

0184 - CARACTERIZAÇÃO POR DRX EM AÇO CA6-NM REVENIDO E NITRETADO POR PLASMA A BAIXA TEMPERATURA

Resumo: O aço inoxidável martensítico CA-6NM é muito utilizado em turbinas hidráulicas, bombas, compressores e entre outras aplicações. Isso se deve as suas excelentes combinações de resistência à corrosão e tenacidade. Ainda assim, tratamentos termoquímicos são bastante utilizados no sentido de se obter melhorias em suas propriedades superficiais tais como resistência ao desgaste e a fadiga. Neste caso, o uso do tratamento de nitretação por plasma, realizado por meio de bombardeamento iônico, possibilita a alteração na estrutura da superfície do aço resultando em significativo aumento de dureza da mesma. Assim, este trabalho visa caracterizar por meio da técnica de difratometria de raios-x as fases formadas na superfície nitretada do aço CA6-NM, revenido para diferentes condições, com ênfase para a austenita expandida por nitrogênio formada durante o tratamento de nitretação por plasma. Para tanto, amostras nas dimensões de 30 x 25 x 10 mm foram temperadas ao ar a partir da temperatura de 1000 °C por 30 min e, posteriormente, revenidas num forno a vácuo. A temperatura de revenimento adotada foi de 620 °C, para tempos de 1, 5, 10, 20 e 40 h, de modo a obter quantidades distintas da fase austenita dispersa na matriz martensítica. Após o tratamento térmico, as amostras foram submetidas ao processo de nitretação por plasma, na temperatura de 350 °C por um período de 24 h. No tratamento termoquímico de nitretação foi avaliado o potencial do nitrogênio como elemento austenitizante, e a formação dos nitretos de ferro devido à saturação das fases martensita e austenita na camada formada. Adicionalmente à caracterização das amostras com o uso da técnica de difratometria de raios-X (DRX), microscopia ótica e determinação de microdureza Vickers foi também empregada. Análises obtidas por DRX indicam fortes evidências da expansão do parâmetro de rede da austenita e da martensita, devido à difusão do nitrogênio.

Palavras-chave: Austenita expandida pelo nitrogênio; Aço inoxidável martensítico CA6-NM; Nitretação por plasma a baixa temperatura.

1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável martensítico tipo CA-6NM é utilizado na fabricação de componentes de grandes seções como: bombas, compressores, componentes da indústria química e de petróleo, rotores de turbinas hidráulicas, e entre outros devido às suas excelentes propriedades mecânicas de resistência à deformação, resistência à erosão por cavitação, alta temperabilidade, tenacidade e boa soldabilidade quando comparado aos aços inoxidáveis martensíticos que apresentam maiores teores de carbono em peso na liga [1].

Essas propriedades apresentadas pelo aço CA6-NM são proporcionadas pelo adequado emprego de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, com o objetivo de ocorrer a formação de austenita (γ) finamente distribuída ao longo dos contornos entre as “ripas/placas” da fase matriz martensítica (α') [2 e 3]. No entanto, a constante necessidade de melhorias nas propriedades de superfície deste material devido aplicações em serviço, vem proporcionando a utilização de diferentes técnicas para aumentar a dureza e resistência ao desgaste superficial deste aço, por exemplo. Nesse contexto, a técnica de fabricação assistida por plasma tem sido muito empregada para proporcionar maior eficiência nas características superficiais do aço CA6-NM tratado termoquimicamente. Estudos realizados por [4 e 5] aplicando a técnica de nitretação por plasma à baixa temperatura no aço CA6-NM, demonstraram aumento da resistência à erosão por cavitação devido enriquecimento da superfície com átomos de nitrogênio, que proporciona a formação de fases expandidas (α' e γ) e nitretos de ferro (ϵ).

Neste trabalho, será analisado através da técnica de DRX o potencial do nitrogênio como elemento responsável pela expansão do parâmetro de rede das fases (α' e γ), e quando da saturação dessas estruturas cristalinas a formação dos nitretos de ferro (ϵ). Importante atenção será dada para o efeito do nitrogênio como elemento austenitizante, de modo a formar a austenita expandida (γ_N) na camada nitretada.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1. Caracterização da Matéria-Prima

O material empregado neste trabalho foi o aço inoxidável martensítico ASTM CA6-NM, obtido por fundição e que fazia parte de uma pá de turbina do tipo Francis (Francis Runner Crown). As amostras foram seccionadas utilizando a técnica de eletro erosão a fio nas dimensões de 30X20X10 mm³. Nesta técnica de usinagem wire electrical discharge machine (WEDM) o metal é removido através de uma série rápida de repetitivas descargas elétricas.

