

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Luiz Fernando Alves Rodrigues

**MICROSOLDAGEM POR PULSOS DE GTAW EM FIOS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti**

Campina Grande – PB

2016

Luiz Fernando Alves Rodrigues

**MICROSOLDAGEM POR PULSOS DE GTAW EM FIOS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de **Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais**.

Orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araújo

Agência Financiadora: CNPq, Petrobrás

Campina Grande – PB

2016

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico pela UFCG (2009).
- Mestre em Engenharia Mecânica pela UFCG (2011).

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

R696m Rodrigues, Luiz Fernando Alves.
Microsoldagem por pulsos de GTAW em fios de ligas com memória de forma Ni-Ti / Luiz Fernando Alves Rodrigues. – Campina Grande-PB, 2016.
146. il.

Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2016.
"Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo".
Referências.

1. Soldagem *GTAW*. 2. Ligas com Memória de Forma. 3. Planejamento Experimental. 4. Comportamento Termomecânico. 5. Ni-Ti. I. Araújo, Carlos José de. II. Título.

CDU 621.791(043.2)

Luiz Fernando Alves Rodrigues

**MICROSOLDAGEM POR PULSOS DE GTAW EM FIOS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de **Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.**

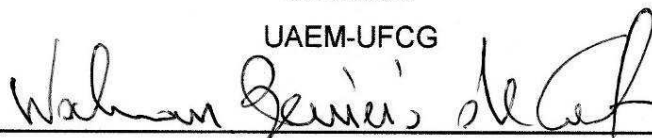
Aprovado em: 18 / 04 / 2016



Prof. Dr. Carlos José de Araújo

Orientador

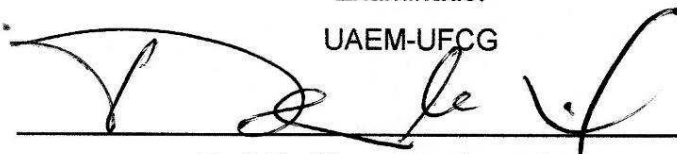
UAEM-UFCG



Prof. Dr. Walman Benicio Castro

Examinador

UAEM-UFCG



Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

Examinador

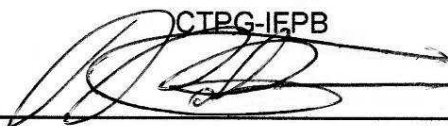
UAEM-UFCG



Prof. Dr. Marcos Mesquita da Silva

Examinador

CTPG-IEPB



Prof. Dr. Rodinei Medeiros Gomes

Examinador

DEM-UFPB

À minha esposa Tassiana e meu filho Lucas Henrique.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente quero agradecer a Deus por estar sempre comigo em toda a minha vida e possibilitar a concretização de mais esse objetivo de tão grande importância.

Gostaria de agradecer ao professor Dr. Carlos José de Araújo pelo efetivo apoio dado como orientador durante todo o trabalho e, nos vários anos em que fui pesquisador no LaMMEA.

Ao professor Dr. João Baptista pela grande contribuição durante o desenvolvimento dos ensaios de microscopia Ótica.

Ao professor Dr. Renato e sua orientanda Josiane Costa pelo auxílio nos experimentos de corrosão.

Ao grande, Fernando Amorim, companheiro de luta na soldagem de fios de LMF. Obrigado pela ajuda e parceria.

Aos doutorandos, Jackson, pelos diversos ensaios efetuados no DSC e, Vitor, pela ajuda nos ensaios de tração na MTS.

À mestranda Magna e ao graduando Paulo Cesar pelo auxílio com os ensaios de DMA.

Aos graduandos, Maurílio, pela ajuda na instalação dos equipamentos de soldagem e, Marcos, pelo auxílio nos trabalhos de microscopia ótica.

A todos que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho, entre os quais, todos aqueles que fazem parte do meu convívio particular que de alguma forma são parte do sucesso nos trabalhos.

Em especial agradeço a minha amada esposa Tassiana Braga Rodrigues pelo apoio durante todo o desenvolvimento da Tese, a qual inúmeras vezes me ouviu incansavelmente falar sobre Ligas com Memória de Forma. E ao meu filho Lucas Henrique, que embora ainda seja um bebê, trouxe um novo brilho em minha trajetória de vida.

Agradeço também ao CNPq que contribuiu com o fomento de equipamentos e a bolsa de doutorado que foi disponibilizada em parceria com a Petrobras a partir do Prêmio Petrobras de Tecnologia, o qual fui agraciado em 2011.

RESUMO

A soldagem de ligas com memória de forma (LMF) persiste como um dos maiores desafios a ampliação nas aplicações desses materiais que têm custo elevado devido aos elementos nobres utilizados e seu difícil processamento. A união soldada pode levar ao desenvolvimento de produtos com geometrias complexas que seriam inviáveis de serem fabricados por processos convencionais. Nesse trabalho foram efetuados diversos testes com o objetivo de avaliar os efeitos dos parâmetros de soldagem por pulsos de *GTAW* (Gas Tungsten Arc Welding) nas propriedades de juntas de fios de LMF Ni-Ti. Para isso, utilizando uma soldadora *GTAW*, fornecida pela empresa alemã Lampert, modelo PUK U4, foram efetuados testes de soldagem avaliando inicialmente as condições que promovem penetração total em fios atuadores e superelásticos de LMF Ni-Ti com diâmetro de 0,9 mm (900 μm). Os parâmetros dos testes de penetração foram obtidos através de planejamento experimental pelo uso do método de delineamento composto central rotacional (DCCR). Assim, foi possível obter três configurações ótimas que permitem penetração total da junta, com valores próximos a 900 μm . Essas configurações foram testadas para avaliar seus efeitos em juntas similares (atuadoras e superelásticas) e dissimilares. Os testes de avaliação das propriedades termomecânicas das juntas soldadas foram realizados por meio de microscopia ótica, análise térmica por calorimetria diferencial de varredura, microdureza, ensaios de tração até a ruptura em condições de temperatura ambiente e isotérmicas (variando de 40°C a 90°C em intervalos de 10°C), análise de superfície de fratura por microscopia eletrônica de varredura e análise dinâmico-mecânica. Os resultados demonstram que as três configurações apresentam boa correspondência de propriedades na junta quando comparadas entre si. Foram observados grãos maiores no centro das juntas soldadas, próximas a área de aplicação do pulso de soldagem. Grãos colunares mais estreitos foram observados nas soldagens com aplicação de pulso mais intenso. A junta soldada sofre alterações nas temperaturas de transformação de fase comparativamente ao material íntegro, assim como o perfil dos picos de transformação de fase. O aumento da temperatura de teste promove a transformação de fase das juntas soldadas atuadoras, que se tornam mais frágeis e tendem a fraturar prematuramente a partir de 70°C. A esta temperatura se tem uma zona mista de fases nas juntas de fios atuadores. Enquanto nas juntas de fios superelásticos a ruptura ocorre com deformações de 2,5%, independente, da temperatura de teste isotérmico. A fratura do fio íntegro, tanto em baixa quanto em alta temperatura, tem aspecto tipo dúctil, enquanto nas juntas de fios soldados, no geral, passa de frágil com a presença de planos facetados (clivagem) para uma fratura do tipo dúctil-frágil (mista). As juntas dissimilares apresentaram comportamento intermediário às juntas com união similar. Diante dos resultados obtidos é possível afirmar que a soldagem por pulsos de *GTAW* tem grande potencial de aplicação na união permanente de fios de LMF Ni-Ti com o objetivo de desenvolver estruturas de formatos complexos para aplicações em diversas áreas.

Palavras-chave: Soldagem *GTAW*. Ligas com Memória de Forma. Planejamento Experimental. Comportamento Termomecânico. Ligas Ni-Ti.

ABSTRACT

The welding of Shape Memory Alloys (SMA) remains one of the biggest challenges to expanding the applications of these materials that have high cost due to the noble elements used and its hard manufacturing. The welded joint can lead to the development of products with complex geometry that would be infeasible to be manufactured by conventional processes. In this work, several tests were carried out in order to evaluate the effects of parameters on the properties of SMA Ni-Ti wires using welding by pulses of *GTAW* (Gas Tungsten Arc Welding). For this, using a *GTAW* welder, PUK U4 model, supplied by Lampert (German company), several welding tests were performed initially evaluating the conditions that promote full penetration in actuators and superelastics wires made of SMA Ni-Ti with diameters of 0.9 mm (900 μm). The penetration tests parameters were obtained through experimental design by using the central composite rotatable design (CCRD) method. Thus, it was possible to obtain three great settings that allow full penetration of the joint, with values close to 900 μm . These configurations were tested to evaluate their effects in similar joints (actuators and superelastics) and dissimilar joints. The evaluation tests of the thermomechanical properties of welded joints were performed through optical microscopy (OM), thermal analysis by differential scanning calorimetry, microhardness, tensile testing until failure at room temperature and isothermal ranging from 40° C to 90° C at intervals of 10 ° C, fracture surface analysis by scanning electron microscopy and dynamic mechanical analysis. The results show that all three configurations exhibit good correlation of properties in the joint when compared to each other. Larger grains were observed in the center joints near the welding pulse application area. Narrower columnar grains were observed in the area where the pulse intensity was more intense. The welded joint suffers changes in the phase transformation temperature of the material, as well as the profile of the peaks, compared to the whole material. The increase in test temperature promotes the SMA phase transformation of the actuator welded joints that becomes more brittle and tend to fracture prematurely from 70 °C. At this temperature, there is a mixed phase zone in actuators joints. While the failure of superelastic joints occurs in strain of 2.5% regardless of the isothermal test temperature. The fracture of the whole wire at low and high temperature seemed ductile, while, in general, welded wire showed from brittle fracture, with the presence of faceted planes (cleavage), to a fracture of ductile-brittle type (mixed). The dissimilar joint showed intermediate properties between both bases material. Based on these results we can say that the welding by pulse *GTAW* has great potential for application on permanent union of SMA Ni-Ti wires in order to develop complex structures for application in several fields.

Keywords: *GTAW*. Shape Memory Alloy. Experimental Design. Thermomechanical Behaviour. Nitinol Alloys.

PUBLICAÇÕES

Publicações em revista:

RODRIGUES, L. F. A.; AMORIM, F. A.; PEREIRA, F. F. R. ; DE ARAÚJO, C. J. Experimental Study of Tungsten Inert Gas Pulsed Welding Applied to Ni-Ti Shape Memory Alloy Wires. **MRS Proceedings**, v. 1765, p. s4a-p046, 2015.

AMORIM, F. A.; RODRIGUES, L. F. A.; DE ARAÚJO, C. J.; MACIEL, T. M. Avaliação das Propriedades Termomecânicas de Fios de Liga com Memória de Forma NiTi Soldados por Pulsos de Micro TIG. **Revista Soldagem e Inspeção**, v. 20, p. 423-433, 2015.

Publicações em congressos:

RODRIGUES, L. F. A.; AMORIM, F. A.; DE ARAÚJO, C. J. **Comportamento Mecânico de Fios de Liga com Memória de Forma Ni-Ti Soldados por Pulsos de TIG: Influência do Tratamento Térmico de Pré-Soldagem**. In: 21º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECiMat 2014. Cuiabá-MT, 2014.

AMORIM, F. A.; RODRIGUES, L. F. A.; DE ARAÚJO, C. J.; DE MELO, J. B. C. A.; MACIEL, T. M. **Avaliação das Propriedades Termomecânicas de Fios Superelásticos de Nitinol Microsoldados pelo Processo TIG**. In: 69º Congresso Anual da ABM 2014, São Paulo-SP. Anais do 69º Congresso Anual da ABM, 2014.

AMORIM, F. A. ; SOUSA, T. T. S. ; RODRIGUES, L. F. A.; MACIEL, T. M. **Evaluation of the Thermomechanical Behavior of Nitinol Wires Micro Welded by Plasma Arc Pulses**. In: 22nd International Congress of Mechanical Engineering (COBEM 2013), Ribeirão Preto - SP. Proceedings of COBEM 2013, 2013.

AMORIM, F. A. ; SOUSA, T. T. S. ; RODRIGUES, L. F. A. ; DE ARAÚJO, C. J.; MACIEL, T. M. **Influence of the Heat Treatments on the Thermomechanical Properties of Nitinol Wires Micro Welded by Plasma Arc Pulses**. In: CONSOLDA Congresso Nacional de Soldagem, 2013, Curitiba - PR. Anais do XXXIX CONSOLDA, 2013.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Representação esquemática do EMF de uma LMF. (a) Mecanismo interno da transformação martensítica. (b) Curva tensão-deformação para uma LMF com estrutura martensítica. (adaptado de Williams, 2010).....	25
Figura 2. Comportamento termomecânico de um atuador de LMF sob carga. (a) Esquema da realização de trabalho mecânico (adaptado de Song <i>et al.</i> , 2003). (b) Comportamento deformação-temperatura de um atuador de LMF em função do carregamento externo (adaptado de Lagoudas, 2008).....	26
Figura 3. Diagrama esquemático do fenômeno de superelasticidade das LMF. (a) Esquema do mecanismo interno da transformação martensítica induzida por tensão. (b) Curva tensão – deformação (adaptado de Williams, 2010).	27
Figura 4. Ilustração de um termograma típico de um ensaio de DSC em uma LMF.	28
Figura 5. Aplicação de barras de LMF (em inglês <i>Shape Memory Alloys – SMA</i>) em um avião de testes da Boeing (Mabe <i>et al.</i> , 2006 apud Lagoudas, 2008).	29
Figura 6. Uso de LMF superelástica na armação de óculos (Lagoudas, 2008).....	29
Figura 7. Protótipo de mão robótica desenvolvida com atuadores de LMF (Farías <i>et al.</i> , 2009).....	30
Figura 8. Regiões de uma junta soldada típica (adaptado de Perini, 2008 apud Costa, 2015).....	31
Figura 9. Exemplo de estruturas complexas que podem ser obtidas pela soldagem similar de Ni-Ti/Ni-Ti. (a) Estrutura celular (Shaw, 2014). (b) Dispositivo médico (Endovascular, 2014).....	34
Figura 10. União Ni-Ti soldada por laser. MEV na região da linha de fusão (adaptado de Mirshekari <i>et al.</i> , 2013).....	35
Figura 11. Perfil de dureza da junta de Ni-Ti/Ni-Ti. (adaptado de Mirshekari <i>et al.</i> , 2013).	35
Figura 12. Comportamento tensão-deformação (a) do fio íntegro de Ni-Ti, e (b) da junta de Ni-Ti/Ni-Ti (adaptado de Mirshekari <i>et al.</i> , 2013).	36
Figura 13. Região de fratura das juntas de Ni-Ti/Ni-Ti soldadas a laser (adaptado de Mirshekari <i>et al.</i> , 2013).	36
Figura 14. Imagens de MEV mostrando a região da superfície de fratura das juntas soldadas de Ni-Ti/Ni-Ti. (a) Visão geral da fratura. (b) Superfície de fratura (Mirshekari <i>et al.</i> , 2013).	37
Figura 15. Esquema de montagem dos tubos de Ni-Ti com parede fina para a soldagem por resistência (adaptado de Delobelle <i>et al.</i> , 2013).....	37
Figura 16. Comportamento da transformação de fase de juntas de Ni-Ti soldadas por resistência ponto. a) Seleção das amostras para DSC. b) DSC da amostra soldada. c) DSC da amostra tratada a 850 °C/60 min. d) DSC da amostra novamente tratada a 450 °C/30 min (adaptado de Dellobelle <i>et al.</i> , 2013).	38
Figura 17. Perfil de dureza da junta soldagem dos tubos de Ni-Ti de parede fina, sem e com pós-tratamento (adaptado de Delobelle <i>et al.</i> , 2013).	39

Figura 18. Montagem para a soldagem por resistência e esquema do teste de ruptura das juntas soldadas. Adaptado de Tam <i>et al.</i> (2012).	39
Figura 19. Curva tensão-deformação da união soldada de Ni-Ti/Ni-Ti. (adaptado de Eijk <i>et al.</i> 2003).	40
Figura 20. Metodologia empregada na preparação dos fios de Ni-Ti para soldagem. ...	44
Figura 21. Ilustração da penetração da solda no processo de união por pulsos de GTAW usando a máquina PUK U4.	45
Figura 22. Equipamento de soldagem PUK U4 com lupa binocular acoplada. (a) Visão geral do equipamento. (b) Detalhe da função para soldagem de titânio puro com pré-configuração de parâmetros (destacados pelas setas e faixa azul).	46
Figura 23. Representação gráfica do DCCR para os pares codificados de tempo e potência.	51
Figura 24. Ilustração da linha de análise do perfil da dureza da junta soldada.	53
Figura 25. Esquema da montagem dos fios Ni-Ti soldados para ensaio de DMA em modo de flexão com engaste simples.	55
Figura 26. Imagens de penetração da solda em função do tempo e potência configurados no equipamento de soldagem PUK U4.	57
Figura 27. Imagens de microscopia ótica da junta de Ni-Ti soldada na condição de 4 ms e 70% (a) revelando o aspecto geral dos grãos na ZF (b) que se apresentam maiores na região do ponto de aplicação do pulso de soldagem.	58
Figura 28. Imagens de microscopia ótica das juntas de Ni-Ti soldadas nas condições de: (a) 9 ms e 55% revelando o crescimento dos grão colunares e (b) 8 ms e 70%, permitindo identificar o centro da solda que fica definido pelo contorno originado da união de topo dos fios.	59
Figura 29. Imagem de microscopia ótica da junta de Ni-Ti soldada na condição 6ms e 75% mostrando a formação de grãos equiaxiais na região da ZTA.	60
Figura 30. Imagens de microscopia ótica da junta de Ni-Ti soldada na condição 6 ms e 35% mostrando a ZTA que é evidenciada pela coloração diferenciada, após a linha de fusão. (a) Campo escuro. (b) Campo claro.	61
Figura 31. Imagens de microscopia óticas da junta de Ni-Ti soldada na condição 8ms e 70% mostrando: (a) Presença de vazios e a redução de seção da junta devido a tendência de formação de reforço de raiz. (b) Redução da largura dos grãos colunares com o aumento dos níveis dos parâmetros de soldagem.	62
Figura 32. Comportamento da penetração (μm) da solda em função do tempo (ms) e potência de pulso (%).	66
Figura 33. Configurações que promovem penetração da solda próxima à $900\mu\text{m}$ (faixa entre as linhas tracejadas) no fio de Ni-Ti.	67
Figura 34. Micrografia ótica da junta atuadora de Ni-Ti soldada na condição de 7ms/70%.	68
Figura 35. Micrografia ótica da junta atuadora de Ni-Ti soldada na condição de 8ms/65%.	68

Figura 36. Micrografia ótica da junta atuadora de Ni-Ti soldada na condição de 9ms/60%.	69
Figura 37. Curvas de DSC com identificação das temperaturas de transformação para o fio atuador íntegro de Ni-Ti.	70
Figura 38. DSC dos fios atuadores íntegro e soldados de Ni-Ti.	71
Figura 39. Distribuição de dureza para a junta do fio atuador de Ni-Ti soldado nas três configurações.	72
Figura 40. Distribuição de dureza para o fio atuador de Ni-Ti soldado na configuração 7ms/70% e o percentual atômico de Ni no ponto de cada indentação.	73
Figura 41. Comportamento mecânico até ruptura a temperatura ambiente do fio íntegro Ni-Ti atuador.	74
Figura 42. Comportamento mecânico até ruptura a temperatura ambiente dos fios soldados de Ni-Ti atuador. (a) 7ms/70%. (b) 8ms/65%. (c) 9ms/60%.	75
Figura 43. Sobreposição dos ensaios de tração até ruptura a temperatura ambiente dos fios de Ni-Ti atuadores. (0% - 16%).	76
Figura 44. Ampliações das regiões de sobreposição dos ensaios de tração até ruptura a temperatura ambiente dos fios de Ni-Ti atuadores. (a) 0% à 4%. (b) 4% à 7%.	76
Figura 45. Comportamento tensão vs deformação até a ruptura dos fios atuadores a temperaturas isotérmicas. (a) 40°C. (b) Detalhe de 40°C até 8% de deformação. (c) 70°C. (d) Detalhe de 70°C até 8% de deformação. (e) 80°C. (f) Detalhe de 80°C até 8% de deformação. (g) 90°C. (h) Detalhe de 90°C até 8% de deformação.	78
Figura 46. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para o fio íntegro atuador. (a) Até 20%. (b) Ampliação na região até 8%.	79
Figura 47. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios atuadores soldados na condição 7ms/70%.	80
Figura 48. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios atuadores soldados na condição 8ms/65%.	80
Figura 49. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios atuadores soldados na condição 9ms/60%.	81
Figura 50. Tensão máxima em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados.	81
Figura 51. Deformação máxima em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados.	82
Figura 52. Tensão de patamar a 3% de deformação em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados.	82
Figura 53. Deformação residual em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados.	83
Figura 54. Superfície de fratura do fio atuador íntegro testado a 40°C.	84
Figura 55. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 7ms/70% e testado a 40°C.	85
Figura 56. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 8ms/65% e testado a 40°C.	86

Figura 57. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 9ms/60% e testado a 40°C.	87
Figura 58. Superfície de fratura do fio atuador íntegro testado a 90°C.	88
Figura 59. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 7ms/70% e testado a 90°C.	89
Figura 60. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 8ms/65% e testado a 90°C.	90
Figura 61. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 9ms/60% e testado a 90°C.	91
Figura 62. Módulo de elasticidade em função da temperatura para o fios atuadores íntegro e soldados.	92
Figura 63. Capacidade de amortecimento em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados.	93
Figura 64. Imagens de microscopia ótica mostrando as juntas soldadas dos fios superelásticos usando as configurações de parâmetros obtidas através do <i>DCCR</i> usado para o fio atuador. (a) I - 7ms/70%. (b) II - 8ms/65%. (c) III - 9ms/60%.	94
Figura 65. DSC do fio Ni-Ti superelástico íntegro.	95
Figura 66. DSC dos fios de Ni-Ti superelásticos, íntegro e soldados.	96
Figura 67. Distribuição de dureza na junta do fio superelástico de Ni-Ti soldado nas três configurações.	97
Figura 68. Distribuição de dureza ao longo da junta do fio superelástico de Ni-Ti soldado na configuração 7ms/70% e a evolução do percentual atômico de Ni.	98
Figura 69. Comportamento tensão – deformação até a ruptura a temperatura ambiente do fio íntegro superelástico.	99
Figura 70. Ensaio de tração até a ruptura a temperatura ambiente dos fios superelásticos de Ni-Ti soldados. (a) 7ms/70% (b) 8ms/65%. (c) 9ms/60%.	100
Figura 71. Superposição das curvas tensão – deformação até ruptura a temperatura ambiente dos fios superelásticos de Ni-Ti soldados. (a) Deformação até 18%. (b) Deformação até 8%.	101
Figura 72. Comportamento mecânico até a ruptura dos fios superelásticos a diferentes temperaturas. (a) 40°C (b) Detalhe de 40°C até 8% de deformação. (c) 70°C. (d) Detalhe de 70°C até 8% de deformação. (e) 80°C. (f) Detalhe de 80°C até 8% de deformação. (h) 90°C. (i) Detalhe de 90°C até 8% de deformação.	103
Figura 73. Curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para o fio superelástico íntegro. (a) Comportamento completo até 25%. (b) Detalhe até 8%.	104
Figura 74. Sobreposição das curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios superelásticos soldados na condição 7ms/70%.	105
Figura 75. Sobreposição das curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios superelásticos soldados na condição 8ms/65%.	105
Figura 76. Sobreposição das curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios superelásticos soldados na condição 9ms/65%.	106

Figura 77. Tensão máxima em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro e soldados.....	107
Figura 78. Deformação máxima em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro e soldados.....	107
Figura 79. Tensão de patamar a 3% de deformação e Deformação Residual em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro.....	108
Figura 80. Superfície de fratura do fio superelástico íntegro testado a 40°C.....	109
Figura 81. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 7ms/70% e testado a 40°C.....	110
Figura 82. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 8ms/65% e testado a 40°C.....	111
Figura 83. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 9ms/60% testado a 40°C.....	112
Figura 84. Superfície de fratura do fio superelástico íntegro testado a 90°C.....	113
Figura 85. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 7ms/70% e testado a 90°C.....	114
Figura 86. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 8ms/65% testado a 90°C.....	115
Figura 87. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 9ms/60% e testado a 90°C.....	116
Figura 88. Módulo de elasticidade em função da temperatura para o fios superelásticos íntegro e soldados.....	117
Figura 89. Capacidade de amortecimento em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro e soldados.....	118
Figura 90. DSC da junta dissimilar de fio de Ni-Ti.....	119
Figura 91. Superposição das curvas de DSC das juntas soldadas de Ni-Ti.....	120
Figura 92. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 40°C.....	122
Figura 93. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 50°C.....	122
Figura 94. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 60 °C.....	123
Figura 95. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 70°C.....	124
Figura 96. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 80°C.....	125
Figura 97. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 90°C.....	125
Figura 98. Comportamento em tração até a ruptura das juntas dissimilares de Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% em temperaturas variando de 40 °C a 90 °C.....	126

Figura 99. Tensão máxima de ruptura das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.	126
Figura 100. Deformação máxima das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.	127
Figura 101. Tensão de patamar das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.	128
Figura 102. Deformação residual das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.	128
Figura 103. Superfície de fratura da junta dissimilar soldada na configuração 7ms/70% e submetido a ruptura a 40°C.....	129
Figura 104. Superfície de fratura da junta dissimilar soldada na configuração 7ms/70% e submetido a ruptura a 90°C.....	130

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Cálculo dos coeficientes para ANOVA.....	42
Tabela 2. Fatores e coeficientes utilizados no <i>DCCR</i>	51
Tabela 3. Penetração da solda em função do tempo e da potência de pulso.	63
Tabela 4. Temperaturas de transformação de fase dos fios íntegro e soldados.	71
Tabela 5. Deformação Máxima e Tensão Máxima dos fios atuadores íntegro e soldados.	75
Tabela 6. Temperaturas de transformação de fase do fios Ni-Ti superelásticos íntegro e soldados.....	96
Tabela 7. Deformação Máxima e Tensão Máxima do fio íntegro e dos fios soldados. .	100
Tabela 8. Temperaturas de transformação de fase do fios soldados na condição 7ms/70%.	121

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM - American Society for Testing and Materials

CCT - Centro de Ciências e Tecnologia

DCCR - Delineamento Composto Central Rotacional

DMA - Dynamic Mechanical Analysis

DSC - Calorimetria Diferencial de Varredura

ECS - Eletrodo Calomelando Saturado

EDS - Energy Dispersive Spectroscopy

EMF - Efeito Memória de Forma

GTAW - Gas Tungsten Arc Welding

HV - Unidade de Dureza Vickers

LaMMEA- Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas

LMF - Ligas com Memória de Forma

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MB - Metal de Base

MO - Microscopia Ótica

SBF - Saline Buffered Phosphate

UAEM - Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica

UAEMa - Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais

UFCG - Universidade Federal de Campina Grande

ZAC - Zona Afetada pelo Calor

ZF - Zona Fundida

ZTA - Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

M_f - Final da formação de martensita

M_s - Início da formação de martensita

A_f - Final da formação de austenita

A_s - Início da formação de austenita

d - Atraso (delay)

H - Histerese

P - Potência

t - Tempo

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	22
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1 Ligas com Memória de Forma (LMF).....	24
2.1.1 Características Gerais.....	24
2.1.2 Principais Métodos de Caracterização Térmica.....	27
2.1.3 Aplicações.....	28
2.2 Soldagem	30
2.2.1 Características das Juntas Soldadas	31
2.2.2 Soldagem GTAW	32
2.3 Soldagem de LMF Ni-Ti: Breve Estado da Arte	33
2.3.1 Soldagem a Laser	34
2.3.2 Soldagem por Resistência	37
2.3.3 Soldagem à Plasma	40
2.4 Planejamento de Experimentos	40
2.4.1 Planejamento Fatorial 2^k	41
2.4.2 Análise de Variância (ANOVA).....	42
3 MATERIAIS E MÉTODOS	43
3.1 Equipamento PUK U4 (Lampert)	45
3.2 Planejamento dos Experimentos	48
3.2.1 Soldagem Utilizando a PUK U4.....	48
3.2.2 Microscopia Ótica e Delineamento Fatorial	49
3.3 Microscopia Ótica de Verificação.....	52
3.4 Análise de Dureza	52
3.5 Análise Térmica.....	53

3.6 Ensaio de Tração até a Ruptura	53
3.7 Ensaio Isotérmico de Tração até a Ruptura	53
3.8 Análise das Superfícies de Fratura	54
3.9 Análise Dinâmico-Mecânica.....	54
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
4.1 Resultados para o Fio de Ni-Ti Atuador	56
4.1.1 Microscopia Ótica e Delineamento Fatorial	56
4.1.2 Microscopia Ótica de Verificação	67
4.1.3 Análise Térmica	70
4.1.4 Análise de Dureza.....	72
4.1.5 Comportamento Mecânico de Tração a Temperatura Ambiente	74
4.1.6 Ensaio de Tração Isotérmico até a Ruptura	76
4.1.7 Análise das Superfícies de Fratura das Juntas de Fio Atuador.....	83
4.1.8 Análise Dinâmico-Mecânica (DMA).....	91
4.2 Resultados para o Fio de Ni-Ti Superelástico	93
4.2.1 Microscopia Ótica de Verificação	93
4.2.2 Análise Térmica	94
4.2.3 Análise de Dureza.....	96
4.2.4 Ensaio de Tração a Temperatura Ambiente	99
4.2.5 Ensaio de Tração Isotérmico em Diferentes Temperaturas	102
4.2.6 Análise das Superfícies de Fratura das Juntas Superelásticas.....	108
4.2.7 Análise Dinâmico-Mecânica	116
4.3 Resultados para a Junta Dissimilar (atuador-superelástico)	118
4.3.1 Análise Térmica	118
4.3.2 Ensaio de Tração Isotérmico até a Ruptura.....	121
4.3.3 Análise das Superfícies de Fratura da Junta Dissimilar.....	128

5 CONCLUSÕES.....	131
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	133
7 REFERÊNCIAS	134
APÊNDICE A.....	138
APÊNDICE B.....	141
APÊNDICE C.....	144

1 INTRODUÇÃO

Ligas com memória de forma (LMF) são materiais metálicos especiais que possuem a surpreendente capacidade de recuperar uma deformação “aparentemente plástica”, introduzida a uma baixa temperatura, por intermédio de um aquecimento subsequente para temperaturas mais elevadas. Este fenômeno, denominado por efeito memória de forma (EMF), está intimamente associado a uma transformação de fase do tipo martensítica, cristalograficamente reversível (Otsuka e Wayman, 1998). A deformação é introduzida na fase de baixa temperatura (martensita) e um simples aquecimento transforma o material para a fase de alta temperatura (austenita) resultando na recuperação da forma previamente estabelecida. Quando uma força externa é aplicada e mantida constante na LMF, como, por exemplo, por meio de um peso, um efeito memória de forma de duplo sentido sob carga (stress assisted two-way memory effect) pode ser obtido. Em geral, o deslocamento desejado é obtido usando aplicação de pulsos de corrente elétrica (efeito Joule) e neste caso a LMF é considerada um “atuador elétrico”. Porém, se o acionamento (aquecimento e resfriamento) é realizado por intermédio da variação controlada da temperatura ambiente (convecção forçada, por exemplo), a LMF é considerada um “atuador térmico”. Assim, uma LMF pode ser considerada intrinsecamente como um atuador eletro-termomecânico que converte energia térmica em deslocamento acompanhado ou não da produção de um trabalho mecânico. Essas LMF, juntamente com as cerâmicas piezo-elétricas, os polímeros eletro-ativos, os fluídos eletro e magneto-reológicos, são considerados materiais inteligentes (Srinivasan e McFarland, 2001).

Atualmente existem três grandes grupos de LMF que vem sendo estudadas: base Ni-Ti (Ni-Ti, Ni-Ti-Nb, Ni-Ti-Fe, etc.), base cobre (sistemas Cu-Zn e Cu-Al) e base ferro (sistema Fe-Mn-Si) (Otsuka e Wayman, 1998). Além destes sistemas, inúmeros outros vem sendo desenvolvidos e estudados por universidades e centros de pesquisa em todo o mundo. As LMF de base Ni-Ti vêm encontrando aplicações crescentes em diversas áreas (naval, aeronáutica, nuclear, petróleo e gás, automobilística, de utilidades domésticas, robótica, médico-odontológica, dentre outras) (Lagoudas, 2008; Wu e Schetky, 2000; Duerig *et al.*, 1990; Furuya e Shimada, 1990).

