

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO NA ETAPA DE FORJAMENTO ROTATIVO A QUENTE DE UMA LIGA DE NiTi *

Naiara Vieira Le Sénéchal¹

Patrícia Freitas Rodrigues²

Edir Neves Teixeira³

Shimeni Baptista Ribeiro Daer⁴

Francisco Manuel Braz Fernandes⁵

Andersan dos Santos Paula⁶

Resumo

Este trabalho visou em compreender as características microestruturais de uma liga de NiTi rica em Ni deformada a quente por meio do processo de forjamento rotativo, que foram submetidas ao processo com temperaturas distintas de pré-aquecimento (800 e 950 °C) sem e com tratamento térmico de recozimento prévio (950 °C por 2 horas) para homogeneização do lingote. Por meio dos aspectos da evolução microestrutural verificados com auxílio das técnicas de Microscopia Óptica, Microscopia Eletrônica de Varredura e difração de Raios X pôde-se observar que a adoção do recozimento prévio para homogeneização e incremento da temperatura de pré-aquecimento as etapas de forjamento rotativo a quente, conduziu a resultados mais satisfatório ao processamento termomecânico a ser aplicado nesta liga, a fim de seguir para as etapas de deformação a frio.

Palavras-chave: Ligas com memória de forma; Ligas de NiTi; Deformação a quente; Forjamento rotativo.

PREHEATING TEMPERATURE INFLUENCE ON THE HOT ROTARY FORGING STEP OF A NiTi ALLOY

Abstract

This work aimed to understand the microstructural characteristics of a Ni-rich NiTi alloy hot deformed in the rotary forging process, which were subjected to the process with different preheating temperatures (800 and 950 °C) without and with previous annealing heating treatment (950 °C during 2 hours) for ingot homogenization. Through the aspects of microstructural evolution verified with the aid of the Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy and X-Ray Diffraction techniques could be observed that adoption of the previous annealing heating treatment and increase of the preheating temperature in the steps of hot rotary forging, led to the most satisfactory to the thermomechanical processing to be applied in this alloy in order to follow cold deformations steps.

Keywords: Shape memory alloys; NiTi alloys; Hot deformation; Rotary forging.

¹ Eng. Mecânica, M.Sc., Doutoranda do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais (PPGCM), Seção de Engenharia de Materiais (SE-8), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Química Industrial, M.Sc., D.Sc., Pesquisa em Estágio Pós-doutoral no PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

³ Eng. Metalurgista, Mestre em Engenharia Metalúrgica, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁴ Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora do Centro Universitário de Volta Redonda (UNIFOA), Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁵ Eng. Mecânico, M.Sc., D.Sc., Professor Associado do Centro de Investigação de Materiais (CENIMAT/i3N), Faculdade Ciências e Tecnologia (FCT), Universidade Nova de Lisboa, Quinta da Torre, Caparica, Portugal.

⁶ Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora Associada do curso de Engenharia de Materiais e do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

As ligas de NiTi apresentam propriedades funcionais únicas, tais como o efeito de memória de forma e a superelasticidade, o que favorece a essas ligas a possibilidade de diversas aplicações no âmbito de engenharia e biomédica. Essas propriedades são observadas devido a transformação martensítica termoelástica, que é a responsável pela recuperação previamente estabelecida do material após sofrer uma deformação. Quando a recuperação de forma ocorre a partir da deformação da fase austenítica (B2) seguida da remoção completa da carga imposta, observa-se a superelasticidade (SE), em conjunto com reversão da transformação de B19'→B2, e quando esta ocorre a partir da deformação da fase martensítica (B19') seguido do seu do aquecimento, após a remoção da carga, até a temperatura da reversão da transformação de B19'→B2 observa-se o efeito de memória de forma (EMF). Além das propriedades descritas, essas ligas ainda apresentam excelente resistência à corrosão e biocompatibilidade. Para algumas aplicações o comportamento superelástico é muito importante devido a transformação induzida por tensão de $B2 \leftrightarrow B19'$. As ligas NiTi ricas em Ni apresentam SE à temperatura ambiente, as ricas em Ti já revelam o efeito memória de forma, enquanto a de composição equiatômica dependerá do histórico termomecânico para definição do campo de estabilidade de fases a temperaturas ambiente. Independente da composição da liga, nas etapas iniciais de processamento após a fusão/solidificação, todo o tratamento termomecânico a quente ocorre no campo austenítico [1-3].