A análise de composição química do aço em estudo foi efetuada através da técnica de espectrometria de emissão óptica, realizada conforme a norma IT 20 – Ensaio de Espectrometria BAIRD – Rev 04 – Padrões BS88E / Bs89E, sob temperatura de 21,1°C e umidade de 49%.

2.2. Tratamento Térmico e Termoquímico do aço CA6-NM

Para realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, bem como posterior nitretação por plasma do aço CA6-NM, foram utilizadas seis amostras. A Tabela (1) fornece os tratamentos que o aço CA6-NM foi submetido, respectivamente.

Tabela 1. Têmpera, revenimento e nitretação por plasma.

Aço Inoxidável martensítico CA6-NM			
Amostras	Têmpera	Revenimento	Nitretação
1	1000°C/30min (resfriamento ao ar)	-	350°C/24h
2		R.620°C(1h)-resfriamento ao ar	
3		R.620°C(5h)-resfriamento ao ar	
4		R.620°C(10h)-resfriamento ao ar	
5		R.620°C(20h)-resfriamento ao ar	
6		R.620°C(40h)-resfriamento ao ar	

Após tratamento térmico efetuado num forno a vácuo, da marca EDG, modelo 10P-S, sob pressão de 1,2 Torr, as amostras foram lixadas com as seguintes granulometrias: 120, 220, 320, 400, 600 e 1200; e posteriormente polidas com pano de polimento utilizando alumina (Al₂O₃) em suspensão com 1µm.

Na etapa de nitretação por plasma o tratamento foi efetuado sob mistura gasosa de (5%N₂ + 95%H₂), fluxo gasoso de 300 sccm (standard centimeter cubic per minute), pressão de trabalho de 3Torr, e duração de 24 horas numa temperatura de 350°C.

As amostras foram caracterizadas após os tratamentos citados na Tab (1). As técnicas empregadas foram a difratometria de raios-X (DRX) utilizando um difratômetro Shimadzu XRD7000 com radiação Cu-Kα no intervalo de 35-55° com velocidade de varredura de 0,10°/min; e microdureza no equipamento Shimadzu modelo HMV-2TE aplicando carga de 500g (0,5HV) com uma força de 4,903N nas amostras tratadas termicamente, e com o objetivo de determinar a dureza de topo apenas da camada nitretada após processamento por plasma foi aplicado uma carga de 25g (0,025HV) com força de 245,2mN no material em cada indentação realizada.

Importante ressaltar que nas amostras tratadas termicamente (têmpera e revenimento) foi utilizado as Eqs. (1) e (2) abaixo, com o objetivo de determinar de maneira semi-quantitativa a fração volumétrica de austenita (Y) disperso na matriz martensítica (α') do aço, a partir da técnica de DRX [6]. Neste método de intensidade relativa, que envolve os picos principais (que se referem a 100%) das fases austenita e martensita, considera-se que o material analisado não possui efeito de texturização.

$$VY + V\alpha' = 1 \quad (1)$$

$$VY = (1,4 IY/[I\alpha' + 1,4 IY]) \quad (2)$$

Onde:

VY = Volume de fração de austenita;

Vα' = Volume de fração de martensita;

IY = Intensidade relativa de 100% da austenita Y-Fe (111);

Iα' = Intensidade relativa de 100% da martensita α'-Fe (110).

Vale ressaltar que para verificação da camada nitretada através da técnica de microscopia ótica (MO), as amostras foram cortadas e embutidas em seção transversal, e o reagente químico utilizado para ataque metalográfico foi o Vilella [7] (1 g de ácido pícrico + 5 ml de ácido clorídrico + 100 ml de álcool absoluto) apropriado para o material estudado (aço inoxidável).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Tabela (2) fornece a composição química do aço CA6-NM em porcentagem de peso na liga. Os resultados de espectrometria de emissão óptica estão de acordo com a norma ASTM A743/A743M/95 (valor nominal) [8].

Tabela 2. Valores especificados da composição química para o aço CA6-NM comparado aos valores obtidos para a amostra analisada.