Durante o desenvolvimento de aplicações de atuadores de LMF pode se tornar necessário realizar uniões permanentes por meio de operações de soldagem. Nesse contexto, segundo a indústria do petróleo (SINTEF, 2006a), espera-se que as

barreiras existentes para a comercialização de produtos baseados em LMF sejam reduzidas pelo desenvolvimento de processos efetivos de união, tais como soldagem, brasagem e outros. Por exemplo, a união de duas LMF com diferentes temperaturas de transformação formando um complexo amortecedor de vibrações, o qual pode trabalhar em diferentes faixas de temperatura, pode ser produzido como um componente simples (SINTEF, 2006a e 2006b). Uma análise da literatura internacional permite detectar trabalhos sobre soldagem de LMF Ni-Ti, basicamente usando os processos de soldagem por resistência (Delobelle *et al.*, 2013; Tam el al, 2012), a laser (Mirshekari *et al.*, 2013; Li *et al.*, 2013) e plasma (Eijk *et al.*, 2003). No caso da soldagem TIG (GTAW), que é um processo de soldagem bem mais simples e barato em comparação com a soldagem a laser, foram desenvolvidos poucos estudos até o presente momento (Amorim, 2014; Fox *et al.*, 2011; Ikai *et al.*, 1996). Contudo, a união permanente de LMF ainda corresponde a um desafio tecnológico importante, principalmente considerando a aplicação do processo de soldagem GTAW. Assim, esse número restrito de trabalhos usando o processo GTAW para LMF Ni-Ti pode restringir a aplicabilidade em estruturas complexas, já que essas LMF são, em geral, de alto custo de obtenção, como também seus métodos de processamento e, sua união principalmente pelo processo de soldagem a laser pode tornar onerosa a aplicação dos produtos desenvolvidos.

Nesse sentido, este trabalho tem por objetivo avaliar as características da união soldada de fios de Ni-Ti atuadores, superelásticos e de juntas dissimilares obtidas com estes fios, com o propósito de identificar a influência do processo de soldagem GTAW sobre o comportamento termomecânico e as propriedades das LMF de Ni-Ti estudadas, tais como: temperaturas de transformação de fase, deformação máxima, tensão de ruptura, resistência mecânica, dentre outros. Assim, o estudo desenvolvido durante a tese de doutorado correspondeu a um desafio científico e tecnológico importante, de caráter original e tecnologicamente pioneiro, principalmente com referência às pesquisas realizadas no Brasil. Os resultados oriundos deste trabalho podem fundamentar pesquisas diversas sobre as possíveis aplicações no desenvolvimento de produtos de LMF Ni-Ti, especialmente na área médica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste item serão fundamentados os aspectos científicos e tecnológicos sobre as propriedades termomecânicas das LMF, assim como as principais aplicações dessas ligas. Além disso, serão estabelecidas as definições sobre soldagem e como se definem as regiões características de uma junta soldada. Será também brevemente descrito o processo GTAW, o estado de desenvolvimento dos estudos de soldagem envolvendo LMF e os usos da técnica de delineamento fatorial no planejamento de experimentos.

2.1 Ligas com Memória de Forma (LMF)

Nesta seção serão discutidas as propriedades termomecânicas das LMF, e o potencial de uso de suas características únicas.

2.1.1 Características Gerais

Quando deformadas plasticamente e sujeitas a um carregamento térmico apropriado, as LMF demonstram a capacidade de recuperar uma forma anterior à deformação introduzida ou de gerar grandes forças de restituição quando restringida sua recuperação de forma. Essa propriedade está associada a uma transformação de fase no estado sólido, dependente da temperatura, do tipo martensítica termoelástica (Otsuka e Wayman, 1998). Este fenômeno é particularmente interessante para a produção de microatuadores e desenvolvimento de máquinas miniaturizadas, a partir dessas ligas (Kohl, 2010). Essa recuperação de forma pode se apresentar apenas no aquecimento (EMF simples – “*one-way shape memory effect*”) ou também no resfriamento (EMF duplo ou reversível – “*two-way shape memory effect*”).

Na Figura 1 é ilustrado o mecanismo da transformação de fase que origina o fenômeno de EMF, assim como sua resposta macromecânica. Conforme indicado na Figura 1(a), inicialmente tem-se uma LMF a temperatura em que a estrutura é completamente austenítica (1, fase mãe) e quando o material é resfriado suficientemente, transforma-se para a fase martensítica (2), em estado sólido. Essa estrutura se caracteriza por ser bastante maleável, especialmente se comparada com a martensita do aço que é extremamente dura. Neste estado, caso se aplique um

carregamento mecânico, a LMF é deformada para um estado pseudo plástico (3). Em seguida, por um simples aquecimento a estrutura da LMF passa do estado martensítico deformado, novamente para o estado austenítico (1), o que leva a recuperação de forma do elemento de LMF. A partir desse ponto, um novo ciclo de EMF simples poderá ser iniciado. Na Figura 1(b) é possível visualizar um esquema do comportamento tensão-deformação típico de uma LMF no estado martensítico de baixa temperatura. Nessa figura, o EMF simples é obtido pelo aquecimento de 3 para 1.

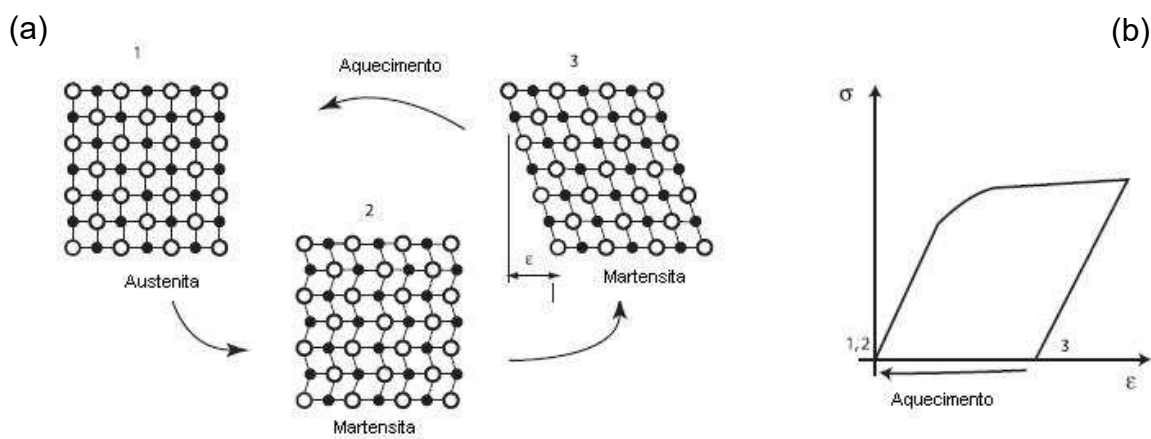


Figura 1. Representação esquemática do EMF de uma LMF. (a) Mecanismo interno da transformação martensítica. (b) Curva tensão-deformação para uma LMF com estrutura martensítica. (adaptado de Williams, 2010).

Na Figura 2(a) é ilustrado um atuador de LMF na forma de fio fino sendo usado para levantar um peso por meio do EMF, e, portanto, realizar um trabalho mecânico. Quando ocorre o aquecimento por efeito Joule do atuador pré-deformado pela carga externa no estado mais frio (fase martensítica), o material passa ao estado mais quente (fase austenítica) e assim, origina-se a contração com o conseqüente levantamento da carga. Entretanto, quando é cessada a passagem de corrente elétrica, o atuador se resfria, o material passa ao estado maleável mais frio (fase martensítica) e volta a ser deformado pela carga.

Verifica-se na Figura 2(b) o comportamento deformação-temperatura típico de um atuador LMF em função de carregamentos isobáricos impostos. Constata-se que à medida que a carga aumenta é necessário um acréscimo na temperatura (mais energia) para recuperação total da deformação do atuador de LMF, que também

aumenta (EMF). Neste exemplo, para um carregamento em 120 MPa a deformação era de 1% e foi para 1,6% quando o carregamento imposto ao material foi de 300 MPa. Ainda nesta figura, é possível observar a presença de uma histerese em temperatura (H) nas curvas deformação-temperatura, para todos os carregamentos impostos ao atuador de LMF. Essa histerese e o comportamento não linear da relação deformação-temperatura dificultam a utilização do controle de posição de atuadores de LMF. Além disso, a histerese gera um atraso (d - “*delay*”) na resposta desse tipo de atuador, em que um estímulo de entrada é aplicado (temperatura) e só após algum tempo depois o atuador começa a responder.

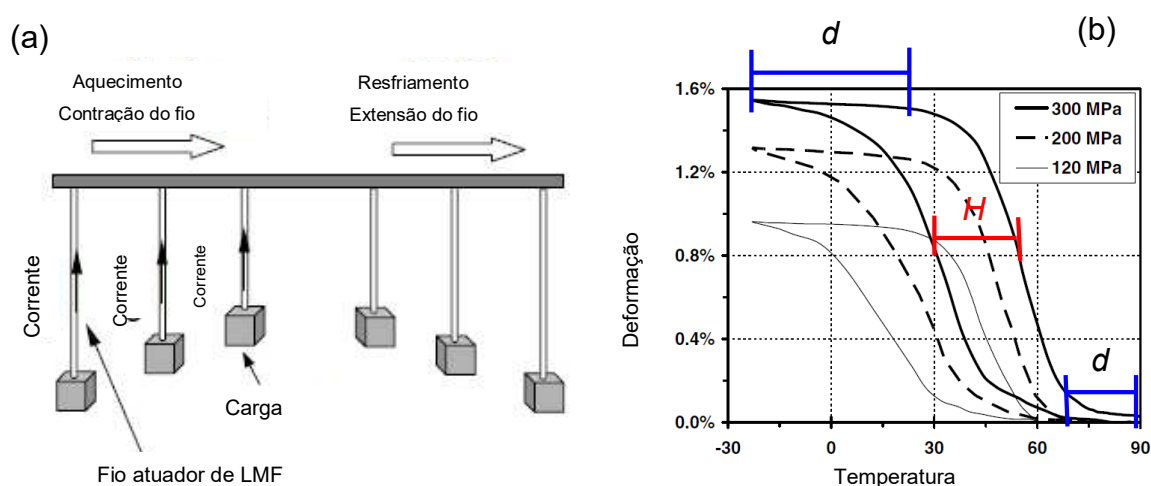


Figura 2. Comportamento termomecânico de um atuador de LMF sob carga. (a) Esquema da realização de trabalho mecânico (adaptado de Song *et al.*, 2003). (b) Comportamento deformação-temperatura de um atuador de LMF em função do carregamento externo (adaptado de Lagoudas, 2008).

Outro comportamento termomecânico importante apresentado pelas LMF é o fenômeno de pseudo-elasticidade ou superelasticidade. Neste caso, a LMF é mantida sempre no seu estado mais quente, ou seja, na fase autênica (1) conforme ilustrado na Figura 3. A partir deste estado, é possível induzir a formação de martensita (2) por carregamento mecânico a temperatura constante, gerando grandes deformações na LMF. Quando a carga é relaxada, a estrutura martensítica induzida por tensão mecânica torna-se instável e a LMF retorna totalmente para a fase austenítica, recuperando a forma anterior sem necessidade de aquecimento. Esse comportamento tensão-deformação do fenômeno de superelasticidade envolve grandes deformações reversíveis (1–2), que podem atingir valores situados entre 5% e 10% em tração.

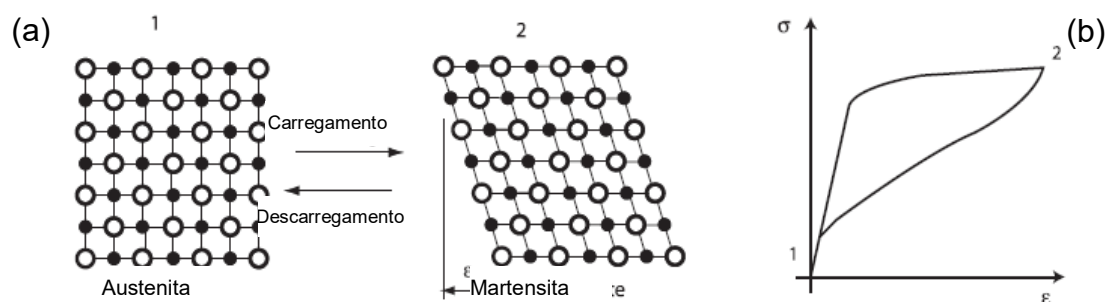


Figura 3. Diagrama esquemático do fenômeno de superelasticidade das LMF. (a) Esquema do mecanismo interno da transformação martensítica induzida por tensão. (b) Curva tensão – deformação (adaptado de Williams, 2010).

Vale ressaltar que existe uma grande variedade de ligas metálicas que podem apresentar os fenômenos de EMF e superelasticidade. Entretanto, de um ponto de vista comercial, apenas as LMF com larga faixa de recuperação de forma são interessantes. Desta forma, destacam-se as LMF a base de Ni-Ti, Cu-Zn-Al e Cu-Al-Ni.

2.1.2 Principais Métodos de Caracterização Térmica

A caracterização precisa do comportamento termomecânico de uma LMF é realizada fazendo uso de técnicas de análise térmica, como a Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) e a Análise Dinâmica Mecânica (DMA), além de resistência elétrica em função da temperatura (RET) e ensaios de tração e compressão em função da temperatura (Otsuka e Wayman, 1998; Lagoudas, 2008). Na técnica de calorimetria DSC, que é a mais empregada, se faz a medição da quantidade de calor absorvido ou liberado por uma amostra de LMF durante um ciclo térmico (resfriamento e aquecimento) que contenha as temperaturas de transformação de fase. A partir da utilização do método das tangentes aplicadas aos picos DSC (Otsuka e Wayman, 1998), conforme ilustrado na Figura 4, é possível obter, para a transformação martensítica direta (resfriamento) e reversa (aquecimento), as temperaturas de início e final de formação das fases martensítica (M_s , M_f) e austenítica (A_s e A_f), respectivamente. Estas temperaturas são amplamente difundidas na literatura e estabelecem, de maneira quantitativa, regiões distintas do comportamento termomecânico clássico das LMF.

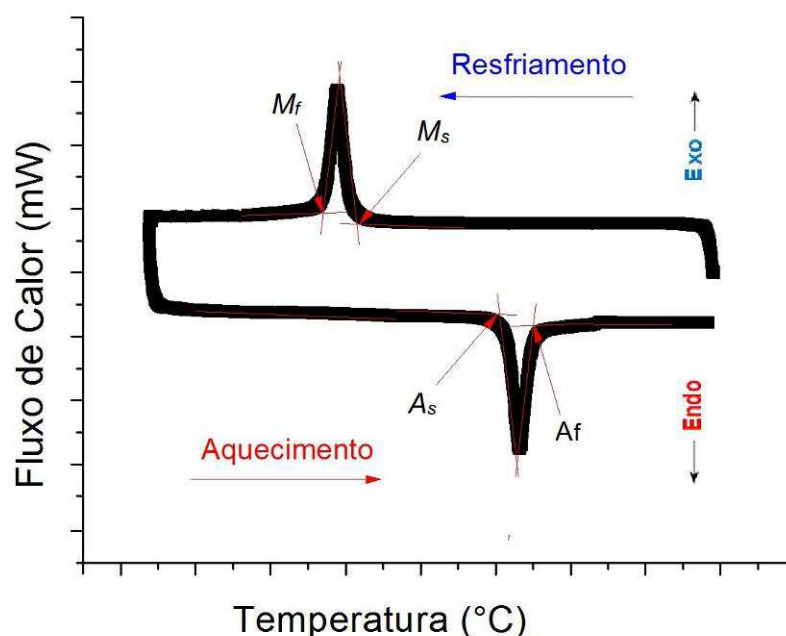


Figura 4. Ilustração de um termograma típico de um ensaio de DSC em uma LMF.

2.1.3 Aplicações

Diversos setores industriais apresentam potencial para o desenvolvimento de aplicação utilizando os comportamentos diferenciados das LMF. Entretanto, se destacam devido à relações custo-benefício mais favoráveis as áreas que naturalmente são mais consumidoras de alta tecnologia, como: aeroespacial, médica, automotiva, entre outras.

Na Figura 5 é mostrado um conceito de aplicação de barras de LMF de Ni-Ti em um avião da Boeing. Nesse caso a LMF é usada para fazer variar a geometria de uma parte da estrutura externa da turbina (denominada *chevron*), melhorando o desempenho durante o voo a grandes altitudes. Nessa aplicação, devido à grande velocidade e altitude da aeronave, os quais promovem o resfriamento do material, o *chevron* fabricado em LMF se transforma para o estado martensítico, mais maleável, facilitando a deformação das extremidades em “V” para uma forma que melhora o desempenho aerodinâmico do avião, pois facilita a mistura de gases de exaustão, levando a uma redução de ruídos.



Figura 5. Aplicação de barras de LMF (em inglês *Shape Memory Alloys – SMA*) em um avião de testes da Boeing (Mabe *et al.*, 2006 apud Lagoudas, 2008).

Na Figura 6 apresenta-se uma aplicação do fenômeno de superelasticidade de fios de uma LMF no uso em armação de óculos, o que confere ao produto uma maior flexibilidade e durabilidade.

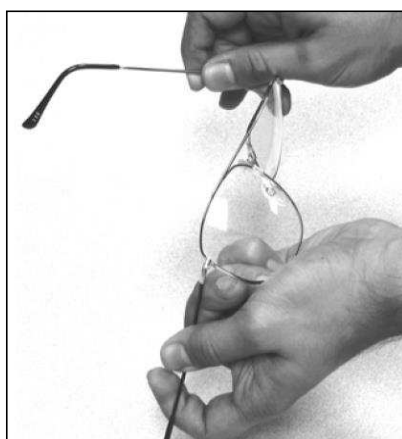


Figura 6. Uso de LMF superelástica na armação de óculos (Lagoudas, 2008).

Um exemplo de aplicação médica de LMF, mais precisamente na área de reabilitação robótica, é o desenvolvimento de próteses para membros superiores do corpo humano. No protótipo de mão robótica da Figura 7, fios atuadores são aquecidos por meio do uso de corrente elétrica, a qual promove a consequente contração destes fios e o respectivo movimento dos dedos. Esse protótipo tem a vantagem de apresentar baixo ruído se comparado com as próteses disponíveis no

mercado, normalmente fabricadas usando motores elétricos e mecanismos pneumáticos.



Figura 7. Protótipo de mão robótica desenvolvida com atuadores de LMF (Farias *et al.*, 2009).

No caso de aplicações para o setor automobilístico, as LMF podem, por exemplo, ser usadas como sensores e atuadores de impacto em veículos. O comportamento superelástico pode ser usado para gerar um efetivo sistema de dissipação de energia de vibração e impacto (Lagoudas, 2008).

Nos dias atuais, sistemas ativos incorporando estes materiais eletro-termo-responsivos estão na fronteira do conhecimento e do interesse tecnológico a nível mundial, conforme demonstra os conceitos aplicativos divulgados nos trabalhos de Sun *et al.* (2012) e Jani *et al.* (2014).

2.2 Soldagem

Segundo a norma ISO 857-1 (1998), a soldagem é uma Operação capaz de promover a união entre metais por meio de calor ou pressão, ou ambas, de tal maneira que exista continuidade na natureza do metal. Para isso, pode ou não utilizar-se de metal de adição com temperatura de fusão semelhante a do metal que se deseja unir.

A soldagem pode ser usada na união de metais e não-metais, e é produzida por aquecimento localizado a uma temperatura adequada na região que se deseja unir. Pode-se utilizar metal de adição (metal de enchimento) com propriedades semelhantes ou superiores ao metal base, permitindo a homogeneidade ou melhoria de suas propriedades físicas e mecânicas.

A técnica de soldagem é relativamente simples do ponto de vista conceitual, sendo um procedimento bastante empregado em diversas áreas do conhecimento. Quando realizada com cuidado, pode-se reduzir possíveis falhas durante a fabricação de produtos biomédicos, o que pode melhorar a adaptação e distribuição de esforços, minimizando traumas ou falhas nos implantes ou próteses.

2.2.1 Características das Juntas Soldadas

Com base nos aspectos metalúrgicos, é possível distinguir, em uma junta soldada, três regiões com diferentes características: a zona fundida (ZF), resultante da área do metal que fundiu pelo aquecimento, somada ou não a um metal de adição que é fundido em conjunto com o metal a ser soldado (em caso de soldagem autógena existe somente o metal de base fundido). Outra região é a zona afetada pelo calor (ZAC) ou zona termicamente afetada (ZTA), que consiste a uma região adjacente ao metal de base que sofreu alterações microestruturais e nas suas propriedades devido ao calor gerado para obter a zona fundida. Por fim, tem-se o metal de base (MB) que corresponde as demais regiões do material que não sofreram modificações a níveis metalúrgicos. A Figura 8 permite identificar, de forma esquemática, as diferentes regiões citadas e que constituem uma junta soldada.

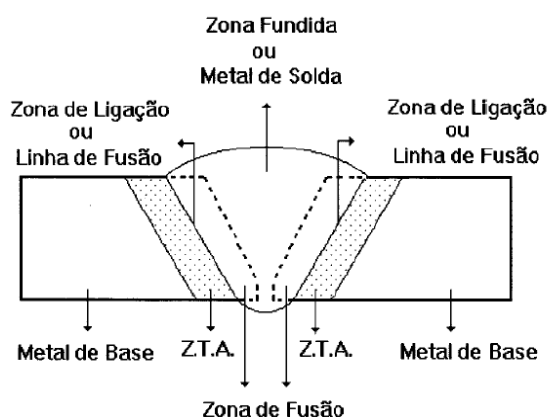


Figura 8. Regiões de uma junta soldada típica (adaptado de Perini, 2008 apud Costa, 2015).

As principais particularidades relacionadas às regiões indicadas são:

- Metal de base – o material utilizado para a construção da estrutura metálica, nesta região, não sofreu qualquer influência do processo de soldagem, ou

seja, é uma região constituinte da junta soldada que não sofreu qualquer alteração em suas características físicas, químicas ou metalúrgicas. Em outras palavras, essa é a região mais afastada da área soldada e que não foi afetada pelo aquecimento durante a soldagem, ou seja, as temperaturas atingidas nessa região são inferiores as críticas do material (Veiga, 2011; Marques, 2011);

- Zona afetada pelo calor ou zona termicamente afetada – nesta região, embora a temperatura de processamento não tenha sido suficiente para modificar o estado físico dos materiais envolvidos, ocorrem importantes transformações metalúrgicas no *estado sólido*, ou seja, são registradas importantes alterações nas propriedades iniciais dos materiais utilizados na construção metálica. Assim, é uma região de grande interesse no campo da metalurgia da soldagem (Peixoto, 2012);
- Zona fundida – é a região na qual a temperatura de processamento é suficiente para fundir os materiais envolvidos, ou seja, parte de metal de base juntamente com parte do metal de adição passam para a forma líquida formando a denominada poça de fusão. Nesta região, diversos fenômenos ligados a metalurgia física manifestam-se simultaneamente, dando origem a uma série de transformações, não só de origem metalúrgica, como também química e física. A forma como ocorre à solidificação da zona fundida após o resfriamento da região tem grande influência na qualidade final da junta soldada. Um dos principais aspectos a serem considerados é a morfologia (forma geral) dos grãos metálicos resultantes, a qual vai ter influência direta na susceptibilidade a defeitos, assim como no comportamento mecânico da junta soldada (Marques, 2011).

2.2.2 Soldagem GTAW

Dentre os diversos tipos de processos de soldagem, tem-se a soldagem, *GTAW* (em inglês “*Gas Tungsten Arc Welding*”) também conhecida simplesmente por TIG (em inglês “*Tungsten-Inert Gás*”). Trata-se de um processo de união de materiais metálicos, em que a união ocorre devido ao aquecimento e fusão localizados por meio de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça de trabalho. Nesse processo é essencial o uso de gás proteção na região do

eletrodo e da poça de fusão para minimizar a oxidação por agentes externos. Os possíveis gases de proteção, que devem ser inertes, são em geral, argônio, hélio ou uma mistura destes (Fraga *et al.* 2007).

O processo *GTAW* é o mais indicado para soldagem de peças finas devido os menores valores de aporte térmico transferido a peça, podendo ser empregado com ou sem metal de adição. As soldas realizadas por este processo são limpas (isenta de respingos), livres de resíduos ou escória, e frequentemente não requerem nenhum tratamento pós-soldagem (Delgado, 2000).

2.3 Soldagem de LMF Ni-Ti: Breve Estado da Arte

O titânio tem grande afinidade com hidrogênio, nitrogênio e oxigênio quando em altas temperaturas. Essa reatividade do titânio pode tornar mais frágeis os produtos fabricados a partir de ligas de Ni-Ti (Wang e Welsch, 1995; Danielson *et al.*, 2003; Saresh *et al.*, 2007).

Os processos de soldagem, em geral, por necessitarem intrinsecamente de calor para fazer a união, podem promover a perda de titânio na liga de Ni-Ti. Assim, para se trabalhar com essa família de LMF é recomendável utilizar gás de proteção.

Dentre os métodos de soldagem mais usados nos estudos de avaliação da soldagem de Ni-Ti em juntas similares ou dissimilares, a soldagem a laser é o que mais se destaca, sendo até o momento o processo mais estudado no que diz respeito à união de ligas de Ni-Ti, devido a sua precisão, bom controle de fornecimento de calor, baixa densidade de energia e, portanto, pequena zona afetada pelo calor, com tensões residuais mínimas, o que torna este processo bastante interessante para soldar materiais com soldabilidade difícil. (Gugel *et al.*, 2008; Li *et al.*, 2013; Mirshekari *et al.*, 2013). Entretanto, o custo elevado dos equipamentos de soldagem a laser o torna oneroso ou até mesmo inviável para algumas aplicações. Comparativamente, o processo de soldagem *GTAW* é considerado bem mais simples e barato quando comparado com a soldagem laser (Durgutlu, 2004). Na literatura são encontrados alguns estudos referentes a união soldada de LMF Ni-Ti, os quais utilizam a técnica de soldagem *GTAW* (Lü *et al.*, 2013), mas a grande maioria utiliza a soldagem a laser (Mirshekari *et al.*, 2013; Li *et al.*, 2013; Li *et al.*, 2012) e por resistência (Delobelle *et al.*, 2013; Tam *et al.*, 2012).

O estudo da soldagem de Ni-Ti/Ni-Ti (soldagem similar) para formar estruturas complexas pode permitir a obtenção de novos tipos de atuadores térmicos e estruturas altamente resilientes. Além disso, estruturas complexas formadas a partir da união de Ni-Ti/Ni-Ti em diferentes estados (martensítico e austenítico) podem permitir a produção de dispositivos para aplicações na área de vibrações, em que, diferentes frequências podem ser obtidas a partir da ativação eletrotérmica ou pela própria ativação termomecânica, em frequência apropriadas, as quais tem capacidade de autoativar a estrutura (Oliveira, 2014). Na Figura 9(a) apresenta-se uma estrutura celular que pode ser obtida a partir da soldagem de lâminas de Ni-Ti (Shaw, 2014), enquanto na Figura 9(b) é mostrada uma CoreValve® da empresa Medtronic, a qual também pode ser obtida pela soldagem de fios finos de LMF. Essa válvula tem a capacidade de permitir a expansão de uma artéria com uma cirurgia minimamente invasiva.

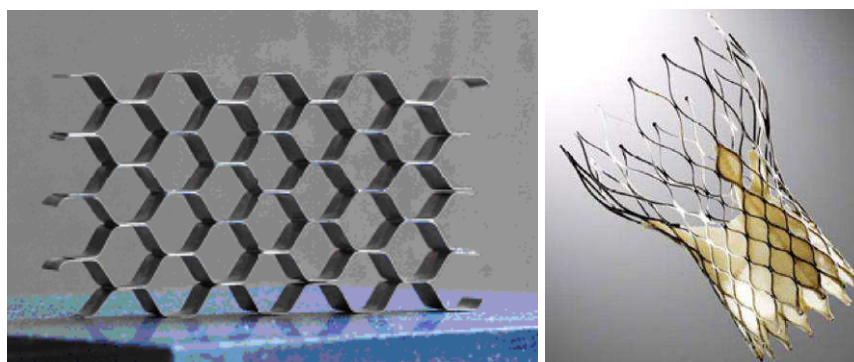


Figura 9. Exemplo de estruturas complexas que podem ser obtidas pela soldagem similar de Ni-Ti/Ni-Ti. (a) Estrutura celular (Shaw, 2014). (b) Dispositivo médico (Endovascular, 2014).

2.3.1 Soldagem a Laser

No trabalho de Mirshekari *et al.*, (2013), foi realizado um estudo comparativo da soldagem a laser de fios de Ni-Ti em junta similar (Ni-Ti com Ni-Ti), obtendo-se uniões satisfatórias e sem grandes defeitos. Foram avaliadas a microestrutura, propriedades mecânicas e morfologia da fratura das juntas soldadas a laser que foram investigadas usando microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), EDS, análise por difração de raios-X, microdureza e testes de tração mecânica. Na Figura 10 é possível observar uma imagem de MEV realizada nas fronteiras das soldas Ni-Ti.

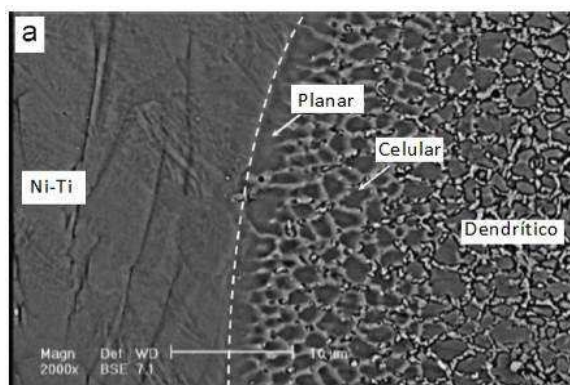


Figura 10. União Ni-Ti soldada por laser. MEV na região da linha de fusão (adaptado de Mirshekari *et al.*, 2013).

Conforme indicado na Figura 10, verificou-se que o modo de solidificação através da zona fundida muda de planar para celular e de celular para dendrítico, da zona de interface da solda em direção ao centro da solda.

A junta soldada a laser exibe distribuição uniforme da composição química. Além disso, a zona soldada da junta de Ni-Ti/Ni-Ti exibe fase austenítica B2 sem precipitados (da mesma forma que para o metal de base). Conforme pode ser verificado na Figura 11, a distribuição granular influencia na dureza da região da junta, já que os valores de microdureza da zona soldada em direção ao metal de base aumentam na junta de Ni-Ti/Ni-Ti.

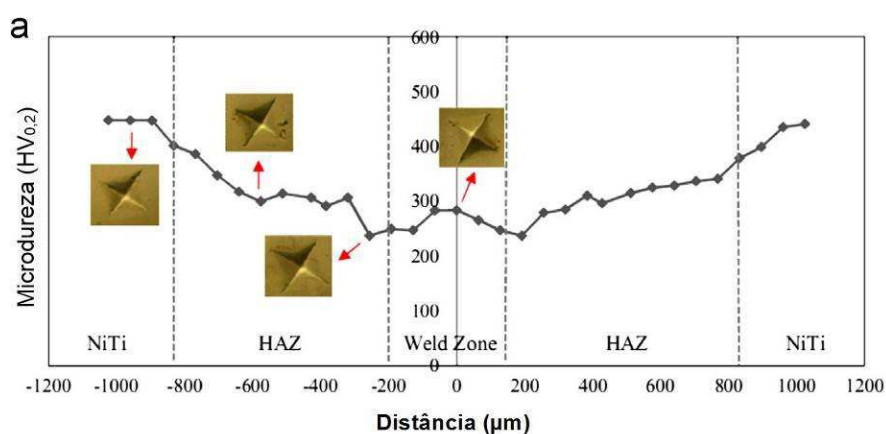


Figura 11. Perfil de dureza da junta de Ni-Ti/Ni-Ti. (adaptado de Mirshekari *et al.*, 2013).

Na Figura 12 é possível verificar os resultados dos ensaios de tração realizados a temperatura ambiente dos fios íntegros e soldados. Verificou-se que a junta de Ni-Ti/Ni-Ti apresenta cerca de 63% da resistência mecânica máxima do fio como

recebido (íntegro), o que equivale a 835 MPa com deformação máxima na ruptura de 16%.

