

Avaliação das Propriedades Termomecânicas de Fios de Liga com Memória de Forma NiTi Soldados por Pulsos de Micro TIG

Fernando Andrade Amorim¹, Luiz Fernando Alves Rodrigues^{2,3}, Carlos José de Araújo^{1,2*}, Theophilo Moura Maciel^{1,2}

¹ Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Acadêmica de Engenharia Mecânica, Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, Campina Grande, PB, Brasil.

² Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais, Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, Campina Grande, PB, Brasil.

³ Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia da Paraíba - IFPB, Campina Grande, PB, Brasil.

Recebido: 10 Set., 2015

Aceito: 04 Dez., 2015

E-mails: fernandoandradeamorim@gmail.com (FAA), luizfarodrigues@gmail.com (LFAR), carlos.araujo@ufcg.edu.br (CJA), theophilo.maciel@ufcg.edu.br (TMM)

Resumo: O processo de micro soldagem pode ser eficiente para a união de Ligas com Memória de Forma (LMF) do sistema NiTi devido à alta precisão e localização do calor, diminuindo os tamanhos da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA), promovendo melhorias nas propriedades mecânicas destes tipos de juntas. Nesse contexto, este estudo teve como objetivo determinar as variações das propriedades termomecânicas em juntas soldadas de fios de LMF NiTi. Para o trabalho, fios de uma LMF NiTi (ASTM F2063) com 0,9 mm de diâmetro, foram divididos em dois grupos: (a) fios sem tratamento térmico (NiTiA) e (b) fios com tratamento térmico a 400 °C durante 20 minutos (NiTi400). Em seguida estes fios foram soldados de topo e de forma autógena pelo processo micro TIG, por meio de pulsos controlados. A caracterização termomecânica dos fios sem solda e micro soldados foi realizada utilizando ensaios de calorimetria diferencial de varredura (DSC), análise dinâmico-mecânica (DMA), ensaios de tração uniaxial, microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microindentação Vickers. Os resultados mostraram a eficiência do processo TIG ao soldar os fios NiTi de ambos os grupos, mesmo com a redução das temperaturas de transformação de fase da junta com relação ao metal de base original. Os fios com as juntas soldadas apresentaram patamares de deformação superelástica máxima de aproximadamente 8%, com tensões de indução de martensita entre 400 e 500 MPa. Este desempenho das juntas soldadas permitiram a realização de ciclos superelásticos com 4% de deformação com segurança. A análise das superfícies de fratura das juntas soldadas permitiram constatar características dúcteis no processo de ruptura.

Palavras-chave: Ligas com memória de forma; Ligas NiTi; Micro soldagem; TIG; Superelasticidade.

Evaluation of the Thermomechanical Properties of NiTi Shape Memory Alloy Wires Welded by MICRO TIG Pulses

Abstract: Micro welding can be an efficient way for joining shape memory alloys (SMA) due to high accuracy and location of heat, reducing the size of the molten zone and heat affected zone (HAZ) promoting improvements in mechanical properties in these types of joints. This study aimed to determinate variations in thermomechanical properties of welded joints of NiTi SMA wires. For this, NiTi wires (ASTM F2063) with 0.9 mm diameter were divided into two groups: (a) as received wires (NiTiA) and (b) heat treated wires at 400 °C for 20 min (NiTi400). These wires were welded by TIG process, using controlled pulses (spots). The thermomechanical characterization of micro welded wires was performed using differential scanning calorimetry (DSC), dynamic mechanical analysis (DMA), uniaxial tensile tests, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and Vickers microhardness. The results show the efficiency of TIG welding NiTi wires of both groups, even with the reduction of the phase transformation temperatures of the joint with respect to the original base metal. The wires with welded joints showed showed maximum superelastic strain levels of about 8% with martensite induction stresses between 400 and 500 MPa. This performance of welded joints allow the realization of superelastic cycles up to 4% deformation safely. The analysis of welded wire fracture surfaces allowed verifying ductile characteristics at the rupture process.

Keywords: Shape memory alloys; NiTi alloys; Micro welding; TIG; Superelasticity.



1. Introdução

As Ligas com Memória de Forma (LMF) do sistema NiTi apresentam uma ótima combinação de propriedades funcionais, combinando os fenômenos termomecânicos de efeito de memória de forma (EMF) e superelasticidade (SE) que conferem a estes materiais vastas possibilidades de aplicações, envolvendo as indústrias aeroespacial, automotiva, mecatrônica e de dispositivos médicos e odontológicos [1]. Devido a razões econômicas e de processamento, a fabricação de alguns formatos específicos de atuadores termomecânicos de LMF se torna inviável por métodos convencionais, promovendo o uso dos processos de união de metais como uma importante maneira de produzir uma nova gama de atuadores [2].

A micro soldagem pode ser uma técnica eficiente, principalmente para a união de LMF do sistema NiTi, devido ao fato de localizar o calor e minimizar a distorção térmica pela alta restrição dos tamanhos do metal de solda (MS) e da zona termicamente afetada (ZTA), fornecendo precisão e vedação hermética, fatores necessários para aplicação desta técnica em bio implantes e micro sistemas eletromecânicos [3].

Nesse contexto, o estudo de técnicas de união por soldagem de LMF de NiTi têm despertado grande interesse nas últimas décadas, como se observa pelas seguintes pesquisas: (a) Eijk et al. [4] ao estudar a soldagem por arco de plasma em fios de NiTi martensíticos, obtiveram valores de resistência máxima de ruptura de juntas soldadas bastante limitadas, de cerca de apenas 150 MPa; (b) Silva et al. [5] obtiveram valores da ordem de 300 MPa de resistência a ruptura em juntas de fios de NiTi martensíticos micro soldados por descarga capacitiva; (c) Mirshekari et al. [6] utilizando o processo de soldagem a laser para a união de fios de NiTi austeníticos, obtiveram resultados de resistência a ruptura da junta soldada da ordem de 835 MPa; (d) Yang et al. [7], ao unir chapas de NiTi com efeito de memória de forma (martensíticas) utilizando soldagem por feixe de elétrons, verificaram valores de resistência a tração da ordem de 750 MPa.

Analisando os comportamentos mecânicos de fios de NiTi micro soldados no estado austenítico, em geral observa-se redução da propriedade de superelasticidade nas juntas soldadas. Isto ocorre pelo fato de que os defeitos causados durante a soldagem provocam distorções que impedem os átomos a voltarem as suas posições originais depois das ciclagens de carregamento e descarregamento mecânico [8].

Assim sendo, este trabalho tem por objetivo investigar o comportamento termomecânico de fios de uma LMF NiTi, originalmente austeníticos, soldados de topo e de forma autógena usando pulsos de micro TIG. As juntas soldadas são analisadas por meio de análise térmica (DSC e DMA), ensaios de tração uniaxial até a ruptura e em regime de superelasticidade (carregamento e descarregamento) e técnicas de microscopia (MO e MEV).