ASTM CA6-NM	C (máx.)	Mn (máx.)	Si (máx.)	Cr	Ní	Mo	P (máx.)	S (máx.)
Valor nominal (%Wt)	0,06	1,00	1,00	11,5-14,0	3,5-4,5	0,4-1,0	0,04	0,03
Valor determinado - amostra (%Wt)	0,025	0,91	0,508	12,51	3,9	0,459	0,024	0,02

Resultados obtidos através da técnica de difratometria de raios-X (DRX) confirmam a presença das fases austenita e martensita de acordo com as cartas de identificação (JCPDS 33-397) e (JCPDS 34-396), respectivamente, na microestrutura do aço. Através da análise desses resultados de tratamento térmico (têmpera e revenimento), foi verificado o efeito importante que o tempo (cinética) exerce na formação da austenita durante revenimento deste aço. A Figura (1) apresenta os difratogramas obtidos.

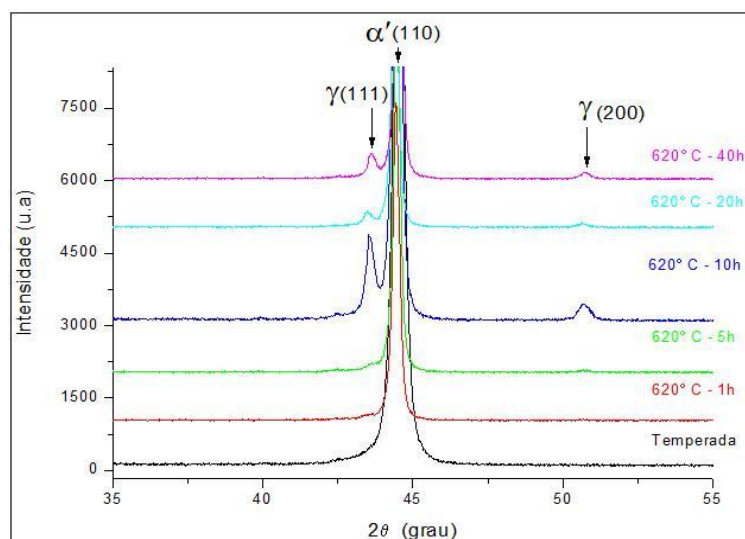


Figura 1. DRX referente a cada condição de tratamento térmico do aço CA6-NM num ângulo de varredura entre 35-55°.

De acordo com a Fig. (1), a amostra solubilizada no campo austenítico e temperada ao ar proporcionou apenas a fase martensítica, que está de acordo com [9] que relata que o aço CA6-NM na condição temperado apresenta microestrutura 100% martensítica. Nas condições revenidas foi possível confirmar que para períodos maiores de tratamento térmico (acima de 5 h), o pico da austenita ($2\theta \approx 43,5^\circ$) aumentou sua intensidade, e de acordo com as Eqs. 1 e 2, isto significa aumento da fração volumétrica desta fase na microestrutura de matriz martensítica. Este resultado está de acordo com o mencionado por [10 e 11], em que a formação da austenita é um processo de difusão controlada que envolve tempo e temperatura.

Interessante observar na Fig. (1) que com 10 horas de tratamento a cinética do processo difusivo do níquel na microestrutura é suficiente para formar uma quantidade significativa de austenita dispersa na matriz, e isto se deve ao fato deste elemento austenizante estar presente na matriz do ferro como átomo substitucional, que acarreta maior energia e tempo para se difundir na rede cristalina. Como nas condições de 20 e 40 h, os picos referentes à fase austenita decrescem, de maneira que foi determinado o tempo de 10 h como ideal para nucleação e crescimento de austenita no aço CA6-NM em estudo.

A propriedade mecânica de dureza das amostras temperadas e revenidas foram determinadas por medidas de microdureza de topo. Na condição da amostra como temperada (tempo de referência de 0 h) o valor de dureza foi de

$388 \pm 6 \text{ HV}_{0.5}$. Esta condição foi a única que não apresentou austenita na microestrutura, e quando aplicado processo de revenimento, as medidas de dureza foram diminuindo com o aumento do tempo deste tratamento térmico. Com base nos difratogramas obtidos e aplicando as Eqs. 1 e 2 presentes no procedimento experimental, foi possível determinar a fração volumétrica de austenita em cada uma das condições de estudo.

