H₂ e 20 % N₂ em volume, pressão de 500 Pa, frequência de 9 kHz, período de três horas e diferentes temperaturas (350, 400, 450 e 500 °C). Mais detalhes podem ser obtidos nas referências [13-15].

As análises de difração de raios X foram realizadas por um difratômetro Siemens D5000, empregando-se um supressor de fluorescência e radiação de Co K α a 40 KV e 40 mA. Os padrões de difração foram obtidos com 2θ variando de 14 a 114° e intervalos de 0,02° por segundo, permitindo a observação das linhas de difração (111) e (200). Para observação das outras linhas de difração da fase S [(311), (220), (222) e (400)], foram utilizadas dezessete varreduras com 2θ variando de 39 a 135° e intervalos de 0,033° por segundo. Cada ângulo ψ (ângulo entre a normal do plano da amostra e o plano que contém 2θ) variou de 5 em 5° de 0 a 80°.

Os dados da espectroscopia Mössbauer de elétrons de conversão (CEMS) foram obtidos em uma geometria para retroespalhamento utilizando-se um contador proporcional com fluxo de uma mistura gasosa de 95 % He + 5 % CH₄, em um transdutor com aceleração constante. A fonte utilizada foi de ⁵⁷Co em uma matriz de Rh, com uma atividade nominal de 50 mCi. Todas as medidas de CEMS foram realizadas à temperatura ambiente. A calibração da velocidade foi feita em uma chapa fina de 25 μ m de α -Fe à temperatura ambiente. Os espectros foram armazenados em um analisador multicanal com 512 canais e ajustados de acordo com um programa de mínimos quadrados, pela sobreposição das linhas lorentzianas.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Na Figura 1, observam-se os padrões de difração da amostra do aço inoxidável AISI 316L nitretado a plasma durante três horas, à temperatura de 400 °C. Na parte inferior são indicadas as linhas de difração da matriz austenita e, na parte superior, as linhas de difração da fase S. Verifica-se que as linhas da matriz são estreitas e com os ângulos de difração bem definidos, enquanto as linhas da fase S são largas, com ângulos de difração de máximo variando em função do ângulo Ψ .

Esses padrões de difração foram obtidos alterando-se Ψ – o ângulo em que a normal ao plano da amostra faz com o plano que contém os feixes incidentes e refletidos. O objetivo foi encontrar as posições em que podem ser observadas as diversas linhas de difração da fase S, pois na maioria dos trabalhos pesquisados observam-se somente as linhas de difração dos planos (111) e (200). Em alguns trabalhos, além das linhas mencionadas, são observadas as linhas de difração (220) e (311). Entretanto, como tem sido

manifestada, pela maioria dos autores, a necessidade de melhor conhecimento da fase S, procurou-se observar novas linhas que pudessem ajudar a elucidar as controvérsias em relação à estrutura dessa fase. Com base nos resultados dos difratogramas, além das quatro linhas de difração citadas, percebe-se a existência de duas outras linhas (222) e (400) nas posições de 2θ aproximadamente iguais a 107,5 e 131,5 graus, respectivamente (Figura 1 e 2c). A presença dessas linhas nessas posições foi prevista pela relação $d = a \cdot (h^2 + k^2 + l^2)^{-1/2}$, válida para o sistema cúbico, utilizando o parâmetro de rede a calculado por meio das quatro primeiras linhas de difração da fase S. Outro ponto importante observado nos difratogramas da Figura 1 diz respeito à variação na largura da linha de difração (200) com relação ao ângulo de inclinação Ψ . A largura dessa linha se apresenta estreita, para $0^\circ < \Psi < 20^\circ$, e desaparece no intervalo $20^\circ < \Psi < 50^\circ$, voltando a aparecer com uma largura maior e com 2θ deslocado para a direita no intervalo $55^\circ < \Psi < 65^\circ$. Isso pode ser explicado pela deformação provocada pela grande quantidade de nitrogênio nos interstícios e/ou pela orientação cristalográfica existente nessa fase.