O processamento neste tipo de liga é de alta complexidade desde a sua elaboração, pois a presença de elementos de liga e/ou impurezas (C e O) podem promover alterações estruturais e podem originar inclusões na forma de carbetos (TiC) e óxidos (Ti_4Ni_2O e Ti_2O), que impactam diretamente nas características da liga, bem como o processamento termomecânico. A relação dos percentuais de Ni e de Ti influencia diretamente nas propriedades desses materiais, assim, um dos desafios no processamento dessas ligas é o controle dessa relação na matriz metálica. No que diz respeito ao processamento termomecânico as etapas de deformação a quente são fundamentais nos estágios iniciais, pois são capazes de promover reduções consideráveis até que se alcance uma determinada dimensão, e ainda acelerar o processo de homogeneização microestrutural, devido a combinação da ação térmica e mecânica que ativam fortemente os processos difusionais. No entanto, pode vir a introduzir níveis de tensões residuais consideráveis no material, e ainda pode-se observar que a sua capacidade de deformação a quente foi reduzida por níveis elevados de inclusões oriundas da etapa de fusão/elaboração da liga.

Para que se obtenha uma condição homogênea, prévia ao processamento, geralmente se propõem uma solubilização para atingir uma composição isenta de precipitados, que alteram a composição local, e livre de tensões residuais, formação direta de B19' induzida por tensão, garantindo assim, a estabilidade de B2 a temperatura ambiente, para as ligas de ricas em Ni e de composição equiatômica.

Recentemente Rodrigues [4], elaboraram um estudo das características estruturais e termofísicas nas etapas de forjamento rotativo a quente e a frio em uma liga rica em Ni (a mesma empregada nesse estudo). Os autores observaram que havia a necessidade da implementação de um tratamento térmico prévio com temperatura superior ao utilizado no processamento deles, acima de 850 °C. Ainda pôde-se registrar que a primeira etapa de forjamento foi realizada na temperatura correspondente a proposta ao processamento (800 °C), no entanto, pelos

resultados, observaram que ocorreu uma redução da temperatura de processamento entre as etapas de deformação a quente ao retirar o material do forno, nas etapas de reaquecimento e transportá-lo para o forjamento rotativo a quente, levando em conta a redução dimensional do material. Assim, concluíram que as etapas de forjamento a quente posteriores a primeira etapa deste, foram efetuadas em temperaturas muito inferiores à correspondente ao primeiro forjamento a quente (800 °C), em virtude do incremento na perda de calor em função da redução da seção transversal da barra ao longo das etapas de forjamento. Wu [5] indicou que caso a redução de temperatura seja excessiva, pode acarretar a dificuldade da redução dimensional da seção transversal durante a deformação a quente em relação ao passe anterior. Se a temperatura estiver muito abaixo de 800 °C, não atingindo o nível mínimo de força motriz para que a estrutura austenítica do lingote/barra seja recristalizada a partir da estrutura encruada da austenita, pode acarretar somente o fenômeno de recuperação e endurecimento, e até mesmo a propagação de trincas [5].

Em outro trabalho Rodrigues [6], realizaram o estudo estrutural e termofísico da mesma liga deste estudo (rica em Ni) submetida a diferentes tratamentos de solubilização, visando compreender e indicar um tratamento térmico prévio mais eficiente. Eles ratificaram que o tratamento prévio com a temperatura de 950 °C durante 120 min, sugerido por Teixeira [7] para esta mesma liga, era o mais adequado a ser aplicado no processamento desta liga. Este tratamento apresentou um material monofásico durante o encharque, que por meio de um resfriamento em água impediria a formação de precipitados e outras fases. Se aplicado previamente ao processamento iria proporcionar uma estrutura mais homogênea tornando o processamento mais satisfatório.

Rodrigues [8] ainda sugeriu uma rota de processamento para esta liga com parâmetros adotados neste trabalho, onde realizou simulações com diversas técnicas com o objetivo de propor uma possível rota mais eficiente, buscando o comportamento superelástico a temperatura ambiente deste material ao final antes de seguir para as etapas de deformação a frio.

Ribeiro [9] e Teixeira [7] também estudaram o comportamento deste material em etapas distintas do processamento termomecânico de forjamento rotativo a quente e a frio.

Nesta perspectiva, o presente trabalho visou compreender a influência da temperatura de pré-aquecimento na etapa de deformação a quente em uma liga de NiTi rica em Ni, em seus aspectos estruturais e microestruturais.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Metodologia

Uma liga de NiTi rica em Ni produzida em escala laboratorial via processo de fusão em forno de indução a vácuo (VIM) em cadinho de grafite e refundida em forno de refusão a arco (VAR) com eletrodo não consumível e cadinho de cobre refrigerado com água, foi utilizada para obtenção dos lingotes a serem processados em duas rotas de processamentos via forjamento rotativo. Ambos fornos instalados no Instituto Tecnológico da Aeronáutica (ITA), os quais foram utilizados pelo Professor Jorge Otubo e sua equipe para produção desta liga, denominada VIM74, e doada para este estudo.