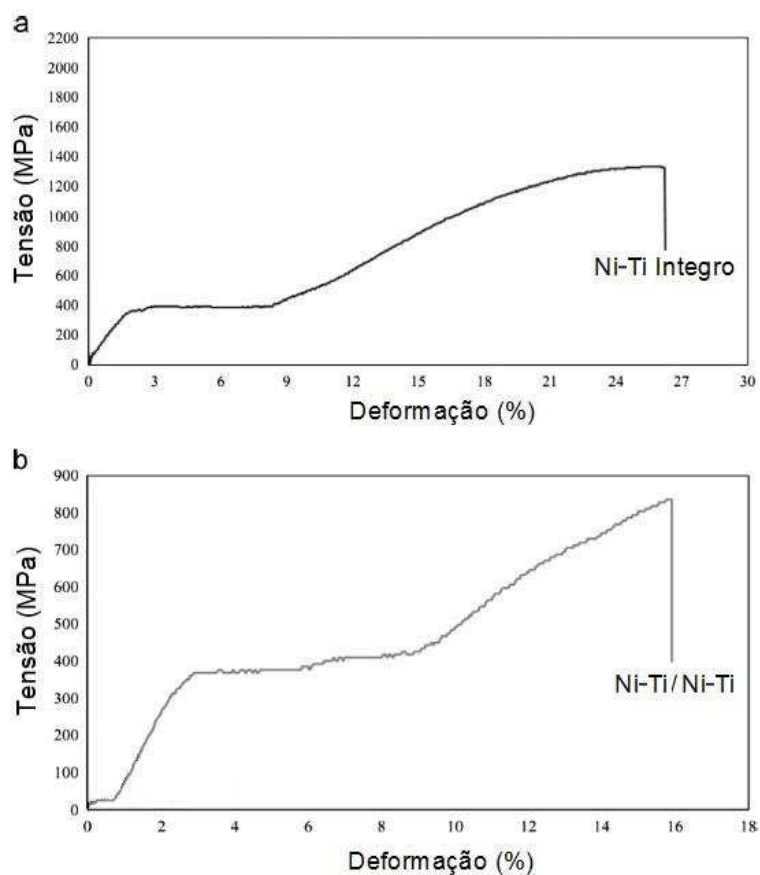


Figura 12. Comportamento tensão-deformação (a) do fio íntegro de Ni-Ti, e (b) da junta de Ni-Ti/Ni-Ti (adaptado de Mirshekari *et al.*, 2013).

Adicionalmente, conforme pode ser observado nas Figura 13 e 14, as juntas de Ni-Ti/Ni-Ti fraturam de maneira dúctil na zona fundida, próxima a linha de fusão.

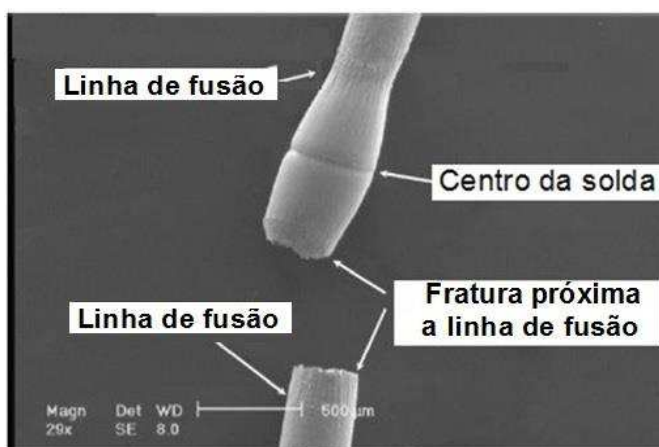


Figura 13. Região de fratura das juntas de Ni-Ti/Ni-Ti soldadas a laser (adaptado de Mirshekari *et al.*, 2013).

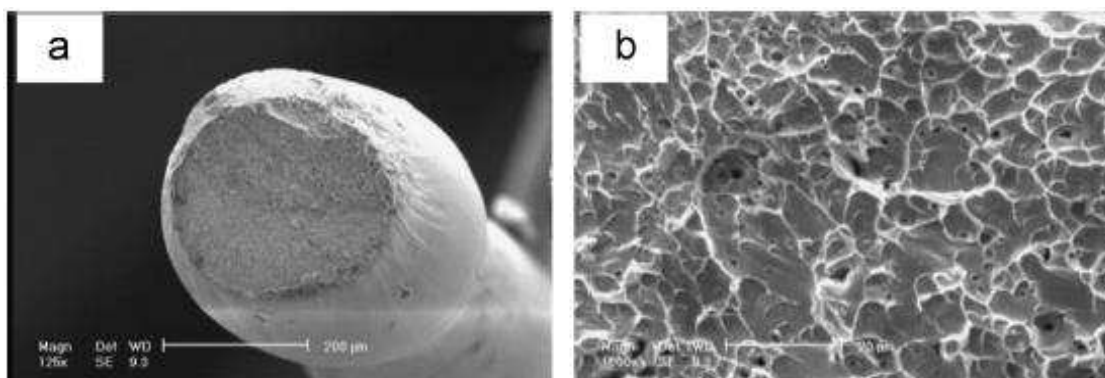


Figura 14. Imagens de MEV mostrando a região da superfície de fratura das juntas soldadas de Ni-Ti/Ni-Ti. (a) Visão geral da fratura. (b) Superfície de fratura (Mirshekari *et al.*, 2013).

2.3.2 Soldagem por Resistência

Recentemente, Delobelle *et al.* (2013) estudaram a soldagem por resistência elétrica em tubos de LMF Ni-Ti com parede fina, soldados conforme montagem ilustrada na Figura 15, com o objetivo de obter estruturas complexas de baixa densidade e alta reversibilidade elástica (a exemplo daquelas mostradas na Figura 9).



Figura 15. Esquema de montagem dos tubos de Ni-Ti com parede fina para a soldagem por resistência (adaptado de Delobelle *et al.*, 2013).

Esses autores verificaram, comparando as propriedades da junta soldada com a do metal base, por meio de ensaios de calorimetria (DSC), microscopia, nanoindentação e testes de tração, que a soldagem altera significativamente as propriedades mecânicas, a microestrutura e o comportamento da transformação de fase na região da junta soldada. Assim, a estrutura da solda é altamente heterogênea, com os grãos dentro da zona fundida muito maiores que os do metal base, fazendo com que a dureza da junta seja menor que a do metal base. Além disso, conforme mostrado na Figura 16, dependendo dos tratamentos térmicos aplicados, a junta se

torna praticamente homogênea (o que torna o comportamento da transformação na junta e no metal de base praticamente o mesmo) ou com relativamente baixa heterogeneidade.

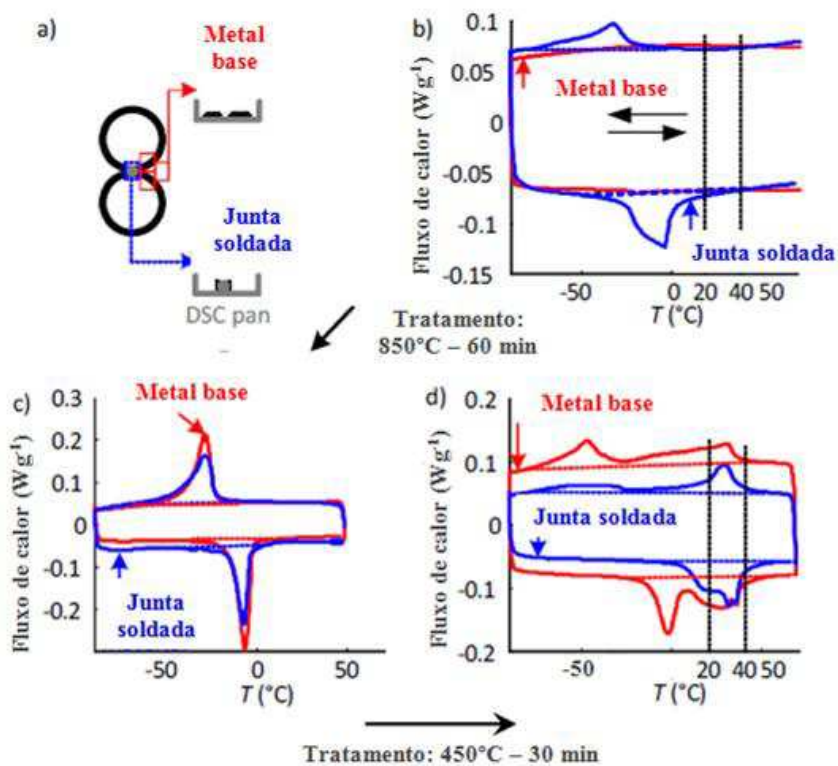


Figura 16. Comportamento da transformação de fase de juntas de Ni-Ti soldadas por resistência ponto. a) Seleção das amostras para DSC. b) DSC da amostra soldada. c) DSC da amostra tratada a 850 °C/60 min. d) DSC da amostra novamente tratada a 450 °C/30 min (adaptado de Dellobelle *et al.*, 2013).

Conforme pode ser verificado na Figura 17, os tubos soldados e sem posterior tratamento térmico apresentam maior dureza que aqueles que passaram por tratamento térmico.

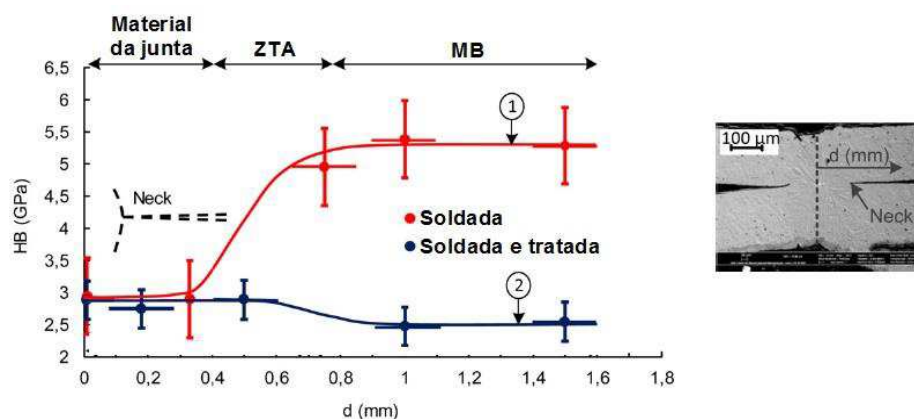


Figura 17. Perfil de dureza da junta soldagem dos tubos de Ni-Ti de parede fina, sem e com pós-tratamento (adaptado de Delobelle *et al.*, 2013).

Outro trabalho que utilizou soldagem por resistência foi realizado por Tam *et al.* (2012). Neste trabalho examinou-se a microestrutura e propriedades mecânicas de resistência de juntas micro-soldadas de fios Ni-Ti com diferentes níveis de corrente elétrica aplicados. Na Figura 18 é mostrado o esquema de soldagem e do teste de ruptura das juntas.

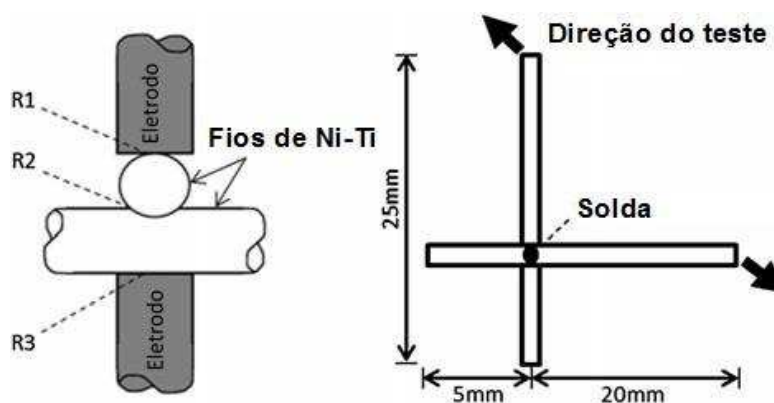


Figura 18. Montagem para a soldagem por resistência e esquema do teste de ruptura das juntas soldadas. Adaptado de Tam *et al.* (2012).

Os resultados apontaram um mecanismo de união que consiste de seis principais estágios e que a resistência da junta e o mecanismo de fratura estão diretamente ligados a propriedades metalúrgicas das soldas. Sendo assim, a força máxima para a falha da junta foi obtida pela competição de fatores de aumento da força de união interfacial e aumento da tenacidade na ZTA.

2.3.3 Soldagem à Plasma

Existem poucos trabalhos sobre a soldagem de LMF Ni-Ti usando plasma. No trabalho de soldagem a plasma realizado por Eijk *et al.* (2003), juntas soldadas de Ni-Ti/Ni-Ti foram avaliadas usando técnicas de DSC, microscopia ótica e MEV. Foi verificado que a soldagem de Ni-Ti/Ni-Ti não promove grandes alterações na composição da junta. Entretanto, as propriedades mecânicas são significativamente alteradas após a soldagem, a qual promove a diminuição da capacidade de deformação da união, conforme evidenciado na Figura 19, em que a união permanente torna o material aparentemente frágil.

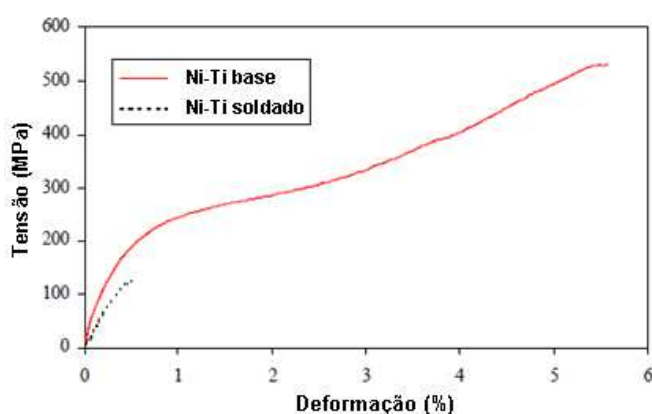


Figura 19. Curva tensão-deformação da união soldada de Ni-Ti/Ni-Ti. (adaptado de Eijk *et al.* 2003).

2.4 Planejamento de Experimentos

O Planejamento Experimental (PE) é uma técnica estatística em que é possível determinar as variáveis (fatores) que exercem maior influência em um determinado processo, provendo uma maior eficiência no uso dos recursos (Calado e Montgomery, 2003), apresentando como resultado:

- Redução da variação do processo e melhor concordância entre os valores nominais;
- Redução do tempo do processo;
- Redução do custo operacional;
- Melhoria no rendimento do processo.

Segundo Calado e Montgomery (2003), as aplicações mais comuns de PE são:

- Avaliação e comparação de configurações básicas de projetos;
- Avaliação de diferentes materiais;
- Seleção de parâmetros de projeto;
- Determinação de parâmetros de projeto que melhorem o desempenho de produtos;
- Otimização do tempo de fabricação, desempenho e confiabilidade de produtos e/ou processos.

2.4.1 Planejamento Fatorial 2^k

A técnica de planejamento fatorial é indicada quando se tem duas ou mais variáveis independentes. Com o uso adequado dos dados de entrada e a seleção adequada do tipo de delineamento fatorial, é possível obter a influência de todas as variáveis dentro da combinação em todos os níveis, assim como a influência específica de uma variável sobre as demais (Calado e Montgomery, 2003).

A representação de um planejamento fatorial em dois níveis é 2^k , onde 2 é o número de níveis e k é o número de variáveis. Além dos 2^k ensaios realizados, é interessante e recomendado realizar ensaios no ponto central. Os pontos centrais equivalem à média aritmética dos níveis de cada fator e sua representação é feita com um 0 (zero) na matriz de planejamento. A realização de ensaios neste ponto permite o cálculo de resíduos e de erro padrão, além de evidenciar a qualidade da repetibilidade do fenômeno. O número mínimo recomendado de ensaios no ponto central é de 3 (Rodrigues e Lemma, 2009). O uso de repetição das combinações também é interessante para que seja possível um modelo mais refinado.

O modelo linear estatístico para esse tipo de planejamento é definido pela Equação 1:

$$Y = \beta_0 + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_3 X_1 X_2 + \text{Erro} \quad (1)$$

Nessa equação, Y é a variável de resposta, X_i ($i=1$ e 2) é o efeito de cada variável, e $X_1 X_2$ é o efeito da interação, β_0 é a média global, β_i ($i=1$ e 2) é a metade do efeito de cada variável e β_3 é a metade do efeito da interação (Rodrigues e Lemma, 2009).

2.4.2 Análise de Variância (ANOVA)

Análise de variância (ANOVA) é a técnica estatística que permite avaliar informações médias de populações. A análise visa, fundamentalmente, verificar se existe uma diferença significativa entre as médias e se os fatores exercem influência em alguma variável dependente. Assim, é possível comparar vários grupos diferentes ao mesmo tempo.

As hipóteses nulas e alternativa da análise a serem testadas na ANOVA são:

- Hipótese nula (H0): as médias populacionais são iguais;
- Hipótese alternativa (H1): as médias populacionais são diferentes, ou seja, pelo menos uma das médias é diferente das demais;
- O teste de hipótese F é feito com o objetivo de provar que a hipótese nula está errada. Portanto, rejeita-se H0 se $F_{\text{calculado}} > F_{\text{tabelado}} (F_{1-\alpha})$, em que α é a significância (geralmente tomada como 5%).

Na Tabela 1 são apresentadas as expressões dos coeficientes a serem calculados para a ANOVA (Rodrigues e lemma, 2009).

Tabela 1. Cálculo dos coeficientes para ANOVA

Fonte de Variação	Soma dos Quadrados (S.Q)	Graus de Liberdade (G.L)	Quadrado da Média (Q.M)	Teste F
Regressão	$S.Q_R$	$(p-1)$	$Q.M_R/(p-1)$	$Q.M_R / Q.M_{Res}$
Resíduos	$S.Q_{Res}$	$(n-p)$	$Q.M_{Res}/(n-p)$	1
Total	$S.Q_{Total}$	$(n-1)$	-	-
R^2 (Coeficiente de Correlação)	$R^2 = \left(\frac{S.Q_{TOTAL} - S.Q_{Res}}{S.Q_{TOTAL}} \right) \times 100$		-	-

Em que p é o número de coeficientes do modelo, n é o número de experimentos.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho de pesquisa foram utilizados dois tipos de fios de LMF Ni-Ti com 0,9 mm de diâmetro. Estes fios são fornecidos pelas empresas Nimesis Inc., com composição equiatômica (fio atuador), e Sandinox Ltda, de liga ASTM F2063 (fio superelástico, a temperatura ambiente). Deve-se observar que para que o fio atuador apresente efeito memória de forma, esse deve passar por um tratamento térmico adequado, que retire o encruamento proveniente do processo de conformação (trefilação) e traga as temperaturas de transformação para valores próximos da temperatura ambiente, na faixa de 20°C a 80°C. O fio superelástico já apresenta superelasticidade a temperatura ambiente no estado como recebido do fornecedor.

Na Figura 20 é apresentada, resumidamente, a metodologia utilizada para a preparação dos fios Ni-Ti usados no trabalho. O fio atuador (fase R ou martensítica a temperatura ambiente após tratamento térmico), como recebido, é fornecido em bobina, e é inicialmente cortado em comprimentos de aproximadamente 70 mm. O fio cortado apresenta uma curvatura devido ao processo de trefilação a frio seguido de bobinamento, e assim, antes de passar pelo tratamento térmico é necessário que seja alinhado em um dispositivo confeccionado especialmente para este fim. O alinhamento é necessário para que o fio, quando soldado, apresente formato retilíneo, adequado para a realização de testes de resistência mecânica. Após o tratamento térmico realizado a 450°C durante 20 minutos, o fio está pronto para uso. A determinação do tratamento térmico a ser usado nos fios foi orientada pelos testes realizados e descritos no Apêndice A. Após o tratamento térmico, o fio é cortado ao meio em uma cortadeira metalográfica e lixado para retirar rebarbas do corte e o excesso de óxido oriundo do tratamento térmico. O fio cortado é então submetido ao procedimento de soldagem de topo na PUK U4 (o equipamento será descrito na próxima seção) usando um dispositivo específico para alinhamento durante a soldagem. Após a soldagem, a junta de LMF Ni-Ti é avaliada por meio de microscopia ótica para verificar a penetração da solda.

Para o fio superelástico, que também é fornecido em bobina, após o corte não se necessita das etapas de alinhamento e tratamento térmico pois seu formato retilíneo já é obtido após o corte a partir da bobina. Os processos pelos quais passam

os fios superelásticos até serem ensaiados estão destacados pela borda vermelha na Figura 20.

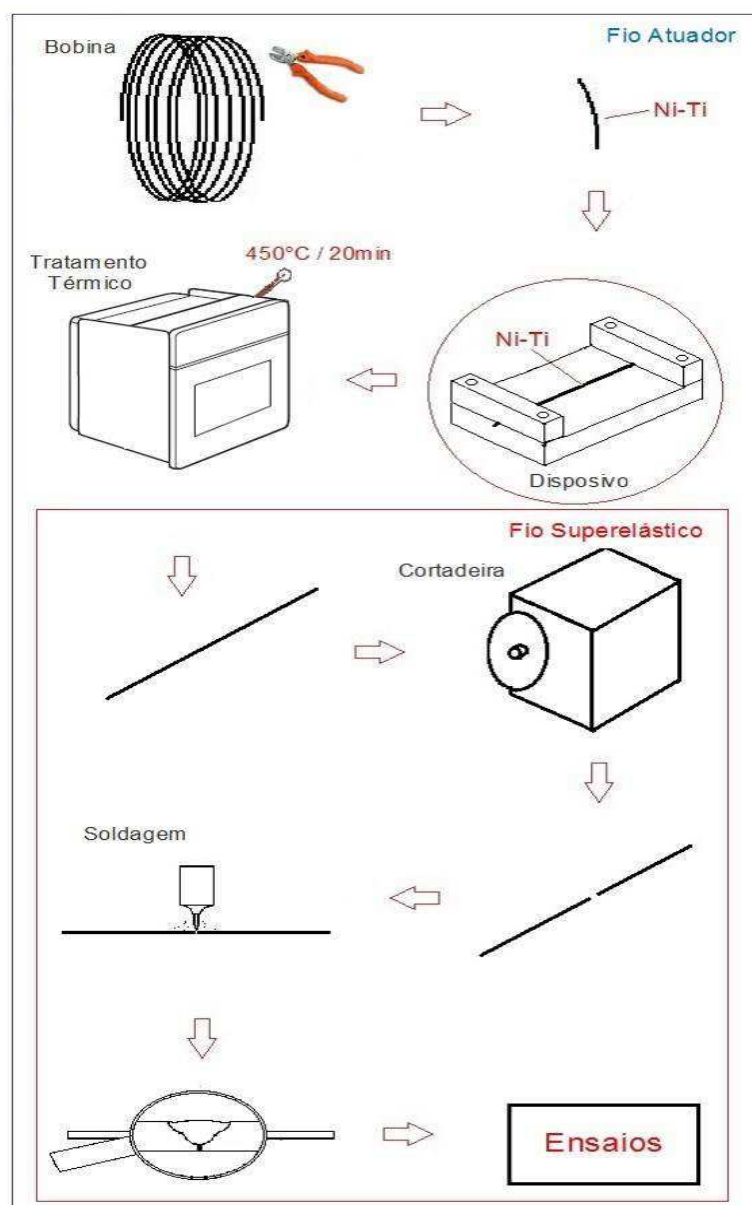


Figura 20. Metodologia empregada na preparação dos fios de Ni-Ti para soldagem.

A Figura 21 detalha melhor o procedimento de soldagem indicado na Figura 20. Assim, na figura, o processo de soldagem por pulsos de *GTAW* utilizando a máquina PUK U4 refere-se a uma dada penetração obtida a partir de um par qualquer de tempo e potência (de acordo com os parâmetros configurados no equipamento tem-se uma maior ou menor penetração). Quando as duas partes da união a serem soldadas estão devidamente em contato sobre um suporte para alinhamento e estas entram em contato com o eletrodo, o equipamento PUK U4, automaticamente, aciona a liberação

do gás de proteção (argônio) e após 2 segundos de manutenção do contato o pulso é liberado, promovendo a fusão localizada das partes e, conseqüentemente, a união dos fios Ni-Ti alinhados de topo.

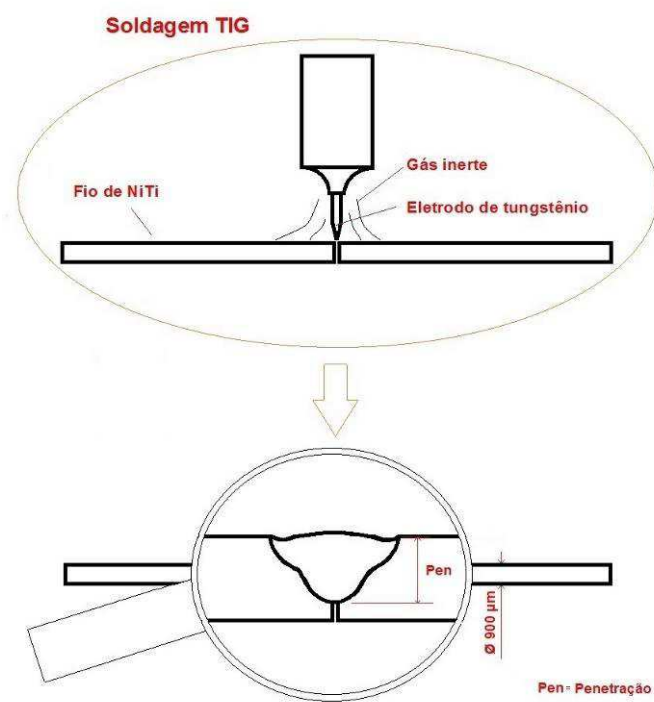


Figura 21. Ilustração da penetração da solda no processo de união por pulsos de GTAW usando a máquina PUK U4.

3.1 Equipamento PUK U4 (Lampert)

Com o objetivo de executar a soldagem por pulsos controlados de GTAW dos fios de LMF Ni-Ti com efeito memória de forma (atuador) e com superelásticidade (superelástico), foi utilizada uma soldadora GTAW, modelo PUK U4, fornecida pela empresa Lampert (Alemanha). O equipamento PUK U4 é apresentado na Figura 22.

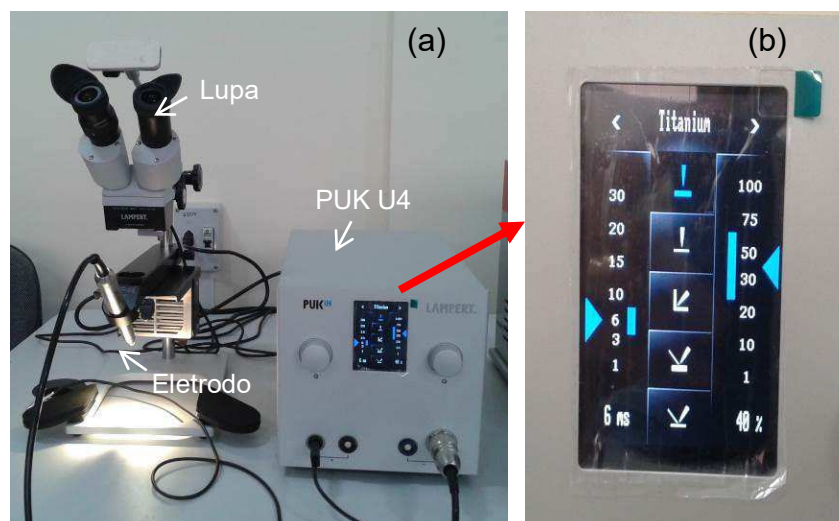


Figura 22. Equipamento de soldagem PUK U4 com lupa binocular acoplada. (a) Visão geral do equipamento. (b) Detalhe da função para soldagem de titânio puro com pré-configuração de parâmetros (destacados pelas setas e faixa azul).

A máquina PUK U4 tem uma potência nominal máxima de 400VA. É um equipamento para soldagens de precisão com sistema automático de ativação do pulso que facilita a manipulação dos materiais a serem soldados, além de possibilitar uma solda com alta qualidade e consistente reprodutibilidade da junta soldada. O equipamento é fornecido com lupa binocular acoplada, o que facilita o posicionamento e a visualização do local a ser soldado. A soldadora também é indicada para materiais bem finos, possibilitando a união de fios com diâmetro menor que 0,3mm. O pulso de soldagem é realizado com o uso de atmosfera protetora de argônio, a fim de reduzir a quantidade de impurezas na região da junta durante o procedimento de união.

O equipamento possui diversas funções de soldagem, especialmente indicadas para aço inoxidável, titânio, Ni-Cr, Co-Cr, ouro, paládio e cobre, permitindo além da soldagem *GTAW*, também a realização de soldagem por resistência. A partir da escolha do material a ser soldado, o equipamento fornece recomendação de faixas de uso pré-configuradas (conforme indicado na Figura 22-b), o que facilita a escolha dos parâmetros de soldagem. Incluindo todos os valores possíveis de serem escolhidos analisando todas as funções, o equipamento de soldagem permite programar o tempo de pulso em 0.5*, 1, 1.5*, 2, 2.5*, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 22, 24, 26, 28, 30, 32, 34, em milissegundos, e de 1, 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16, 18, 20, 22, 24, 26, 28, 30, 35, 40, 45, 50, 60, 65, 70, 75, 80, 85, 90, 95, 100, em percentual da potência máxima do equipamento. O equipamento

ainda sugere a possível escolha de parâmetros para fios com diâmetro para a faixa entre 0 e 0,3 mm e de 0,3 mm a superiores.

Neste trabalho, foram selecionados fios de LMF Ni-Ti, sendo um atuador e outro superelástico, ambos com 0,9 mm de diâmetro. Assim, a função a ser utilizada é a prevista para fios com diâmetro superiores a 0,3 mm. Desta forma, detalhando-se as faixas recomendadas para cada tipo de material com diâmetro superior a 0,3 mm, tem-se: Aço inoxidável (4-8 ms e 24-70%); Titânio (4-8 ms e 24-65%); Ni-Cr (3-11 ms e 24-70%); Co-Cr (5-11 e 22-70%); Ouro (2-12 ms e 18-70%) Paládio (4-12 ms e 22-70%); Cobre (1,5-10 ms e 26-60%). Verifica-se que não há uma recomendação direta para a liga de Ni-Ti, aproximando-se, em termos de liga ou elemento puro, apenas as funções de titânio e Ni-Cr.

Neste sentido, foi feito um estudo preliminar da compatibilidade entre os elementos químicos Ti, Ni, Cr em termos de raio atômico, formas alotrópicas, temperatura de fusão, peso atômico e valência, a fim de aplicar as regras de William Hume-Rothery (1899-1968) (metalurgista inglês, co-autor do livro "The structure of Metals and Alloys", Inglaterra, 1954) sobre solubilidade em soluções sólidas. Algumas das mesmas propriedades foram analisadas em termos de comparação entre as ligas de Ni-Ti e Ni-Cr como também Ni-Ti e o elemento puro Ti. Entretanto, não foram observadas correlações bem definidas nas avaliações descritas e foi descartada a escolha de uma função específica.

Partindo do pressuposto que a forma de onda de aplicação de um pulso de soldagem não varia de função para função na escolha do material a ser soldado (existe no equipamento a possibilidade de modificar o perfil da onda), foram avaliadas apenas as possíveis faixas de tempo e potência que permitem a penetração total da solda a partir de um único pulso de soldagem, unindo completamente as duas partes do fio de Ni-Ti.

Testes preliminares indicaram que tanto a configuração do tempo de pulso quanto a potência para valores abaixo de 4 ms e 40%, respectivamente, não promovem uma penetração suficiente para se fazer uma adequada avaliação por microscopia ótica. Adotou-se, então, um tempo mínimo de referência equivalente a 4 ms e potência mínima de 40%. Já os valores máximos de referência para o tempo e a potência foram de 8 ms e 70%, respectivamente. O tempo foi obtido a partir de testes preliminares que indicaram penetrações completas da solda entre 7 e 8 ms, enquanto que para a potência verificou-se que nenhuma das pré-configurações para os tipos de

materiais apresenta valores maiores que 70% (conforme descrito nesta mesma seção para as faixas recomendadas de acordo com o tipo de metal puro/liga).