2. Materiais e Métodos

Para a realização deste trabalho foram utilizados fios NiTi (níquel-titânio) para implante cirúrgico (ASTM F2063) com 0,9 mm de diâmetro e superfície polida, fabricados pela empresa Fort Wayne Metals (EUA). Os fios foram divididos em dois grupos, codificados como: (a) NiTiA - fios no estado como recebidos e (b) NiTi400 - fios como recebidos e tratados termicamente a 400°C durante 20 minutos. Na Tabela 1 é possível verificar a composição química e as propriedades mecânicas do fio NiTiA, segundo o fabricante. O tratamento térmico de recozimento a 400°C por 20 minutos, referente ao grupo de fios NiTi400, tem por objetivo aliviar as tensões residuais originadas no processo de fabricação dos fios e reduzir o valor da tensão de início de formação da martensita induzida a partir da austenita, denominada de tensão de patamar superelástico na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química e propriedades mecânicas do fio NiTiA.

Composição Química (% em peso)								
C	Cr	Ni	Ti	Cu	Co	Fe	H	O
0,0282	0,00029	55,92	44,01	0,00037	0,00057	0,011	<0,005	0,0277
Propriedades Mecânicas								
Resistência a Tração						1367 MPa		
Alongamento até a Ruptura						15,5%		
Tensão de Patamar Superelástico*						542 MPa		
Dureza						43,1 HRC/423HV		

*Tensão de início de formação da martensita induzida a partir da austenita.

Todos os fios NiTi foram soldados de topo utilizando o processo de solda ponto, autógena, através de pulsos de TIG (eletrodo de Tungstênio-Tório) usando a micro soldadora Micromelt, da EDG Equipamentos e Controles (Brasil), com 3 kW de potência máxima. Durante as soldagens foi utilizado gás argônio comercial como atmosfera de proteção da poça de fusão. Os parâmetros automáticos utilizados na soldadora Micromelt corresponderam a regulagem mínima permitida pelo equipamento: 01 de profundidade (relacionado a intensidade de corrente elétrica) e 01 de pulso (relacionado ao tempo de pulso). Foram utilizados fios NiTi de 40mm de comprimento e um dispositivo para fixação foi confeccionado para alinhar os fios e melhorar a precisão do ponto de solda. A Figura 1 permite visualizar os detalhes desse processo de soldagem.

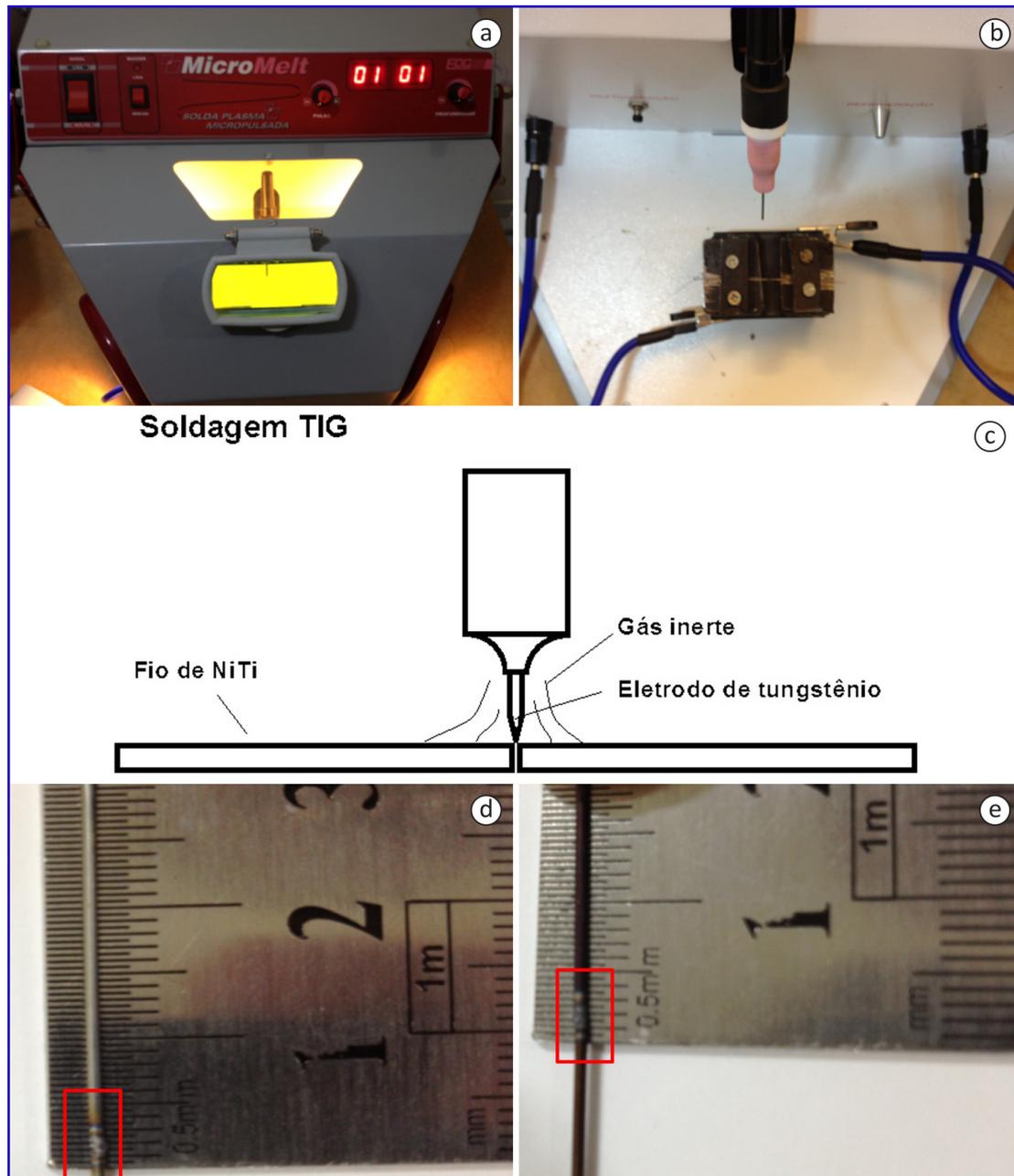


Figura 1. Esquema do processo de soldagem por pulsos de micro TIG. (a) Soldadora Micromelt; (b) Montagem do dispositivo de fixação dos fios NiTi para soldagem; (c) Esquema do posicionamento do fio durante a liberação do pulso de soldagem; (d) Junta soldada para os fios NiTiA; (e) Junta soldada para os fios NiTi400.