Na Figura 2 são correlacionados os parâmetros de fração de austenita e microdureza em função do tratamento térmico empregado no aço CA6-NM.

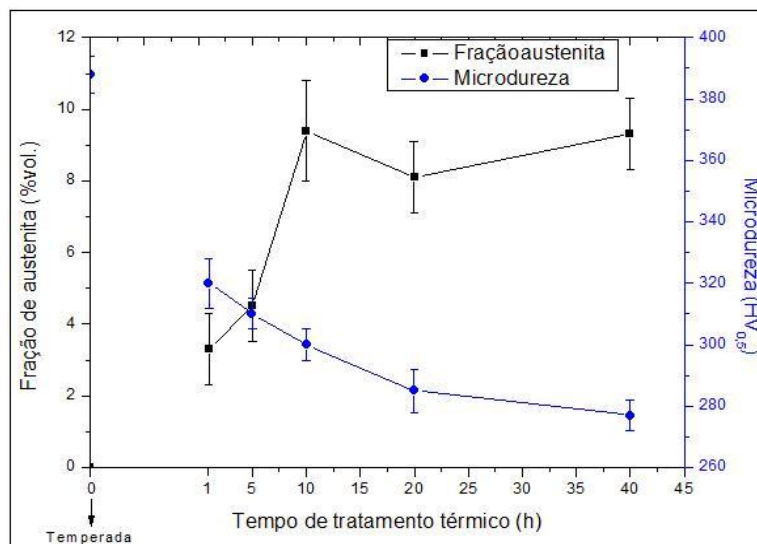


Figura 2. Microdureza de topo em função do volume de austenita formado durante tratamento térmico do aço CA6-NM.

Ao analisar a Fig. (2), foi possível observar que até 10 horas de revenimento o aumento do conteúdo de austenita proporcionou menor dureza do material. Porém, com 20 e 40 horas o conteúdo de austenita foi semelhante àquele apresentado na situação de 10 horas e, no entanto, o valor de dureza apresentou diminuição até o tempo máximo de revenimento (40 h). Este resultado pode ser atribuído a dois fatores presentes na microestrutura, o primeiro devido conteúdo de austenita ser semelhante nos três tempos de tratamento térmico, e o segundo que está relacionado com tempos prolongados de revenimento na temperatura de 620 °C, de forma que o alívio de tensões da fase martensítica foi tão pronunciado que ocorreu coalescimento das agulhas de martensita e formação de ferrita equiaxial, de maneira que a dureza do aço diminuiu devido significativa ductilidade desta fase formada.

Após etapa de tratamento térmico, as amostras foram submetidas ao processo termoquímico de nitretação por plasma, com o objetivo de verificar o papel do elemento nitrogênio na superfície do material. Análises de DRX confirmam a formação de fases expandidas por nitrogênio, pelo fato do deslocamento para esquerda dos picos de ângulo de difração $2(\theta)$ das fases martensita (α') e austenita (γ) provenientes do tratamento térmico deste aço. A Figura 3 fornece os picos obtidos após nitretação por plasma.

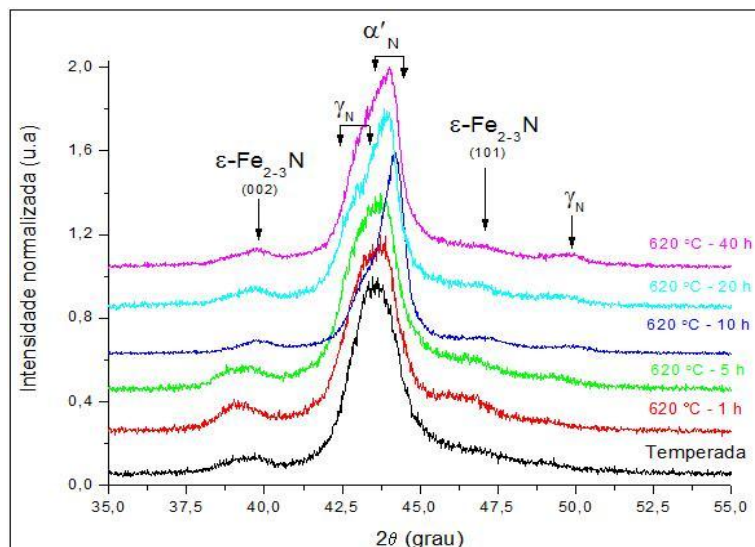


Figura 3. DRX das amostras nitretadas por plasma após tratamento térmico (35-55°).