O Processamento Termomecânico 1 foi detalhado e discutido por Rodrigues (2016), sendo este composto por pré-aquecimento prévio a 800 °C durante 30 min seguido

de deformação a quente via forjamento rotativo com redução gradativa da seção transversal em quatro etapas de deformação a quente, com reaquecimento a 800 °C da barra forjada antes do retorno a forja.

No Processamento Termomecânico 2, o lingote proveniente da refusão foi tratado termicamente por recozimento numa temperatura de 950 °C durante 120 min, taxas de aquecimento de 10 °C/min e resfriamento de acordo com a inércia do forno desligado, buscando homogeneizar a estrutura bruta de solidificação refundida pela redução de segunda fase na região interdendrítica, sendo esta a condição para o material de partida para a nova rota de forjamento rotativo a quente. No que se diz respeito ao forjamento rotativo a quente, o lingote refundido e recozido em estudo foi forjado a quente e adotando-se a temperatura de 950 °C como pré-aquecimento antes de cada um dos cinco passes de redução no forjamento até obter uma barra com diâmetro menor ou igual 8 mm. A temperatura de reaquecimento de 950 °C foi assim selecionada para buscar uma maior temperatura de entrada do corpo de prova (lingote/barra) na forja, mesmo consideração a perda de temperatura no transporte do material entre o forno e a forja. O incremento de quatro passes para cinco passes foi necessário devido a limitação do ferramental utilizado no processamento termomecânico, conforme apresentado na Figura 1, facilitando a assim a passagem do lingote/barra a cada etapa de redução.

As características dos dois processamentos termomecânicos são apresentadas na Tabela 1, sendo que ambos foram conduzidos utilizando as forjas rotativas instaladas nos laboratórios do Departamento de Engenharia Mecânica do ITA, São José dos Campos, SP, Brasil.

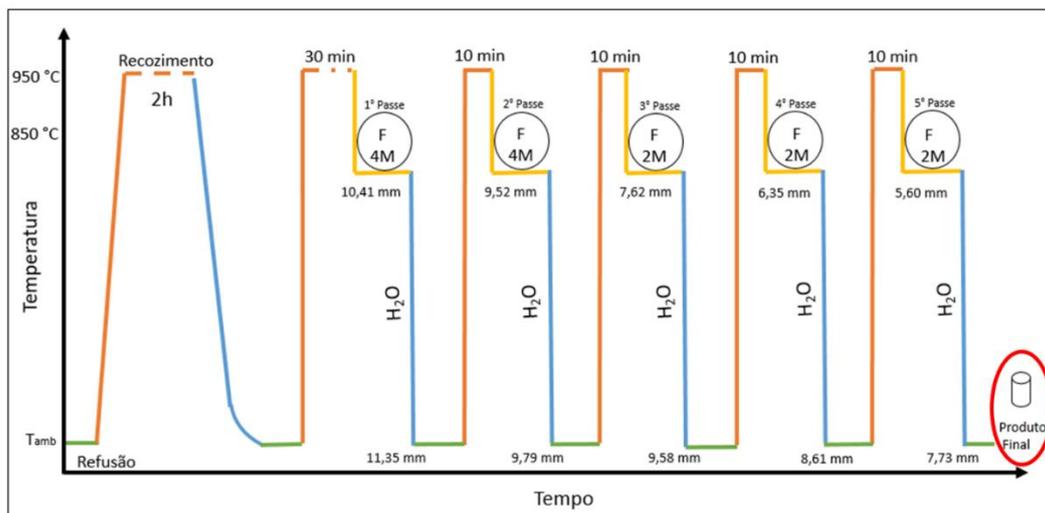
A amostra correspondente ao quinto passe de deformação, destaque vermelho na Figura 1, foi analisada no intuito de comparar com a amostra correspondente ao quarto passe de deformação a quente do Processamento Termomecânico 1.

As técnicas de caracterizações que foram adotadas a fim de garantir a efetivação do objetivo proposto para este estudo foram: Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Raios X (DRX).

O uso da microscopia óptica teve a finalidade de avaliar a evolução da homogeneização estrutural em relação a distribuição da segunda fase e/ou inclusões na matriz metálica em diferentes regiões da amostra e ainda a observação da média do tamanho de grão para verificar seu comportamento em diferentes condições de processamento. Essa medida foi realizada de acordo com ASTM E-112-96 (2000) com base em 8 campos de observação em cada amostra com o auxílio do software Image J. As micrografias foram coletadas com uso do microscópio Olympus BX60M, com câmera digital acoplada modelo Olympus U-TV0.5XC-3 e software Olympus Stream, instalado no Laboratório de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET), Rio de Janeiro / RJ - Brasil.