As transformações de fase dos fios NiTi íntegros, sem solda, e micro soldados, foram analisadas a partir de ensaios de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) utilizando um equipamento da TA Instruments, modelo Q20. Para tanto, amostras de fios sem solda e de juntas soldadas com 5mm de comprimento foram submetidas a varredura na faixa de temperatura de $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ até $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ com uma taxa de aquecimento e resfriamento de $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

A caracterização da resistência mecânica dos fios de NiTi soldados e sem solda, foi realizada através do ensaio tração uniaxial, à temperatura ambiente (aproximadamente $24\text{ }^{\circ}\text{C}$), utilizando-se uma máquina universal de ensaios eletromecânica, INSTRON, modelo 5582. Foram realizados ensaios de ruptura e ciclagem mecânica em regime de superelasticidade. Para a ciclagem foi gerado um método para controle de deslocamento durante o carregamento, limitando em 4% a deformação relativa ao comprimento útil do fio, com velocidade de $0,5\text{ mm}/\text{min}$. Em seguida foi realizado o descarregamento controlado, também a $0,5\text{ mm}/\text{min}$, até atingir tensões residuais da ordem de 10 MPa .

Para melhor compreender a influência da solda sobre as características termomecânicas dos fios NiTi, foram realizadas análises dinâmico-mecânicas dos fios soldados e sem solda utilizando um equipamento de DMA (*Dynamic Mechanical Analysis*), modelo Q800, da TA Instruments. O experimento em DMA consiste na aplicação de uma força oscilatória na amostra de fio NiTi montada em modo de flexão simples (viga simplesmente engastada). Os testes são realizados para um intervalo de temperatura determinado ($24\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $100\text{ }^{\circ}\text{C}$) obtendo como resposta variações no módulo de elasticidade do material. Os parâmetros utilizados para a realização dos ensaios de DMA foram: frequência de $1,0\text{ Hz}$, taxa de aquecimento de $2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ e amplitude de oscilação de $5\text{ }\mu\text{m}$. Portanto, os ensaios realizados corresponderam a uma rampa de aquecimento partindo da temperatura ambiente, com frequência e amplitude fixada.

Os ensaios de micro indentação foram realizados utilizando o microdurômetro FM700 da Future Tech, com um indentador Vickers, aplicando uma carga de 150g durante 15 segundos.

Para as análises microestruturais, os fios foram embutidos, lixados (600-1200), polidos (sílica coloidal) e atacados ($20\%\text{HF}-30\%\text{HNO}_3-50\%\text{H}_2\text{O}$), para em seguida realizar a análise de microscopia ótica (Microscópio Olympus, SC30) e microscopia eletrônica de varredura (Tescan, modelo Vega3 XM). Esta última foi também utilizada para análises de superfícies de ruptura das juntas soldadas de fios NiTi.

3. Resultados e Discussão

3.1. Análise térmica (DSC e DMA)

O ensaio de DSC consiste em um importante método de medição das temperaturas de transformações de fases em LMF, possibilitando o melhor entendimento das faixas de temperatura em que ocorrem os fenômenos de superelasticidade e efeito de memória de forma, e permitindo direcionar cada tipo de material para suas respectivas aplicações [1]. Na Figura 2 é possível visualizar, em (a), curvas de DSC de fios NiTiA comparando fios de referência, não soldados, e fios com solda, enquanto em (b) são apresentadas curvas de DSC de fios de NiTi400, comparando também fios não soldados e fios com solda. Nestas figuras são destacadas as temperaturas de pico da transformação direta, durante o resfriamento (M_p) e da transformação reversa, durante o aquecimento (A_p). Com a limitação da temperatura mínima de resfriamento no DSC a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, a transformação direta (austenita – martensita) não pode ser completada nas amostras de juntas soldadas. Foi constatado que, em ambos os casos, a histerese térmica da transformação ($A_p - M_p$) situa-se na faixa de $5\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $6,3\text{ }^{\circ}\text{C}$. A integração dos picos presentes em ambos os fios (com e sem solda), revelaram entalpias de transformação situadas entre 3 e $5\text{ J}/\text{g}$. Estes valores de histerese em temperatura e entalpias de transformação são típicos da transformação da austenita CCC (B2) para uma martensita romboédrica, denominada de fase R. Quando a transformação ocorre da austenita para uma martensita monoclinica (B19') e vice-versa, os valores típicos de histerese em temperatura e de entalpias de transformação situam-se, respectivamente, entre $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ e entre 15 e $30\text{ J}/\text{g}$ [1]. A presença de fase R se caracteriza por picos DSC duplos no resfriamento. Na Figura 2, uma continuação do resfriamento até $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ provavelmente possibilitaria visualizar o segundo pico, referente a transformação da fase R em martensita monoclinica B19'.

Observa-se que existe uma tendência dos picos dos fios NiTi tornarem-se mais bem definidos após o tratamento térmico a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Isso ocorre muito provavelmente devido a uma redução do efeito do encruamento introduzido devido ao processo de fabricação dos fios.

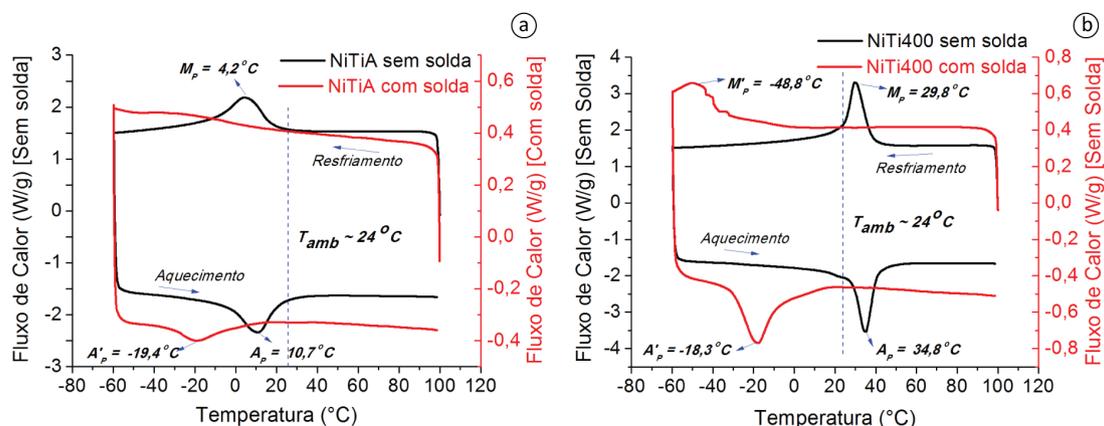


Figura 2. Curvas de DSC para (a) fios NiTi sem solda e fios NiTi com solda (NiTiA); (b) fios tratados termicamente sem solda e com solda (NiTi400).

Pela posição dos picos mostrados nas Figura 2a, b nota-se que, na temperatura ambiente (25 °C), os fios sem solda NiTiA encontram-se na fase austenita, enquanto os fios NiTi400 estão em um estado misto (martensita e austenita), revelando que o tratamento térmico causa um aumento das temperaturas de transformação dos fios NiTi da ordem de 25 °C. Uma possível explicação para esse aumento de temperaturas de transformação pode ser a precipitação da fase metaestável Ti_3Ni_4 que provoca a diminuição no teor de Ni na matriz. É sabido que a diminuição no teor de Ni acima da composição equiatômica provoca o aumento das temperaturas de transformação [9].