Observa-se que nos processos de soldagem, em geral, os parâmetros de configuração do equipamento durante o procedimento tem influência direta sobre o processo, influenciando as propriedades da região da união, resultando em maiores ou menores zonas afetadas pelo calor, zona fundida e tamanho de grão (Song *et al.* 2008). Uma condição imprescindível em praticamente todos os processos e operações de soldagem é a união completa da junta por meio da penetração total de um ou vários cordões de solda, ou no caso deste trabalho, a penetração total através da aplicação de um único pulso de soldagem.

A partir da revisão da literatura internacional foi verificado que não existem trabalhos, até o presente momento, que utilizem a máquina Lampert PUK U4 ou similares, para a soldagem *GTAW* de LMF, caracterizando uma das originalidades do trabalho de tese.

3.2 Planejamento dos Experimentos

Com o objetivo de se identificar as configurações de tempo e potência que permitem a penetração completa da solda nos fios de Ni-Ti, foi aplicada a técnica de planejamento de experimentos utilizando delineamento fatorial. Essa metodologia foi desenvolvida para os fios Ni-Ti com EMF (atuadores), fornecidos pela empresa NIMESIS Inc. (França). O procedimento e parâmetros utilizados são descritos a seguir.

3.2.1 Soldagem Utilizando a PUK U4

Conforme mencionado em seções anteriores, previamente os fios atuadores de LMF Ni-Ti, que são fornecidos brutos de trefilação a frio, e por isso não apresentam capacidade de recuperação de forma devido ao encruamento introduzido pelo processo de conformação mecânica, foram submetidos a um tratamento térmico de recozimento a uma temperatura de 450°C durante 20min, e resfriamento ao ar. Os parâmetros para o tratamento térmico foram obtidos a partir de experimentos preliminares realizados e apresentados no Apêndice A. Dentre os tratamentos testados, o melhor tratamento térmico, ou seja, o que produz melhor resposta em recuperação pseudoplástica se deu para essa configuração, sendo suficiente para

trazer as temperaturas de transformação para uma região mista de fases martensita e R a temperatura ambiente. Assim, o material tratado nessas condições possui EMF a partir de uma deformação na temperatura ambiente seguida de aquecimento. Além disso, esses parâmetros de 450°C durante 20min já são exaustivamente utilizados pelo grupo de trabalho do LaMMEA/UFCG quando se trabalha com fios Ni-Ti de origem comercial e fornecidos encruados, sem transformação de fase.

3.2.2 Microscopia Ótica e Delineamento Fatorial

Com o objetivo de obter os melhores parâmetros de soldagem para o fios de Ni-Ti foi executado um estudo da influência do tempo e da potência na resposta da penetração de um pulso único. Foram realizadas avaliações da penetração do pulso de soldagem em diferentes configurações de tempo e potência. As configurações testadas foram determinadas a partir de testes preliminares que indicaram uma possível faixa útil de soldagem, descritos anteriormente. Os limites de testes foram então expandidos para incorporar as faixas obtidas e outras que pudessem surgir a partir dos testes.

Nesse sentido, a técnica de delineamento fatorial foi utilizada com o objetivo de determinar as configurações possíveis para soldagem dos fios de LMF Ni-Ti. Assim, utilizando o delineamento composto central rotacional (*DCCR*) (Rodrigues e Lemma, 2009) foram verificadas inicialmente quais configurações de tempo e percentual de potência do equipamento de soldagem PUK U4 promovem penetração total da solda na seção transversal do fio de Ni-Ti. A penetração foi verificada utilizando um microscópio ótico (Olympus, SC30), que permite através do uso de programa de visualização de imagens, medir, entre outros parâmetros, tamanhos de grão, vazios, inclusões, largura e penetração da solda, etc.

A escolha dos parâmetros para o delineamento fatorial foi feita respeitando um limite de segurança para a potência em 80% da máxima fornecida pelo equipamento e os tempos utilizados foram os mais próximos daqueles recomendados para a soldagem do Ti puro e da liga Ni-Cr. Foi utilizado apenas um pulso para se evitar a influência do processo, o qual se verifica, quando se necessita de dois ou mais pulsos para se obter uma penetração total da solda em um fio, conforme testes realizados e discutidos no Apêndice B.

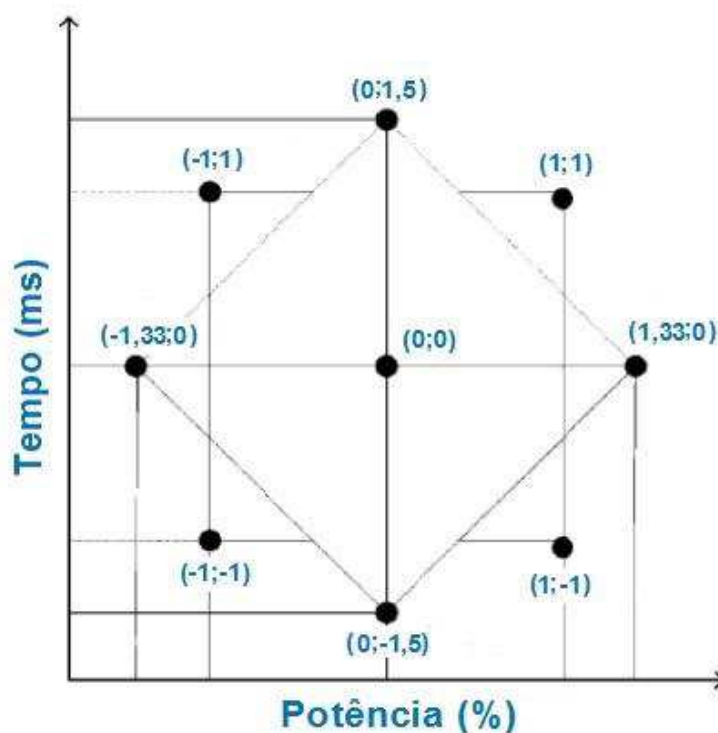
Testes preliminares indicaram que para se obter penetração total em um fio de Ni-Ti com diâmetro de 0,9 mm (900 μm) seria necessário um tempo e potência em torno de 7ms e 70%, respectivamente. Neste caso, o planejamento fatorial se torna fundamental ao determinar uma região onde é possível se obter a penetração total da solda, em contrapartida a um ponto ou um conjunto mínimo de pontos para os casos da condução de experimentos utilizando um fator por vez (fator é um termo estatístico utilizado para as variáveis em estudo, neste caso, os fatores são tempo e potência) ou uma matriz de combinação de todos os fatores. Estes casos ainda teriam a desvantagem de exigir um maior número de experimentos, com menos informação que um planejamento fatorial pode oferecer (Rodrigues e Lemma, 2014).

A Tabela 2 permite visualizar as configurações de tempo e potência utilizadas como dados de entrada para o levantamento estatístico. Uma terceira coluna com os resultados da penetração obtida para cada configuração foi obtida e implementada ao cálculo. Esses resultados de penetração estão apresentados na seção 4.1.1, que trata dos resultados de microscopia ótica. Os valores mínimos (-1) foram 4 ms e 40% (foi utilizada esta potência no lugar do mínimo observado para o Ti e Ni-Cr que era de 24% devido a penetração obtida com valores menores que 40% de potência serem mínimos nestas condições, dificultando a medição da penetração da solda) e os máximos (+1) foram 8 ms e 70%. Adotou-se também a repetição de pontos centrais (0) equivalentes a 6 ms e 55%. Quando foi feita a rotação, exigida pelo método de *DCCR* (Rodrigues e Lemma, 2014), fixando os pontos centrais foram obtidos vértices com valores de 3,18 ms e 8,82 ms (tempo) e 33,83% e 76,15% (potência). Assim, como esses valores não são possíveis de serem aplicados no equipamento de soldagem, conforme valores programáveis descritos previamente na seção 3.1, foram arredondados para 3 ms e 9 ms, assim como, 35% e 75%, sendo portanto recalculados coeficientes mais apropriados e que resultaram em (-1,5) e (1,5) para o tempo e (-1,33) e (1,33) para a potência.

Tabela 2. Fatores e coeficientes utilizados no *DCCR*.

Ensaio	Variáveis de entrada	
	Tempo (ms)	Potência (%)
1	4 (-1)	40 (-1)
2	8 (+1)	40 (-1)
3	4 (-1)	70 (+1)
4	8 (+1)	70 (+1)
5	3 (-1,5)	55 (0)
6	9 (1,5)	55 (0)
7	6 (0)	35 (-1,33)
8	6 (0)	75 (1,33)
9	6 (0)	55 (0)
10	6 (0)	55 (0)
11	6 (0)	55 (0)

Na Figura 23, tem-se a representação gráfica do *DCCR* para os pares codificados do tempo e potência de acordo com a Tabela 2.

Figura 23. Representação gráfica do *DCCR* para os pares codificados de tempo e potência.

3.3 Microscopia Ótica de Verificação

Após a execução do delineamento fatorial a partir das informações de penetração oriundas das micrografias óticas, foi possível determinar três pares de configurações com potencial de obter penetração total da solda no fio: 7ms;70%, 8ms;65% e 9ms;60%. Esse resultado de três configurações é particularmente interessante, já que, ao executar uma matriz com todos os fatores, obtém-se apenas uma configuração, conforme resultados descritos no Apêndice C. As três configurações foram avaliadas por novas microscopias óticas para confirmar se obtém penetração total da solda. Para a avaliação por microscopia, tanto na etapa do *DCCR* quanto nesta etapa de confirmação da penetração total, as amostras de junta soldada foram lixadas com lixas de granulometria 300, 400, 600 e 1200 seguida de polimento em alumina com granulometria de 1 μ m, 0,05 μ m e 0,03 μ m. As soluções para ataque químico por imersão da superfície polida das juntas de fio atuador e superelástico foram, respectivamente: 30%CH₃COOH-5%HNO₃-2%HF-43%H₂O e 10%HF-40%HNO₃-50%H₂O.

Destaca-se que para os fios superelásticos não foi realizado novo *DCCR* e as três configurações obtidas para o fio atuador a partir do delineamento fatorial foram adotadas para os demais testes de propriedades das juntas de Ni-Ti. Assim, os fios superelásticos também foram testados nessas configurações a fim de se verificar se ocorria penetração total a partir do uso desses parâmetros.

3.4 Análise de Dureza

As três condições de soldagem que permitiram obter juntas de fio Ni-Ti com penetração total foram também submetidas a uma avaliação de microdureza (microdurometro Future Tech, FM700), na região da união. As medições foram realizadas conforme indicado no esquema da Figura 24, utilizando uma carga de 50gf durante o tempo de 15 segundos e espaçamentos de 0,1 mm, a fim de verificar o perfil de dureza desde o centro da solda até o metal base. A análise da dureza foi realizada apenas de um lado por se tratar de uma junta simétrica e os resultados da literatura indicarem uma boa simetria no perfil de dureza da junta (Tam *et al.* 2012; Tuissi *et al.* 1999). Adicionalmente, ensaios para verificar a composição química nos pontos de medição da dureza foram realizados utilizando um espectrômetro de energia dispersiva (EDS) digital da Oxford.

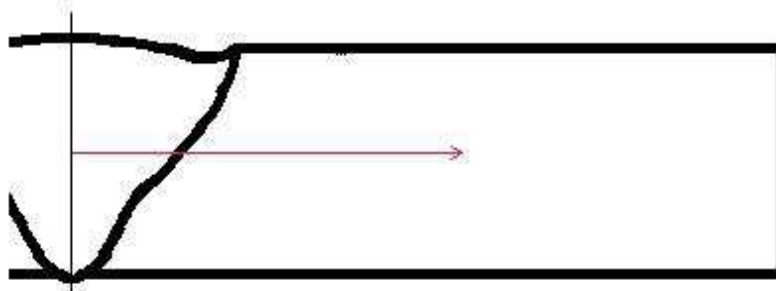


Figura 24. Ilustração da linha de análise do perfil da dureza da junta soldada.

3.5 Análise Térmica

Após as análises de imagens em MO confirmarem a penetração total da solda para as três configurações, foram realizados ensaios de DSC para verificar a influência da solda sobre o comportamento térmico da LMF Ni-Ti. Os testes foram realizados utilizando um equipamento de DSC (TA Instruments, modelo Q20) na faixa de 120°C à -60°C e retorno até 120°C, com uma taxa de resfriamento e aquecimento de 10°C/min.

3.6 Ensaios de Tração até a Ruptura

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente (~25°C) utilizando uma máquina de ensaios eletromecânica (Instron, Electropuls E10000) equipada com célula de carga de 10KN. Os testes foram realizados utilizando como referência a norma ASTM F 2516-07^{ε2}, que é recomendada para ensaios de tração até a ruptura em fios superelásticos. Na inexistência de uma norma específica para fios com EMF (martensíticos), foi utilizada esta mesma norma também para os fios atuadores. Além disso, durante a execução do trabalho, testes de tração até a ruptura para estes fios em temperaturas superiores a A_f também foram realizados, o que torna a utilização da norma ainda mais coerente também nestes ensaios a temperatura ambiente.

3.7 Ensaios Isotérmicos de Tração até a Ruptura

Foram realizados ensaios de tração até a ruptura, em temperaturas isotérmicas, variando de 40°C à 90°C, com intervalos de 10°C. Os parâmetros de teste foram os recomendados pela norma ASTM F 2516 – 07^{ε2}, utilizada para testes em fios superelásticos. Assim, a taxa de deslocamento indicada para um fio de 0,9mm de

diâmetro é de 0,02 mm/min por mm do comprimento inicial para o primeiro ciclo, que vai até 6% de deformação e tensão residual de 7 MPa no descarregamento. A taxa de 0,2mm/min por mm do comprimento é empregada para o segundo estágio, que vai até a ruptura. O equipamento utilizado nesta fase foi uma máquina servohidráulica (MTS, modelo 810) equipada com câmara de aquecimento, sendo utilizadas três corpos de prova para cada configuração de fio e temperatura.

3.8 Análise das Superfícies de Fratura

Após os ensaios de tração isotérmicos, os corpos de prova que obtiveram melhor resposta em tensão-deformação foram submetidas a análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) (Tescan, modelo Vega3 XM) a fim de avaliar a superfície de fratura e identificar os possíveis mecanismos de falha. As imagens foram capturadas em ampliações de 100x, 150x e 500x. Adicionalmente, ensaios para verificar a composição no centro da superfície de fratura foram realizados utilizando um espectrômetro de energia dispersiva (EDS) digital da Oxford, instalado no próprio MEV.

3.9 Análise Dinâmico-Mecânica

Para avaliar a influência da junta soldada sobre as características termomecânicas dos fios Ni-Ti, foram realizadas análises dinâmicas nos fios soldados e íntegros utilizando um equipamento de análise dinâmico-mecânica (DMA - Dynamic Mechanical Analysis) da marca TA Instruments, modelo Q800. O experimento em DMA consiste na aplicação de uma força oscilatória (modo de flexão simples) em um intervalo de temperatura crescente entre 24°C e 120°C, obtendo como resposta variações no módulo de elasticidade. Foram utilizados os seguintes parâmetros de teste: frequência de 1,0 Hz, taxa de aquecimento de 2°C/min e amplitude de oscilação de 5 µm. Na Figura 25 apresenta-se o esquema da montagem dos fios Ni-Ti com solda e a ilustração da direção da força oscilatória aplicada.



Figura 25. Esquema da montagem dos fios Ni-Ti soldados para ensaio de DMA em modo de flexão com engaste simples.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas seções que seguem são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios realizados conforme descrição na seção 3, de materiais e métodos. A partir dos resultados obtidos, espera-se uma melhor compreensão dos efeitos da soldagem por pulsos de *GTAW* sobre as propriedades termomecânicas de fios de LMF Ni-Ti, tanto atuadores quanto superelásticos.

4.1 Resultados para o Fio de Ni-Ti Atuador

Nesta seção serão descritos os resultados dos ensaios realizados no fio atuador de Ni-Ti, fornecido pela empresa francesa Nimesis Inc. Os ensaios iniciais tiveram como objetivo determinar as configurações que permitem a penetração completa da solda com um único pulso e assim continuar os testes com a finalidade de se determinar a influência da soldagem *GTAW*, usando a soldadora PUK U4, sobre as propriedades dos fios.

4.1.1 Microscopia Ótica e Delineamento Fatorial

Na Figura 26 são mostrados os resultados da penetração da solda em função dos pares de tempo e potência dos pulsos, definidos na Tabela 2 da seção 3.2.2, e aplicados com o equipamento de soldagem PUK U4. As imagens destacadas foram obtidas por microscopia ótica das juntas de fio Ni-Ti soldados nas diversas configurações definidas no *DCCR*.

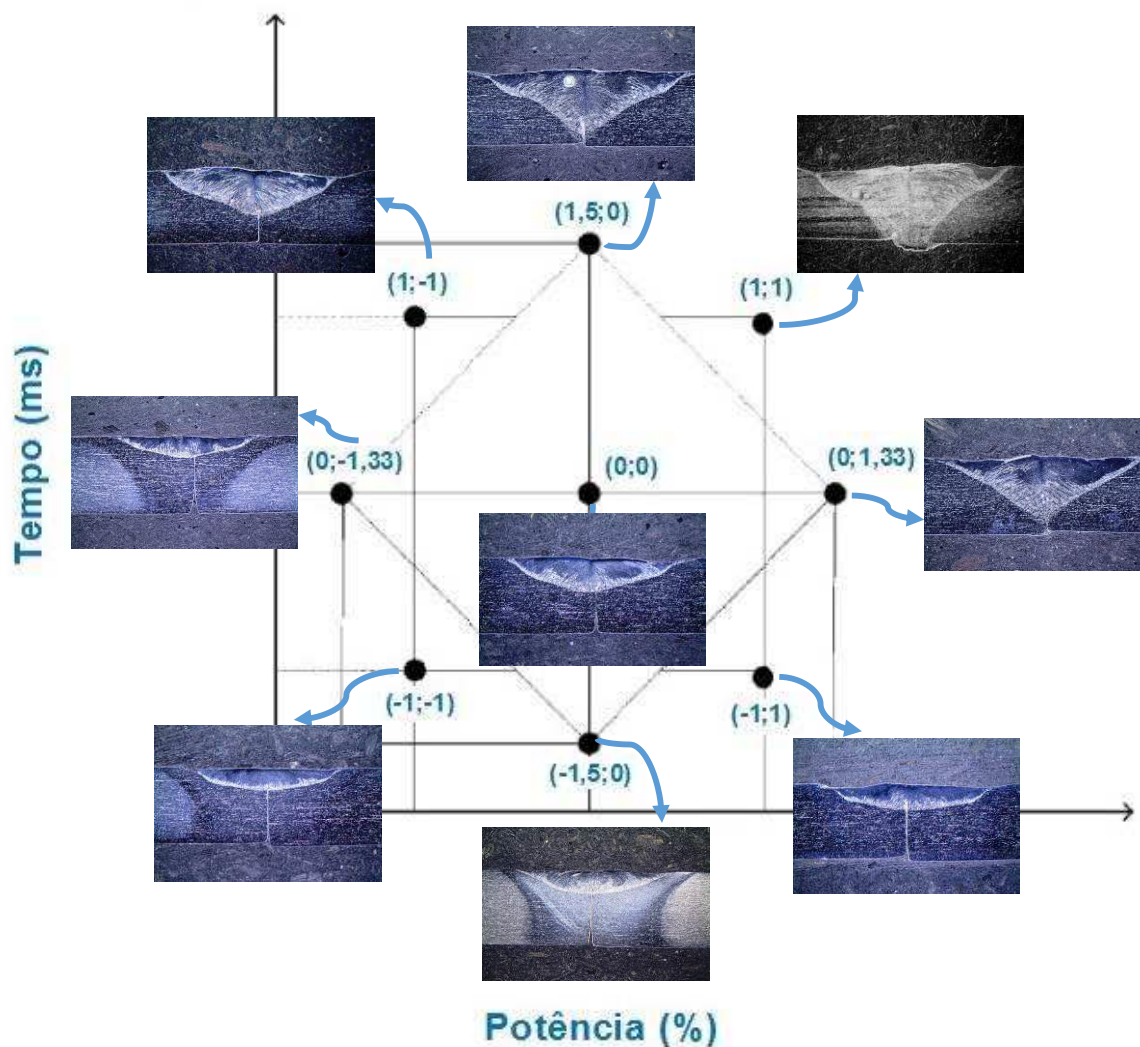


Figura 26. Imagens de penetração da solda em função do tempo e potência configurados no equipamento de soldagem PUK U4

Ao observar as imagens de microscopia ótica organizadas na sequência das Figuras 27 a 31 é possível notar que, de uma maneira geral, as juntas apresentam morfologias semelhantes, em que é possível perceber a linha de fusão delimitando o crescimento dos grãos colunares que diminuem de tamanho na sua interface e são maiores no centro da junta soldada. Além disso, a região central revela grãos maiores que ocorrem nas vizinhanças do ponto de aplicação do pulso de solda, conforme é possível verificar na Figura 27 (parte superior da micrografia).

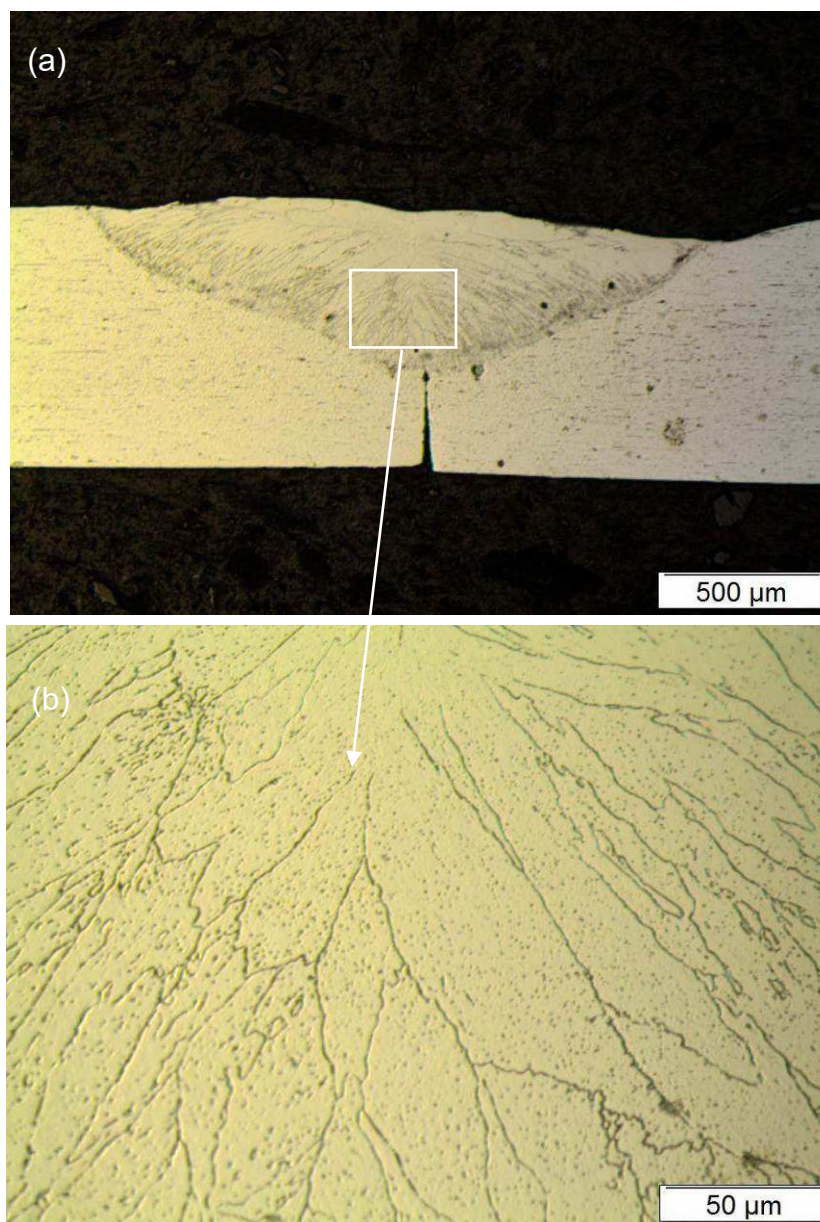


Figura 27. Imagens de microscopia ótica da junta de Ni-Ti soldada na condição de 4 ms e 70% (a) revelando o aspecto geral dos grãos na ZF (b) que se apresentam maiores na região do ponto de aplicação do pulso de soldagem.

A medida que se percorre a ZF, a partir do centro da solda para o MB, percebe-se que os grãos colunares mais largos no ponto de aplicação do pulso se tornam mais estreitos. Assim, nas proximidades da região da linha de fusão existem grãos colunares oriundos da interface de união entre os dois fios, originados no centro da ZF e estreitando na direção da linha de fusão, conforme indicado na Figura 28(a). É possível observar ainda o centro da solda, definido por um contorno, destacado na Figura 28(b), em que houve a união de topo entre os fios.

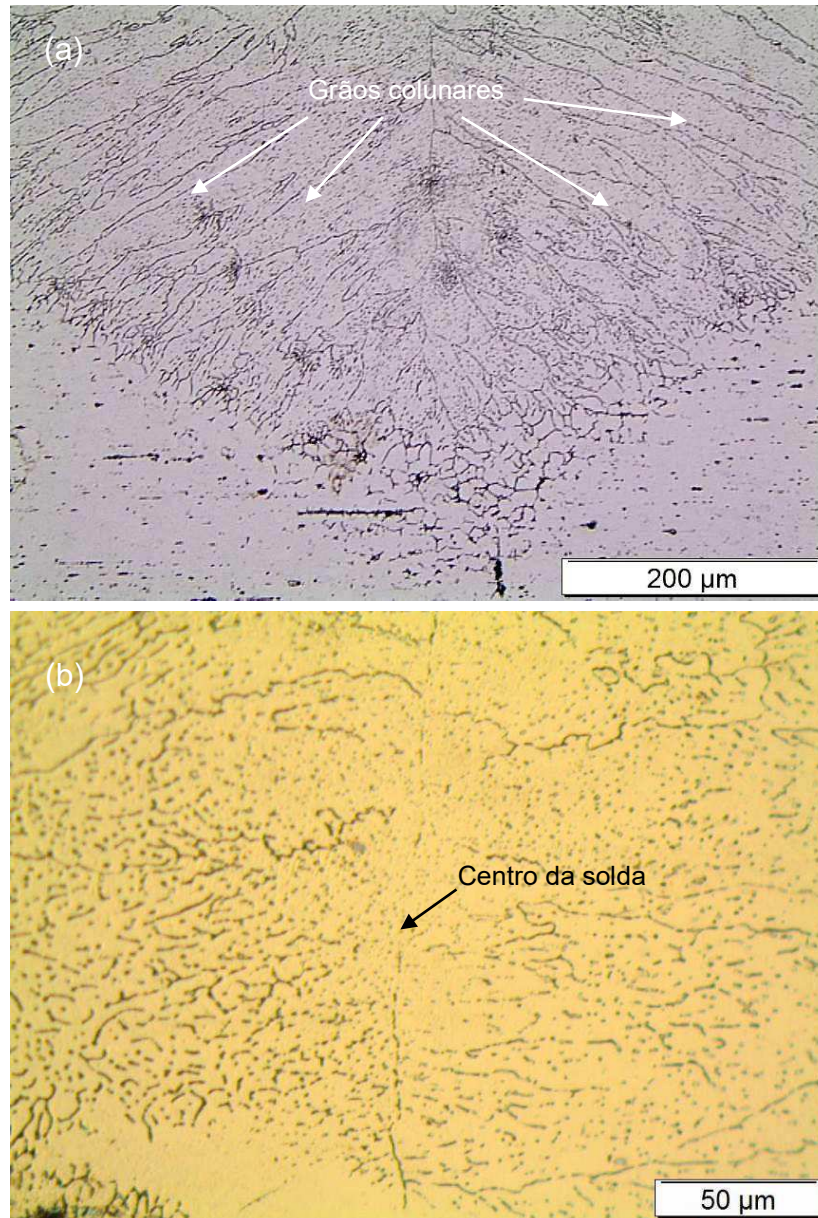


Figura 28. Imagens de microscopia ótica das juntas de Ni-Ti soldadas nas condições de: (a) 9 ms e 55% revelando o crescimento dos grão colunares e (b) 8 ms e 70%, permitindo identificar o centro da solda que fica definido pelo contorno originado da união de topo dos fios.

Conforme se pode verificar na Figura 29, a ZTA das juntas obtidas é formada por grãos equiaxiais, os quais diferem entre si pelo tamanho do grão formado e são verificados com maior facilidade nas regiões próximas a raiz da solda. Essa região foi a zona mais afetada pelo calor do pulso de soldagem, sem que o metal tenha se tornado líquido.

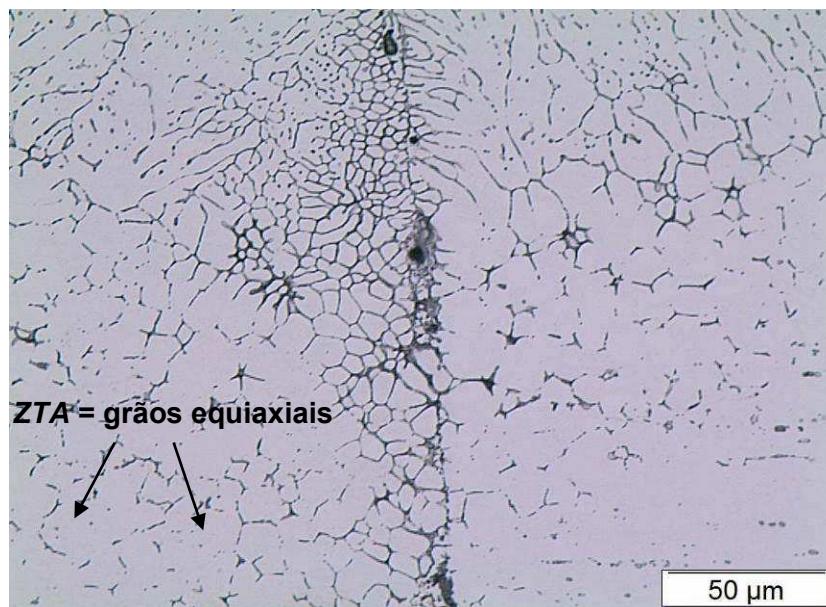


Figura 29. Imagem de microscopia ótica da junta de Ni-Ti soldada na condição 6ms e 75% mostrando a formação de grãos equiaxiais na região da ZTA.

A partir da Figura 30 é possível observar facilmente, em campo escuro, a ZTA após à linha de fusão nas micrografias obtidas com juntas de menor penetração da solda. A ZTA também é visível em campo claro, conforme pode ser observado na Figura 30(b).

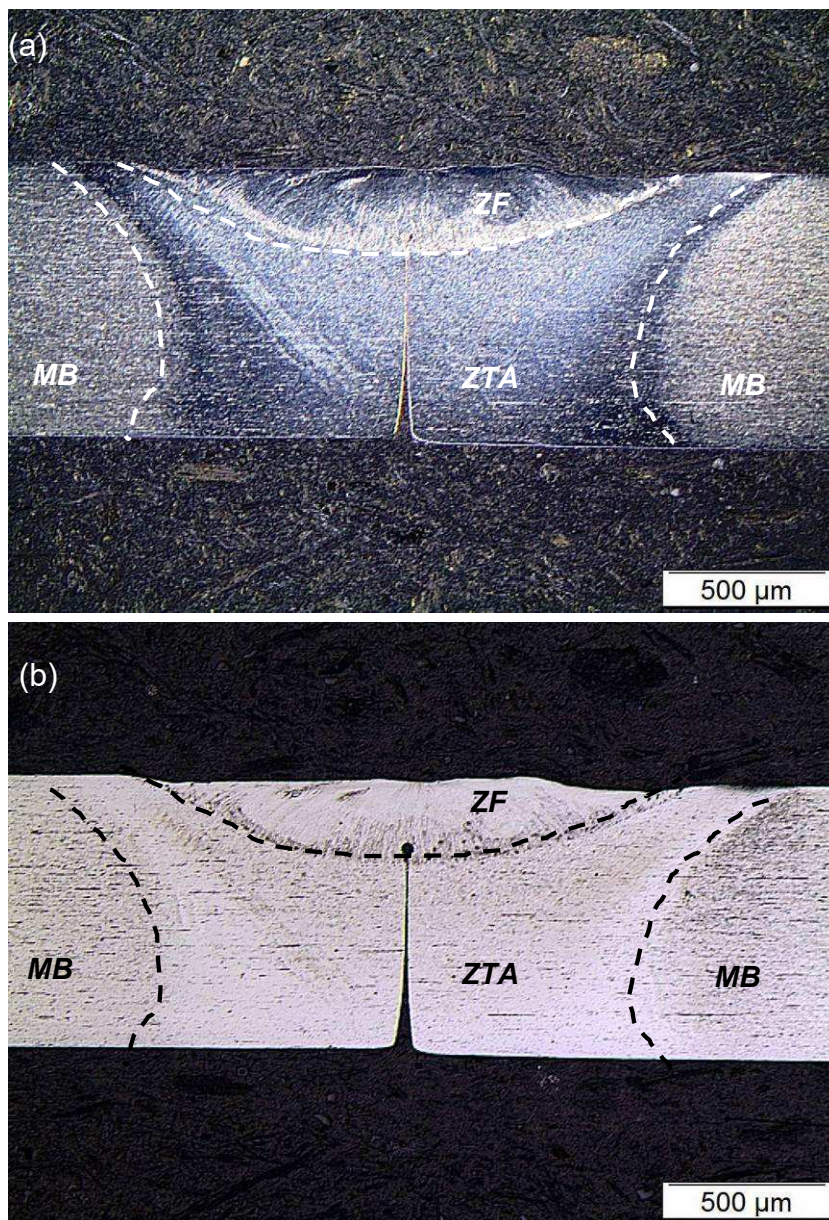


Figura 30. Imagens de microscopia ótica da junta de Ni-Ti soldada na condição 6 ms e 35% mostrando a ZTA que é evidenciada pela coloração diferenciada, após a linha de fusão. (a) Campo escuro. (b) Campo claro.