Tabela 1. Detalhamento do processo termomecânico de forjamento rotativo.

Etapa do Processamento	Processamento Termomecânico 1	Processamento Termomecânico 2
Tratamento Térmico Prévio	--	950 °C/ 120min
Temperatura de Reaquecimento antes de cada passe de deformação	800 °C / 30 min	950 °C / 30 min
1ª deformação	Reaquecimento a 800°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 10,41 mm	Reaquecimento a 950°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 10,41 mm
2ª deformação	Reaquecimento a 800°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 8,76 mm	Reaquecimento a 950°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 9,52 mm
3ª deformação	Reaquecimento a 800°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 7,62 mm	Reaquecimento a 950°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 7,62 mm
4ª deformação	Reaquecimento a 800°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 6,35 mm	Reaquecimento a 950°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 6,35 mm
5ª deformação	--	Reaquecimento a 950°C por 10 min Diâmetro Interno dos Martelos 5,60 mm

**Figura 1.** Processamento termomecânico 2 do lingote de uma liga NiTi rica em Ni, com etapas de forjamento rotativo, temperatura/tempos de encharque dos tratamentos térmicos intermediários e diâmetros das amostras e produto final (amostra analisada).

As amostras para MO foram extraídas por meio de corte abrasivo em uma máquina de corte de precisão com o auxílio de disco diamantado, a amostra foi analisada em sua seção longitudinal ao forjamento. Após o corte, a face da seção a ser analisada foi submetida a lixamento com auxílio de uma lixadeira rotativa manual com lixas de carbetto de silício até 2500 mesh. Após a etapa de lixamento, a amostra foi polida eletroliticamente com uma solução composta por 20% de ácido sulfúrico e 80% de

metanol à temperatura ambiente por aproximadamente 15 a 20 s e sob tensão de 20 V.

A caracterização em relação aos detalhes dos aspectos microestruturais com maiores aumentos foram realizadas com auxílio da técnica de microscopia eletrônica de varredura com uso dos detectores de elétrons secundários (SE) e retroespalhados (BSE) instalados no microscópio eletrônica de varredura (MEV) da marca FEI, modelo Quanta 250 FEG, com canhão de emissão de campo (FEG), instalado no Laboratório de Microscopia Eletrônica (LME) do Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro / RJ – Brasil.

Os parâmetros utilizados nas análises no MEV foram: tensão de aceleração: 10 kV e 20 kV; distância de trabalho (WD): 10,0 mm para SE e BSE; Spot Size: 4,5 e abertura de 5.

A mesma amostra analisada via microscopia óptica, sob a mesma rotina de preparação, foi analisada no MEV.

A técnica de difração de Raios X foi adotada neste trabalho com a finalidade de identificar as fases associadas a matriz metálica, segunda fase e/ou inclusões presentes na amostra a temperatura ambiente.

Para as análises de DRX a temperatura ambiente, amostra foi preparada a partir do embutimento a frio com resina, posteriormente lixada com lixas de carbetto de silício de 220 a 2500 mesh, e polidas quimicamente com a solução ácida de 45mL e HNO₃, 45mL de H₂O e 10mL de HF, por 30 s, promovendo a remoção da camada superficial deformada oriunda do lixamento. Estas medidas de DRX foram realizadas no laboratório de Difração de Raios X da Companhia de Pesquisa de Recursos Minerais (CPRM) utilizando-se o difratômetro de Raios X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical, acoplado com um tubo de Cu K α ($\lambda = 0,154$ nm), com tensão de 40 kV e corrente de 40 mA, com a técnica de θ -2 θ acoplados. A varredura empregada em 2 θ foi executada em um intervalo angular de 15 a 65° para todas as amostras analisadas. O tempo por passo foi de 100 s e o passo angular de 0,0167°, na configuração foco linha, utilizando o software Data Collector e posteriormente analisados/identificados com uso das fichas ICDD (*International Centre for Diffraction Data*).

2.2 Resultados e Discussão

2.2.1 Processamento 1

Os resultados apresentados por Rodrigues [8] sobre a evolução estrutural no forjamento rotativo a quente da mesma liga de NiTi rica em Ni objeto deste estudo. A autora avaliou as condições estruturais da sua liga refundida em estudo, onde observou que a matriz B2 apresentou a presença de óxidos e carbeto, suportada pelos resultados da análise de espectroscopia de energia dispersiva de Raios X (EDS) que se evidenciou a presença de Ti, Ni, O e C nas partículas que se faziam presentes na região interdendrítica. O ensaio de DRX (radiação de Síncrotron) ainda revelou a presença da fase B2 pelo plano (110) e ainda a presença de Ti₂Ni, Ni₄Ti₂O, TiC e Ni₃Ti. A última etapa de deformação a quente revelou pela análise por DRX a presença de B2 a temperatura ambiente.