Adicionalmente, em ambos os fios NiTi com solda ocorre um deslocamento dos picos característicos de transformação, correspondendo a uma diminuição das temperaturas de transformação de fase. Tomando por base os picos da transformação reversa no aquecimento (martensita para austenita), esta diminuição das temperaturas de transformação após a micro soldagem TIG é da ordem de 30 °C para o fio NiTiA e de 53 °C para o fio NiTi400. O comportamento de deslocamento das temperaturas de transformação de fase pode estar associado a: (i) remoção do processamento a frio do metal de base [3]; (ii) presença de defeitos induzidos pelo calor na microestrutura do metal de solda, como tensões residuais e crescimento de grão [10] e (iii) a soldagem pode provocar oxidação da liga apesar da proteção por atmosfera e provocar a precipitação de Ti_4Ni_2O aumentando o teor de Ni na matriz e consequentemente, diminuindo as temperaturas de transformação [9]. Como resultado de uma combinação desses três fatores, verifica-se que independentemente de ter sido tratada a 400 °C, o pico reverso (A'_p) está próximo de -19 °C para as juntas soldadas.

Com relação aos ensaios de DMA, a Figura 3 permite comparar o comportamento do módulo de elasticidade de fios NiTi de referência sem solda com fios NiTi microsoldados. É importante ressaltar que o módulo de elasticidade tende a diminuir com o aumento da temperatura para a maioria dos metais convencionais de engenharia e isso não é observado em LMF por conta da transformação reversa [11,12]. Portanto, o aumento de módulo de elasticidade observado, principalmente na Figura 3b, é devido à transformação de fase martensita (fase R, baixa temperatura) – austenita (alta temperatura), sendo que o módulo de elasticidade da austenita é muito maior (quase o dobro) do que o módulo da martensita.

Na Figura 3a é possível verificar que ambos os fios apresentam o mesmo tipo de comportamento qualitativo, correspondente a um pequeno aumento quase linear do módulo de elasticidade em função da temperatura. Esse aumento, dentro da fase austenítica, pode estar associada a reversão de alguma martensita residual retida na austenita. No entanto, os valores de módulo de elasticidade das juntas soldadas diminuem em aproximadamente 25 GPa. Já a Figura 3b mostra os comportamentos de fios NiTi400 sem solda e fios NiTi400 com solda. Nota-se que neste caso também são observados perfis de comportamento semelhantes, no entanto ocorre uma diminuição situada entre 3 GPa e 10 GPa nos valores de módulo de elasticidade para os fios NiTi400 com solda, na faixa de temperatura estudada. É possível sugerir então que a solda não afeta os perfis qualitativos de comportamento termomecânico para ambos os fios. Considerando que a partir de 30 °C os resultados de DSC (Figura 2) já indicavam que os fios NiTiA estavam em estado austenítico, o aumento limitado do módulo de elasticidade em função da

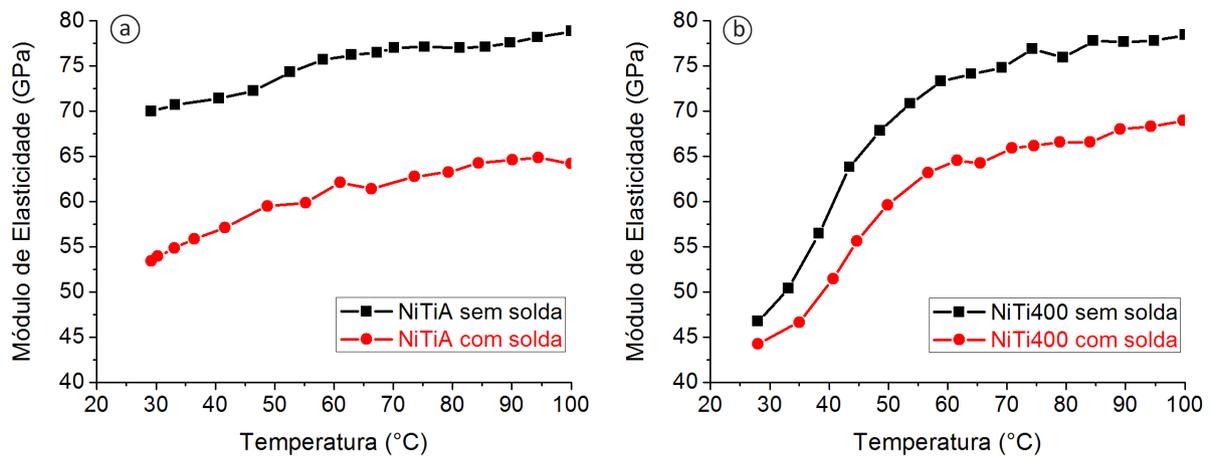


Figura 3. Variação de módulo de elasticidade em função da temperatura para (a) fio NiTiA sem solda e com solda; (b) fio NiTi400 sem solda e com solda.

temperatura para o fio no estado como recebido é um resultado esperado. Além disso, os valores de módulo de elasticidade, situados em ambos os casos entre 40 GPa e 75 GPa, são compatíveis com aqueles apresentados na literatura para LMF NiTi nos estados austenítico e misto (martensita e austenita) [1,13].

3.2. Análise microestrutural

Ao observar as imagens de microscopia ótica da Figura 4 é possível notar que ambas as juntas soldadas dos fios NiTi (NiTiA e NiTi400) apresentam morfologias semelhantes, consistindo em uma visível linha de solda que define a região em que houve a união autógena de topo entre os fios. Nas proximidades dessa região existem continuidades de grãos colunares oriundos da interface entre o metal fundido na soldagem e a zona termicamente afetada (ZTA). Essa região é seguida pela ZTA e o metal de base (não fundido durante a soldagem e não afetado pelo calor), ambas com grãos equiaxiais. A partir das Figura 5a, b é possível observar, por meio de uma maior ampliação em MEV, a interface entre a ZTA de grãos equiaxiais grosseiros e o metal fundido na soldagem constituído por grãos colunares (a) e a linha de solda (b) para o fio NiTiA. Observando as Figura 5c, d é possível observar a semelhança morfológica dos grãos do fio NiTi400 quando comparados ao fio NiTiA. Essa complexa microestrutura granular a nível da junta soldada, resultante da remoção do processamento a frio do metal de base [3], associada a presença de defeitos de soldagem [10] e possíveis mudanças localizadas de composição [9], está na origem das diminuições de temperaturas de transformação (Figura 2) e reduções de módulo de elasticidade (Figura 3).