Observa-se ainda, a partir da Figura 31, que em alguns casos, defeitos como vazios (poros) e redução de seção (mordedura) oriundos do processo de soldagem são passíveis de acontecer. Esses defeitos podem atuar como concentradores de tensões de modo a reduzir as propriedades mecânicas da junta soldada.

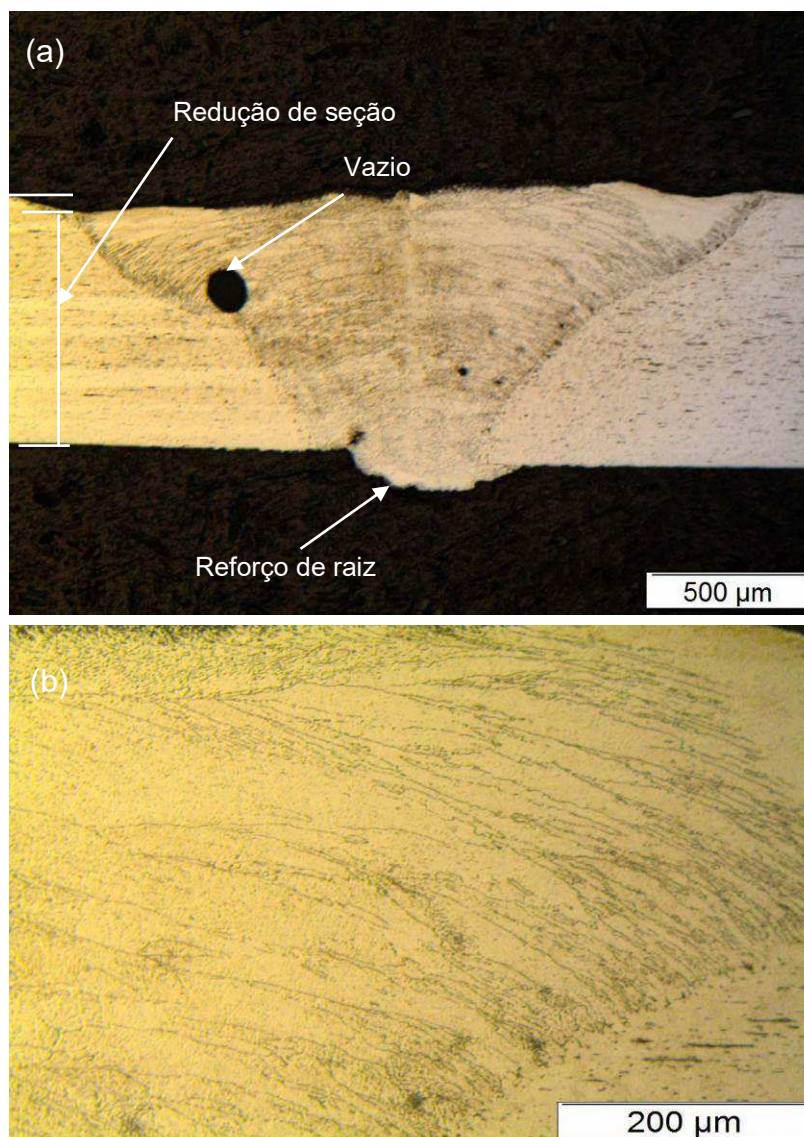


Figura 31. Imagens de microscopia ótica da junta de Ni-Ti soldada na condição 8ms e 70% mostrando: (a) Presença de vazios e a redução de seção da junta devido a tendência de formação de reforço de raiz. (b) Redução da largura dos grãos colunares com o aumento dos níveis dos parâmetros de soldagem.

Analisando as falhas da Figura 31, atribui-se o aparecimento de poros a regulagem do fluxo de gás de proteção, que embora empregado de acordo com o recomendado pelo fabricante do equipamento, em 3 a 5 litros por minuto, permitiu que algumas juntas apresentassem aprisionamento de gás durante a soldagem. Isso sugere a necessidade de um estudo futuro para a determinação do fluxo mais adequado a soldagem de fios de Ni-Ti. Já o defeito de mordedura ocorreu, principalmente, nas juntas onde se teve um conjunto de parâmetros mais intensos e que por sua vez tendem a induzir a formação de reforço de raiz a partir do

deslocamento de metal fundido da área de aplicação do pulso em direção a raiz. Esse problema pode ser minimizado com a introdução de metal de adição durante o procedimento de soldagem. Na Figura 31(b) é ainda possível verificar que os grãos colunares são menores e mais estreitos na junta quando se utilizam parâmetros mais intensos durante o pulso de soldagem (tempos e potências mais altas).

Conforme mencionado anteriormente, os resultados da penetração da solda em função dos pares de configuração definidos na Tabela 2, foram obtidos a partir da análise de imagens das microscopias óticas, conforme medição da dimensão Pen (penetração) definida na Figura 21, incluindo o reforço de solda. Os resultados para esta dimensão estão listados na Tabela 3 e referem-se exatamente as micrografias exibidas na Figura 26.

Tabela 3. Penetração da solda em função do tempo e da potência de pulso.

Ensaio	Variáveis de entrada		Variável de saída
	Tempo (ms)	Potência (%)	Penetração + reforço (μm)
1	4 (-1)	40 (-1)	267,50
2	8 (+1)	40 (-1)	316,84
3	4 (-1)	70 (+1)	545,38
4	8 (+1)	70 (+1)	1028,86
5	3 (-1,5)	55 (0)	249,32
6	9 (1,5)	55 (0)	753,15
7	6 (0)	35 (-1,33)	259,71
8	6 (0)	75 (1,33)	755,75
9	6 (0)	55 (0)	361,61
10	6 (0)	55 (0)	412,94
11	6 (0)	55 (0)	438,91

A partir da Tabela 3, percebe-se que para a configuração do ensaio 1, 4ms/40%, a penetração foi de apenas 267,5 μm , resultante dos baixos níveis dos fatores em análise (tempo, potência). Já no ensaio 2, a penetração observada foi de 316,84 μm , correspondente aos parâmetros 8ms/40% de tempo e potência de pulso. É possível verificar que mesmo o tempo de pulso sendo alto a penetração foi pequena, indicando que apenas o aumento do fator tempo não é suficiente para se obter a penetração máxima desejada. Da mesma forma, no ensaio 3 a penetração observada

foi de 545,38 μm , correspondente aos parâmetros 4ms/70% de tempo e potência de pulso. Verifica-se que o aumento da potência teve uma influência maior na penetração da solda do que o aumento do tempo. Entretanto, já se verifica que a combinação entre as duas variáveis (tempo e potência) é importante para se obter a penetração desejada, pois apenas a variação de um dos fatores não é suficiente. No ensaio 4, no qual se utilizou os fatores nos valores máximos (nominais), correspondentes aos parâmetros 8ms/70% de tempo e potência de pulso, a penetração foi total e ainda promoveu um reforço da solda equivalente a 128 μm , fruto da presença de uma falha do tipo vazio e do deslocamento de metal fundido da região de aplicação do pulso de soldagem em direção a raiz da solda, conforme discutido durante a análise da Figura 31.

Adicionalmente, verifica-se que as configurações rotacionais do *DCCR* (vértices -1,5;0 / 1,5;0 / 0;-1,33 / 0;1,33 – ensaios de 5 a 8) produziram penetrações inferiores ao valor buscado, de 900 μm . Esse fato remete novamente a necessidade de interação dos fatores para que se tenha a penetração desejada. Outro ponto importante é a variação da penetração quando se utiliza a repetição no ponto central (0;0 ou 6ms/55% - ensaios de 9 a 11) que apresentou os valores de 361,61 μm , 412,94 μm e 438,91 μm , o que comprova a importância da repetição de testes para incorporação em cálculos estatísticos, tendo em vista que cada análise experimental está sujeita a variações. Este fato tem importância na capacidade de estimação da técnica de planejamento fatorial, o que dependendo dos objetivos do trabalho impede que se faça um maior número de testes visando a repetição de configurações para melhorar a precisão da estimativa (Rodrigues e Lemma, 2009; Calado e Montgomery, 2003).

A incorporação ao cálculo dos dados de entrada e saída apresentados na Tabela 3 permitiu levantar uma equação estatística, em que, preliminarmente, as variáveis e os dados estatísticos passaram pela avaliação de representatividade dentro da estimação da penetração da solda. Os dados foram compilados utilizando o programa Statistica® (versão 7.0). A partir da análise da inter-relação dos fatores (significância maior que 95%) e a análise de variância (ANOVA), foi determinada a representatividade dos dados levantados (Tabela 3), sendo possível definir o comportamento da penetração em função do tempo e da potência de pulso por meio da Equação 2, a qual tem comportamento significativo e preditivo.

$$Pen = 404,27 + 151,60t + 218,85P + 108,54tP + 69,11PP + e \quad (2)$$

Nessa equação, *Pen* é a penetração com reforço (se houver), *t* é o tempo em ms, *P* é a potência em % e *e* é o erro. Deve-se observar que os dados de entrada são codificados, conforme definido nas Tabelas 2 e 3.

A Equação 2 indica que tanto a influência do tempo (*t*) quanto da potência (*P*) são significativas no cálculo da penetração total da solda (significância maior que 95%). Além disso, houve interação entre o tempo e a potência (*tP*) e da potência com a própria potência (*PP*). Assim, estes termos foram incorporados a equação. Cabe ressaltar que a interação *PP* só foi observada quando os coeficientes dos ensaios de 5 a 8 foram ajustados no cálculo de (-1,41) e (1,41) para os coeficientes (-1,5), (1,5), (-1,33) e (1,33), respectivamente, para o tempo e a potência, conforme discutido na seção 3.2.2.

A partir da observação da Figura 32, verifica-se que o ajuste dos coeficientes não tem grande influência na disposição espacial dos pares testados, conforme evidenciado pelo círculo inserido na representação, o que torna a alteração dos coeficientes recomendável para não se desprezar a influência da interação *PP* na Equação 2. Desta forma, a partir da substituição dos valores de tempo e potência na Equação 2 é possível traçar a superfície de resposta da penetração em função desses fatores. Ressalta-se que o nível de precisão da Equação 2 pode ser ampliado pela incorporação de mais dados de entrada e saída, por meio da repetição de ensaios com a população estatística utilizada na sua elaboração (Rodrigues e lemma, 2009; Calado e Montgomery, 2003).

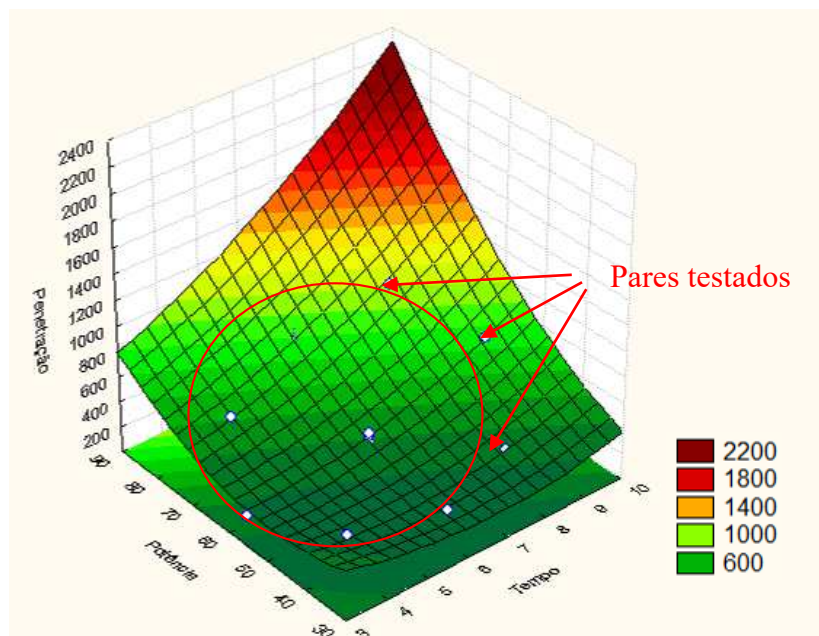


Figura 32. Comportamento da penetração (μm) da solda em função do tempo (ms) e potência de pulso (%).

Quando se projeta a superfície de resposta da Figura 32 em um plano, conforme mostrado na Figura 33, percebe-se mais claramente uma faixa onde se situa a penetração total da solda ($900\mu\text{m}$). Delimitando a faixa de penetração total a região configurável do equipamento, é possível identificar 6 pontos próximos a penetração de $900\mu\text{m}$: (5ms/80%), (6ms/75%), (7ms/70%), (8ms/65%), (9ms/60%), (10ms/55%).

Analisando-se os pares identificados, percebe-se que o par (6ms/75%) foi testado durante o delineamento fatorial (ensaio 8) levando a uma penetração de $755,75\mu\text{m}$ (inferior a $900\mu\text{m}$). Desta forma, os pares 5ms/80% e 6ms/75% foram descartados de uma análise mais detalhada da possibilidade de penetração total, já que para estes parâmetros a penetração seria inferior a desejada para a soldagem dos fios. No outro extremo, o par 10ms/55% ficou ligeiramente fora da região em que, provavelmente, se teria a penetração total da solda sem formar um grande reforço. Assim, considerando que o par 10ms/55% promoveria uma penetração total superior a $900\mu\text{m}$, esta configuração também foi descartada de testes mais detalhados. Portanto, ao final os parâmetros escolhidos para testes posteriores recaíram nos pares: 7ms/70% – caso (I), 8ms/65% – caso (II) e 9ms/60% – caso (III). As juntas obtidas com esses pares foram submetidas a microscopia ótica a fim de verificar se promoveriam uma penetração adequada da solda. Verificando-se conformidade da

união, foram procedidos mais ensaios para estas condições a fim de se definir os parâmetros mais adequados para a soldagem do fio de Ni-Ti selecionado.

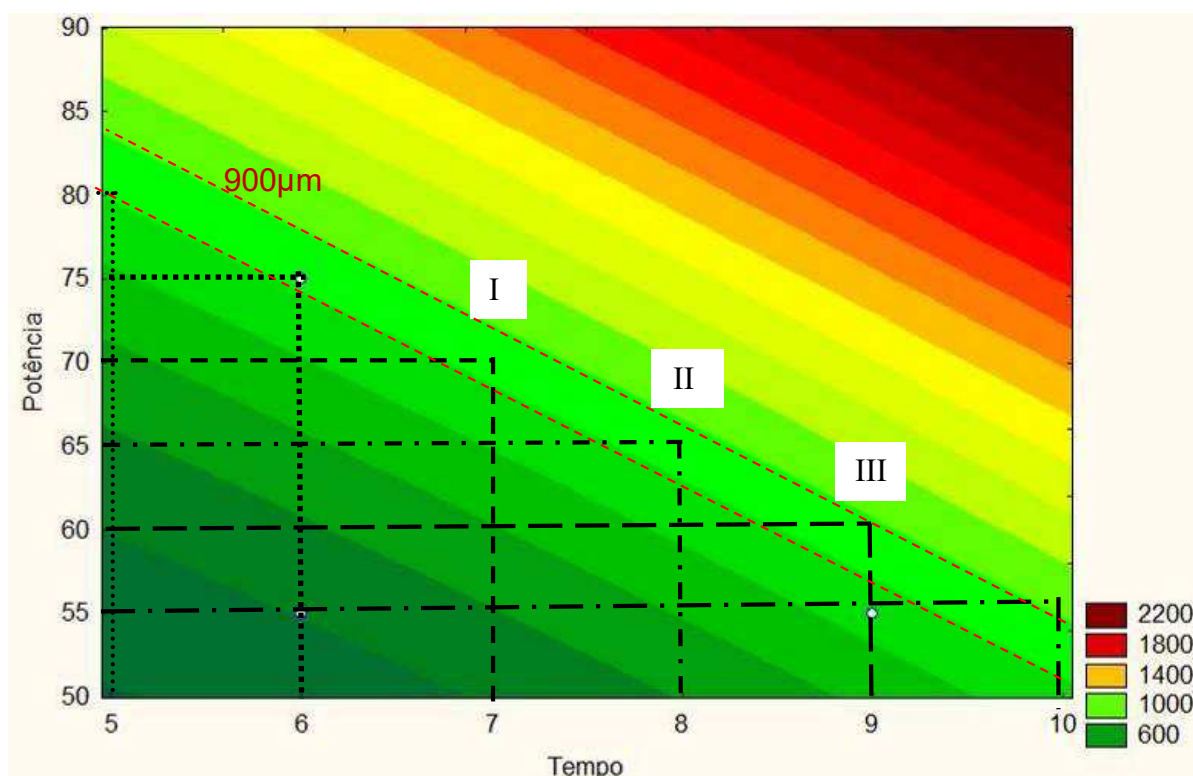


Figura 33. Configurações que promovem penetração da solda próxima à 900µm (faixa entre as linhas tracejadas) no fio de Ni-Ti.

4.1.2 Microscopia Ótica de Verificação

Na expectativa de comprovar que as configurações de parâmetros I, II e III promovem uma penetração total da solda (conforme determinado pelo delineamento fatorial), fios soldados com estes parâmetros foram submetidos a uma nova avaliação por MO. As Figuras 34, 35 e 36 permitem verificar os resultados desta avaliação, respectivamente para os pontos I, II e III.

Na Figura 34 é possível observar que a solda tem penetração total no fio sem praticamente formar reforço (o valor medido foi de apenas 9µm). Correlacionando este dado ao resultado da Figura 33, o par 7ms/70% encontra-se exatamente no centro da faixa prevista para penetração de 900µm. Assim, o resultado é coerente com o estimado para este par de configuração em função da tolerância na estimativa da faixa de 900µm.

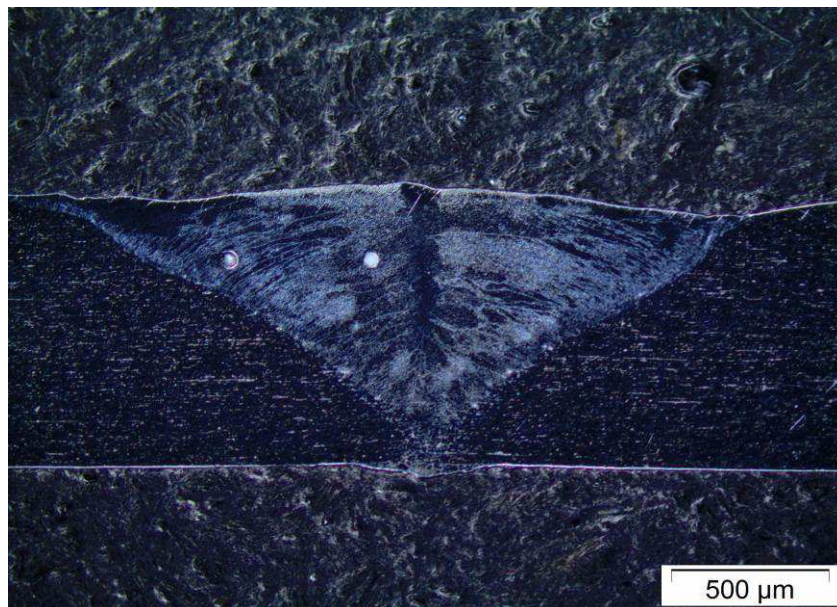


Figura 34. Micrografia ótica da junta atuadora de Ni-Ti soldada na condição de 7ms/70%.

Já na Figura 35 constata-se que o pulso de soldagem na configuração 8ms/65% promoveu uma penetração completa, com reforço da ordem de $48,00\mu\text{m}$, o que é ligeiramente maior que o desejado.



Figura 35. Micrografia ótica da junta atuadora de Ni-Ti soldada na condição de 8ms/65%.

A partir da Figura 36 percebe-se que com o uso do par 9ms/60%, a penetração também é total e tem um reforço de $98,72\mu\text{m}$, que é consideravelmente superior ao reforço observado para a configuração 7ms/70%. Esse reforço maior de solda é

atribuído ao deslocamento do ponto III do centro da faixa de 900 μ m, conforme indicado na Figura 33.

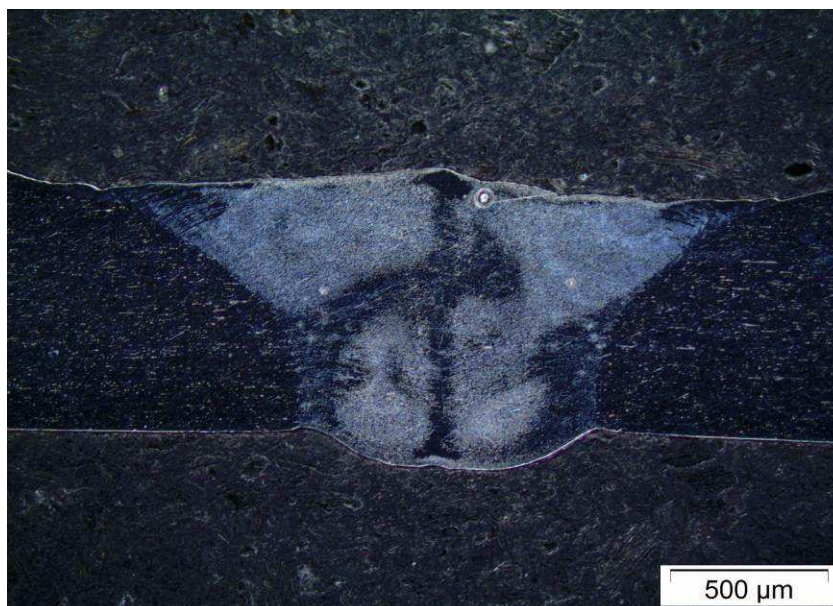


Figura 36. Micrografia ótica da junta atuadora de Ni-Ti soldada na condição de 9ms/60%.

Verifica-se que devido a configuração 7ms/70% está mais centralizada na faixa de penetração correspondente a 900 μ m destacada na Figura 33, esta levou a uma penetração praticamente perfeita, ou seja, sem formar um reforço importante, como no caso da configuração 9ms/60%, ou ainda perda excessiva de material na área de aplicação do pulso.

De acordo com os resultados obtidos, verifica-se que o uso da técnica de planejamento experimental por *DCCR* permitiu encontrar 3 configurações com penetração total da solda com variações relativamente aceitáveis devido a forma de execução da solda ser manual. A obtenção de um maior número de parâmetros possíveis de serem utilizados na união é comparativamente mais eficaz e eficiente ao resultado obtido quando se executa experimentos utilizando matriz de experimentos, conforme pode ser observado pelos testes realizados e descritos no Apêndice C. Com o intuito de verificar se o reforço de solda teria implicação sobre o comportamento geral da junta, as três configurações foram testadas por algumas técnicas de caracterização para se determinar as suas possíveis diferenças de propriedades.

4.1.3 Análise Térmica

Na Figura 37 é possível verificar o resultado do ensaio de DSC para uma amostra de fio Ni-Ti atuador íntegro. Observa-se que o material tem que características de atuador a temperatura ambiente ($A_s=55,1^\circ\text{C} > T_{amb}$), apresentando dois picos típicos no resfriamento e um pico no aquecimento. Comparando-se com a Figura 4, verifica-se que há um pico adicional no resfriamento, que é característico de uma martensita conhecida por fase *R*. A fase *R* trata-se de um microconstituente de transição entre a austenita (B2, cúbica de corpo centrado) e a martensita (B19', monoclinica). A fase *R*, essencialmente também pode ser tratada como martensita, mas sua estrutura cristalina é trigonal com distorção romboédrica. Esta fase tem como característica predominante uma excelente vida em fadiga (Lagoudas, 2008; Otsuka e Wayman, 1998).

O fio Ni-Ti apresenta fase *R* entre $46,5^\circ\text{C}$ e $12,7^\circ\text{C}$. A fase martensítica se forma entre $12,7^\circ\text{C}$ e $-10,6^\circ\text{C}$, durante o resfriamento. Assim, um resfriamento para temperaturas inferiores a $-10,6^\circ\text{C}$, a partir do estado austenítico, promove uma transformação completa (transformação direta) em que o material transitará preliminarmente pela fase *R* até se tornar completamente martensítico. Na transformação inversa, durante o aquecimento, caso o material tenha sido resfriado a uma temperatura inferior a $-10,6^\circ\text{C}$, esse transitará da fase martensítica diretamente para a fase austenítica, caso a temperatura final seja superior a $70,6^\circ\text{C}$, não sendo detectada a reversão da fase *R* durante essa mudança de estado sólido.

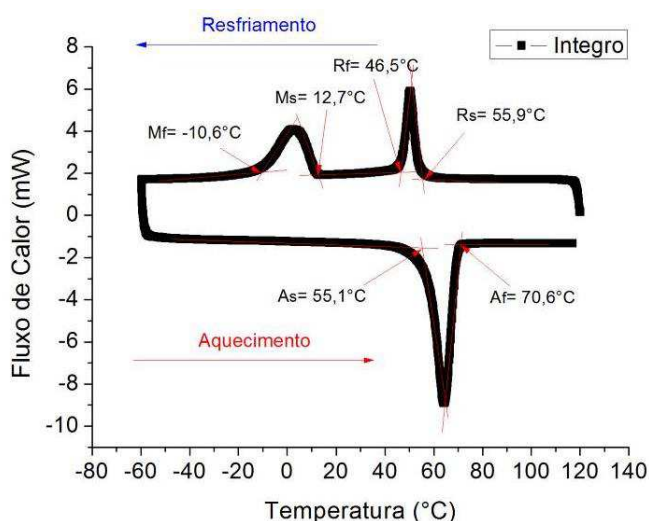


Figura 37. Curvas de DSC com identificação das temperaturas de transformação para o fio atuador íntegro de Ni-Ti.

Na Figura 38 são mostrados os resultados de DSC para as juntas de fios soldados sobrepostos ao DSC do fio íntegro. Nesse caso, percebe-se apenas um pico durante o resfriamento, indicando que a transformação da austenita em fase R e depois na martensita B19' ocorre de maneira sobreposta, sem a separação dos picos. Este fato encontra respaldo na energia liberada durante a transformação direta ser equivalente a consumida na transformação inversa, o que pode ser verificado pelo comparativo das áreas dos picos durante o resfriamento e aquecimento. Observa-se também um aumento das temperaturas M_s , M_f , e A_f , enquanto A_s permanece praticamente a mesma, para os fios soldados quando se compara os valores aos do fio íntegro, conforme Tabela 4.

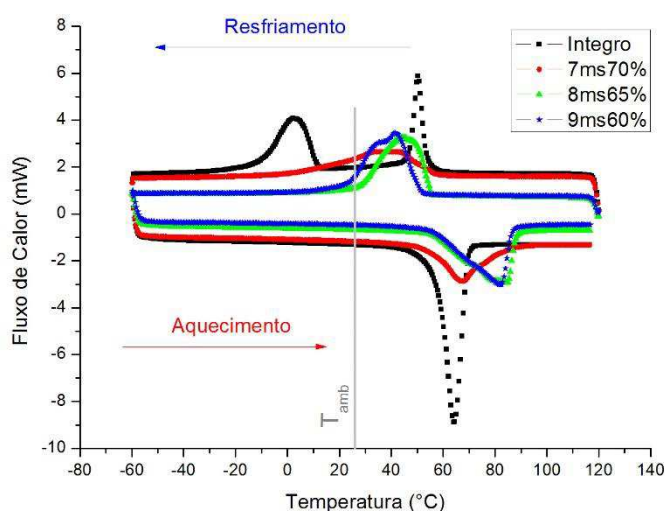


Figura 38. DSC dos fios atuadores íntegro e soldados de Ni-Ti.

Tabela 4. Temperaturas de transformação de fase dos fios íntegro e soldados.

Condição \ Temp. Transf. (°C)	M_f	M_s	R_f	R_s	A_s	A_f
Íntegro	-10,6	12,7	46,5	55,9	55,1	70,6
7ms70%	-1,5	57,6	-	-	54,9	88,5
8ms65%	28,0	55,2	-	-	55,6	88,1
9ms60%	22,7	51,9	-	-	55,8	86,5

4.1.4 Análise de Dureza

A Figura 39 permite verificar a distribuição de dureza para a junta do fio atuador soldado nas condições 7ms/70%, 8ms/65% e 9ms/60%. Os valores de dureza para os fios na região da ZF na soldagem variaram entre 310 a 425 HV e no MB de 270 a 320 HV. Ao observar o comportamento da dureza na ZTA constata-se que o valor inicialmente é mais alto na região da interface com o metal de solda e em seguida ocorre uma redução em direção ao MB. Estudos realizados anteriormente (Mirshekari *et al.* 2013; Eijk *et al.* 2003) revelaram que a distribuição de composição química da junta similar Ni-Ti/Ni-Ti é bastante uniforme. Assim, promove-se normalmente um perfil de dureza também uniforme. Desta forma, em uma estrutura de grão refinado a qual foi observada próximo ao metal de base, e grãos grosseiros que se situam próximos ao metal de solda esperava-se justamente o inverso, em termos da dureza.

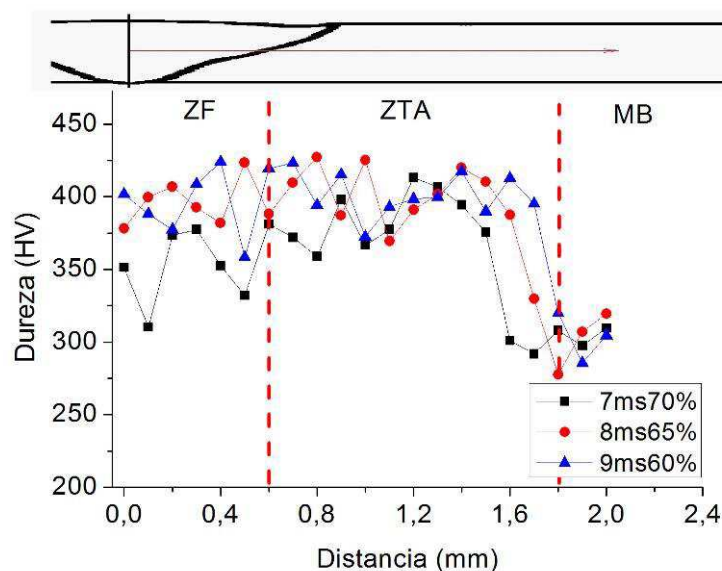


Figura 39. Distribuição de dureza para a junta do fio atuador de Ni-Ti soldado nas três configurações.

No trabalho de Falvo *et al.* (2005), o comportamento da dureza em um fio soldado no estado martensítico revelou variação mínima da dureza na região central da solda. Aumentos de cerca de 100 HV na dureza da junta soldada de Ni-Ti no estado martensítico, conforme revelado na Figura 39, não foram ainda relatados na literatura, devido provavelmente a escassez desse tipo de teste.