Ao longo das etapas de deformação a quente, a partir das amostras coletadas, ainda foi possível observar por meio das análises de MO e MEV a evolução microestrutural do material, com um notório refinamento dos grãos e ainda a observação de segunda fase. Em outras análises de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e

textura por DRX, o trabalho ainda reportou a existência de alguns grãos recristalizados e a ocorrência majoritária de recuperação indicando que a taxa de deformação e temperatura, mesmo esta sendo inferior a ideal, sendo o suficiente para promover tais fenômenos na última etapa de forjamento rotativo a quente. Os resultados, referentes a MO e DRX, podem ser observados na Figura 2.

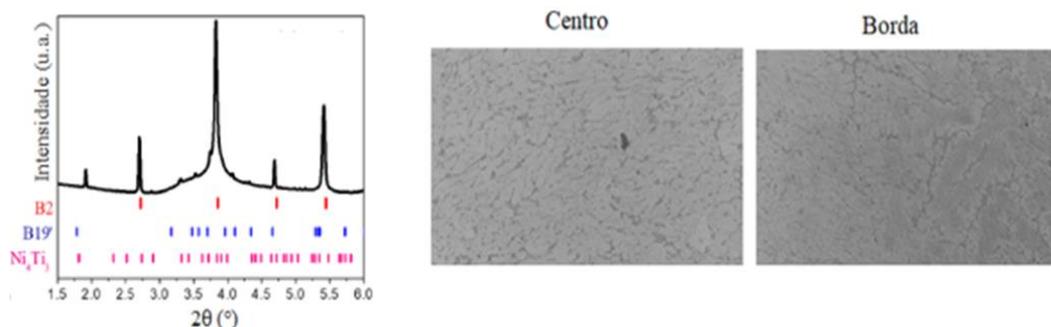


Figura 2. Análises de DRX e MO da amostra refundida de NiTi rica em Ni, no 3º passe de deformação a quente [8].

2.2.1 Processamento 2

Para complementar este trabalho foi realizado nas instalações do IME a simulação física do reaquecimento do lingote realizado nas instalações do ITA, para assim traçar o perfil do resfriamento do material, com o intuito de verificar a perda da temperatura do lingote quando sai do forno mufla até o processo de deformação na forja rotativa.

O monitoramento do resfriamento do lingote reaquecido a 950 °C durante 10 min, com pirômetro óptico configurado com valores de emissividade de 0,70 e 0,65, encontra-se na Figura 2. A curva obtida é em função do tempo entre a retirada do lingote do forno, inserção na forja e deformação do material, estimado no intervalo de tempo de 15 e no máximo 20 s. Com a emissividade de 0,70 e tempo de 20 s, o lingote apresentou a temperatura de 757,78 °C, e com a emissividade de 0,65 durante 20 s, 802,15 °C. Avaliando os decréscimos das temperaturas no intervalo de tempo, os mesmos ainda foram superiores (intervalo entre 750 e 800 °C) em relação a temperatura do primeiro processamento dos trabalhos realizados por Teixeira [7], Ribeiro [9] e Rodrigues [8], pelo fato de terem reaquecido a uma temperatura de somente 800 °C. De acordo com a literatura essa temperatura é adequada para realização da deformação deste material, uma vez que não promove a formação de camadas de óxidos significativas e facilita a deformação do material [10].

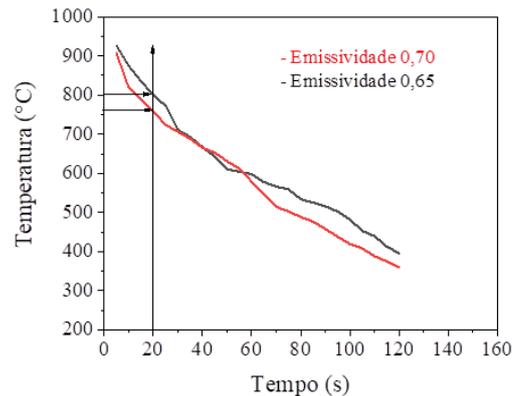


Figura 2. Curva de resfriamento ao ar do lingote em estudo com emissividades de 0,65 e 0,70 com retirada do forno após estabilização a 950 °C.