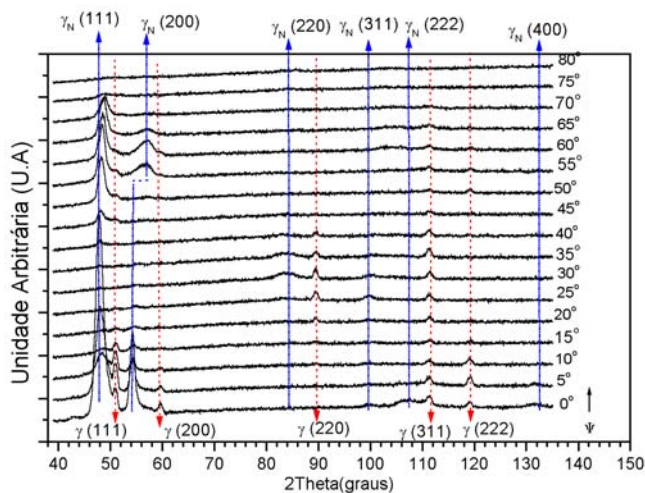


Figura 1 – Difratogramas para diferentes ângulos Ψ da amostra de aço inoxidável AISI 316L nitretado a plasma por três horas, à temperatura de 400 °C.

Nos difratogramas das Figuras 2b e 2c são apresentadas as deconvoluções de cada uma das linhas de difração da amostra nitretada à temperatura de 400 °C ($\Psi = 0^\circ$) [16]. Com os dados obtidos pelas deconvoluções, foi possível calcular o parâmetro de rede a das fases. A primeira linha (111) dessa amostra foi decomposta por quatro outras (fase S', γ' -Fe₄N e duas linhas para fase ϵ -Fe₂₋₃N).¹ O que se denomina de fase S' representa uma distribuição em solução sólida com diferentes teores de nitrogênio. A presença dessas fases também foi confirmada nas amostras nitretadas às temperaturas de 350, 450 e 500 °C (Figura 3).

¹ Definimos a Fase S como a soma das seguintes fases:
fase S', γ' -Fe₄N e ϵ -Fe₂₋₃N.

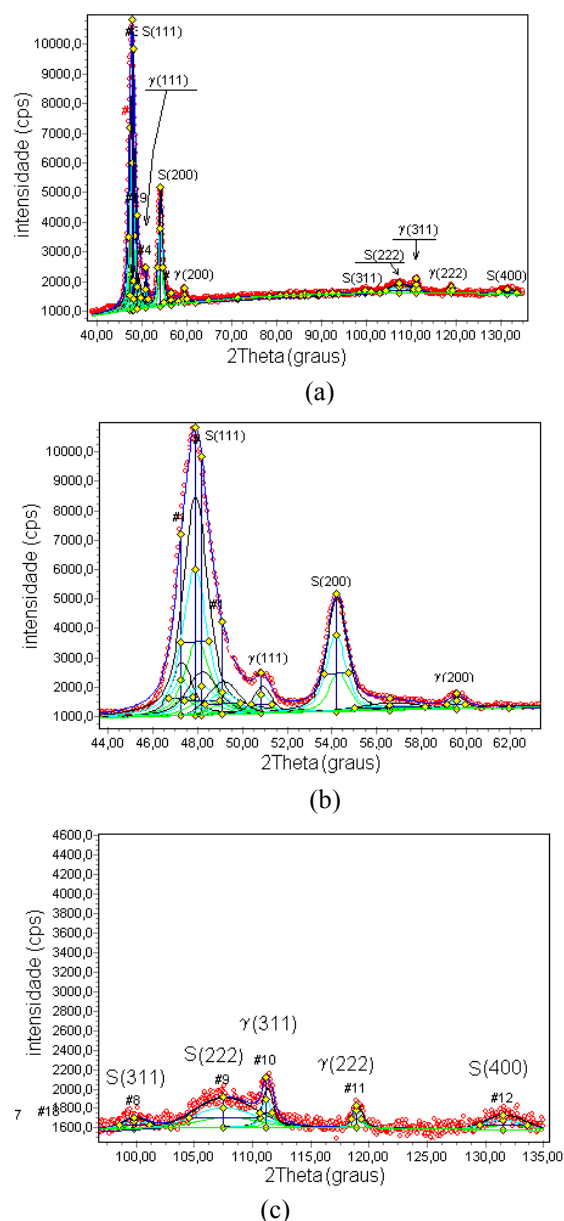


Figura 2 – Difratogramas com deconvoluções das linhas de difração das fases presentes nas amostras de aço inoxidável AISI 316L nitretado a plasma por três horas, à temperatura de 400 °C. (a) difratograma completo, (b) e (c) difratogramas parciais.