Para elucidar esta alteração, embora não se possa correlacionar diretamente composição química e dureza, foi efetuada uma avaliação do percentual atômico dos elementos Ni e Ti em cada ponto de indentação. O perfil de distribuição química da junta no sentido longitudinal (partindo da *ZF*, passando pela *ZTA* até o *MB*), mostrado na Figura 40, não revelou qualquer alteração química na liga, mantendo-se a mesma equiatômica (ver linha tracejada), ou seja, com 50% de Ni e 50% de Ti. Além disso, não foram encontrados precipitados ou variações de composição na superfície de fratura da junta (a ser discutido posteriormente). Assim, o motivo deste aumento de dureza pode estar relacionado ao fato da junta ter uma fração de austenita não transformada que tem uma maior capacidade de recuperação pseudoplástica (Lagoudas, 2008; Otsuka e Wayman, 1998) sendo necessária aplicação de uma maior carga para promover uma mesma deformação, o que é resultado da necessidade de maior energia para a formação de martensita por tensão (fenômeno de superelasticidade), mascarando o valor real de dureza por apresentar uma menor indentação e portanto uma falsa “dureza maior”. A presença dessa pequena fração de austenita pode ser verificada a partir do DSC da Figura 38 e da Tabela 4 quanto se avalia uma temperatura ambiente em torno de 27 °C já que se tem a junta ainda em transição da austenita para a martensita.

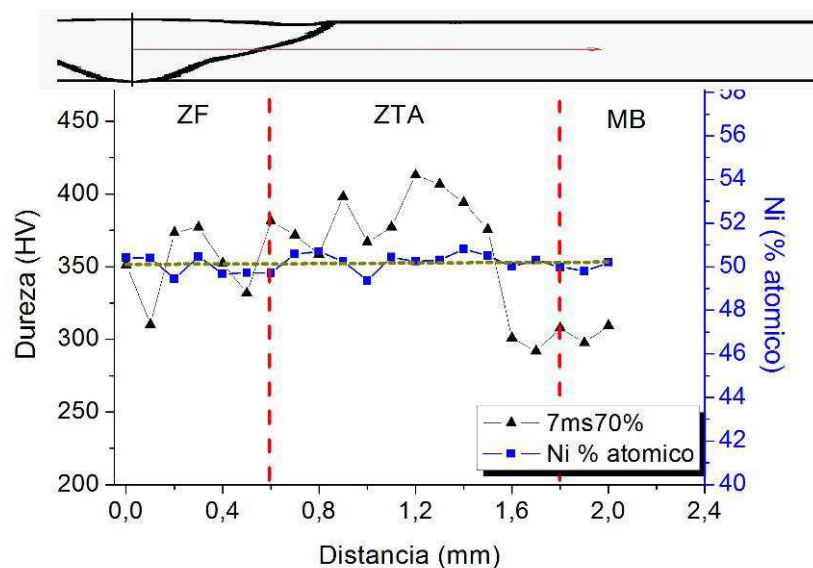


Figura 40. Distribuição de dureza para o fio atuador de Ni-Ti soldado na configuração 7ms70% e o percentual atômico de Ni no ponto de cada indentação.

4.1.5 Comportamento Mecânico de Tração a Temperatura Ambiente

Na Figura 41 apresenta-se o resultado do ensaio de tração a temperatura ambiente para o fio atuador íntegro. A curva tensão vs deformação revela um patamar de tensão da ordem de 200 MPa que se inicia em 1,5% de deformação e se estende até aproximadamente 6%. Esta região do patamar, após o descarregamento mecânico, dá origem a região de deformação recuperável por EMF, que é da ordem de 5%. A ruptura do fio acontece para uma tensão de 1300 MPa e deformação de 15,3%. Por outro lado, na Figura 42 são mostrados os resultados para os fios soldados nas três condições obtidas a partir do planejamento experimental. Nesta condição de temperatura ambiente os fios soldados tiveram resistência mecânica da ordem de 600 MPa (45% do fio íntegro), e a deformação máxima situou-se em torno dos 11%. A Tabela 5 apresenta as deformações máximas e tensões máximas observadas para os fios íntegro e soldados.

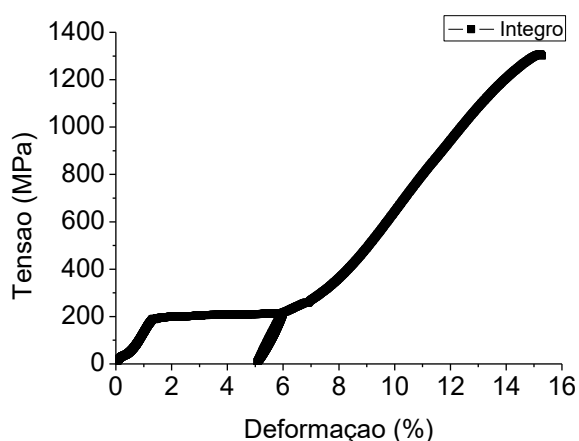


Figura 41. Comportamento mecânico até ruptura a temperatura ambiente do fio íntegro Ni-Ti atuador.

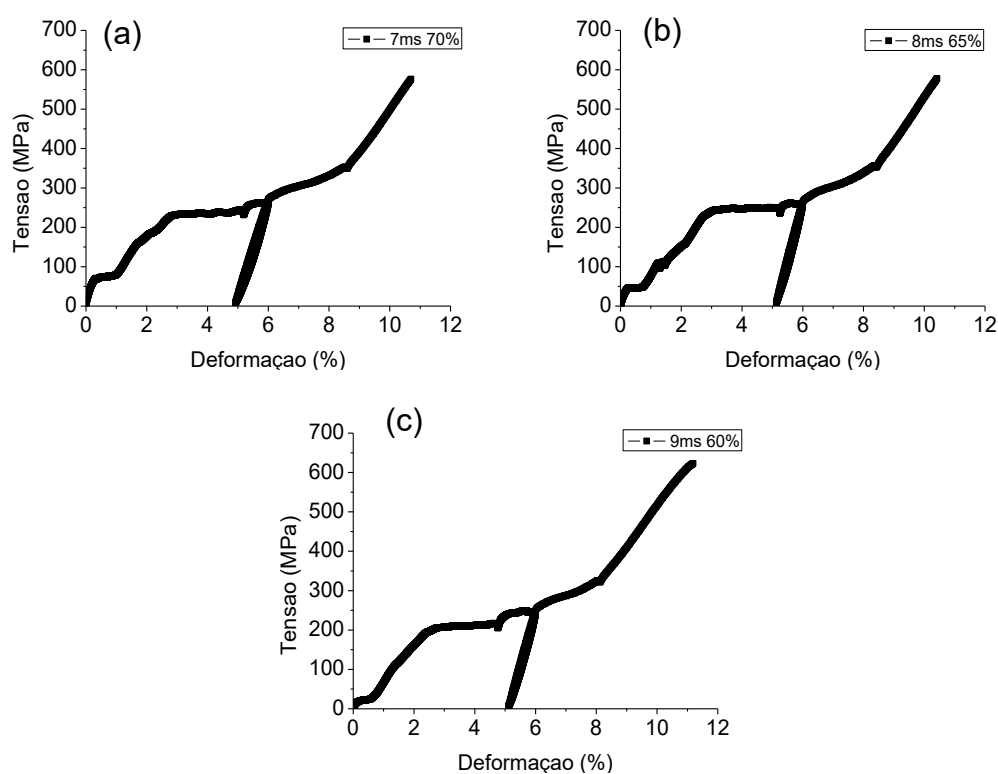


Figura 42. Comportamento mecânico até ruptura a temperatura ambiente dos fios soldados de Ni-Ti atuador. (a) 7ms/70%. (b) 8ms/65%. (c) 9ms/60%.

Tabela 5. Deformação Máxima e Tensão Máxima dos fios atuadores íntegro e soldados.

Condição	Deformação Máxima (%)	% da Deformação máxima	Tensão Máxima (MPa)	% da Tensão Máxima
Íntegro	15,3	Referência	1300,3	Referência
7ms70%	10,7	69,9	575,3	44,2
8ms65%	10,4	68,0	577,7	44,4
9ms60%	11,2	72,6	623,0	47,9

A sobreposição das curvas tensão vs deformação resultantes dos ensaios de tração até a ruptura dos fios, conforme Figura 43, demonstra que não houve grande variação nem no aspecto das curvas, nem nos valores de tensão máxima e deformação máxima entre os fios soldados, ou seja, estes apresentaram basicamente o mesmo comportamento mecânico. Entretanto, verifica-se na comparação com o fio íntegro, que os fios soldados não seguem o mesmo comportamento na região linear

da martensita orientada e no regime plástico não recuperável (final da curva), apresentando um deslocamento d relativamente a curva do fio íntegro. Por meio de uma ampliação da região inicial das curvas tensão vs deformação, verifica-se que ocorre também (Figura 44-a) uma alteração no regime elástico (entre 0 e 1,5%) dos fios soldados em relação ao fio íntegro e uma variação mínima no laço histerético de descarregamento a 6% com posterior novo carregamento até ruptura (Figura 44-b).

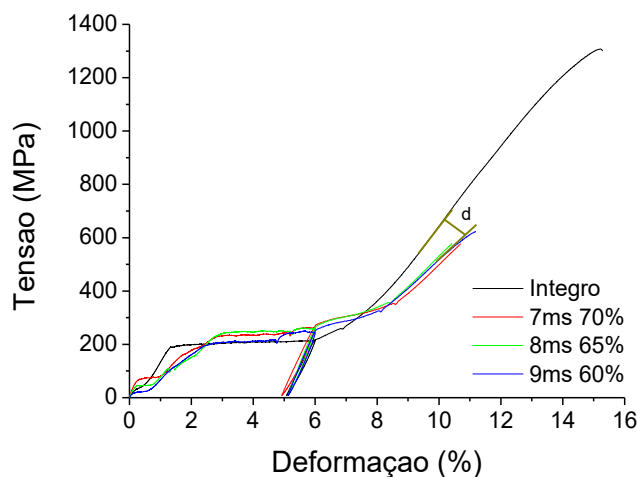


Figura 43. Sobreposição dos ensaios de tração até ruptura a temperatura ambiente dos fios de Ni-Ti atuadores. (0% - 16%).

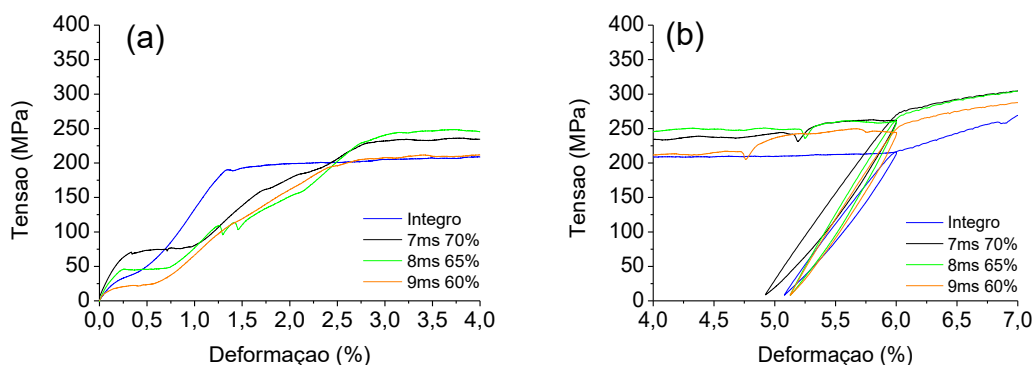


Figura 44. Ampliações das regiões de sobreposição dos ensaios de tração até ruptura a temperatura ambiente dos fios de Ni-Ti atuadores. (a) 0% à 4%. (b) 4% à 7%.

4.1.6 Ensaios de Tração Isotérmicos até a Ruptura

Conforme foi verificado nos ensaios de tração a temperatura ambiente (Figura 43), a capacidade de deformação dos fios soldados não se altera consideravelmente entre as condições de soldagem. Adicionalmente, foram realizados ensaios para verificar se o aumento da temperatura de teste tem influência direta na resposta

mecânica do fio com a presença da junta soldada, ou seja, se ocorre alteração na deformação máxima e na resistência mecânica. Para tanto, foram executados ensaios de tração a temperaturas isotérmicas partindo da temperatura de 40°C até 90°C, com intervalos de 10°C.

Na Figura 45 são mostrados os resultados do comportamento termomecânico tensão vs deformação até a ruptura nas diversas condições isotérmicas. De acordo com a Figura 45(a-b) a deformação máxima e a tensão máxima suportadas pelos fios soldados testados a 40°C foram praticamente as mesmas obtidas no ensaio a temperatura ambiente. O mesmo comportamento aconteceu para a temperatura de 50°C (resultados suprimidos na figura 45), em que somente percebe-se uma alteração na tensão de orientação da martensita, que foi de cerca de 200 MPa a temperatura ambiente e chega a cerca de 300 MPa a 50°C. Para 60°C (resultados suprimidos na figura 45), a deformação máxima e a tensão máxima situam-se na mesma ordem de valores das verificadas na temperaturas anteriores e o patamar de orientação da martensita sobe para cerca de 350 MPa. A partir de 60°C observou-se o início do alargamento da histerese, no relaxamento do primeiro ciclo de carregamento seguido do novo carregamento. Essa histerese mecânica foi bem limitada nas temperaturas de 40°C e 50°C. Ressalta-se que a 60°C, tanto o fio de LMF Ni-Ti íntegro quanto os fios soldados já apresentam austenita coexistindo com a fase R (fio íntegro) ou martensita (fios soldados).

A ruptura dos fios soldados tende a se tornar prematura quando se aumenta a temperatura de teste para 70°C ou mais. Esse fato pode ser verificado na Figura 45(c-d), em que a ruptura dos fios soldados ocorre em uma deformação inferior a 10% e continua a cair para as temperaturas de 80°C (Figura 45 e-f) e 90°C (Figura 45 g-h) de forma mais drástica. Percebe-se que a 80°C apenas o fio soldado nas condições de 7ms/70% fechou o primeiro ciclo de teste, enquanto os demais fios soldados nas condições de 8ms/65% e 9ms/65% falharam a 4% e 2,5% de deformação, respectivamente.

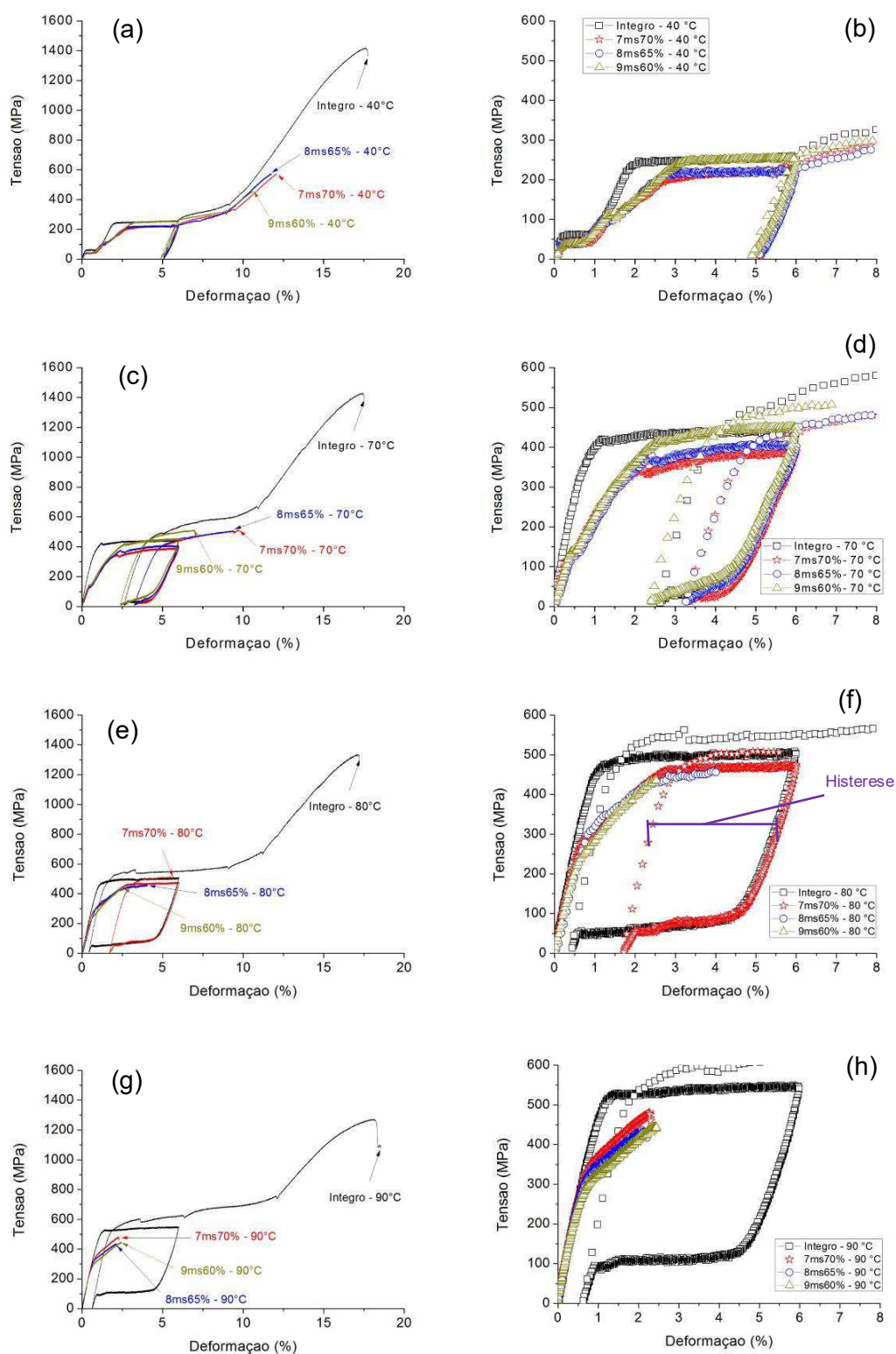


Figura 45. Comportamento tensão vs deformação até a ruptura dos fios atuadores a temperaturas isotérmicas. (a) 40°C. (b) Detalhe de 40°C até 8% de deformação. (c) 70°C. (d) Detalhe de 70°C até 8% de deformação. (e) 80°C. (f) Detalhe de 80°C até 8% de deformação. (g) 90°C. (h) Detalhe de 90°C até 8% de deformação.

Na temperatura de 90°C todos os fios soldados romperam a deformações inferiores a 2,5% e sem permitir a execução do primeiro ciclo de teste. Além disso, observa-se que a inclinação da curva de carregamento durante a fase elástica do fio soldado tende a acompanhar a do fio íntegro com comportamento mais próximo ao passo em que se aumenta a temperatura de teste (Figura 45 g-h).

Nas Figuras 46, 47, 48 e 49 são mostrados, respectivamente, os resultados obtidos a partir da Figura 45 para o comportamento tensão vs deformação dos fios atuadores íntegro e soldados de acordo com os seus respectivos pares de configuração em função da temperatura.

Verifica-se que a ruptura do fio íntegro não sofre grandes alterações com a temperatura de teste, tanto em termos de deformação máxima quanto de tensão máxima (Figuras 46, 50 e 51).

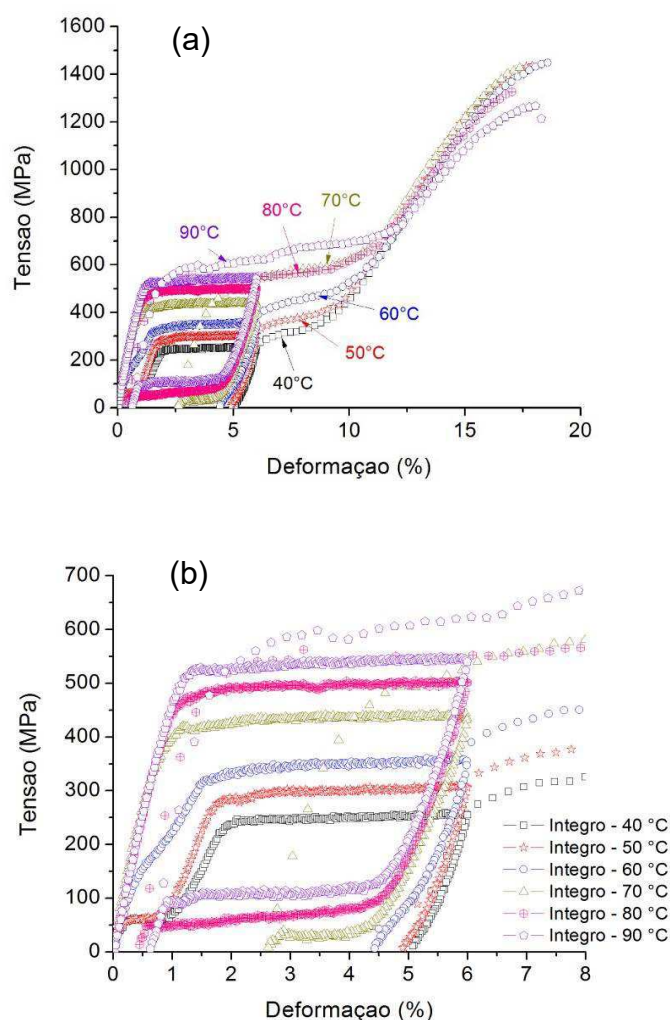


Figura 46. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para o fio íntegro atuador. (a) Até 20%. (b) Ampliação na região até 8%.

Já os fios soldados tendem a uma ruptura de forma prematura, ou seja, a deformação máxima tende a diminuir quando se aumenta a temperatura de teste para uma faixa próxima ou superior a A_f (Figuras 47 a 49 e Figura 51). Verifica-se também que as rupturas dos fios soldados ocorrem na faixa entre 450 MPa e 600 MPa (Figuras 47 a 50). Assim, a ruptura prematura do fio soldado estaria condicionado a um nível de resistência mecânica da junta e não necessariamente a presença de uma fração ou totalidade da fase austenítica, o que é importante para se obter um maior nível de tensão de orientação da martensita, mas não fator preponderante para a falha da junta (Amorim, 2014).

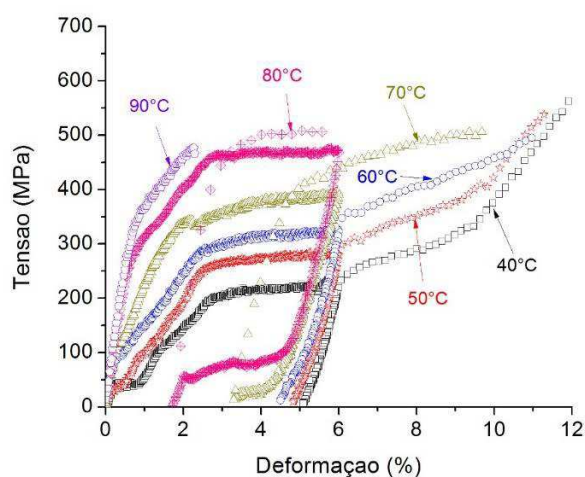


Figura 47. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios atuadores soldados na condição 7ms/70%.

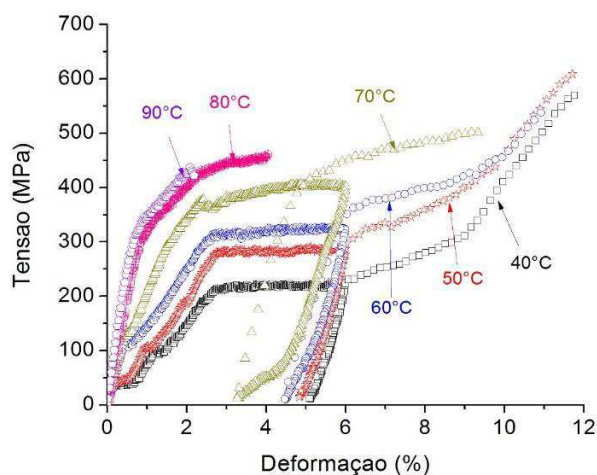


Figura 48. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios atuadores soldados na condição 8ms/65%.

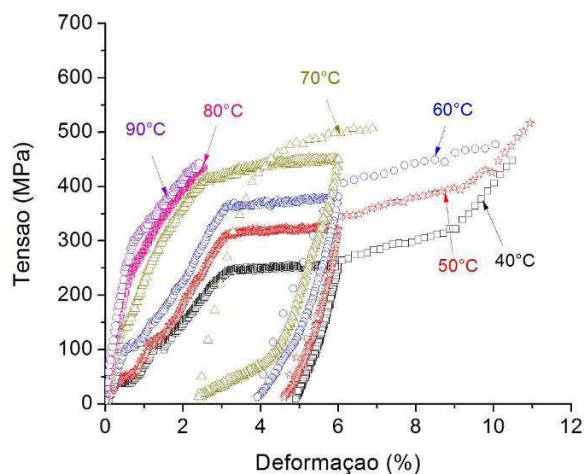


Figura 49. Curva tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios atuadores soldados na condição 9ms/60%.

Nas Figuras 50, 51, 52 e 53 podem ser observados, respectivamente, os comportamentos da tensão máxima, deformação máxima, tensão de patamar a 3% de deformação e deformação residual em função da temperatura de teste.

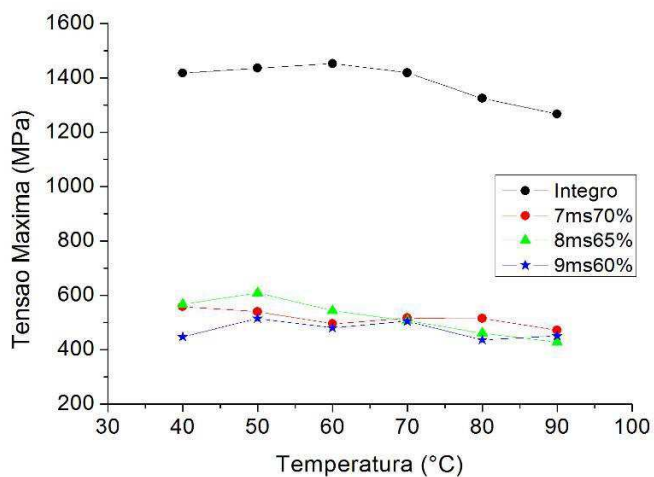


Figura 50. Tensão máxima em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados.

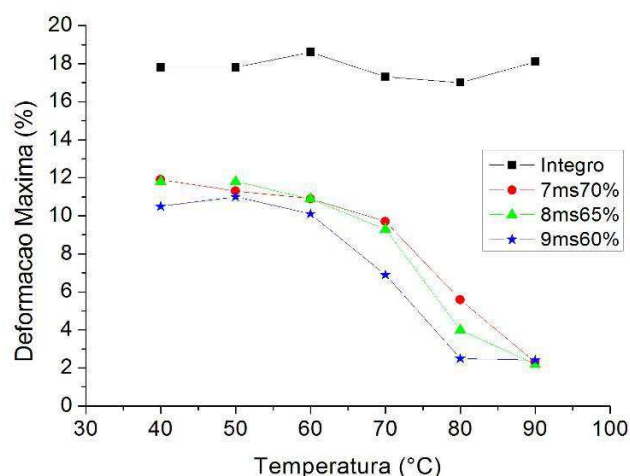


Figura 51. Deformação máxima em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados

Para cada configuração de soldagem também é possível obter o nível de tensão, durante o primeiro ciclo de carregamento, a uma deformação de 3%, conforme definido na norma ASTM F 2516-07^{e2}. Essa determinação torna possível observar o aumento linear da tensão de patamar de orientação ou indução da martensita quando se aumenta a temperatura de teste, conforme revela a Figura 52. Esse aumento linear da tensão está de acordo com a lei de Clausius-Clapeyron para LMF e ocorre tanto para o fio íntegro quanto para os fios soldados nas três condições.

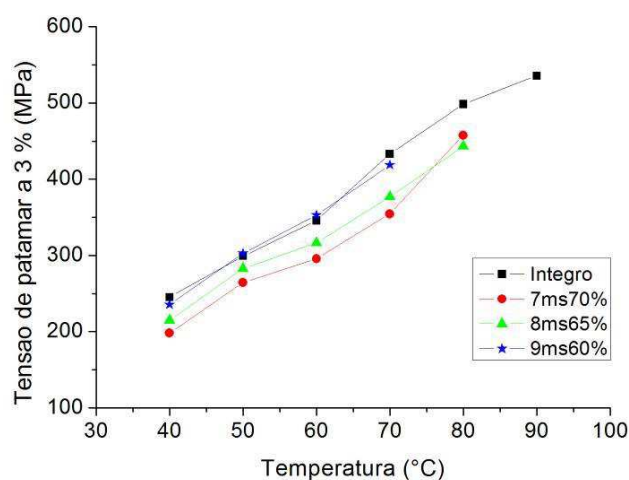


Figura 52. Tensão de patamar a 3% de deformação em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados

Já a deformação residual verificada para os fios soldados durante o descarregamento no primeiro ciclo tende a acompanhar a do fio íntegro, ou seja, tende

a diminuir com o aumento da temperatura, quando o material transita da fase martensítica (fios soldados) ou fase *R* (fio íntegro) para a fase austenítica (Figura 53). Este comportamento indica uma boa resposta do comportamento de EMF dos fios soldados tendo como referência um fio que não passou por esse tipo de processamento. Desta forma, em trabalhos futuros será necessário apenas implementar procedimentos que aumentem a resistência mecânica da junta de forma que tensões superiores a 600MPa possam ser atingidas sem ruptura, caso se deseje a aplicação de uma junta soldada fora dos valores de resistência mecânica e deformação máxima obtidos para as juntas estudadas neste trabalho.

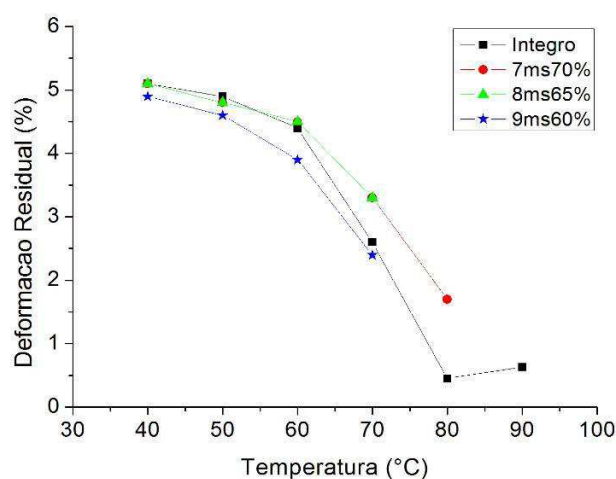


Figura 53. Deformação residual em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados

4.1.7 Análise das Superfícies de Fratura das Juntas de Fio Atuador

Para avaliar a influência da temperatura de teste na morfologia da fratura dos fios de LMF Ni-Ti atuador, íntegros e soldados, foram capturadas imagens por MEV dos corpos de prova testados a 40°C e 90°C, tanto para os fios íntegros quanto os soldados.

De maneira geral as juntas do fio atuador falharam no centro da *ZF* visto que nessa região são observados grãos colunares mais largos (metal fundido na soldagem) que seriam mais propensos a suportar menores valores de deformação e maiores velocidades de crescimento de trincas.

A Figura 54 permite visualizar a superfície de fratura do fio íntegro testado a 40°C. Verifica-se que a fratura é do tipo ductil devido ao aparecimento de microcavidades esféricas, conhecidas como *dimples* e a morfologia da fratura ser do tipo taça e cone. Esse resultado já era esperado tendo em vista que o fio íntegro nessa temperatura está na fase *R* (ou na fase martensítica, caso subresfriado), de acordo com o resultado da análise térmica em DSC (Figura 38). Assim, conforme indicado pela literatura (Lagoudas, 2008; Otsuka e Wayman, 1998), o material apresenta um comportamento maleável, o qual pode ser verificado pelo aspecto da curva tensão-deformação (Figura 41).