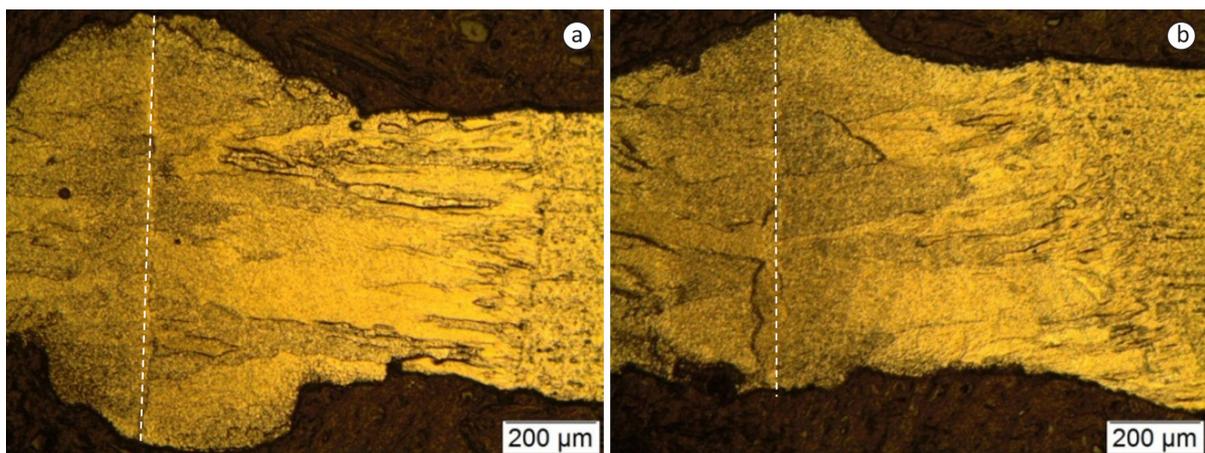


Figura 4. Microestrutura obtida por microscopia ótica para as juntas soldadas. (a) Fio NiTiA; (b) Fio NiTi400.

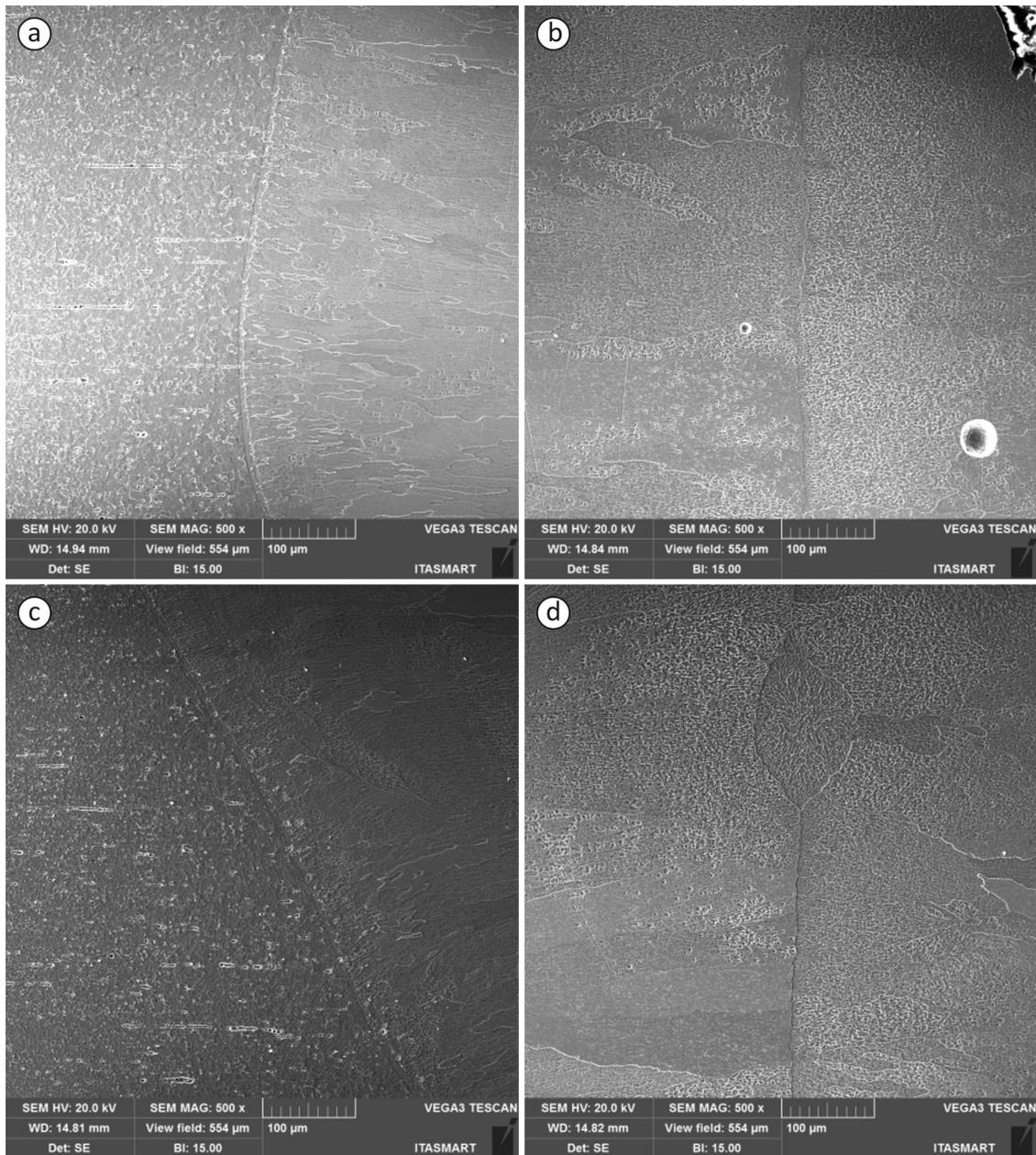


Figura 5. Imagens da microestrutura das juntas soldadas obtidas por MEV. (a) Interface entre metal fundido na soldagem e ZTA para fio NiTiA; (b) Linha de solda para fio NiTiA; (c) Interface entre metal fundido na soldagem e ZTA para fio NiTi400; (d) Linha de solda para fio NiTi400.

3.3. Propriedades mecânicas

A Figura 6 mostra a distribuição de dureza para as juntas soldadas dos fios NiTiA e NiTi400. Ressalta-se que a medição de dureza não é uma técnica totalmente adequada para avaliar propriedades mecânicas de materiais superelásticos, já que a impressão deixada pelo penetrador pode sempre estar influenciada pelo retorno de parte da deformação. Assim sendo, neste trabalho os resultados serão explorados de forma qualitativa, principalmente baseados em variações de dureza.