Os dados obtidos são confirmados por Xu et al. [12]. Segundo os autores, a fase S consiste de solução sólida supersaturada com estrutura do tipo γ' -Fe₄N e agrupamento de γ'_N , definido por eles como solução sólida de nitrogênio, tendo como base a fase estável γ' -Fe₄N. A presença das linhas de difração dessas fases (estável γ' -Fe₄N e da fase metaestável ϵ -Fe₂₋₃N) nas deconvoluções confirma o que foi proposto pelos autores.

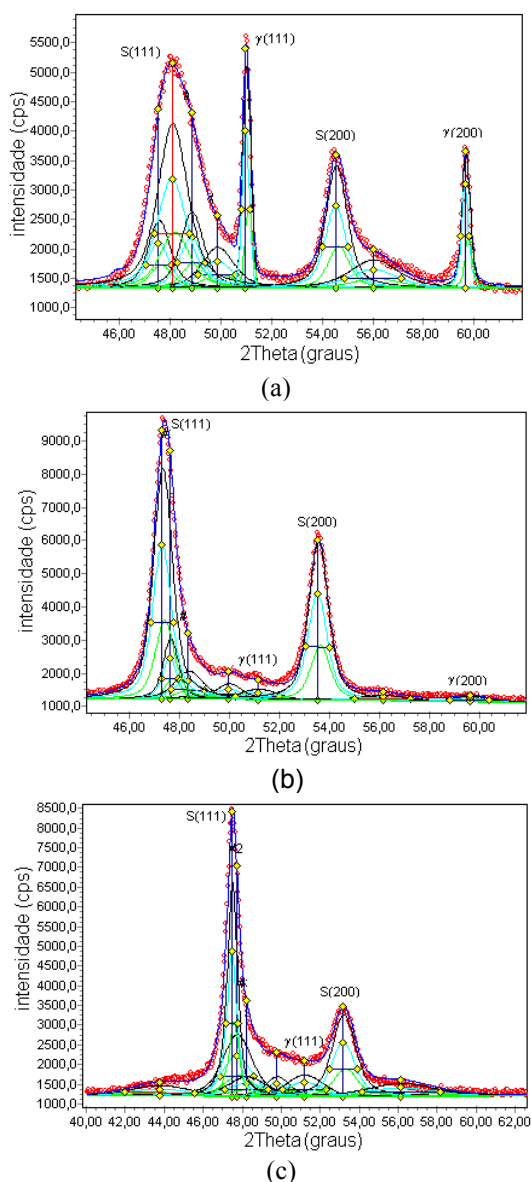


Figura 3 – Difratomogramas com deconvoluções das linhas de difração (111) e (200) das fases presentes nas amostras de aço inoxidável AISI 316L nitretadas a plasma por três horas, nas três outras temperaturas (a) 350 °C, (b) 450 °C e (c) 500 °C

3.2. ESPECTROSCOPIA MÖSSBAUER

Os parâmetros hiperfinos obtidos do espectro Mössbauer para o aço AISI 316L não nitretado, de $QS = 0,17 \text{ mm/s}$ e $\delta = -0,11$, podem ser atribuídos à austenita- γ (Fig. 4a) e confirma as medidas de difração de raios X.

Os espectros Mössbauer para as amostras nitretadas a diferentes temperaturas também são mostrados na Figura 4. Na Figura 4b, para amostra nitretada a 350°C, observa-se o surgimento de vários picos referentes a outras fases. O ajuste desse espectro foi feito pela adição de subspectros referente a cada fase. Os parâmetros hiperfinos encontrados correspondem às fases $\epsilon\text{-Fe}_2\text{N}$, $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$, $\alpha\text{-(Fe, Ni, Cr)}$, $\alpha\text{-(Fe, Ni)}$, austenita- γ , austenita $\gamma_N(p)$ (fase cfc paramagnética de solução-sólida de N) e austenita $\gamma_N(m)$ (fase cfc

magnética de solução-sólida de N), e são apresentados na Tabela 1, os quais são bastante similares aos previamente publicados [17-21].

Tabela 1 – Valores típicos dos parâmetros obtidos no ajuste dos diferentes espectros de CEMS apresentados neste trabalho.