De acordo com a Fig. (3), é possível observar que o nitrogênio difundido a partir da superfície do aço proporcionou a formação de fases expandidas (martensita e austenita) bem como a formação de nitretos de ferro ϵ - (Fe_{2-3}N) nas diferentes condições de tratamento térmico do aço CA6-NM. Importante notar que todos os picos referentes às fases expandidas apresentam as seguintes características: i) assimetria dos planos difratados devido gradiente de concentração; ii) intensidades reduzidas e alargamento que se referem a tensão residual na rede cristalina; e iii) deslocamento para esquerda desses picos para ângulos 2θ menores, indicando a expansão do reticulado cristalino pelo intersticial. A formação dos picos referentes aos nitretos de ferro está condicionado à supersaturação das fases expandidas na camada nitretada, de maneira que ocorre diminuição de picos expandidos de martensita e/ou austenita. Os nitretos de ferro foram confirmados a partir das seguintes cartas de difração.

- 01 - 1236: Nitreto de ferro (Fe_3N), que apresenta estrutura cristalina hexagonal;
- 01 - 73 - 2103: Nitreto de ferro ($\text{Fe}_{24}\text{N}_{10}$) - ϵ (Fe_{2-3}N), que apresenta estrutura cristalina hexagonal;
- 01 - 73 - 2101: Nitreto de ferro (Fe_3N), que apresenta estrutura cristalina hexagonal.

Analisando a Fig. (3), o nitrogênio exerce forte efeito como elemento estabilizador da austenita nas diferentes condições de tratamento térmico, quando realizado o processo de nitretação por plasma. De forma geral, na amostra temperada o nitrogênio começa a atuar como elemento estabilizador da austenita, de maneira a formar a γ_{N} . Quando aplicado os diferentes tempos de revenimento fica nítido a expansão da fase austenita e, isto é, devido a formação do pico expandido em aproximadamente $2\theta \approx 50^\circ$ (γ_{N}), que é forte indicativo da existência do pico principal de expansão da austenita em ($2\theta \approx 43^\circ$). Portanto, como a austenita já foi formada durante revenimento do aço CA6-NM, independente do tempo empregado entre 1-40 horas, o efeito do nitrogênio difundido é mais pronunciado no crescimento da fase, ou seja, o nitrogênio não exerce papel na nucleação da austenita expandida como na amostra temperada. Importante salientar que a difusividade do nitrogênio é maior na ferrita/martensita revenida do que na fase austenita, de maneira que esta maior difusão influencia de maneira direta na formação das fases expandidas (α'_{N} e γ_{N}).

Medidas de microdurezas de topo foram realizadas para verificar a dureza superficial obtida em cada uma das amostras nitretadas, a Fig. (4) apresenta esses valores de dureza. Importante relatar que devido dificuldades de verificar espessura de camada por análise metalográfica de seção transversal, que pressupõe uma camada muito fina, foi adotado carga de 25 gf (245,2 mN) para diminuir o efeito do núcleo (substrato) nos valores medidos e, isto, se deve a não obtenção de um perfil de dureza.

Na condição temperada e nitretada a dureza foi em torno de $1070,7 \pm 20,3 \text{ HV}_{0,025}$, e nas demais condições foi verificado uma diminuição dos valores de microdureza medidos.