Os valores de dureza para ambos os fios no metal fundido na soldagem (região da solda) e no metal de base (região não afetada pela solda) foram situados nas faixas de 250 a 280HV e 425 a 480HV, respectivamente. Especificamente, o valor médio de aproximadamente 425 HV para o metal de base do fio NiTi como recebido

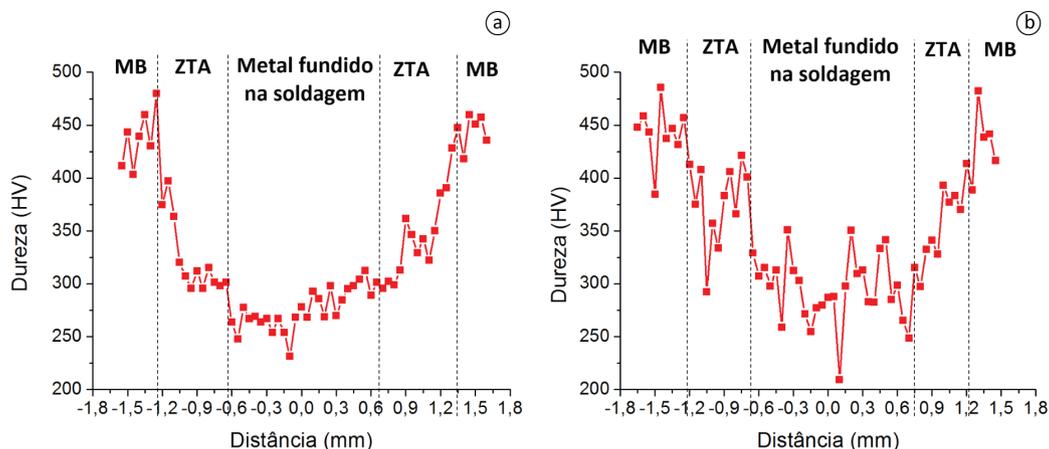


Figura 6. Distribuição de dureza para as juntas soldadas dos fios. (a) NiTiA; (b) NiTi400.

(NiTiA) está em acordo com aquele informado pelo fabricante (423HV, Tabela 1). Ao observar o comportamento de dureza na zona termicamente afetada (ZTA) constata-se que a dureza inicialmente é baixa na região da interface com o metal fundido na soldagem e em seguida ocorre um aumento em direção ao metal de base. Essa transição nos valores de dureza na ZTA ocorre devido ao fenômeno de crescimento de grão, em que uma estrutura de grão fino é observada próximo ao metal de base, enquanto que grãos próximos ao metal fundido na soldagem são grosseiros. Esse comportamento ocorre devido a alta velocidade de resfriamento na região próxima ao metal de base e a velocidade de resfriamento mais baixa na região próxima ao metal fundido na soldagem [6]. Observando a Figura 6b é possível ainda perceber regiões com picos de dureza mais elevados (~350 HV) no metal fundido na soldagem, indicando que, possivelmente, o tratamento térmico realizado no fio NiTi a 400 °C pode ter proporcionado o aparecimento de precipitados ricos em Ni, conforme previsto pela literatura [1,9].

A micro soldagem autógena por pulsos de TIG possibilitou a união tanto dos fios de LMF NiTi como recebidos (NiTiA) quanto dos fios tratados termicamente (NiTi400), sendo necessário somente um ponto de solda para obter juntas soldadas de boa qualidade. Com o objetivo de verificar a eficiência mecânica das juntas soldadas na temperatura ambiente, foram realizados ensaios de tração uniaxial conduzidos até a ruptura, permitindo comparar a resistência mecânica dos fios de referência com os fios soldados. As Figura 7a, b mostram curvas de tensão-deformação para fios NiTiA e NiTi400, respectivamente. São observadas 3 estágios de deformação característicos destes materiais: deformação elástica da austenita (entre 0 e 1,5%), patamar superelástico (entre 1,5 e 7,5%) e deformação elástica da martensita induzida por tensão (entre 7,5 e aproximadamente 13%). Após se atingir 13% de deformação a aproximadamente 1200 MPa, o limite de escoamento do material é atingido.

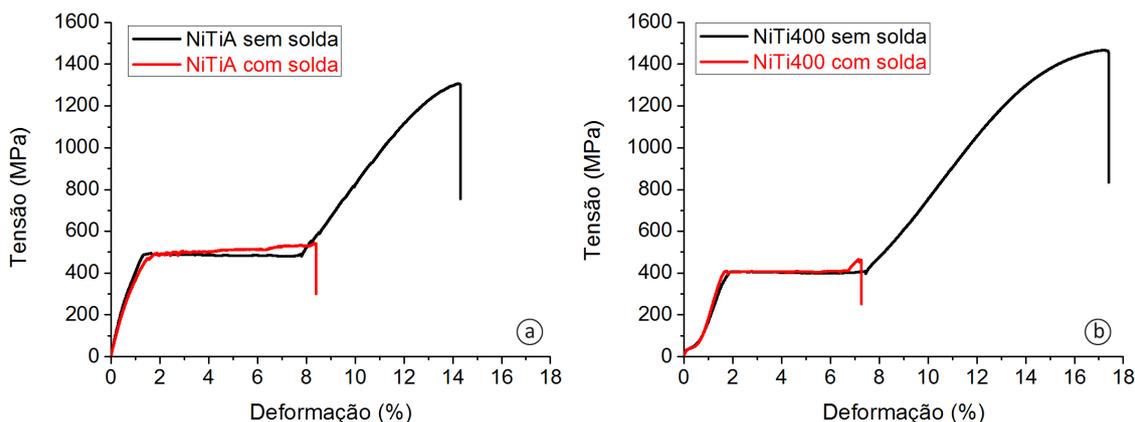


Figura 7. Comportamento tensão – deformação obtido de ensaios de tração realizados até a ruptura. (a) Fios NiTiA sem solda e fios NiTiA com solda; (b) Fios NiTi400 sem solda e fios NiTi400 com solda.

Analisando a Figura 7a nota-se que a ruptura do fio NiTiA com solda ocorre em cerca de 60% da deformação total do fio de referência, atingindo valores de tensão da ordem de 550MPa. Este valor de patamar de tensão é compatível com a tensão de patamar superelástico informada pelo fabricante (Tabela 1). Já o fio NiTi400 (Figura 7b) submetido a micro soldagem se rompe com cerca de 45% da deformação do fio sem solda, atingindo valores de tensão da ordem de 500MPa. A ruptura prematura dos fios soldados, ao final do patamar de tensão constante correspondente a formação de martensita induzida, provavelmente é consequência das mudanças a níveis microestruturais, como crescimento de grão e aparecimento de defeitos ocasionados pelo processo de soldagem.

Para verificar as propriedades de superelasticidade das juntas soldadas, foram realizadas comparações entre os fios NiTi sem solda e os fios NiTi soldados, por meio de ciclagens com taxas de carregamento e descarregamento controladas. Ressalta-se que, apesar da solda ser pontual e portanto o comportamento medido será mais dos fios NiTi como um todo, essa análise é recomendável para avaliar a histerese mecânica em superelasticidade (diferença entre os patamares de tensão no carregamento e descarregamento) do material. Assim, nas Figura 8a, b é possível visualizar os ciclos de tensão-deformação com deformações máximas de 4% para os fios NiTiA e NiTi400, respectivamente.