Componentes	$H_Q(\text{kOe})$	$QS(\text{mm/s})$	$\delta(\text{mm/s})$
γ - austenita (matriz do aço)	-	0,17	-0,11
γ_N - austenita (paramagnética)	-	0,14	-0,11
$\gamma_N(m)$	200	-	0,22
	168	-	0,17
$\alpha\text{-(Fe, Ni, Cr)}$	292	-	0,03
	269	-	0,22
	248	-	0,17
	250	-	0,15
$\alpha\text{-(Fe, Ni)}$	314	0,09	0,17
$\epsilon\text{-Fe}_2\text{N}$	-	0,50	0,26
$\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$	222	-	0,17
$\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$	216	0,08	0,33
	340	0,02	0,25
	218	-0,21	0,24

As amostras referentes aos tratamentos a 400, 450 e 500 °C apresentaram as mesmas fases da amostra tratada a 350 °C, exceto a austenita- γ e o surgimento do nitreto $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$. Além destas alterações, existem diferenças nas porcentagens de cada fase. Analisando as diferenças nas porcentagens das fases na Tabela 2, observa-se um crescimento do nitreto $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$ com o aumento da temperatura de nitretação. Nas nitretações a 450 e 500 °C não houve alteração considerável na porcentagem de $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$, que foi de 61 e 60 %, respectivamente. O crescimento da fase γ' acompanhou a diminuição das fases γ , $\gamma_N(p)$ e $\gamma_N(m)$, e nos casos dos tratamentos a 450 e 500 °C, o desaparecimento da fase $\gamma_N(p)$. O provável crescimento da fase $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$ com o aumento da temperatura de nitretação deve estar relacionado com o desaparecimento da austenita paramagnética $\gamma_N(p)$ e da diminuição da fase $\gamma_N(m)$. Como essas fases são precursoras do nitreto $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$, e às temperaturas de 450 °C e 500 °C, ocorreu a transformação das mesmas.

A fase austenita de nitrogênio $\gamma_N(p)$ paramagnética, com os seguintes parâmetros hiperfinos $QS = 0,14 \text{ mm/s}$ e $\delta = -0,11 \text{ mm/s}$, somente foi observada para a amostra nitretada a 400 °C. Os valores são próximos aos parâmetros da austenita γ , o que dificulta a separação com precisão dessas duas fases. A presença de 10% de $\gamma_N(p)$ e a ausência da austenita γ possibilitaram a identificação da mesma. Outra fase também identificada como austenita de nitrogênio foi a $\gamma_N(m)$, mas esta apresentou uma interação magnética. Os parâmetros hiperfinos dessa fase são constituídos de um campo interno $H_Q = 120\text{-}200 \text{ kOe}$. Segundo Wei et. al. a quantidade de nitrogênio em solução sólida dessa fase é maior do que na fase austenita paramagnética $\gamma_N(p)$.

Tabela 2 - Relação das amostras nitretadas do aço AISI 316L e os parâmetros obtidos no ajuste dos espectros Mössbauer.

°C	Fase	δ mm/s	ΔE_Q mm/s	Γ mm/s	H_Q kOe	Área Relativa (%)
350	γ	-0,11	0,17	0,44	-	12
	$\gamma_N(m)$	0,18	-	0,8	165	23
	$\alpha-(Fe, Ni, Cr)$	0,15		0,25	250	34
	$\gamma'-Fe_4N$	0,33	0,08	0,33	215	3
		0,25	-	0,26	340	8
		0,24	-0,21	0,32	218	10
	$\epsilon-Fe_2N$	0,33	0,50	0,20	-	10
400	$\gamma_N(p)$	-0,11	0,14	0,31	-	10
	$\gamma_N(m)$	-	-	0,75	168	23
	$\alpha-(Fe, Ni, Cr)$	0,15	-	0,80	250	33
	$\gamma'-Fe_4N$	0,33	0,08	0,33	215	4
		0,25	-	0,26	340	8
		0,24	-0,21	0,32	218	10
	$\epsilon-Fe_2N$	0,26	0,50	0,65	-	12
450	$\gamma_N(m)$	0,18	-	0,8	168	17
	$\alpha-(Fe, Ni, Cr)$	0,03	-	0,50	292	12
	$\gamma'-Fe_4N$	0,33	0,10	0,33	216	35
		0,25	-	0,35	342	9
		0,24	-0,20	0,32	218	17
	$\epsilon-Fe_2N$	0,33	0,50	0,56	-	10
500	$\gamma_N(m)$	0,18	-	0,8	168	7
	$\alpha-(Fe, Ni, Cr)$	0,03	-	0,50	292	15
	$\alpha-(Fe, Ni)$	0,04	-	0,25	334	9
	$\gamma'-Fe_4N$	0,33	0,12	0,33	216	40
		0,25	-	0,35	340	5
		0,24	-0,20	0,32	218	15
	$\epsilon-Fe_2N$	0,33	0,50	0,60	-	9

