

ANÁLISE CRISTALOGRÁFICA POR EBSD DE UMA LIGA DE FE-31,9NI-0,02C¹

Renata Calciolari²
Shimeni Batista Ribeiro³
Andersan dos Santos Paula⁴
Carlos Sérgio da Costa Viana⁵
Paulo Rangel Rios⁶

Resumo

O presente trabalho investiga as Ligas de Fe-Ni com alto teor de Ni e baixo carbono (Fe-31,9%Ni-0,02%C), com diferentes frações de martensita transformada, com o intuito de mapear e identificar orientações e relações de orientação relacionadas à transformação austenita-martensita. O microscópio eletrônico de varredura (MEV) e a análise por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foram utilizados para caracterizar microestruturalmente e determinar as orientações cristalográficas presentes nas amostras da liga de Fe-Ni selecionada. Foi feito uso de um programa para calcular a relação ângulo do eixo de rotação a partir das orientações das fases e, assim, poder comparar com as variantes previstas por relações clássicas. A identificação das fases foi realizada por utilização da difração de raios X, associada a análise metalográfica e mapas de EBSD.

Palavras-chave: Liga de Fe-Ni; Transformação martensítica não-termoelásticas; Difração de elétrons retroespalhados; Microscópio eletrônico de varredura.

CRYSTALLOGRAPHIC ANALYSIS BY EBSD Of An Fe-31.9Ni-0.02C ALLOY

Abstract

This paper investigates Fe-Ni alloys with high Ni content and low carbon (Fe-31.9%Ni-0.02%C) with different fractions of transformed martensite in order to map and identify guidelines and relationships related to the austenite-martensite transformation. The scanning electron microscope (SEM) analysis and electron backscatter diffraction (EBSD) are used to characterize the microstructure and determine the crystallographic orientations on the Fe-Ni alloy specimens selected for this study. It was made use of program to calculate the axis-rotation angle relationship from the phases orientations, and thus to compare the predicted variants with classical relationship. The phase identification was performed by use of x-ray diffraction associated to metallographic analysis and the EBSD maps.

Key words: Fe-Ni alloys; Martensitic transformation non-thermoelastic; Electron backscatter diffraction; Scanning electron microscope.

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

² Mestranda em Eng. Metalúrgica, UFF-EEIMVR/PPGEM - Volta Redonda/RJ, Brasil.

³ M.Sc., Doutoranda em Eng. Metalúrgica, UFF-EEIMVR/PPGEM - Volta Redonda/RJ, Brasil.

⁴ Eng. Metalúrgica. D.Sc., Professora Adjunta, UFF-EEIMVR/VMT e PPGEM - Volta Redonda/RJ, Brasil

⁵ Eng. Metalúrgico. Ph.D., Professor Adjunto, UFF-EEIMVR/VMT - Volta Redonda/RJ, Brasil

⁶ Eng. Metalúrgico. Ph.D., Professor Titular, UFF-EEIMVR/VMT e PPGEM - Volta Redonda/RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

As mudanças microestruturais e mecânicas oriundas da têmpera em aços começaram a ser observadas com a devida atenção e metodologia por volta de 1895, quando Osmond descreveu a microestrutura de um aço temperado, onde o termo *martensita* foi introduzido por Adolf Martens. As transformações martensíticas são transformações adifusionais, ou seja, são independentes do tempo para que o processo seja iniciado ou prosseguido e não associado a mudanças composicionais entre a fase mãe e a fase produto.⁽¹⁾

Alguns aspectos das transformações martensíticas – temperatura de transformação, cristalografia e a maioria dos produtos e suas morfologias - são fortemente influenciados por fatores externos, tais como de temperatura e o estado de tensão. A estabilização térmica da austenita é um dos fenômenos relacionados à transformação martensítica. Esta estabilização é uma inibição da reação de difusão por meio de um tratamento térmico adequado e adição de elementos de liga. A possibilidade oferecida por este tratamento térmico em se desenvolver uma microestrutura controlada, confere ao mesmo uma posição de destaque entre os assuntos relacionados com essa transformação.⁽²⁾