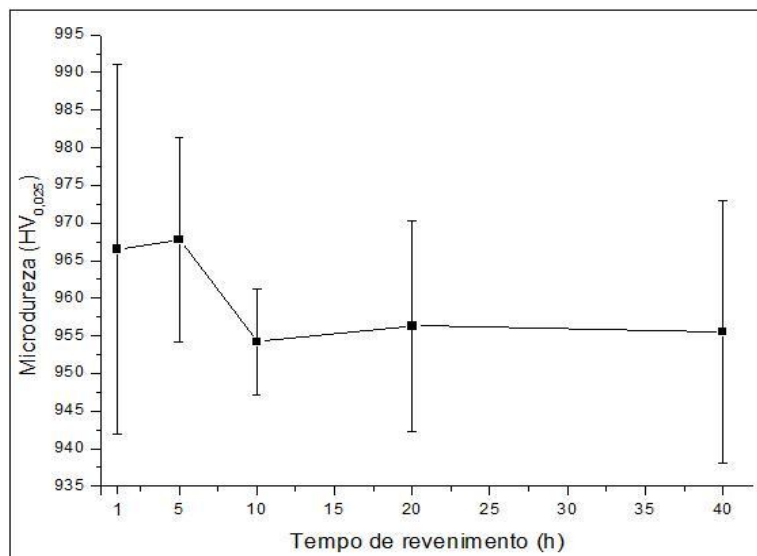


Figura 4. Microdureza de topo das amostras revenidas após nitretação por plasma.

Na Figura (4), é possível observar um aumento significativo de dureza proporcionado pelas fases que são formadas na camada nitretada. Entre as amostras revenidas, os valores medidos de dureza apresentam resultados próximos entre 955-968 HV (sem considerar desvio padrão dos valores medidos), de maneira que o efeito de uma quantidade maior de austenita proveniente do revenimento não proporcionou diferença significativa na propriedade mecânica de dureza após enriquecimento da superfície com nitrogênio.

Ao observar a Fig. (3), o pico da martensita expandida ($2\theta \approx 44^\circ$) na condição temperada apresenta uma tensão residual maior que nas condições revenidas, e este deslocamento (2θ) para ângulos menores pode explicar essa diferença de dureza obtida. E com o aumento do tempo de revenimento das amostras nitretadas, o pico da martensita expandida começa a apresentar um deslocamento para direita (ângulos 2θ maiores), que demonstra uma tensão residual menor neste pico de difração, principalmente nas condições de 10, 20 e 40 horas, e que pode ter relação direta nessa dureza medida (Fig. (4)). Importante notar, que de acordo com a Fig. (3), existe forte tendência do pico principal de austenita expandida ($\gamma_N \approx 43^\circ$) estar presente em todas as amostras nitretadas, e a possível presença deste pico de 100% esta relacionado a expansão do pico de austenita em ($2\theta \approx 50^\circ$).

A técnica de microscopia ótica foi utilizada para identificar a camada nitretada. Na Figura (5) são demonstradas duas micrografias de seções transversais após processamento termoquímico.

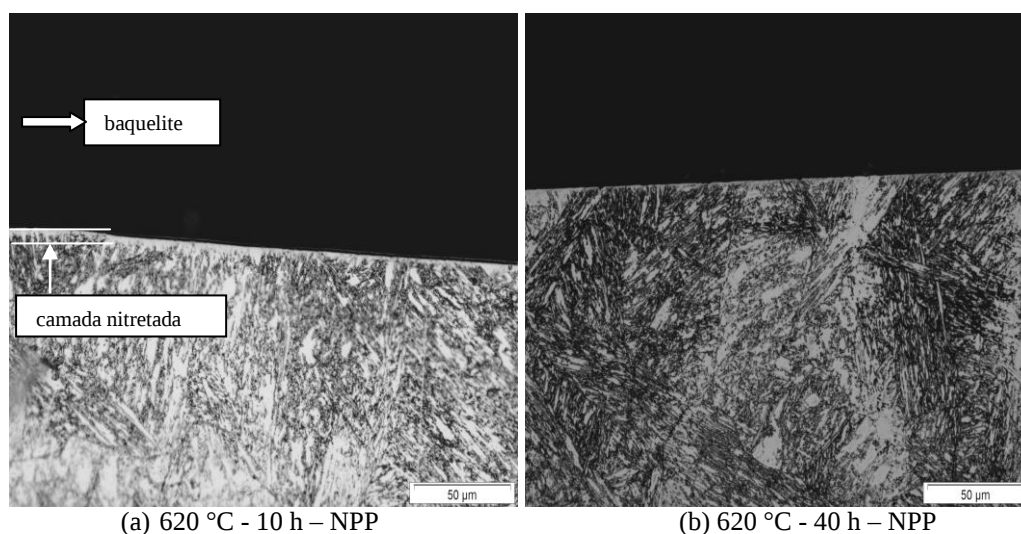


Figura 5. Microestruturas do aço CA6-NM, a) 620 °C - 10 h - NPP; b) 620 °C - 40 h - NPP. Reagente Vilella, 500X.

NPP – Nitretação por plasma.