Ao analisar a amostra da seção transversal e longitudinal (centro) (Figura 3) deste material após segunda rota de forjamento rotativo, foi possível constatar uma significativa modificação microestrutural em relação a condição recozida que antecedeu ao forjamento rotativo a quente.

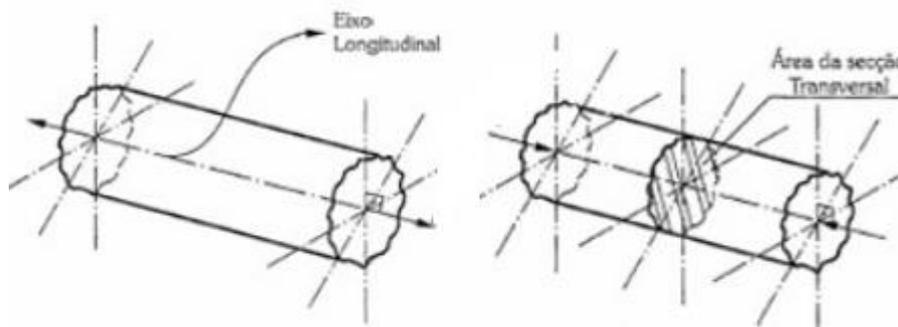


Figura 3. Esquema da análise da barra forjada demonstrando a seção transversal e longitudinal [11].

A análise da microestrutura da região central da seção transversal e longitudinal da amostra forjada foi observada por meio do MO, com aumentos de 100x, 200x e 500x, conforme as Figuras 4 e 5, onde a matriz é circundada pelas partículas de segunda fase devido ao suposto decréscimo na temperatura de forjamento em função da redução da seção transversal da barra ao longo do forjamento a cada etapa reaquecimento e retirada do forno. Quanto menor a temperatura de deformação maior a propensão a retenção de encruamento resultante da redução imposta a cada passe de forjamento. Na microestrutura observada na seção longitudinal é destacado o aspecto alongado, na direção de forjamento, o que é um indicativo ter apenas ocorrido recuperação da estrutura encruada nesta quinta etapa de forjamento em uma temperatura bem mais baixa de deformação do aquelas observadas nas primeiras etapas de forjamento. Pode-se verificar que essa amostra apresentou um valor médio de tamanho de grão de $29 \mu\text{m} \pm 2$. Também pode-se observar que no interior da matriz existem regiões com maior rugosidade, podendo ser um indicativo de austenita encruada, advinda das cinco etapas de deformação a quente [1].