A transformação martensítica pode ser classificada em termoelástica e não-termoelástica. No caso das ligas ferrosas a transformação é não-termoelástica. Nas ligas ferrosas, quando a transformação ocorre, os cristais da fase martensítica não continuam a crescer depois de formados, ao contrário, novos cristais nucleiam a partir da austenita, por abaixamento da temperatura. Os cristais são nucleados no estado sólido e crescem rapidamente, mas não voltam a crescer ou decrescer por variação de temperatura, ou seja, trata-se de uma transformação irreversível ou *não-termoelástica*, característica das ligas ferrosas.⁽³⁾ Esta transformação está diretamente relacionada à cristalografia das fases envolvidas. As duas características “cristalográficas” da martensita são: o plano de hábito e a relação de orientação cristalina entre as fases mãe e produto.⁽⁴⁾

De acordo com Houbaert, Petrov e Kestens⁽⁵⁾ a transformação martensítica é fortemente influenciada pela tensão e deformação da interface, a qual privilegia a nucleação e crescimento de produtos com uma orientação favorável. Este fenômeno é conhecido como *seleção de variantes*. As relações de orientação de Kurdjumov-Sachs(K-S), Nishiyama-Wassermann(N-W) e Bain são usadas para descrever a transformação entre a austenita (fase mãe) e a martensita (fase produto).⁽⁵⁾

Segundo Santos em sua tese de doutorado,⁽⁶⁾ os aspectos cristalográficos da transformação martensítica em uma liga de Fe-27%Ni que foi laminada a quente e submetida a dois tratamentos térmicos com distintas temperaturas de encharque (1.100°C e 800°C) e resfriadas em nitrogênio líquido. No seu estudo, fez uso da técnica de EBSD em um MEV com filamento de tungstênio, para mapear e identificar as relações de orientação cristalográficas entre a austenita e martensita presentes, porém não obteve sucesso para definir uma regra de seleção de variantes de acordo com as teorias clássicas como K-S, N-W, G-T. Devido a baixa resolução do equipamento MEV/EBSD associada ao filamento de tungstênio, a quantidade reduzida de varreduras realizadas e a qualidade da superfície obtida pela preparação metalográfica para obtenção dos padrões EBSD. Segundo Santos,⁽⁶⁾ a grande dificuldade em mapear as relações de orientação austenita-martensita em ligas de Fe-Ni na composição estudada, está associada a alta densidade de defeitos que microestrutura apresenta. Entretanto, observou a existência de uma orientação preferencial na amostra com tratamento térmico com encharque a 800°C, para a

fase CCC (martensita), associada as componentes de textura {110} e uma orientação preferencial associada ao plano {001} para a fase CFC (austenita). A amostra com encharque a 1.100°C, verificou-se que as orientações da fase CCC estão em torno das componentes (001), (101), (111), e sobre as componentes CFC nada foi concluído devido a um pequeno número de varreduras realizado e pequena quantidade de área varrida dessa fase.

O objetivo deste trabalho foi mapear e identificar, através de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) com filamento de hexaboreto de Lantânio (LaB₆) e uso do detector de Difração de Eléctrons Retroespalhados (EBSD), e em paralelo com uso da técnica de Difração de Raios-X, as fases cristalográficas austenita e martensita associadas às suas relações de orientação fruto da transformação não-termoelástica em uma liga de Fe-Ni com alto teor de níquel e baixo carbono.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

Neste trabalho foram utilizadas duas amostras de uma liga de FeNi, cuja composição química encontra-se descrita na Tabela 1. Estas amostras foram fornecidas pelos pesquisadores Guimarães e Gomes, as quais fazem parte do grupo de amostras estudadas em seus trabalhos publicados associado estudo metalográfico da influência do tamanho de grão austenítico na cinética da transformação martensítica em uma liga Fe-31,9%Ni-0,02%C.⁽⁷⁾ Segundo as informações do fornecedor, as amostras da liga foram laminadas a quente, e posteriormente aquecidas até o campo austenítico e resfriadas por imersão em um banho de etanol Anidro (pró-análise), resfriado com nitrogênio líquido circulando em uma serpentina sob pressão, a 1.000°C, afim de se obter martensita e austenita retida como resultado. Com base nos valores do trabalho de Guimarães e Gomes,⁽⁷⁾ o tamanho de grão referente as duas amostras são as mesmas, $S_v = 40,8 \text{ mm}^{-1}$ e portanto $d = 0,049 \text{ mm}$. As amostras estudadas neste trabalho foram denominadas como amostra 1 e amostra 2, as quais são diferenciadas pela fração volumétrica de martensita formada.