Analisando a Fig. (5) [a e b] é difícil afirmar que existe uma camada nitretada, pelo fato de não ocorrer uma distinção entre camada e substrato. De acordo com o que foi verificado por [12], pode ser que as fases formadas na camada nitretada (γ_N , α'_N e $Fe_{2-3}N$) do aço CA6-NM estejam presentes na zona de difusão e, por isso, existe dificuldade de verificação destas camadas através da utilização da técnica de microscopia ótica. A explicação para estas possíveis camadas de difusão formadas no aço CA6-NM pode estar relacionada à temperatura de nitretação adotada no estudo bem como com teor de nitrogênio da mistura gasosa. A espessura da possível camada nitretada mencionada na amostra da Fig. (5) [a], e que também esta presente na condição apresentada na Fig. (5) [b], é entre 0,8–1,5 μm .

4. CONCLUSÕES

- Na condição de revenimento (620 °C) foi possível analisar a cinética de crescimento da austenita na microestrutura. Com 1 e 5 horas de revenimento, o tempo para difusão de elementos austenitizantes foi insuficiente, de maneira que o pico principal de austenita ($2\theta \approx 43,5^\circ$) não apresentou um crescimento significativo. Com 10 horas de revenimento, este pico máximo de austenita obteve um crescimento efetivo, e nas amostras de 20 e 40 horas ocorreu uma diminuição deste pico principal de intensidade. Este resultado indica que a formação da austenita é um processo de difusão controlada (envolve temperatura e tempo), de maneira que com tempos prolongados de revenimento o efeito dos elementos austenitizantes tende a ser reduzido. Portanto, com objetivo de formar uma quantidade significativa de austenita na matriz martensítica o tempo ideal de revenimento é 10 horas;
- O conteúdo de austenita na microestrutura difere pouco nas condições de 10, 20 e 40 horas de tratamento térmico, porém, resultados de microdureza indicam que o aço apresenta estágio de revenimento avançado, de maneira que alívio de tensões da fase martensita é acentuado para períodos prolongados de revenimento, e por isso, o valor de dureza é menor na amostra revenida por 40 horas (coalescimento de possíveis carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, e coalescimento das “ripas” de martensita);
- Quando realizado a nitretação por plasma, todas as condições analisadas apresentaram a austenita expandida na camada nitretada. Na amostra temperada, existem fortes indícios que o nitrogênio pode ter ocasionado a formação e estabilização da austenita expandida; e nas amostras revenidas (1, 5, 10, 20 e 40 h) foi responsável pelo crescimento dessa fase na camada formada;
- Medidas de dureza confirmam a formação de fases expandidas (austenita e martensita) e do nitreto de ferro ($\epsilon - Fe_{2-3}N$) na camada nitretada;
- O revenimento é importante na medida em que facilita a obtenção prévia da austenita na liga, sendo que o papel de elemento gamagêneo do nitrogênio é acentuado nas amostras em que a austenita está presente.

5. AGRADECIMENTOS

Este trabalho teve suporte do Programa Interdisciplinar em Engenharia de Petróleo e Gás Natural (PRH-24), do Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais (PIPE), dos laboratórios de Óptica de Raios X e Instrumentação (LORXI), do lab. de Tecnologia de Pós e Plasma (LTPP), e do lab. de Materiais e Tratamentos Superficiais (LAMATS) que estão presentes na UFPR.

6. REFERÊNCIAS

- [1] SONG, Y. LI, X. RONG, L. LI, Y. Anomalous phase transformation from martensite to austenite in Fe-13%Cr-4%Ni-Mo martensitic stainless steel. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2010, 26(9), 823-826.
- [2] SONG, Y. LI, X. RONG, L. LI, Y. The influence of tempering temperature on the reversed austenite formation and tensile properties in Fe-13%Cr-4%Ni-Mo low carbon martensite stainless steels. *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 4075-4079;
- [3] DE-NING, Z. YING, H. WEI, Z. XU-DONG, F. Influence of tempering process on mechanical properties of Cr13Ni4Mo supermartensitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2010, 17(8): 50-54;
- [4] A.N. ALLENSTEIN, R.P. CARDOSO, K.D. MACHADO, S. WEBER, K.M.P. PEREIRA, C.A.L. DOS SANTOS, Z. PANOSSIAN, A.J.A. BUSCHINELLI, S.F. BRUNATTO. Strong evidences of tempered martensite-to-nitrogen-expanded austenite transformation in CA-6NM steel. *Materials Science and Engineering A* 552 (2012) p.569–572.
- [5] A.N. ALLENSTEIN., C.M. LEPIENSKI., A.J.A. BUSCHINELLI., S.F.BRUNATTO. Improvement of the cavitation erosion resistance for low-temperature plasma nitrided Ca-6NM martensitic stainless steel. *Wear* 309 (2014) p.159–165.
- [6] D. S. LEEM, Y. D. LEE, J. H. JUN and C.S. CHOI. Amount of retained austenite at room temperature after reverse transformation of martensite to austenite in an Fe-13%Cr-7%Ni-3%Si martensitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 2001, V. 45, p767-772. *Scripta Mater.*, 2001, 45, 772.
- [7] ASM Metals Handbook, vol. 9. Metallography and Microstructure, 2004. pp.568.