As fases com elementos de liga, que não possuem o nitrogênio na sua composição foram a $\alpha-(Fe, Ni, Cr)$ e a $\alpha-(Fe, Ni)$. A fase $\alpha-(Fe, Ni, Cr)$ com estrutura cristalina ccc apresentou campos hiperfinos magnéticos (H_Q) entre 250-300 kOe. Enquanto a fase $\alpha-(Fe, Ni)$ sem o Cr, também com estrutura ccc apresentou campos hiperfinos magnéticos (H_Q) entre 330-340 kOe. A falta do Cr nessa fase é devido a formação do CrN após as nitretações, confirmada pela difração de raios X.

Um ajuste típico de um sub-espectro é ilustrado na Figura 5, para uma amostra nitretada à temperatura de 400°C. Este espectro foi ajustado com 22% de γ' , 12% de ϵ , 33% de $\alpha-(Fe, Ni, Cr)$ e 33 % de γ_N . Para a temperatura de nitretação de 350°C, o espectro de CEMS apresentou as fases com as seguintes porcentagens: 21% de γ' , 12% de γ , 23 % de γ_N , 34% de $\alpha-(Fe, Ni, Cr)$ e 10% de ϵ . Esses resultados são consistentes com os obtidos por difração de raios X.

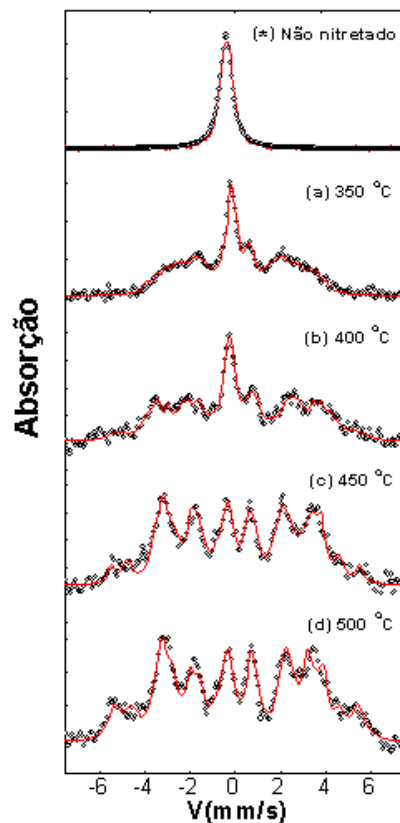


Figura 4 - Espectro de CEMS do aço AISI 316L nitretado a: (a) matriz; (b) 350°C; (c) 400°C; (d) 450°C e (e) 500°C. A linha contínua em vermelho é a curva ajustada aos pontos experimentais.

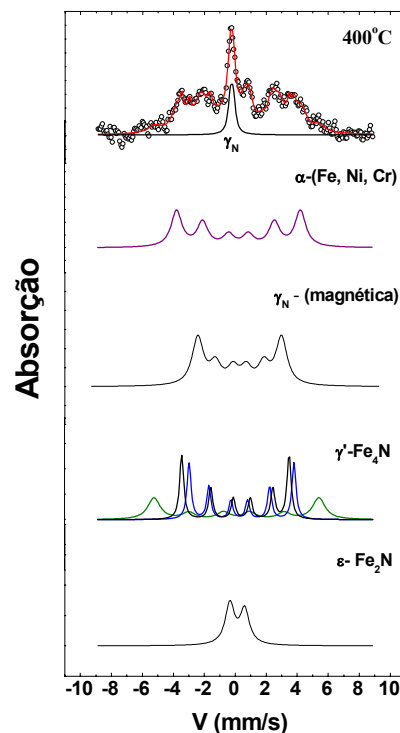


Figura 5 – Espectro de CEMS das amostras do aço AISI 316L nitretado a temperatura de 400°C, juntamente com os sub-espectros usados no procedimento de ajuste.