Tabela 1 - Composição química das ligas ferrosas

Elemento	Níquel	Carbono
(p/p)%	31,9	0,02

2.2 Métodos

2.2.1 Preparação metalográfica

As amostras em estudo foram recebidas, previamente cortadas, foram embutidas com auxílio de resina de cura a frio. O processo convencional de embutimento por de cura a quente não foi utilizado de modo a garantir que não houvesse efeitos do aquecimento sobre as amostras em estudo, no que diz respeito aos primeiros estágios do tratamento de revenimento que se fazem presentes em materiais martensíticos oriundos de transformação não-termoelástica. Efeitos estes que poderiam modificar as características estruturais das amostras em estudo.

O lixamento das amostras foi conduzido em uma lixadeira semi-automática (marca Arotec) com uso de lixas de carbeto de silício nas seguintes granulometrias:

220 mesh, 320 mesh, 600 mesh, 800 mesh, 1.000 mesh, 1.200 mesh, 2.500 mesh e 4.000 mesh, usando água com lubrificante/refrigerante. Em seguida, o polimento foi realizado em duas politrizes, sendo a primeira etapa em uma politriz semi-automática (marca Arotec), com a seguinte sequência de abrasivo de pasta de diamante e tempos de permanência: 6 μm , 3 μm e 1 μm durante 40 minutos, 30 minutos e 30 minutos, respectivamente; a segunda etapa do polimento foi conduzida em uma politriz automática (marca Buehler, modelo Minimet 1000) aplicando uma força de 5 N e velocidade de 15 RPM, com o uso dos seguintes abrasivos: (i) uma solução aquosa de alumina (20:1 em volume) com granulometria de 0,3 μm e 0,05 μm por 30 minutos cada; (ii) sílica coloidal por 15 min. A etapa de polimento em sílica coloidal foi interrompida a cada 5 min, de modo a proceder a remoção da camada de sílica coloidal que tendia a aderir sobre a superfície, por meio da imersão da mesma em álcool etílico P.A. em um banho de ultrassom (marca Struers, modelo Metason 200) durante 10 minutos.

O ataque químico para revelar a microestrutura das amostras da liga de FeNi foi feito com uma solução de Nital 5% durante 5 segundos por esfregamento.

2.2.2 Caracterização microestrutural

A análise metalográfica das amostras em estudo foi feita por meio de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

O microscópio ótico utilizado foi um da marca Leitz (modelo Metallovert), com um sistema de aquisição de imagens digital com auxílio de uma câmera (Colorview – Soft Imaging System) conectada a um programa de análise de imagens (software Analysis Opti – versão 2.6), instalados no laboratório de Metalografia da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (EEIMVR) da UFF.

Para a obtenção das micrografias com aumento iguais ou superiores a 1000 x foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura EVO MA 10 da Zeiss com filamento de LaB₆, instalado no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica – situado na EEIMVR/UFF. A tensão de aceleração do feixe foi de 20 kV com um *spot size* de 520 e uma distância de trabalho de 10 mm, com uso do detector de elétrons secundários.

As análises de difração de raios-x foram efetuadas com o objetivo de identificar as fases presentes (martensita e austenita) e seus respectivos planos paralelos a superfície das amostras em estudo neste trabalho. Esta análise foi executada em um difrattometro Marca Shimadzu modelo LabX XRD-6000, com radiação CoK α e goniômetro padrão. Foi aplicada uma tensão de 30 KV e 30 mA de corrente durante as varreduras com acoplamento de $\theta/2\theta$ no intervalo de 40° a 110° para 2 θ , como intervalo de 0,01 de 2 θ e velocidade de 2° por minuto (equivalente ao tempo de aquisição de 0,6 s por ponto).

A difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foi realizada com uso do mesmo microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado na caracterização metalográfica, com uso de um detector de EBSD da marca EDAX, modelo Pegasus MX4i. De acordo com testes prévios as análises foram com os seguintes parâmetros: uma tensão de aceleração do feixe de 20 KV, *spot size* de 550, *step size* de 2 μm , distância de trabalho de 21 mm e aumento de partir de 500x.

2.2.3 Análise da seleção de variantes na transformação austenita-martensita

Após a coleta dos dados da varredura pelo programa OIM Collection associada a análise EBSD, os mesmos foram manipulados pelo programa OIM Analysis. Primeiramente foi feita a limpeza dos dados eliminando-se aqueles com CI

(coeficiente de confiabilidade) menor que 0,1. A partir daí, gerou-se os mapas de orientação e foram exportados para arquivo tipo texto de formato ANG.