[8] ASTM A743/A743M/95: Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application.

[9] CA6-NM - An Update - JAMES D. CRAWFORD. Paper presented at the 29th Annual Steel Founders' Society of America. Technical and Operating Conference (November, 1974).

[10] D. CARROUGE, H. K. D. H. BHADSHIA AND P. WOOLLIN, Microstructural change in high temperature heat-affected zone of low carbon weldable 13 %Cr martensitic stainless steels, Proceedings of the Stainless Steel World conference 2002 (Houston, Texas, USA), 61-67.

[11] P. WOOLLIN AND D. CARROUGE, Heat-affected zone microstructures in supermartensitic stainless steels, Proceedings of the Supermartensitic Stainless Steels conference 2002 (Brussels, Belgium), 199-204.

[12] ASM International Handbook Committee, ASM Handbook, vol. 4, 1994, p.257-664.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluídos neste trabalho.

XRD CHARACTERIZATION ON CA6-NM STEEL TEMPERED AND NITRIDED BY PLASMA AT LOW TEMPERATURE

L.L. Santos^a, R.P. Cardoso^b, S.F. Brunatto^b.

^aPostgraduate Program in Materials Engineering and Science (PIPE), Federal University of Paraná, 81531-990, Curitiba, PR, Brazil;

*^bGrupo de Tecnologia de Fabricação Assistida por Plasma e Metalurgia do Pó (Plasma Assisted Manufacturing Technology & Powder Metallurgy Group), Mechanical Engineering Department, Federal University of Paraná, 81531-990, Curitiba, PR, Brazil;
Email: leonardo.luis@ufpr.br*

Abstract: The CA6-NM martensitic stainless steel is often utilized in hydraulic turbines, pumps, compressors and other applications. This is due its excellent combination of corrosion resistance and tenacity. Even so, thermochemical treatments are often used to attain improvements on its superficial properties, such as wear resistance and fatigue. In this case, the use of the plasma nitriding, realized by means of ionic bombardment, allow an alteration in the surface structure of the steel, resulting in a significant increase in hardness. Thus, this work aims to characterize by means of the technique of X-Ray Diffractometry the formed phases on the nitrided surface of the CA6-NM steel, tempered for different conditions, with an emphasis to the nitrogen expanded austenite formed during the plasma nitriding treatment. Therefore, samples on the dimension of 30 x 25 x 10 mm were air quenched starting at the temperature of 1000°C for 30 min and, posteriorly, tempered at a vacuum furnace. The tempering temperature adopted was 620 °C, for times of 1, 5, 10, 20 and 40 h, to obtain distinct quantities of the austenite phase dispersed on the martensitic matrix. After the thermic treatment, the samples were submitted to the process of plasma nitriding, at the temperature of 350 °C, for a period of 24 h. In the thermochemical treatment of nitriding was evaluated the nitrogen potential as a austenitizing element, and the formation of iron nitrides due to the saturation of martensitic and austenite phases on the formed layer. In addition to the samples characterization with the X-Ray Diffractometry (XRD) technique, optic microscopy and determination of Vickers microhardness was also used. Analysis obtained by XRD indicate heavy evidences of the expansion of the austenite and martensite net parameters, due to the nitrogen diffusion.

Key-words: Austenite expanded by nitrogen; CA6-NM martensitic stainless Steel; Plasma nitriding at low temperature.

The authors are solely responsible for the content of the printed material included in this work.