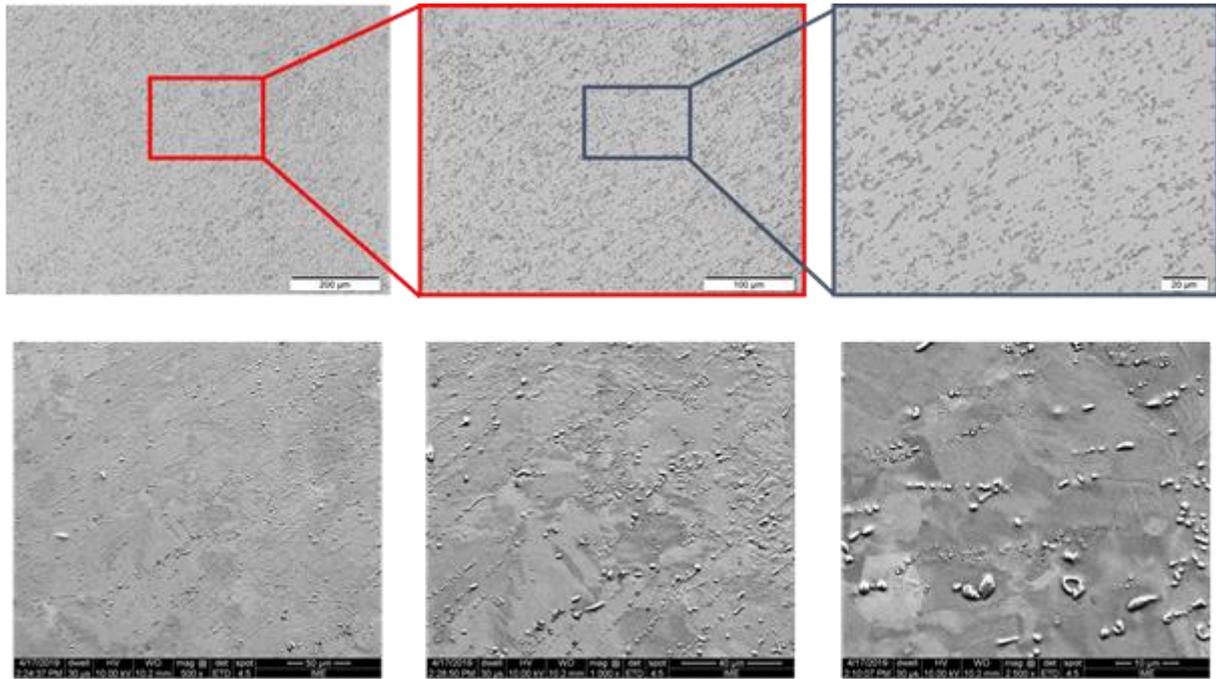


Figura 4. Microestrutura da seção transversal da liga VIM74 forjada, obtidas com auxílio MO e MEV.

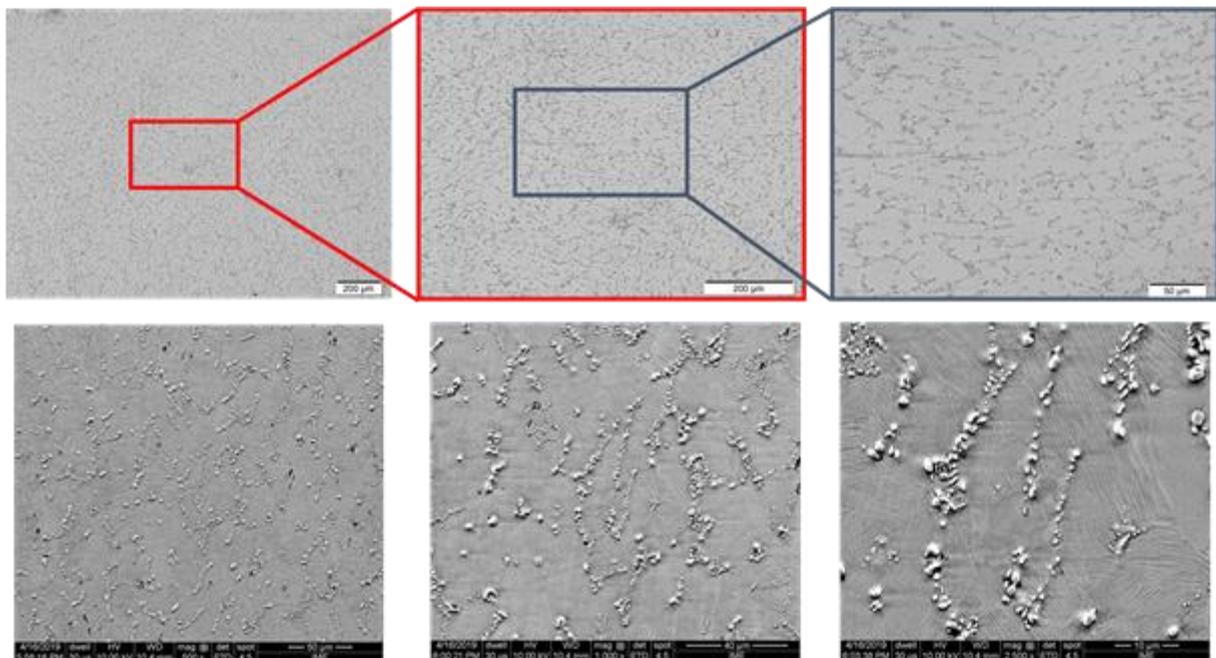


Figura 5. Microestrutura da seção longitudinal da liga VIM74 forjada, obtidas com auxílio do MO e MEV.

O ensaio de DRX (Figura 6) realizado a temperatura ambiente, evidenciou picos da matriz B2 referentes aos planos de difração (100), (110) e (200), porém com um indicativo de presença de picos de fase martensita - B19' (-111) e (020), provavelmente formada pelo procedimento de preparo do material. Confirmando assim a matriz austenítica a temperatura ambiente após o processamento, como esperado para ligas ricas em Ni.

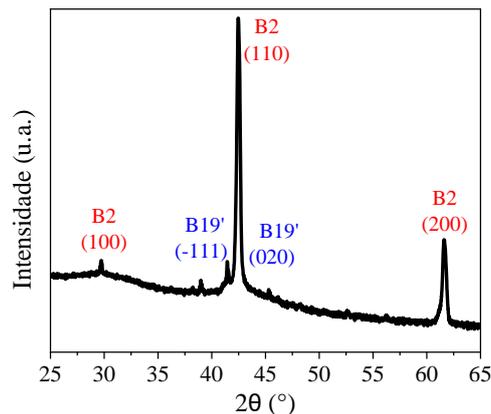


Figura 6. Difratograma da amostra VIM74 forjada em temperatura ambiente (análise conduzida com comprimento de onda 1,54 Å).