Com estes arquivos de formato ANG exportado do OIM Analysis, pode-se fazer análise da Seleção de Variantes na transformação austenita-martensita em campos selecionadas das duas amostras em estudo. Esta análise foi feita por um programa desenvolvido para este trabalho por Carlos Sérgio da Costa Viana, o qual é capaz de mapear e identificar as orientações cristalográficas das fases austenita e martensita e assim, poder comparar com as variantes preditas por relações clássicas. O objetivo deste programa esta associado em encontrar o eixo e o ângulo de rotação das duas orientações, sendo que estas devem ser expressas por ângulos de Euler (ϕ_1 , ϕ , ϕ_2) em radianos. O eixo de rotação é dado em índices de Miller e o ângulo de rotação em graus. A Figura 1 ilustra o programa Naxis.

```
*****
ACHAR O EIXO E O ANGULO DE ROTACAO DE DUAS ORIENTACOES
*****

AS ORIENTACOES DEVEM SER EXPRESSAS POR ANGULOS DE EULER
DE EULER-Bunge <FI1,FI,FI2> EM Radianos

O EIXO DE ROTACAO EH DADO EM INDICES DE MILLER
O ANGULO DA ROTACAO EH DADO EM GRAUS.

C.S. Viana & L. Toth - 2001-2012

ENTRE COM ARQUIVO DE SAIDA <6 CAR. s/term.>:...renata
PARA A ORIENTACAO 1 :
Entre com FI1, FI, FI2 <em rad> .....
```

Figura 1. Ilustração do programa Naxis.

3 RESULTADOS

Os resultados apresentados a seguir referem-se as análises empregadas nos materiais em estudo.

Como análise metalográfica preliminar, foram utilizados exames da microestrutura ao microscópico ótico com aumento de 100x, com o objetivo de identificar possíveis alterações microestruturais, como permanência de riscos, cometas entre outros provenientes da preparação, de forma a dificultar e/ou introduzir artefatos de preparação as características microestruturais do material em estudo associado as resultados de EBSD.

As Figuras 2 e 3 das amostras em estudo, revelam a microestrutura da liga Fe-Ni, sem ataque e atacada com Nital 5%. Observa-se os contornos das plaquetas de martensita em formato de folhas provenientes de um uma matriz austenítica, bem como a austenita retida devido ao resfriamento a partir da temperatura de encharque de 1000°C até a temperatura de um banho de álcool anidro (refrigerado por nitrogênio líquido em circulação em serpentina mergulhada no banho), realizado em ambas amostras.

A Figura 3 apresenta as microestruturas bifásicas atacadas com Nital 5%, evidenciando os contornos martensíticos associados as grãos de austenita retida. A Tabela 2 apresenta os valores médios da fração volumétrica de martensita e austenita avaliadas nas amostras 1 e 2 a partir das análises com Microscópio Óptico. Pode-se verificar uma fração superior de martensita na amostra 1. As frações volumétricas da amostra 1 foi em torno de 58,50% de martensita transformada enquanto que a amostra 2 ficou em torno de 43,82%.

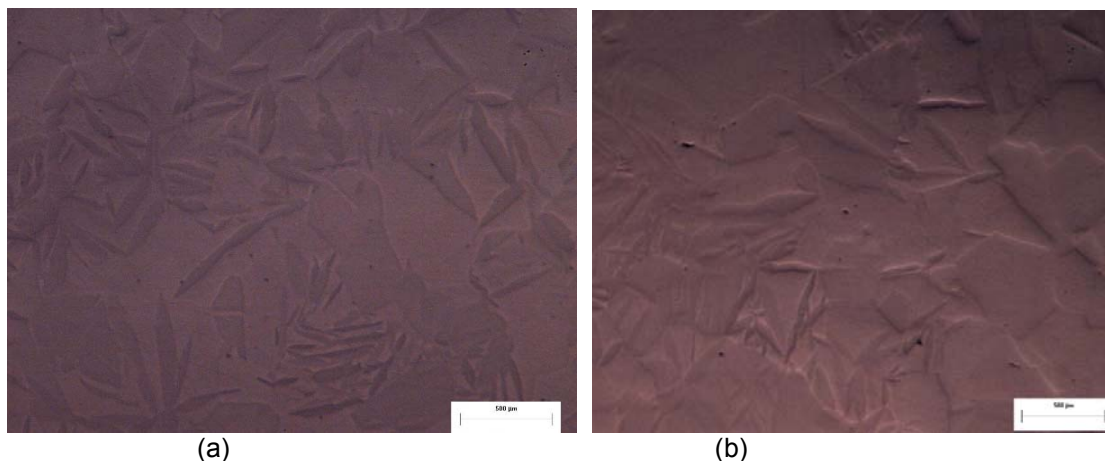


Figura 2. Microestruturas das amostras sem ataque através do microscópio ótico: (a) amostra 1, e (b) amostra 2. Aumento de 100x.