Ao analisar a Figura 8a é possível afirmar que os fios NiTiA com solda apresentam pouca diferença de comportamento ao longo do ciclo superelástico quando comparados aos fios NiTiA sem solda, com uma deformação residual ligeiramente maior na junta soldada. Este comportamento se deve ao fato de que ao soldar estes materiais ocorre um rearranjo local a nível microestrutural, o qual torna o fio NiTi susceptível de estabilização de suas propriedades de superelasticidade na região soldada. Nesse caso, ambos os fios NiTi, com e sem solda, apresentaram histerese mecânica da ordem de 260 MPa. A Figura 8b permite uma comparação entre os fios NiTi400 sem solda e fios NiTi400 com solda. Nesse caso, observa-se uma primeira região limitada a 0,7% de deformação que corresponde ao rearranjo da martensita do tipo fase R, presente antes de iniciar o teste, correspondendo a um patamar de tensão de aproximadamente 50MPa. Esse comportamento de aparecimento da fase R é mais um indicativo da formação de precipitados ricos em Ni após o tratamento térmico [1]. Após o descarregamento, verifica-se que existe uma deformação residual da ordem de 0,8%, em ambos os fios, que pode ser recuperada por efeito de memória de forma após aquecimento. Esse comportamento é típico de fios superelásticos com resquícios de presença de martensita (fase R, nesse caso). Para esses fios tratados termicamente, devido a presença do patamar de tensão da fase R, a histerese mecânica foi reduzida para aproximadamente 210 MPa.

3.4. Análise de fratura

Nas Figura 9a, b é possível visualizar imagens em microscopia ótica referentes aos aspectos macroscópicos da fratura para as juntas soldadas dos fios NiTiA e NiTi400, respectivamente. Ambos os fios apresentaram fratura na região de interface entre o metal fundido na soldagem e a ZTA. Isto ocorre provavelmente devido a alta velocidade de propagação da trinca em grãos colunares que crescem da ZTA em direção a linha de solda.

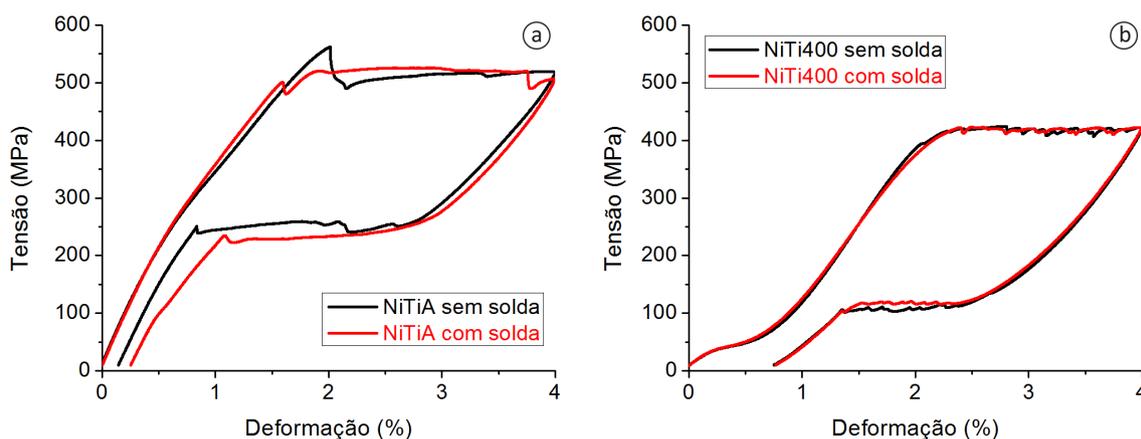


Figura 8. Comportamento superelástico para ciclagem mecânica até 4% de deformação a temperatura ambiente. (a) Fio NiTiA sem solda e fio NiTiA com solda; (b) Fio NiTi400 sem solda e fios NiTi400 com solda.

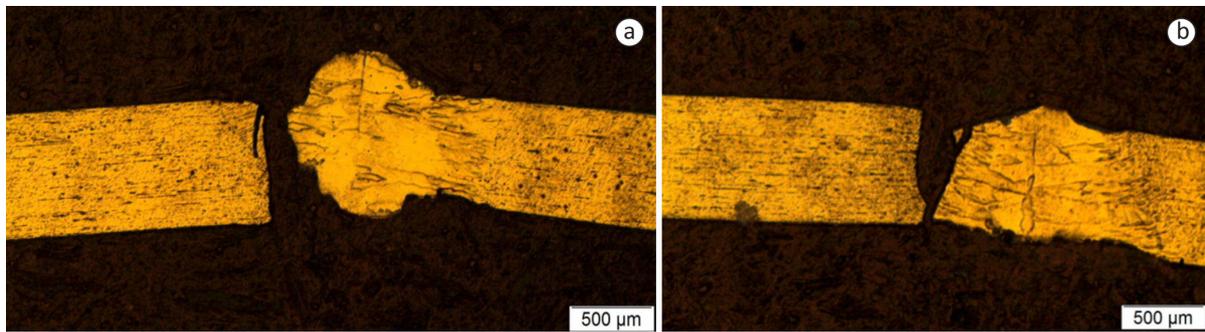


Figura 9. Aspecto macroscópico da fratura das juntas soldadas. (a) Fio NiTiA com solda; (b) Fio NiTi400 com solda.

As superfícies de fratura da Figura 10 revelam que tanto as juntas soldadas dos fios NiTiA (a e b) quanto os fios NiTi400 (c e d) apresentaram regiões de fratura dúctil, caracterizadas pelo aparecimento de microcavidades (dimples). As superfícies também revelaram regiões de fratura frágil caracterizadas pela presença de superfícies de clivagem. A análise macroscópica e as superfícies de fratura confirmaram os resultados de ensaios mecânicos de tração (Figura 7), pois ambas as juntas dos fios NiTi apresentaram deformações de cerca de 8% (caráter dúctil), no entanto estas juntas soldadas não conseguem suportar maiores deformações devido a morfologia colunar do metal fundido na soldagem, em virtude da rápida velocidade de propagação de trincas.