Mediante a comparação com os resultados de Rodrigues [8], que ao proceder um tratamento térmico de recozimento no intuito de homogeneizar o material na temperatura e tempo proposto, em ambos os trabalhos pode-se observar a redução significativa de segunda fase do material;

Apesar de não poder garantir que as reduções de forjamento rotativas fossem conduzidas a temperaturas iguais ou superiores a 850 °C, pode-se afirmar que o forjamento rotativo realizado na segunda rota proposta foi conduzido em temperaturas superiores às aquelas experimentadas por Teixeira [7], Ribeiro [9] e Rodrigues [8]. Esta afirmação é suportada com base na estimativa da perda de temperatura na transferência do lingote/barra do forno de reaquecimento para forja rotativo do material pré-recozido a 950 °C e reaquecido na temperatura de 950 °C, que de acordo com o monitoramento da redução da temperatura do lingote a ser resfriado ao ar, em torno de 150 °C.

3 CONCLUSÃO

Pode-se concluir que a segunda rota de processamento proposta por Rodrigues [8] foi efetiva no processamento do material empregando-se temperatura mais alta, mesmo com indícios de decréscimo da temperatura ao longo do processamento, promovendo pela redução da área da barra. O material ao final das etapas de deformação a quente apresentou ausência de trincas ao longo do processamento, fase B2 a temperatura ambiente e grãos refinados com características de recristalização e/ou recuperação, atingindo o objetivo de processar o material por meio de forjamento rotativo a quente com características mais satisfatórias do que as características encontrada anteriormente por Rodrigues [8] na primeira rota de processamento.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Instituto Tecnológico da Aeronáutica pelo material concedido e disponibilização do laboratório de processamento mecânico; ao Instituto Militar de Engenharia e ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca por disponibilizar os recursos preparação e caracterização conduzidas.

Os autores agradecem a Capes pelas bolsas concedidas. Ao CNPq a bolsa de Produtividade em Pesquisa PQ-2 (Processo 307798/2015-1) de A.S. Paula.

REFERÊNCIAS

- 1 Otsuka, K.; Wayman, C. M. Shape Memory Materials. Cambridge University Press, 1998.
- 2 Otsuka, K.; Ren, X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. Progress in Materials Science, 2005; v. 50, n. 5, p. 511–678.
- 3 Liu Y., Mahmud A., Kursawe F. and Nam T. Effect of pseudoelastic cycling on the Clausius-Clapeyron relation for stress-induced martensitic transformation in NiTi. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, vol. 449, p.82–87.
- 4 Rodrigues, F P, Fernandes, B. M. F., Paula, S. A., Ribeiro, B. S., Neves, T. E., Diniz, B. S. Estudo das características termofísicas nas etapas de forjamento rotativo a quente e a frio em uma liga de NiTi. 71º Congresso Anual da ABM. São Paulo: Editora Blucher, 2016. p. 1396.
- 5 Wu, M.H., Fabrication of Nitinol Materials and Components, Materials Science Forum, 2002; p.394-395.
- 6 Rodrigues Rodrigues, F P, Fernandes, B. M. F., Paula, S. A., Ribeiro, B. S., Neves, T. E., Diniz, B. S. Estudo estrutural e termofísico e uma liga de NiTi submetida a diferentes tratamentos de solubilização. 72º Congresso Anual da ABM. São Paulo: Editora Blucher, 2017. p. 2389.
- 7 Neves Teixeira E Dissertação de mestrado: Otimização das Condições dos Tratamentos Térmicos de Solubilização e Envelhecimento em Arame Forjado de liga de NiTi rica em Ni para Aplicações Superelásticas (2013), Professora Orientadora: Andersan dos Santos Paula.
- 8 Rodrigues Freitas P Tese de doutorado: Structural Evolution of Ni-Ti Alloy Wires Produced by Hot and Cold Forging (2018), Professor Orientador: Francisco Manuel Braz Fernandes.
- 9 Ribeiro S Tese de doutorado: Recuperação e Recristalização de Liga NiTi Deformada por Compressão e Tratada Termicamente no Intervalo entre 150 e 500 °C (2015), Professora Orientadora: Andersan dos Santos Paula.
- 10 Saburi T. TiNi shape memory alloys. In: Otsuka, K.; Wayman, C.M., Shape Memory Materials, Cambridge Univ. Press, UK, 1998; p.289.
- 11 Ferraresi, D. Fundamentos da Usinagem dos Metais, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo, 1977, p.751.