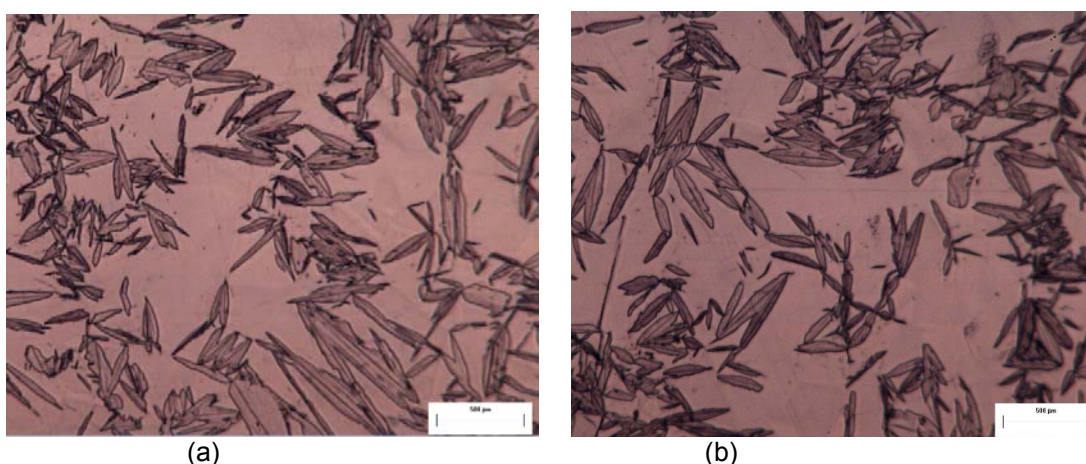


Figura 3. Microestruturas das amostras, com ataque de Nital 5%, observada através do microscópio ótico: (a) amostra 1, e (b) amostra 2. Aumento de 100x.

Tabela 2 - Fração Volumétrica das amostras 1 e 2 a partir das análises com Microscópio Ótico

Amostras- fração volumétrica (%)	Martensita	Austenita
Amostra 1	58,50	41,50
Amostra 2	43,82	56,18

As Figuras 4 e 5 apresentam os espectros de difração de raios-x referentes as amostras 1 e 2. Nota-se a presença das fases cristalinas austenita e martensita e os seus respectivos planos cristalográficos paralelos a superfície de cada amostra; sendo que A refere-se a austenita e M (martensita), conforme legenda nos gráficos. Sendo a austenita proveniente de uma estrutura cúbica de face centrada, e martensita, conhecida como α' , proveniente de uma estrutura cúbica de corpo centrada devido ao baixo teor de carbono que se faz presente no material em estudo. O espectro apresentado na Figura 4 (amostra 1) resulta em picos de difração de planos cristalográficos da martensita (em maior evidencia o pico M(110)) com intensidades superiores ao espectro apresentado na Figura 5 (amostra 2). Dessa forma, pode-se inferir na evidencia de uma maior fração de martensita na amostra 1 com base nos resultados de DRX, o que vem a corroborar com os

resultados da metalografia quantitativa (fração volumétrica apresentada na Tabela 2) através das micrografias obtidas pela microscopia óptica.

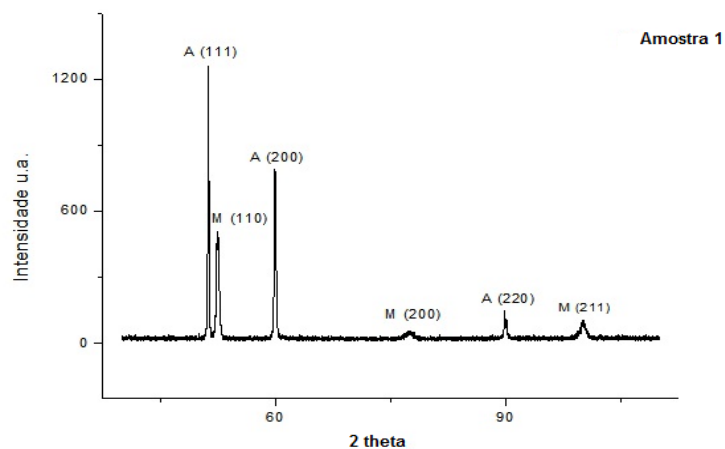


Figura 4. Espectro de Difração de raios X da amostra 1. A: Austenita; M: Martensita.