4. CONCLUSÕES

As camadas formadas sobre os aços austeníticos nitretados a plasma nas temperaturas de 350 e 400 °C consistem principalmente de austenita supersaturada de nitrogênio, ou fase S. Os difratogramas obtidos demonstraram a existência de uma estrutura cúbica com deformações. A camada consiste de uma distribuição de austenita de nitrogênio com diferentes teores de nitrogênio, além da presença das fases γ' -Fe₄N e ε -Fe₂₋₃N. Os difratogramas apresentaram as linhas de difração (111), (200), (220), (311), (222) e (400). Entretanto, essas linhas variaram em função de ψ (ângulo formado entre a normal do plano da amostra e o plano contendo 2 θ), principalmente a linha de difração (200), que apresentou valores de 2 θ entre 54 e 57°. Estas variações podem ser explicadas por tensões internas. A presença das fases γ' -Fe₄N, γ , $\gamma_N(p)$ e $\gamma_N(m)$ e das fases com elementos de liga, que não possuem o nitrogênio na sua composição, α -(Fe,Ni,Cr) e α -(Fe,Ni). A falta do Cr nesta fase é devido a formação do CrN após as nitretações, e foi confirmada pela difração de raios X.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem às agências de fomento CNPq e FAPESP.

6. REFERÊNCIAS

1. WEI, R.; SHOGRIN, B.; WILBUR, P.J.; OZTURK, O.; WILLIAMSON, D.L.; IVANOV, I.; METIN, E., *Journal of Tribology Transactions of the ASME* 116 (1994) 870.
2. LARISCH, B.; BRUSKY, U.; SPIES, H.J., *Surface and Coatings Technology* 116-119 (1999) 205.
3. XU, X.L.; WANG, L.; YU, Z.W.; HEI, Z.K., *Surface and Coatings Technology* 132 (2000) 270.
4. JACK, D.H.; JACK, K.H., *Materials Science and Engineering* 11 (1973) 1.
5. LI, X.Y., *Surface Engineering* 17 (2001) 147.
6. RENEVIER, N.; COLLIGNON, P.; MICHEL, H.; CZERWIEC, T., *Surface and Coatings Technology* 111 (1999) 128.
7. MENTHE, E.; RIE, K.T., *Surface and Coatings Technology* 116-119 (1999) 199.
8. MARCHEV, K.; COOPER, C.V.; BLUCHER, J.T.; GIESSEN, B.C., *Surface and Coatings Technology* 99 (1998) 225.
9. ICHII, K.; FUJIMURA, T., *Rep. Kansai Uni.* 27 (1986) 135.
10. ANGELINI, E.; et al., *Materials Science Technology* 6 (1998) 33.
11. MARCHEV, K.; HIDALGO, R.; LANDIS, M.; VALLERIO, R.; COOPER, C.V.; GIESSEN, B.C., *Surface and Coatings Technology* 112 (1999) 67.
12. XU, X.L.; WANG, L.; YU, Z.W.; QIANG, J.B.; HEI, Z.K., *Metallurgical and Materials Transactions A – Physical Metallurgy and Materials Science* 31 (2000) 1193.
13. GONTIJO, L.C.; MACHADO, R.; MIOLA, E.J.; CASTELETTI, L.C.; NASCENTE, P.A.P. *Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo* 20 (2001) 31.
14. GONTIJO, L.C.; MACHADO, R.; MIOLA, E.J.; CASTELETTI, L.C.; NASCENTE, P.A.P., *Journal of Vacuum Science and Technology A* 21 (2003) 623.
15. GONTIJO, L.C.; MACHADO, R.; MIOLA, E.J.; CASTELETTI, L.C.; NASCENTE, P.A.P., *Surface and Coatings Technology* 183 (2004) 10.
16. MACHADO, R., *Método de cálculo para a determinação de tensões residuais por difratometria de raios X*. Tese de Doutorado, Programa de Pós- Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, UFSCar, 2004.
17. WEI, R.; VAJO, J.J.; MATOSSIAN, J.N.; WILBUR, P.J.; DAVIS, J.A.; WILLIAMSON, D.L.; COLLINS, G.A., *Surface Coating Technology* 83 (1996) 235.
18. CORDIER-ROBERT, C.; KIAUGA, A.M.; FOCT, J., *Materials Science Forum* 318-3 (1999) 333.
19. DECRISTOFARO, N.; KAPLOW, R., *Metallurgical Transactions* 8A (1977) 35.
20. LE CAER, G.; et al., *Physics Status Solid A* 6 (1971) K97.
21. CARBUCICCHIO, M.; BARDANI, L.; TOSTO, S., *Journal of Applied Physics* 52 (1981) 4589.