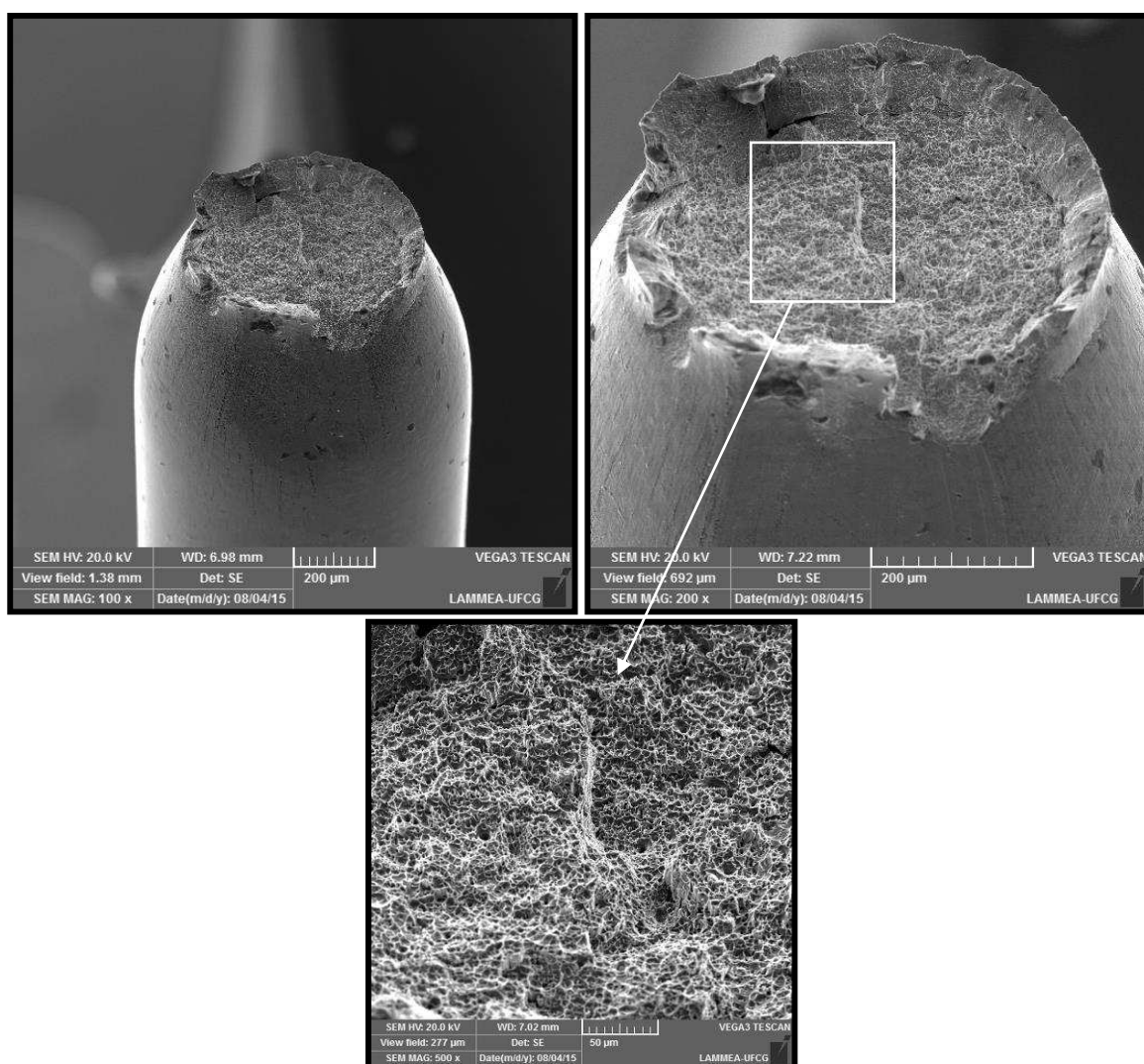


Figura 54. Superfície de fratura do fio atuador íntegro testado a 40°C.

A partir da Figura 55 verifica-se que o mecanismo de fratura do fio soldado na configuração 7ms/70% é dominado pelo aparecimento de trincas. Além disso, a fratura apresenta um aspecto facetado devido as mudanças na orientação dos planos de

carregamento sobre os grãos durante o processo de falha. Esse mecanismo de falha é conhecido por clivagem e é observado tipicamente em fraturas do tipo frágil. Observa-se ainda que a região mais crítica para a falha ocorreu próxima ao centro e de um lado da seção da união, o que está em conformidade com a presença de grãos maiores nas proximidade ao ponto de aplicação do pulso de TIG, e menores na região oposta, conforme foi verificado nas imagens de microscopia ótica. Assim, a região com grãos menores foi responsável por promover uma maior capacidade de deformação da junta até a falha da união. Percebe-se também a presença de poros que podem concentrar tensões mecânicas e fragilizar a junta.

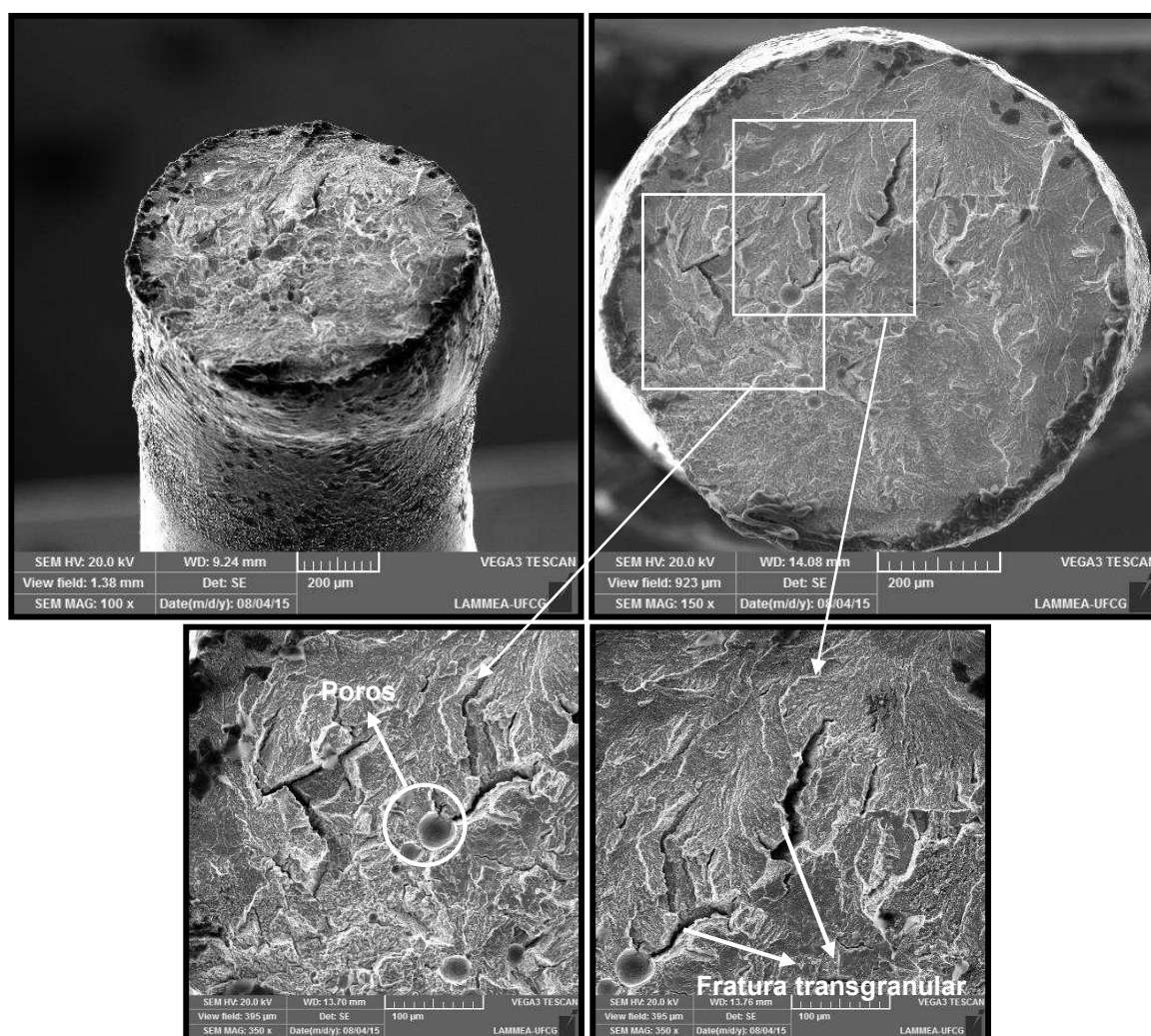


Figura 55. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 7ms/70% e testado a 40°C.

A Figura 56 permite verificar que a fratura do fio soldado na configuração 8ms/65% e testado a 40°C também apresenta um aspecto facetado, além da presença de micro-trincas. Da mesma forma que no caso anterior, existe uma área com grãos

mais grosseiros (menos perceptíveis que no caso anterior) partindo de um lado da solda e seguindo até o centro, que é circundada por área que tem grãos menores.

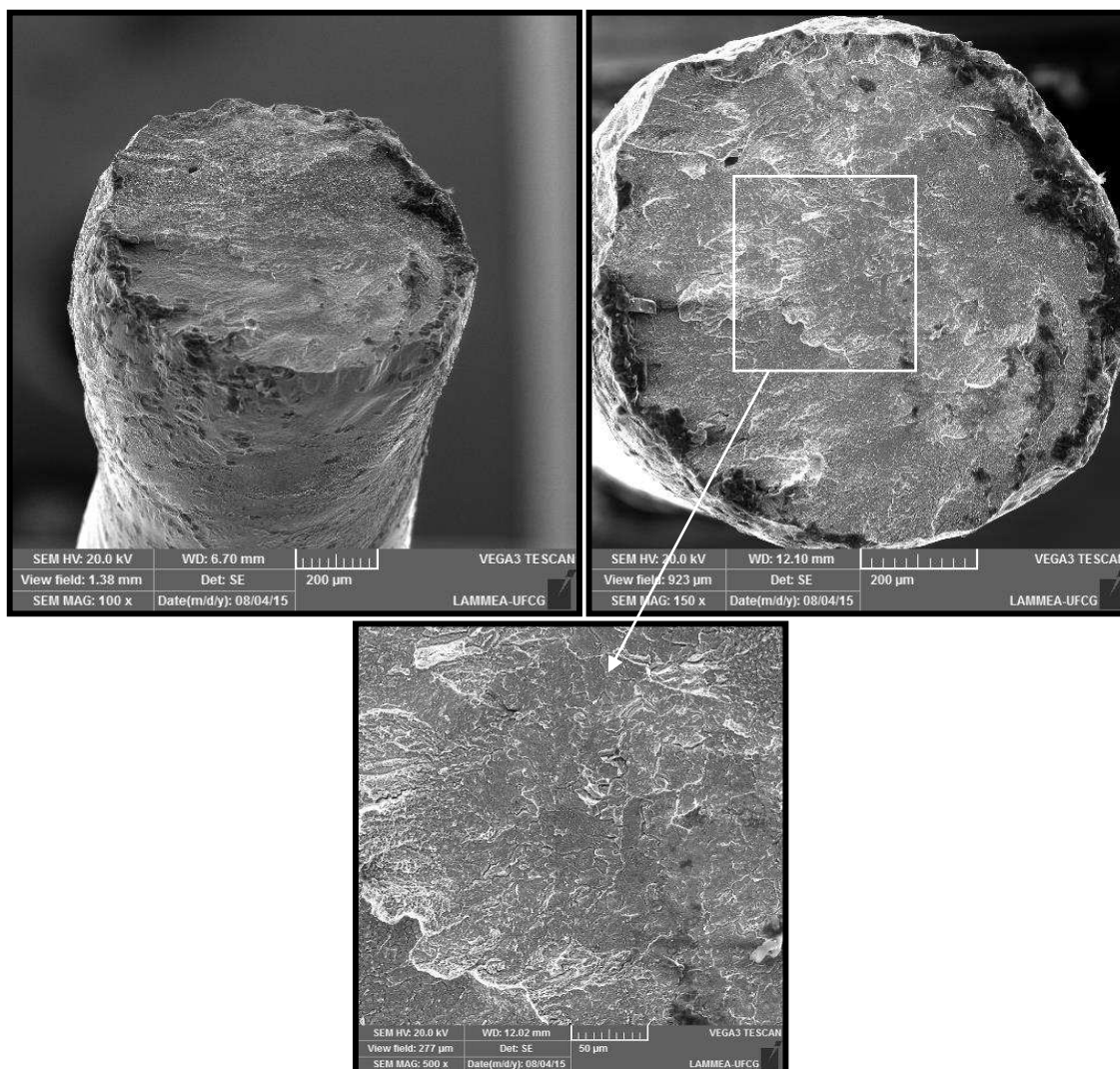


Figura 56. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 8ms/65% e testado a 40°C.

Na Figura 57 observa-se que a fratura do fio soldado na configuração 9ms/60% além de apresentar uma região facetada, também contém poros que podem concentrar tensões mecânicas e fragilizar a junta. Isso pode ter contribuído para um nível menor na deformação máxima desse corpo de prova, que foi ligeiramente menor que nas condições de soldagem anteriores.

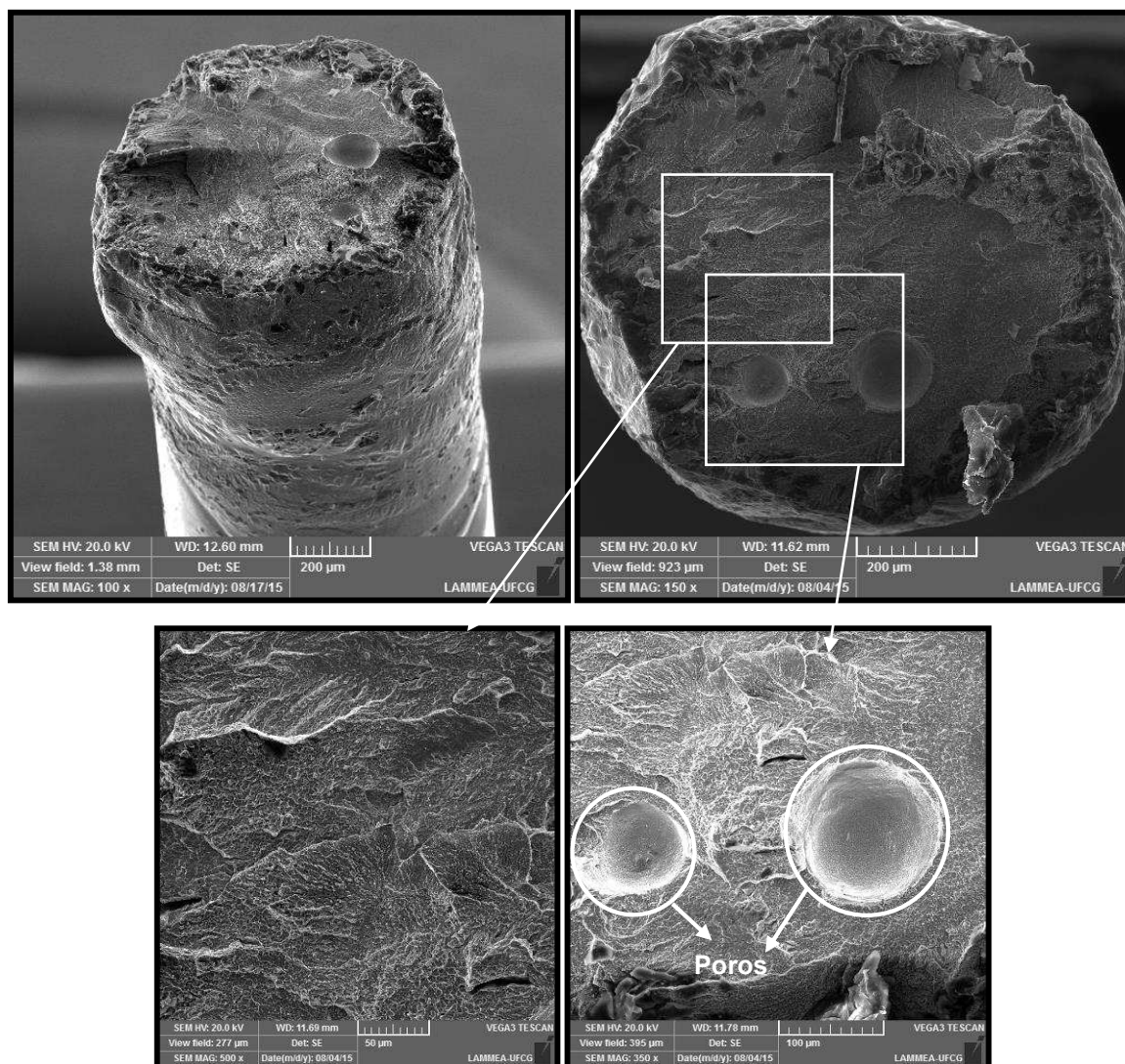


Figura 57. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 9ms/60% e testado a 40°C.

Na Figura 58 é mostrada a superfície de fratura do fio íntegro testado a 90°C. Verifica-se que a superfície de fratura apresenta *dimples*, sendo portanto uma fratura de aspecto dúctil. Como o fio está na fase austenítica, de acordo com o observado na análise térmica em DSC (Figura 38), o material apresenta um comportamento mais rígido que o fio a temperatura inferior a A_s , promovendo uma leve redução da sua maleabilidade. Esse comportamento mais rígido pode ser verificado pelo aspecto da curva tensão-deformação, ao observar a inclinação da região linear elástica (conforme Figura 46), que apresentou-se equivalente em termos de deformação máxima e tensão máxima para qualquer temperatura de teste do fio íntegro. Assim, mesmo mais

rígido, o mecanismo de fratura foi também dúctil, o que justifica o comportamento similar na ruptura do fio íntegro a diversas temperaturas.

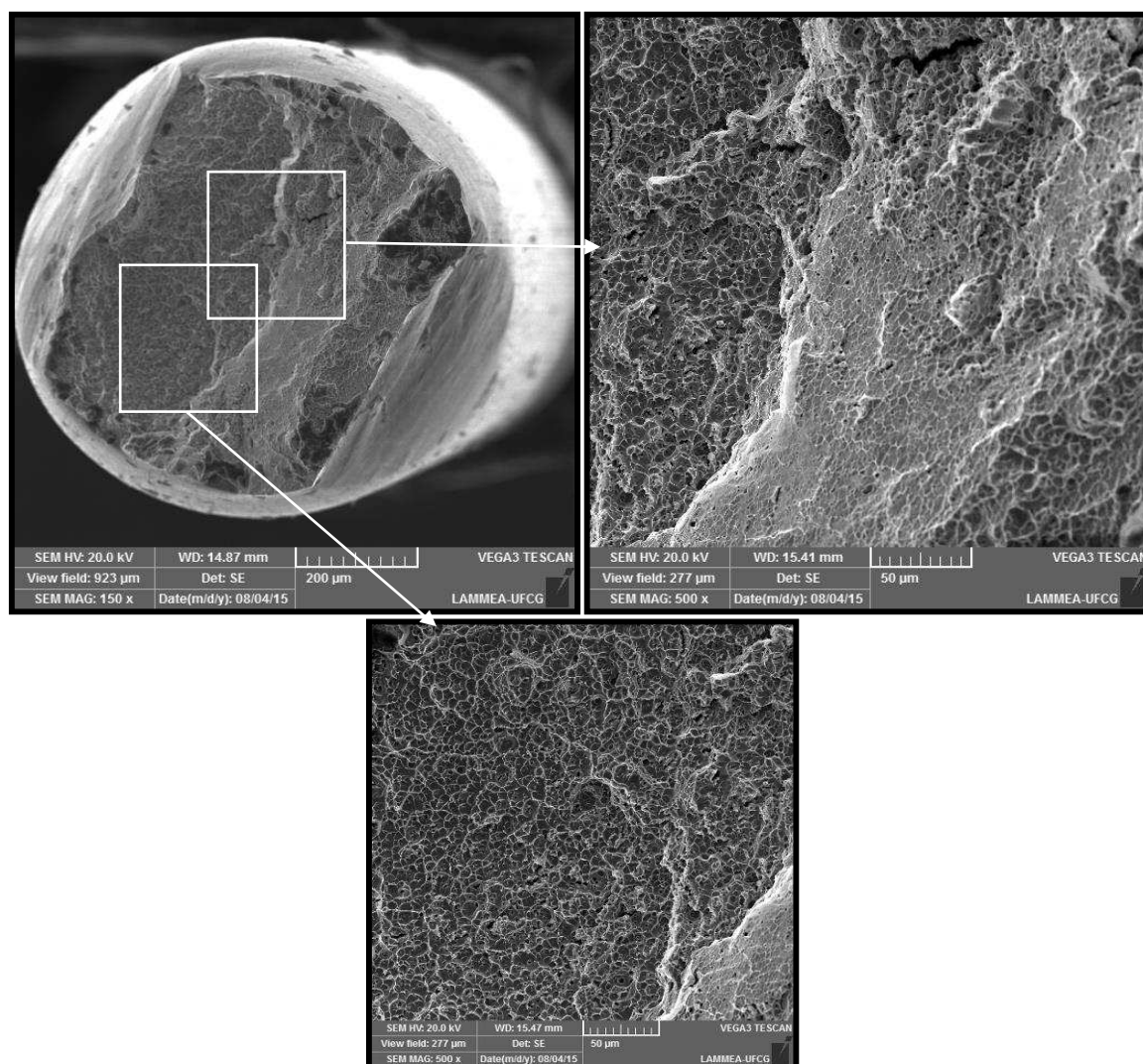


Figura 58. Superfície de fratura do fio atuador íntegro testado a 90°C.

A Figura 59 revela que a superfície de fratura do fio soldado na configuração 7ms/70% tem duas regiões de falha bem definidas. Uma área com a presença de *dimples* que indicam o comportamento dúctil da junta soldada e outra com aspecto facetado e com microtrincas (ruptura por clivagem) que indica uma região de fratura frágil. Ou seja, a superfície de fratura apresenta uma aparência de ruptura dúctil-frágil (fratura mista). Fazendo uma comparação com a imagem de MO, observa-se que novamente a região mais crítica para a falha ocorreu próxima a um lado da seção da união, devido a formação de grãos maiores próximas ao ponto de aplicação do pulso

de soldagem, devido ao processo de solidificação da zona fundida. Também é possível observar a presença de poros que podem concentrar tensões mecânicas e fragilizar a junta.

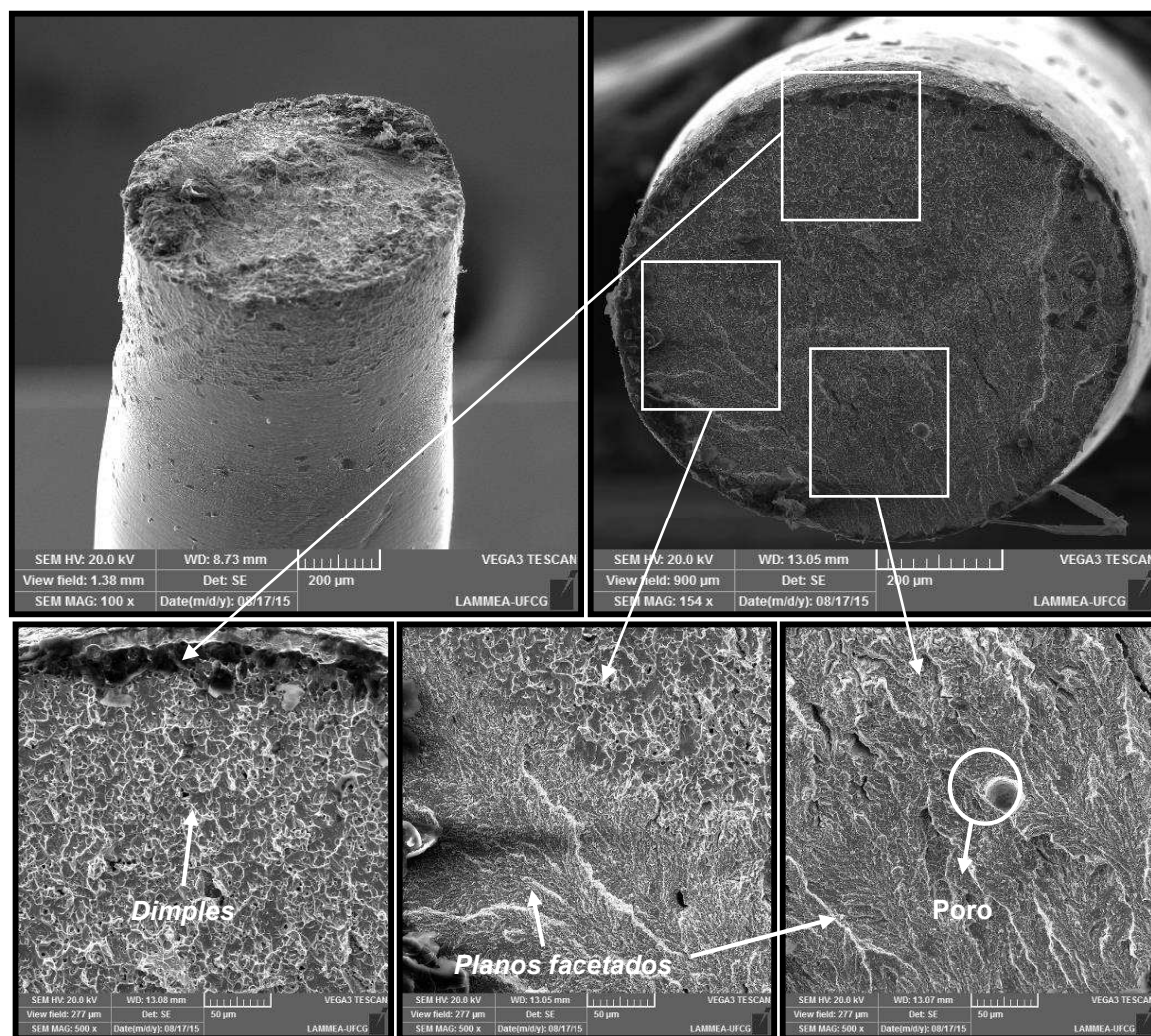


Figura 59. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 7ms/70% e testado a 90°C.

A Figura 60 permite constatar que a fratura do fio soldado na configuração 8ms/65% e testado a 90°C apresenta micro-trincas e um aspecto facetado. As regiões observadas diferiram um pouco no aspecto qualitativo, entretanto pode-se verificar que a ruptura para o fio soldado nessa condição se deu praticamente por clivagem, com regiões mais ou menos críticas em relação a falha do tipo frágil. A região de aplicação do pulso não ficou bem definida neste caso específico.

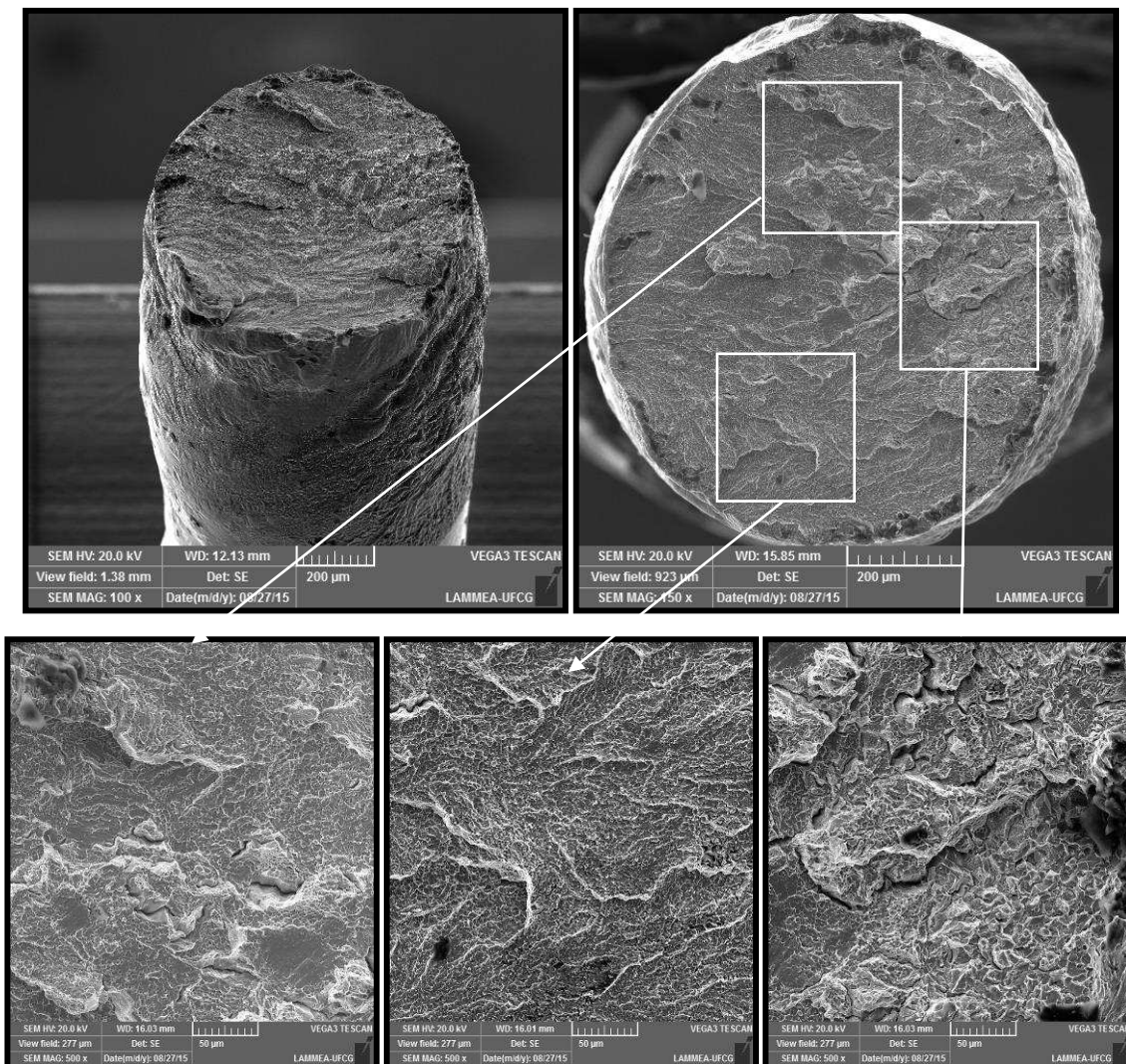


Figura 60. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 8ms/65% e testado a 90°C.

A partir da Figura 61 verifica-se que a fratura do fio soldado na configuração 9ms/60% e testado a 90°C é bem semelhante aquela observada para o fio soldado na configuração 7ms/70% e testado a mesma temperatura, exceto por não apresentar micro-trincas visíveis. Assim, a superfície de fratura apresenta uma aparência de ruptura dúctil-frágil, ou seja, observa-se uma região aparentemente mais dúctil e outra mais frágil.

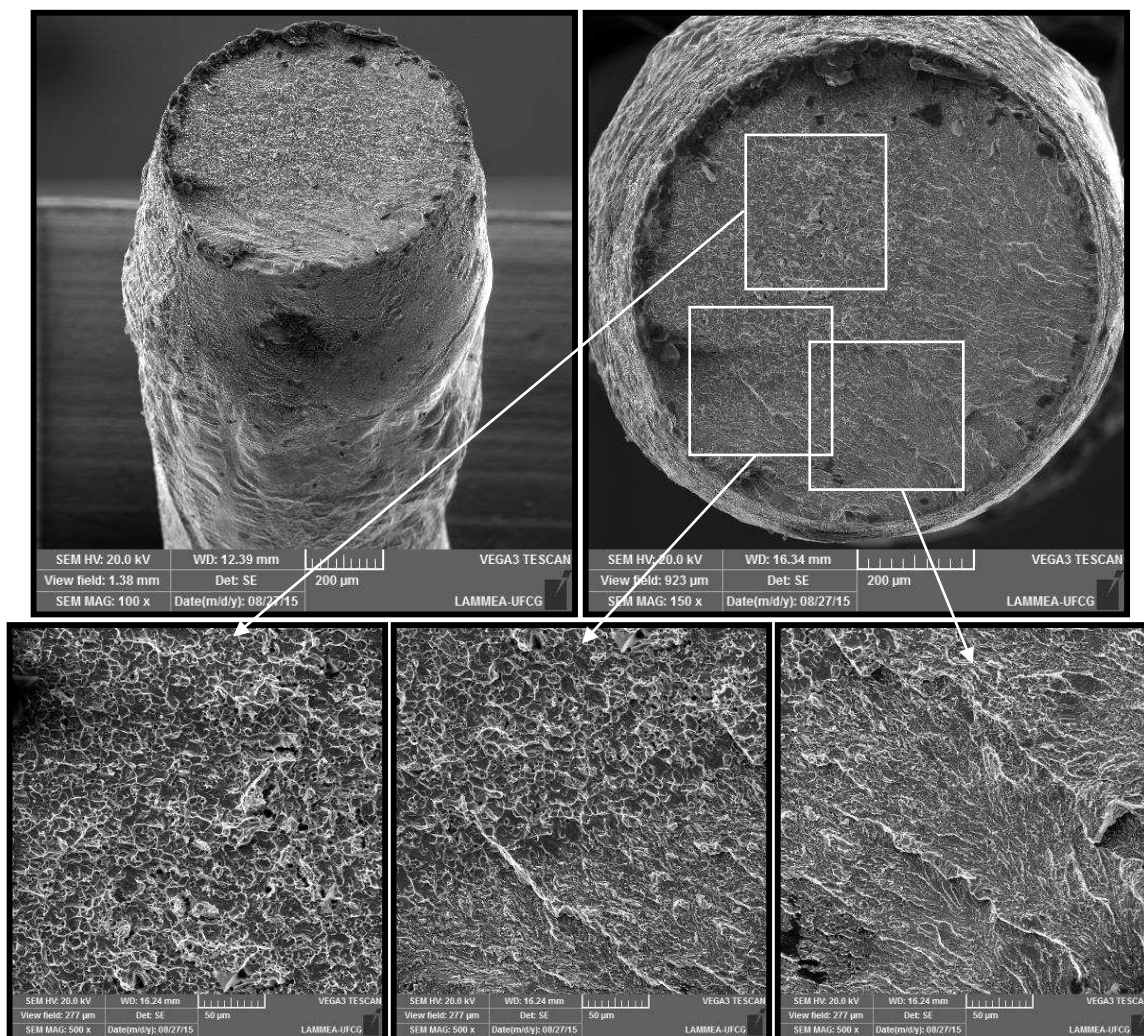


Figura 61. Superfície de fratura do fio atuador soldado na configuração 9ms/60% e testado a 90°C.