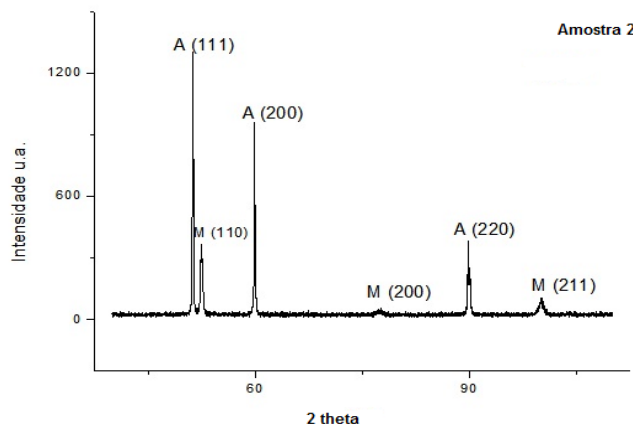


Figura 5. Espectro de Difração de raios X da amostra 2. A: Austenita; M: Martensita

A técnica do EBSD realizada neste trabalho foi para complementar as análises de difração de raios X, microscopia ótica e MEV, mapear e identificar as orientações cristalográficas das fases mãe e produto, obtendo assim maiores detalhes da microestrutura das amostras. Foram realizadas duas varreduras nas amostras 1 e 2 respectivamente, confirmando a presença das fases cristalinas austenita e martensita, e informações sobre as áreas e orientações cristalográficas, em que as fases austenita e martensita formam uma interface.

As Figuras 6 e 7 das amostras de Fe-Ni foram analisadas utilizando o (MEV) Microscópio eletrônico de varredura com aumento de 1000X e a difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Os resultados indicam a presença das fases cristalinas austenita e martensita em ambas as amostras, através dos dois métodos descritos, associados a microscopia eletrônica de varredura, na seção de materiais e métodos deste trabalho. A partir das imagens apresentadas nas Figuras 6 e 7, pode-se com maior detalhe observar a morfologia dos cristais de martensita, semelhante a penas, formados nas duas amostras em estudo no interior de grão austeníticos, bem como a orientação de cada uma dos cristais associadas a martensita e austenita retida em ambas amostras. Pelas Figuras 6b e 7b referentes as amostras 1 e 2 respectivamente, verifica-se que a fração volumétrica da fase austenítica na

amostra 1 foi menor quando comparada a 2, o que justifica a observação das outras técnicas realizadas neste trabalho.

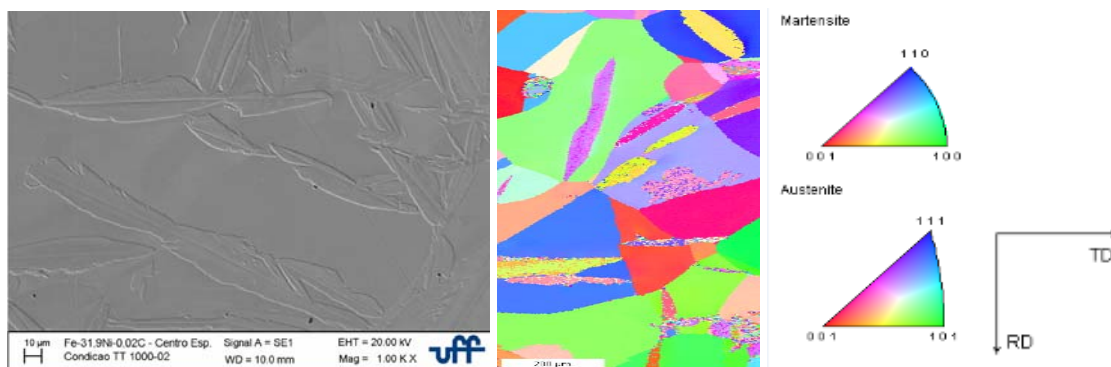


Figura 6. Aspecto microestrutural da amostra 1, atacada com Nital 5%, (a) obtido por elétrons secundários em análise no microscópio eletrônico de varredura com aumento de 1000x obtida pelo MEV. (b) Imagem reconstruída a partir dos resultados da análise de EBSD associada a Microscopia de Imagem de Orientação (MIO) com aumento de 500x.