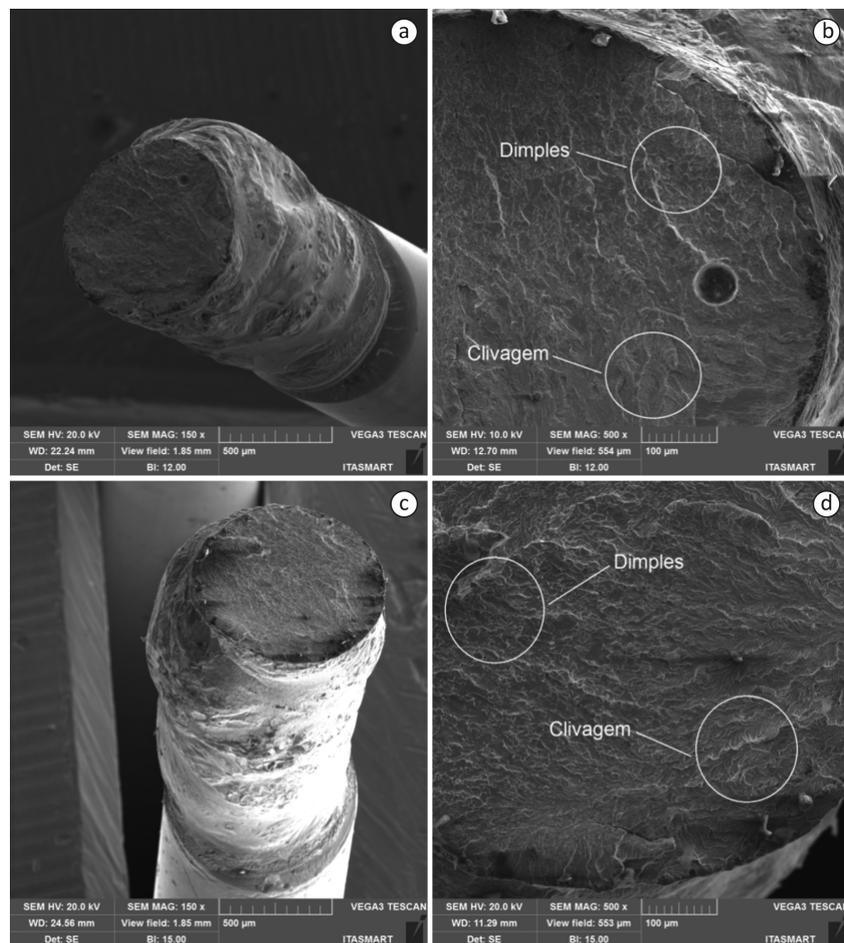


Figura 10. Imagens de MEV revelando superfícies de fratura para as juntas soldadas. (a),(b) Fios NiTiA com solda; (c),(d) Fios NiTi400 com solda.

4. Conclusões

De acordo com os resultados obtidos neste estudo experimental de avaliação dos comportamentos termomecânicos de juntas soldadas de fios NiTi superelásticos micro soldados por pulsos de TIG, é possível concluir que:

- O processo de soldagem por pulsos de TIG se mostrou eficiente na obtenção de juntas soldadas de LMF NiTi com boas propriedades mecânicas, tendo em vista a obtenção de uniões com resistência mecânica da ordem de 500 MPa e deformação de patamar de aproximadamente 8%. Estes valores permitem a utilização dos fios NiTi soldados com efeito de superelasticidade de até 4%, sem risco de ruptura;
- O processo de soldagem promove mudanças a nível microestrutural que resultam em redução nas temperaturas de transformação de fase dos fios de LMF NiTi devido a uma complexa microestrutura granular a nível da junta soldada resultante da remoção do processamento a frio do metal de base, a presença de defeitos de soldagem e possíveis mudanças localizadas de composição química;
- O metal fundido na soldagem apresenta menores valores de dureza devido a presença de grãos colunares, enquanto que os maiores valores de dureza são encontrados no metal de base original devido a presença de finos grãos equiaxiais;
- As análises dos fios NiTi com solda mostraram que a fratura tende a ocorrer na região de interface entre o metal fundido na soldagem e a ZTA. A superfície de fratura nos fios com solda apresentaram superfícies com interfaces de fratura dúctil entre superfícies de clivagens (fratura frágil).

Agradecimentos

Os autores agradecem ao grupo ITASMART, chefiado pelo Prof. Jorge Otubo, pela disponibilização do microscópio eletrônico de varredura para as análises microestruturais e ao CNPq pelo financiamento dos seguintes projetos: INCT de Estruturas Inteligentes em Engenharia (Processo nº 574001/2008-5), Casadinho UFCG-UFRJ-ITA (Processo nº 552199/2011-7), Universal 14/2012 (Processo nº 474524/2012-4), CT-Aeroespacial 22/2013 (Processo nº 402082/2013-3) e PQ 1D (Processo nº 304658/2014-6).

Referências

- [1] Otsuka K, Wayman CM. Shape memory materials. Cambridge: Cambridge University Press; 1998.
- [2] Falvo A, Furguele FM, Maletta C. Functional behaviour of a NiTi-welded joint: two-way shape memory effect. *Materials Science & Engineering A*. 2008;481-482:647-650. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.11.178>.
- [3] Chan CW, Chan SHJ, Man HC, Ji P. Constitutive model for localized Lüders-like stress-induced martensitic transformation and super-elastic behaviors of laser-welded NiTi wires. *Computational Materials Science*. 2012;63:197-206. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2012.06.009>.
- [4] Eijk CV, Fostervoll V, Sallom ZK, Akselsen OM. Plasma welding of NiTi to NiTi, stainless steel and hastelloy C276. *Proceedings of ASM Materials Solutions 2003 Conference; 2003 Outubro13-15; Pennsylvania, USA. Pittsburgh: ASM; 2003. p. 1-5*
- [5] Silva JGV, Grassi END, Araújo CJ. Comportamento termomecânico de fios NiTiNOL microsoldados por descarga capacitiva: um estudo experimental. *Anais do VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM; 2010 Agosto 18-21. Campina Grande, Brasil. Rio de Janeiro: ABCM; 2010. p. 1-10*
- [6] Mirshekari GR, Saatchi A, Kermanpur A, Sadrnezhad SK. Laser welding of NiTi shape memory alloy: Comparison of the similar and dissimilar joints to AISI 304 stainless steel. *Optics & Laser Technology*. 2013;54:151-158. <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2013.05.014>.
- [7] Yang D, Jiang HC, Zhao MJ, Rong LJ. Microstructure and mechanical behaviors of electron beam welded NiTi shape memory alloys. *Materials & Design*. 2014;57:21-25. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.039>.
- [8] Tuissi A, Besseghini S, Ranucci T, Squatrito F, Pozzi M. Effect of Nd-YAG laser welding on the functional properties of the Ni-49,6at.%Ti. *Materials Science & Engineering A*. 1999;273-275:813-817. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00422-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00422-0).
- [9] Otubo, J.; Rigo, O.D.; Mei, P.R. The effects of vacuum induction melting and electron beam melting techniques on the purity of NiTi shape memory alloys. *Materials Science & Engineering A, Structural Materials: properties, microstructure and processing*. 2006;438:679-682.
- [10] Chan CW, Man HC, Cheng FT. Fatigue behavior of laser-welded NiTi wires in small strain cyclic bending. *Materials Science & Engineering A*. 2013;559:407-415. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.119>.
- [11] Silva NJ, De Araújo CJ, Gonzalez CH, Grassi END, Oliveira CAN. Estudo comparativo das propriedades dinâmicas de uma liga NiTi com memória de forma e materiais estruturais clássicos. *Matéria*. 2011;16:830-835.
- [12] Silva NJ, Grassi END, De Araújo CJ. Dynamic properties of NiTi Shape memory alloy and classic structural materials: a comparative analysis. *Materials Science Forum*. 2010;643:37-41.
- [13] Lagoudas DC. *Shape memory alloys: modeling and engineering applications*. Texas: Springer; 2008.