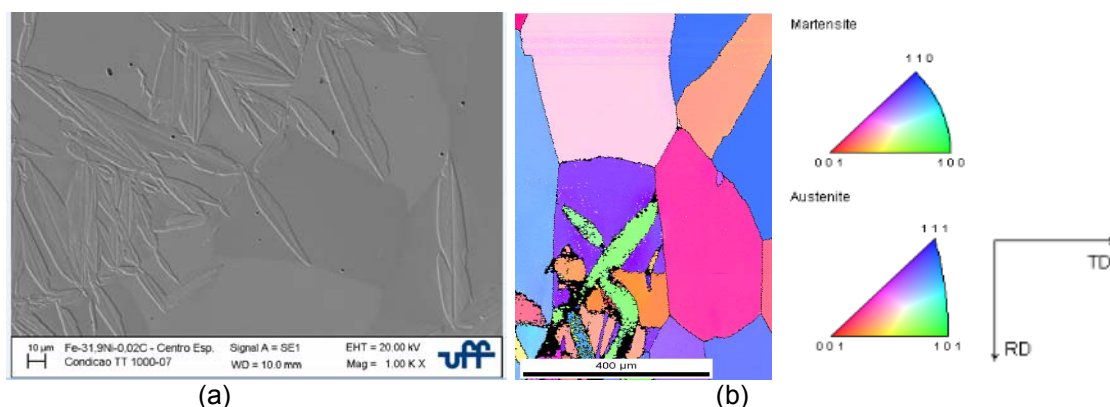


Figura 7. (Aspecto microestrutural da amostra 2, atacada com Nital 5%, (a) obtido por elétrons secundários em análise no microscópio eletrônico de varredura com aumento de 1000x obtida pelo MEV. (b) Imagem reconstruída a partir dos resultados da análise de EBSD associada a Microscopia de Imagem de Orientação (MIO) com aumento de 500x.

A Tabela 3 mostra os pares eixo/ângulo de rotação com suas respectivas frequências percentuais encontrados nas análises das varreduras das amostras 1(b) e 2(b) referentes às Figuras 6 e 7. Os índices reais dos eixos foram aproximados para as direções com os índices mais simples possíveis e os ângulos contêm um erro da ordem 2%. Nota-se que as maiores frequências são para eixos diferentes em cada amostra: $\langle 110 \rangle$, $\langle 223 \rangle$, $\langle 230 \rangle$ e $\langle 210 \rangle$, para a amostra 1, e $\langle 110 \rangle$, $\langle 112 \rangle$ e $\langle 113 \rangle$, para a amostra 2. Contudo, deve-se notar a total ausência de eixos da forma $\langle 100 \rangle$ e a baixa frequência dos eixos $\langle 111 \rangle$. Por outro lado, outros eixos e ângulos de rotação, com baixíssimas frequências, foram observados, porém com valores correspondentes de CI menores que 0,1 o que indica serem dados de baixa confiabilidade.

Tabela 3 - Pares eixo/ângulo de rotação das amostras 1 e 2

Eixo [hkl]	Amostra 1		Amostra 2	
	Ângulo (°)	Freq.(%)	Ângulo	Freq.(%)
1 1 0	166	21,0	178	16,0
1 1 1	142	4,2	136	2,3
1 1 2	176	4,1	106	18,0
1 1 3	178	4,2	172	18,0
1 1 4	153	4,1	155	6,8
2 2 3	83	16,8	105	9,0
1 3 0	172	4,2	-	-
2 3 0	173	16,8	-	-
2 2 1	95	8,5	-	-
2 1 0	142	12,3	95	29,5

4 DISCUSSÃO

O tratamento térmico realizado por Guimarães e Gomes⁽⁷⁾ previa a formação de uma estrutura bifásica. Tanto pelas análises através da microscopia óptica e eletrônica de varredura, bem como pela difração de Raios-X, foi possível confirmar a estrutura bifásica constituída de austenita prévia e a martensita transformada.

De acordo com Guimarães e Eckstein,⁽⁸⁾ os resultados de fração volumétrica de austenita e martensita indicam que quanto maior a quantidade de martensita na mistura, maior sua resistência mecânica e encruamento inicial e menor sua ductilidade (a deformação total até a fratura diminui). Dessa forma, pode-se inferir que amostra 1 por conter uma maior fração de martensita apresenta maior resistência mecânica e encruamento inicial, e menor ductilidade quando comparada a amostra 2. Segundo Huang e Xu,⁽⁹⁾ em uma liga deformada a quente, a austenita possui diferentes estados de tensão, e, portanto diferentes efeitos nas transformações martensíticas; e que o crescimento do grão austenítico favorece a nucleação martensítica devido a menor densidade de discordâncias perto do contorno do grão, e que isto provavelmente resultou em frações volumétricas diferentes nas amostras em estudo. Porém neste trabalho não foram feitas avaliações quanto ao tamanho de grão da austenita prévia, mas podemos supor que ambas as amostras possuíam tamanho de grão austenítica próximo, visto que todo o processo foi realizado da mesma – exceto a temperatura final obtida após o resfriamento.

As Figuras 6 e 7 analisadas pelo (MEV) com aumento de 1000x possibilitaram maior resolução e obtenção de imagens topográficas em comparação a microscopia ótica. As microestruturas do material em estudo, evidenciam a presença das plaquetas de martensita (lenticular) e os grãos de austenita retida do material submetido ao resfriamento a 1.000°C. De acordo com Guimarães,⁽¹⁾ a martensita de forma lenticular é caracterizada por sua espinha e uma subestrutura de transformação formada por maclas.

Os pares de valores eixo/ângulo foram calculados a partir das orientações das redes da austenita e da martensita revelados pelos pontos de difração imediatamente antes e depois da interface entre as fases, respectivamente, em vários locais da microestrutura. A dispersão encontrada é apenas uma das dificuldades de se analisar cristalograficamente a interface austenita/martensita. Vários fatores, tais como tensões residuais, distorção local por discordâncias ou maclas e até preparo da amostra, podem influenciar as medidas. Deve-se acrescentar que a Tabela 3 mostra apenas a solução direta para o par eixo/ângulo, havendo ainda, segundo a simetria

cúbica, outras 23 soluções equivalentes possíveis para cada par. Uma análise mais profunda ainda está sendo realizada para este trabalho, levando-se em conta também parâmetros experimentais. Contudo, a técnica parece promissora.

5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados apresentados e discutidos no presente trabalho pode-se que concluir que:

- as técnicas utilizadas para identificação e quantificação das fases presentes apresentaram uma convergência nos resultados quanto a presença de austenita e martensita e suas respectivas frações volumétricas.
- através do programa Naxis foi possível encontrar os pares de valores eixo/ângulo a partir das orientações das redes da austenita e da martensita, antes e após a interface entre as fases, sendo que alguns pares como $\langle 110 \rangle$ e $\langle 210 \rangle$ aparecem com maior frequência nas amostras de Fe-Ni estudadas neste trabalho.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pela bolsa de mestrado (R.Calciolari), ao Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da Universidade Federal Fluminense pela utilização do Microscópio Eletrônico de Varredura e todos os equipamentos de preparação e análise de amostras. Bem como ao Dr. J.R.C. Guimarães pela doação das amostras investigadas neste presente trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 GUIMARÃES, J.R.C., Conceituação, cinética e morfologia da transformação martensítica em aços, Revista Latinoamericana de metalurgia e materiais, Vol 1, N°1, 1981.
- 2 DIETER, *Metalurgia mecânica*, Editora Guanabara Dois, 2ª. Edição.
- 3 MORRIS, C., OLSON, G.B., Dislocation Theory of Martensitic Transformations in Dislocations in Solids. Elsevier Science Publishers B. V., 1986.
- 4 RIOS, P.R., PADILHA A.F., Transformações de Fase, Editora Artliber 2007.
- 5 HOUBAERT, Y., PETROV, R., KESTENS, L., Orientation Seletive martensite transformation in an Fe-28Ni alloy. ISIJ International, Vol. 43, N° 9, pp. 1444-1452, 2003.
- 6 SANTOS, N.C., Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga Fe-27%Ni, Instituto Militar de Engenharia, 2008.
- 7 GUIMARÃES, J.R.C., GOMES, J.C., A metallographic study of the influence of the austenite grain size on martensite kinetics in Fe-31,9 Ni-0,02C. Acta Metallurgica, Vol.26, pp.1591-1596, 1978.
- 8 GUIMARÃES, J. R. C., ECKSTEIN, C. B., Correlação entre a microestrutura e reposta mecânica em misturas de austenita e martensita. Metalurgia-ABM, Vol. 39 (1983), n° 307, 307-310.
- 9 HUANG, J., XU, Z., Hot deformation and martensitic transformation behaviors of Fe-32%Ni Alloy. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), Vol.19, pp. 133-138, 2006.