4.1.8 Análise Dinâmico-Mecânica (DMA)

Os ensaios realizados usando um analisador dinâmico-mecânico (DMA) revelaram um comportamento típico de uma LMF inicialmente no estado martensítico, que apresenta um ganho de módulo de elasticidade e um pico de amortecimento quando aquecida para a fase austenítica, conforme indicam as Figuras 62 e 63. Esse comportamento é coerente, já que a temperatura de teste começa em 24°C, portanto o fio de Ni-Ti está ou na fase R ou na fase martensítica, dependendo se houve ou não subresfriamento antes do teste.

A transição de fase pode ser identificada nas curvas da Figura 62 em que se observa o comportamento do módulo de elasticidade em função da temperatura. A partir dos resultados, e para todos os casos (fios íntegro e soldados em diferentes

condições) percebe-se uma diminuição inicial de módulo durante o aquecimento em estado martensítico seguida de um aumento considerável ao longo da transformação de fase. Esse aumento do módulo de elasticidade com a temperatura indica um acréscimo na rigidez do material, ou seja, há uma menor dissipação de energia pela estrutura quando em altas temperaturas (fase austenítica) (Araújo, 2015). Após uma redução de módulo na primeira parte da região de transição, verifica-se um forte aumento entre as temperaturas de 68°C e 90°C, tendendo para um valor da ordem de 67 GPa na temperatura mais alta.

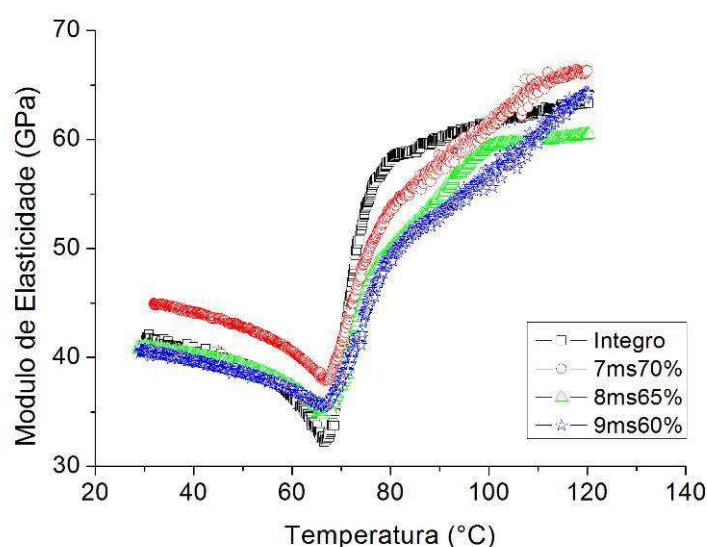


Figura 62. Módulo de elasticidade em função da temperatura para o fios atuadores íntegro e soldados.

Para os resultados da capacidade de amortecimento ($\tan\delta$) da Figura 63, as curvas podem ser divididas em três regiões bem distintas: um primeiro patamar de amortecimento, correspondente à fase martensita; um pico de amortecimento bastante pronunciado durante a transformação de fase; e um segundo patamar de amortecimento, com valor ligeiramente diferente do primeiro, correspondente à fase austenita. Diferentemente do que se observa geralmente em LMF do sistema Ni-Ti, o amortecimento da fase martensítica não foi claramente superior ao da fase austenítica. Resultados semelhantes foram observados no trabalho de Araújo (2015).

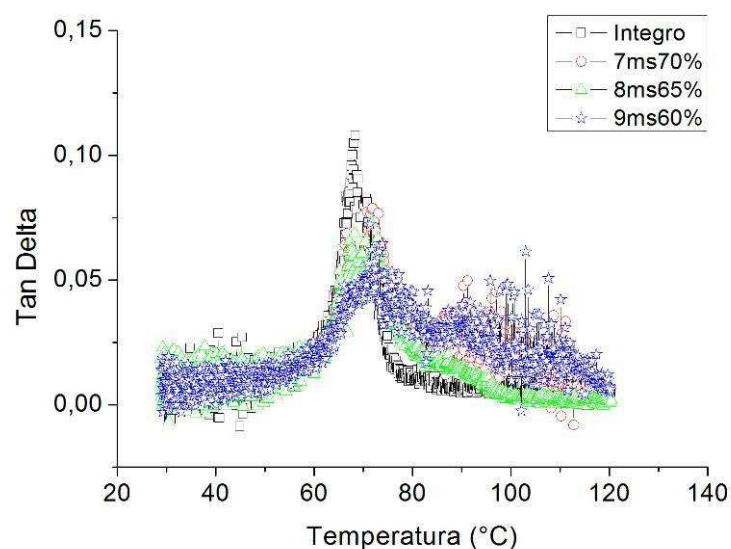


Figura 63. Capacidade de amortecimento em função da temperatura para os fios atuadores íntegro e soldados.

4.2 Resultados para o Fio de Ni-Ti Superelástico

Nas seções a seguir são apresentados os resultados dos ensaios realizados no fio superelástico de Ni-Ti, fornecido pela empresa Sandinox Ltda. Estes ensaios tiveram como objetivo determinar, a partir das configurações que permitiam a penetração completa da solda para o fio atuador, a influência da soldagem por pulsos de *GTAW* no comportamento e nas propriedades dos fios superelásticos.

4.2.1 Microscopia Ótica de Verificação

Nesta etapa, corpos de prova de fios Ni-Ti superelásticos foram submetidos a soldagem usando as configurações 7ms/70%, 8ms/65% e 9ms/60%, a fim de comprovar se as configurações de parâmetros (I, II e III) obtidas a partir da Figura 33, através do planejamento experimental para o fio atuador, também promovem uma penetração total da solda para os fios superelásticos. Essa penetração também foi verificada por MO. Na Figura 64 é possível verificar os resultados desta avaliação, respectivamente para as condições I, II e III.

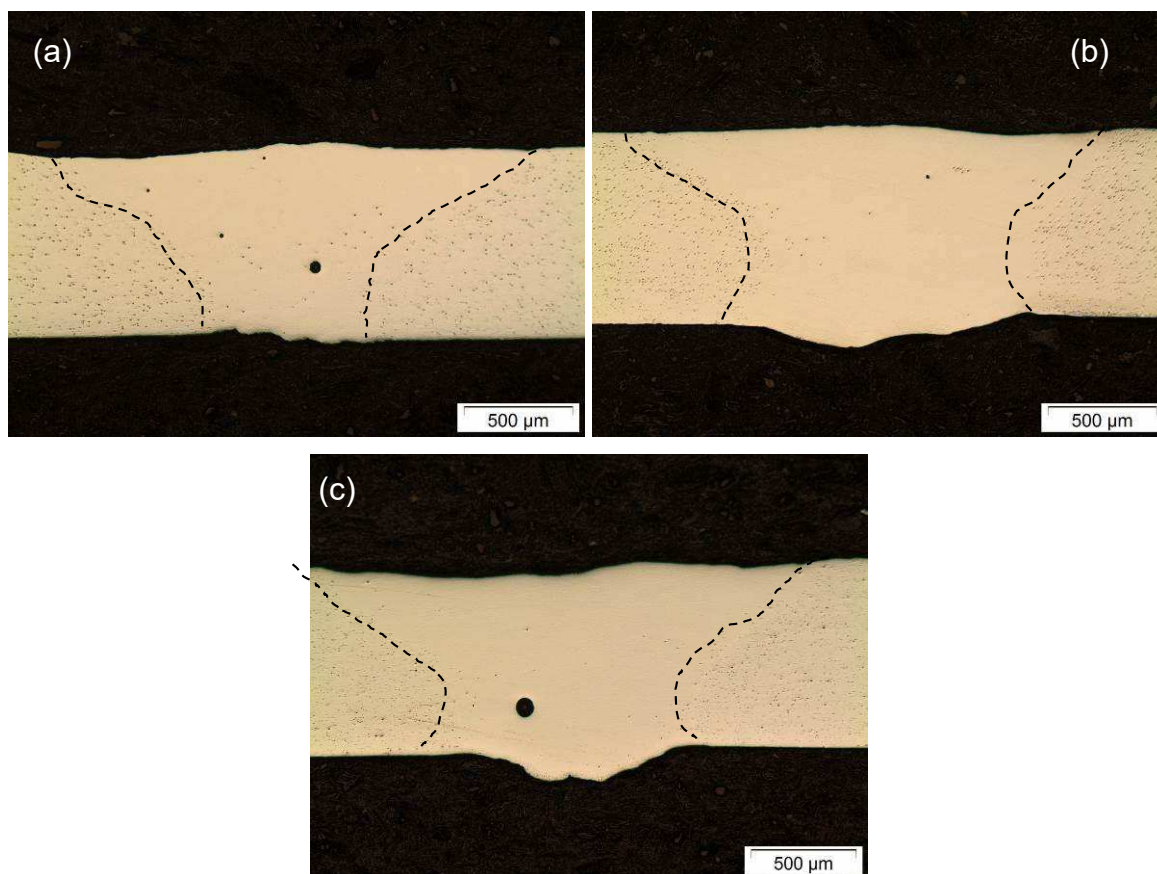


Figura 64. Imagens de microscopia ótica mostrando as juntas soldadas dos fios superelásticos usando as configurações de parâmetros obtidas através do *DCCR* usado para o fio atuador. (a) I - 7ms/70%. (b) II - 8ms/65%. (c) III - 9ms/60%.

Conforme medidas realizadas a partir das micrografias da Figura 64, as penetrações obtidas foram totais, com reforços de solda de 5 μm , 131 μm e 144 μm , respectivamente, para as configurações 7ms/70%, 8ms/65% e 9ms/60%. Assim, as penetrações, com seus respectivos reforços de solda, para as duas últimas configurações foram maiores que a desejada de 900 μm . De toda forma, a fim de permitir um comparativo entre as configurações, foram executados ensaios nas três condições de soldagem para avaliar a influência da solda no fio superelástico com maior número de parâmetro comparativos.

4.2.2 Análise Térmica

Na Figura 65 é apresentado o resultado do ensaio de DSC para o fio de Ni-Ti superelástico, na condição íntegra (sem solda). Observa-se que o material é austenítico a temperatura ambiente ($A_s=19,5\text{ }^\circ\text{C}<T_{amb}$), apresentando um pico típico

no resfriamento e um pico no aquecimento. A pequena histerese térmica (diferença entre as temperaturas de pico), inferior a 10°C , indica que trata-se de uma transformação reversível entre a austenita e a fase R, pré martensítica (Otsuka e Wayman, 1998). A fase R situa-se entre $13,9^{\circ}\text{C}$ e $-20,1^{\circ}\text{C}$, de modo que um resfriamento abaixo de -20°C a partir do estado austenítico promove uma transformação completa (transformação direta), com o material transitando desta fase até se transformar completamente em fase R. Na transformação inversa, esse transitará da fase R para a fase austenítica, e estará totalmente austenítico caso a temperatura final seja superior a $19,5^{\circ}\text{C} < T_{amb}$.

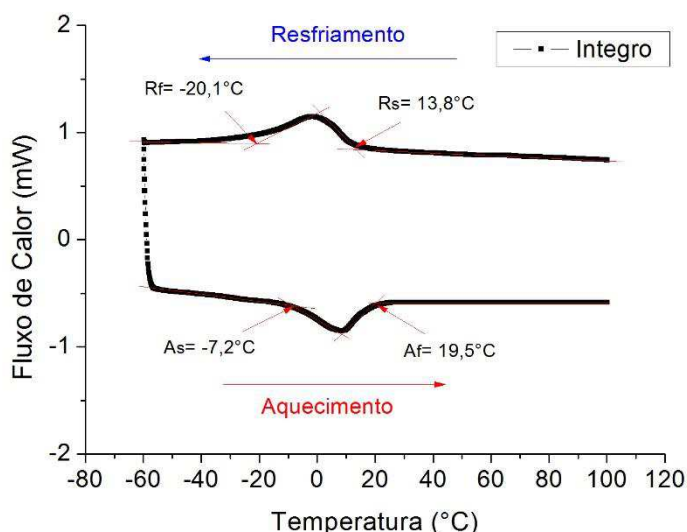


Figura 65. DSC do fio Ni-Ti superelástico íntegro.

A Figura 66 permite verificar os resultados de DSC para os fios superelásticos soldados sobrepostos sobre a curva DSC do fio íntegro. Diferentemente do comportamento observado para a junta soldada do fio atuador (Figura 38), verifica-se uma redução das temperaturas R_s , R_f , A_s e A_f para os fios soldados quando se compara os valores aos do fio íntegro, conforme resumido na Tabela 6. Este comportamento está em conformidade com aquele observado recentemente por Amorim (2014). Para todas as juntas soldadas, a temperatura R_f não pode ser obtida por tornar-se inferior a -60°C , que é a temperatura negativa limite para o equipamento DSC utilizado.

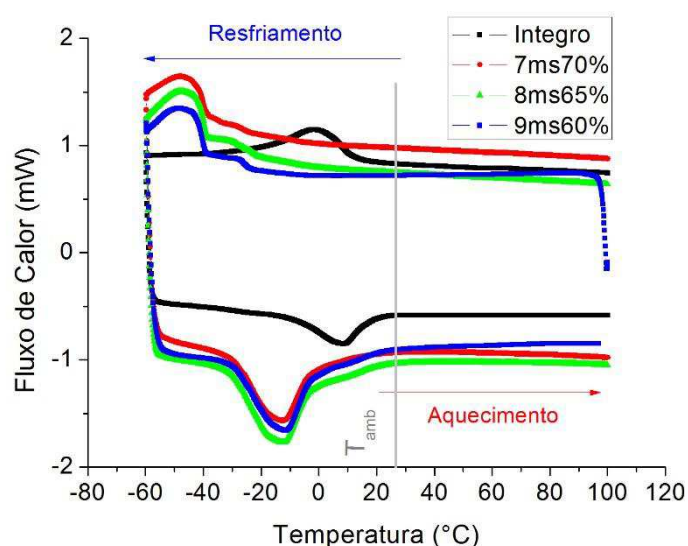


Figura 66. DSC dos fios de Ni-Ti superelásticos, íntegro e soldados.

Tabela 6. Temperaturas de transformação de fase do fios Ni-Ti superelásticos íntegro e soldados.

Condição \ Temp. Transf. (°C)	R_f	R_s	A_s	A_f
Íntegro	-20,1	13,8	-7,2	19,5
7ms70%	< -60,0	-15,4	-29,4	-0,2
8ms65%	< -60,0	-17,7	-29,5	1,3
9ms60%	< -60,0	-21,3	-30,9	1,0

4.2.3 Análise de Dureza

Na Figura 67 observa-se a distribuição de dureza para o fio superelástico soldado nas condições 7ms/70%, 8ms/65% e 9ms/60%. Os valores de microdureza para as juntas na região da *ZF* na soldagem variaram, com valores situados entre 230 e 340 HV. Já no *MB* essa variação ocorreu entre 365 e 420 HV.

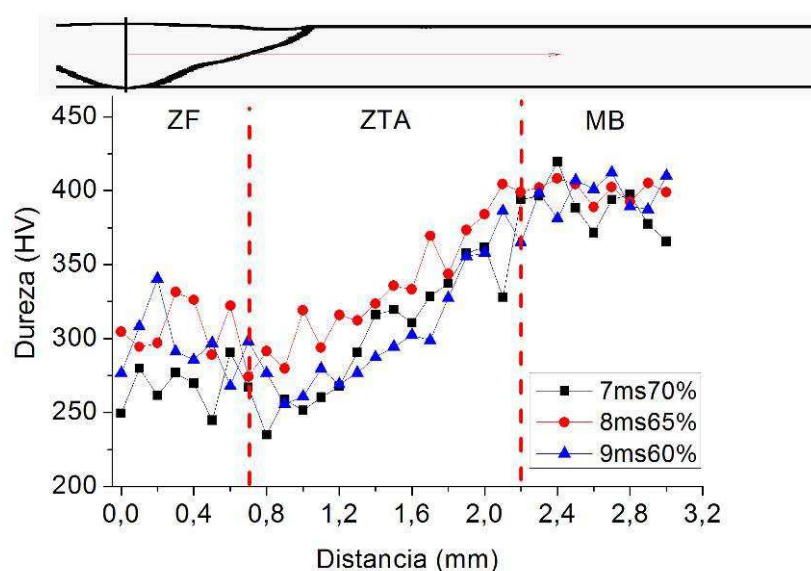


Figura 67. Distribuição de dureza na junta do fio superelástico de Ni-Ti soldado nas três configurações.

Ao avaliar o comportamento da dureza na ZTA (Figura 67) constata-se que o valor inicialmente é mais baixo na região da ZF até a linha de fusão e em seguida ocorre um aumento em direção ao MB. Essa transição nos valores de dureza na ZTA já foi verificada anteriormente por Amorim (2014), utilizando do mesmo fio de Ni-Ti superelástico e usando uma outra soldadora GTAW (modelo MicroMelt, EDG Equipamentos e Controles).

Embora não se possa correlacionar diretamente composição química e dureza, efetuou-se também uma avaliação do percentual atômico dos elementos Ni e Ti, em cada ponto de indentação, para determinar o perfil de distribuição química da junta superelástica no sentido longitudinal (partindo da ZF, passando pela ZTA até o MB). Conforme pode ser verificado na Figura 68, foi observada uma pequena alteração química na região da solda (ver linha tracejada), partindo de 52,7% atômico em média de Ni na ZF para 51,2% no metal de base.

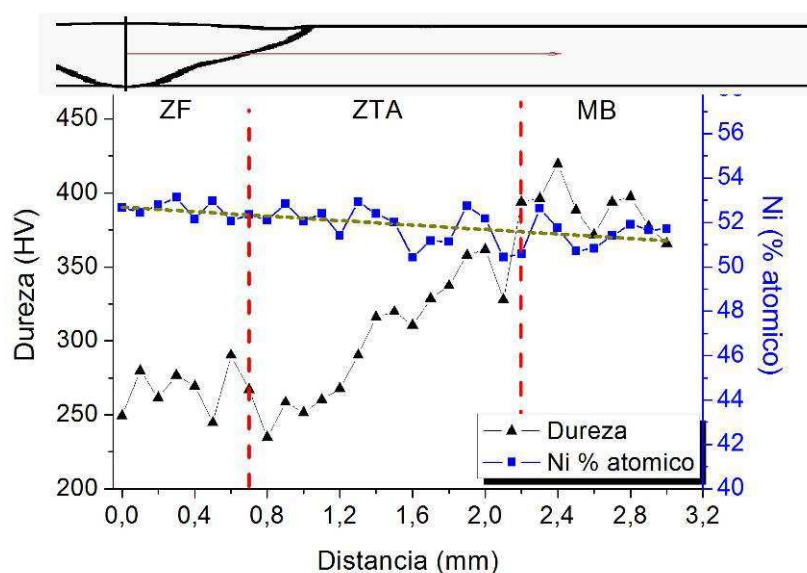


Figura 68. Distribuição de dureza ao longo da junta do fio superelástico de Ni-Ti soldado na configuração 7ms/70% e a evolução do percentual atômico de Ni.

O aumento de Ni em direção ao centro da solda justifica o fato da temperatura A_f da junta ter diminuído, com o pico de transformação se deslocando para a esquerda e o material se tornando ainda “mais austenítico” que o fio íntegro (Figura 66) a temperatura ambiente. Dessa forma, é necessária a aplicação de uma maior carga para promover uma mesma deformação percentual, tanto nos ensaios de tração (Figura 69) quanto nos ensaios de dureza, quando comparado ao fio íntegro, devido a necessidade de maior energia para a formação de martensita induzida por tensão (fenômeno de superelasticidade) (Otsuka e Wayman, 1998).

A redução de A_f na região da solda tende a levar a deformações plásticas em temperaturas mais afastadas positivamente deste ponto de transformação de fase, implicando assim em uma maior deformação residual (Figura 79). Assim, isso acaba promovendo um valor de dureza falseado por poder resultar em uma indentação maior e portanto na observação de uma dureza menor na ZF. Por outro lado, o MB não sofreu qualquer alteração em suas propriedades e tem a capacidade de recuperar largas deformações por se tratar de um material superelástico (conforme discutido na seção 2.1.1). Assim, a indentação que fica impressa nessa região do material se apresenta menor que a “real”, implicando em uma dureza maior nesta região. Portanto, resultados de ensaios deste tipo poderiam ser tratados como “falsas durezas”. A partir desta avaliação, ensaios de dureza, especialmente, em fios e juntas

superelásticas de LMF Ni-Ti servem apenas como um meio qualitativo de análise do material.

4.2.4 Ensaio de Tração a Temperatura Ambiente

Na Figura 69 é apresentado o resultado do ensaio de tração a temperatura ambiente para o fio Ni-Ti superelástico íntegro. O fio íntegro apresenta um patamar de deformação a cerca de 400MPa, que se inicia em 1,0% de deformação e atinge os 6% de limite da primeira fase do ensaio, ponto onde se faz o descarregamento do material. Esta região do patamar é a região recuperável por superelasticidade, que pode atingir, em média, até 8% de deformação (Lagoudas, 2008; Otsuka e Wayman, 1998). A ruptura do fio acontece a uma tensão de 1269 MPa e deformação de 15,9%.

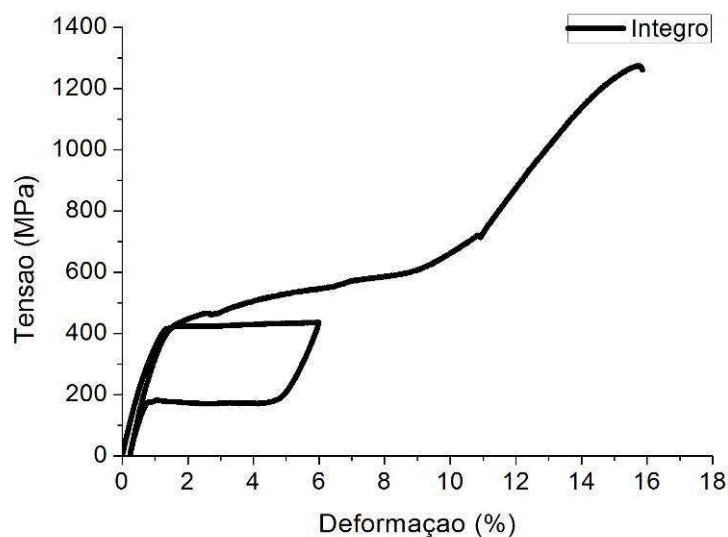


Figura 69. Comportamento tensão – deformação até a ruptura a temperatura ambiente do fio íntegro superelástico.

Já a partir da Figura 70, é possível verificar os resultados dos ensaios de tração até a ruptura, a temperatura ambiente, para os fios superelásticos soldados nas três condições obtidas a partir do planejamento experimental. Nesta condição de temperatura ambiente, os fios soldados tiveram resistência mecânica da ordem de 40% do fio íntegro e a deformação máxima situou-se em torno dos 18,0% da máxima observada para o fio íntegro. Na Tabela 7 são resumidos os resultados das deformações máximas e tensões máximas observadas para o fio íntegro e soldados.

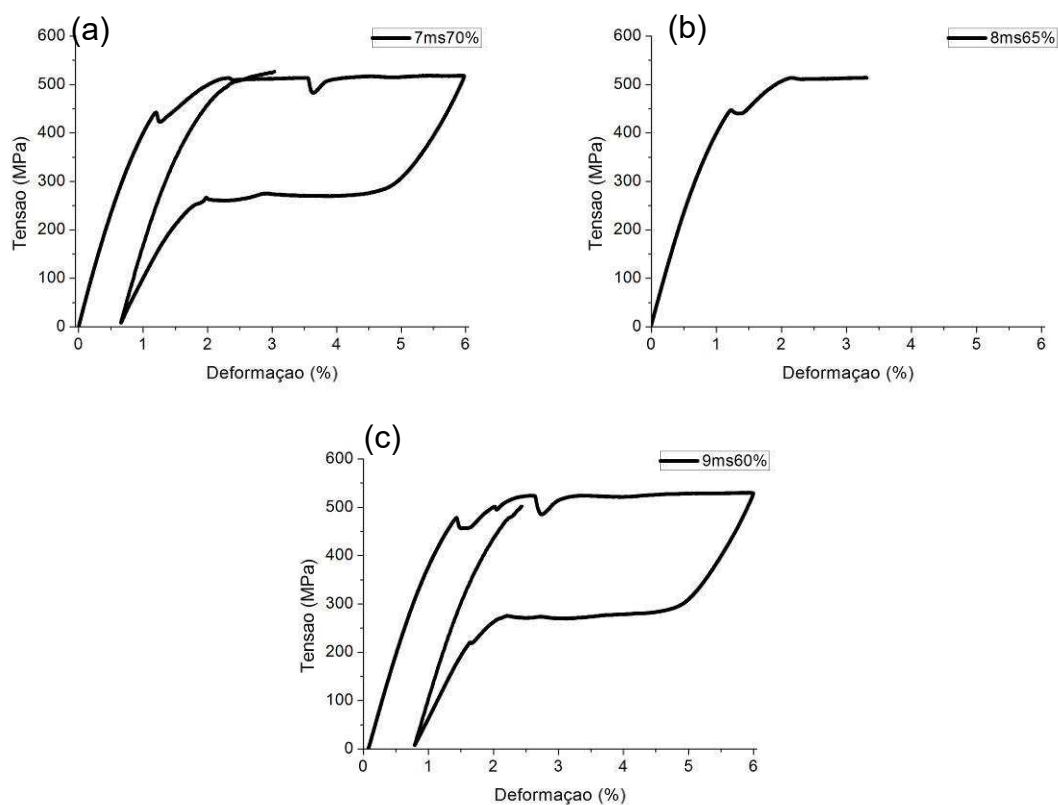


Figura 70. Ensaio de tração até a ruptura a temperatura ambiente dos fios superelásticos de Ni-Ti soldados. (a) 7ms/70% (b) 8ms/65%. (c) 9ms/60%.

Tabela 7. Deformação Máxima e Tensão Máxima do fio íntegro e dos fios soldados.

Condição	Deformação Máxima (%)	% da deformação máxima	Tensão Máxima (MPa)	% da Tensão máxima
Íntegro	15,9	Referência	1269,0	Referência
7ms70%	3,0	18,9	524,8	41,4
8ms65%*	3,3	20,8	513,9	40,5
9ms60%	2,4	15,1	500,3	39,4

* Não completou o primeiro ciclo

A sobreposição das curvas resultantes dos ensaios de tração até a ruptura dos fios, conforme Figura 71, revela que não houve grande variação na tensão máxima e deformação máxima entre os fios soldados, ou seja, esses apresentaram basicamente o mesmo comportamento mecânico. Entretanto, verifica-se na comparação com o fio íntegro, que os fios soldados não seguem o mesmo comportamento para a

deformação residual, apresentando um deslocamento d relativo a curva do fio íntegro (Figura 71-b). Além disso, a tensão correspondente formação de martensita induzida aumentou de aproximadamente 423 MPa para 519 MPa. Este resultado está de acordo com aquele observado em DSC (Figura 66 e Tabela 6), o qual revelou que se tem uma temperatura A_f menor para os fios soldados, e portanto, é necessário uma maior carregamento mecânico para formação de martensita induzida por tensão, conforme a regra de Clausius-Clapeyron.

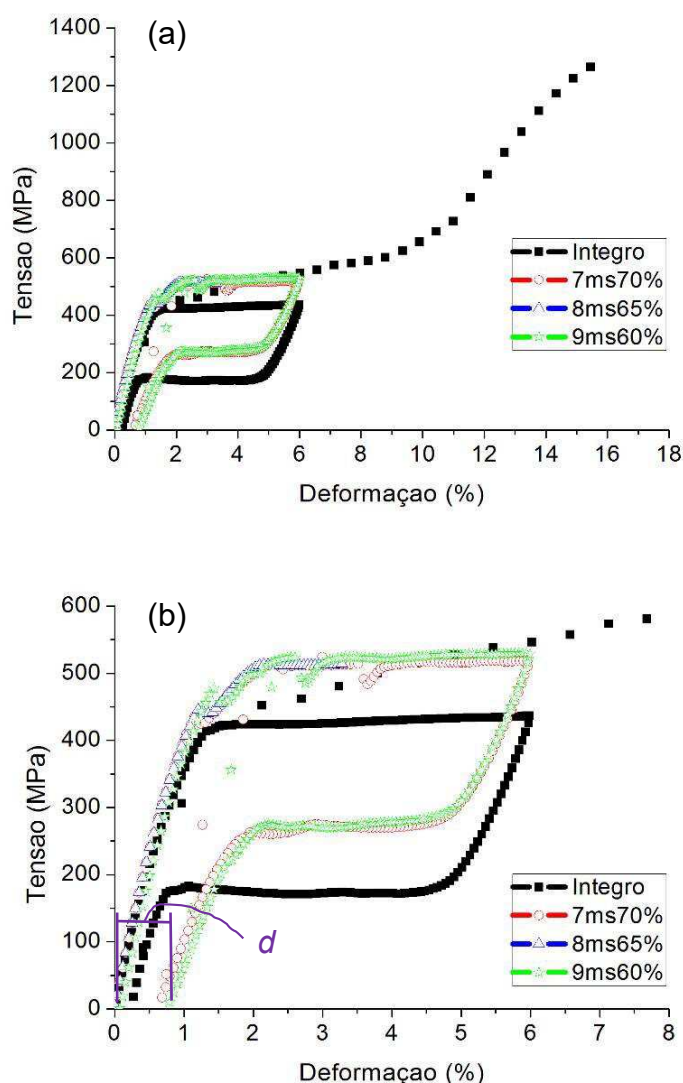


Figura 71. Superposição das curvas tensão – deformação até ruptura a temperatura ambiente dos fios superelásticos de Ni-Ti soldados. (a) Deformação até 18%. (b) Deformação até 8%.

Vale ressaltar que a deformação máxima dos fios soldados após completar o primeiro ciclo ficou em torno de 2,8%, o que é bem próximo daquelas apresentadas para o fio atuador na região de transição de fase (Figura 51).

4.2.5 Ensaio de Tração Isotérmicos em Diferentes Temperaturas

De acordo com a Figura 71, a capacidade de deformação dos fios superelásticos soldados não se altera consideravelmente entre as diferentes condições de soldagem, ficando em cerca de 2,5 e 3% para os dois casos que houve um ciclo completo e 3,5% para a condição que não permitiu o primeiro ciclo.

Assim, semelhantemente, ao caso do fio atuador, foram realizados ensaios de tração para verificar se o aumento da temperatura de teste tem influência direta na resposta mecânica do fio superelástico soldado. Os ensaios foram executados em condições isotérmicas, partindo da temperatura de 40°C até 90°C, com intervalos de 10°C. Os resultados destes ensaios podem ser observados na Figura 72.

Nesse sentido, de acordo com a Figura 72 (a-b), a tensão máxima dos fios soldados foram praticamente as mesmas das obtidas a temperatura ambiente, enquanto a deformação máxima foi reduzida, ficando da ordem de 2 a 2,5%. Na temperatura de 50°C (resultados suprimidos na figura 72), percebeu-se uma alteração na tensão de indução de martensita do fio íntegro, que foi de cerca de 520 MPa a temperatura ambiente e atingiu cerca de 660 MPa a 50°C. Os fios soldados rompem prematuramente a aproximadamente 2,2%, enquanto a tensão máxima fica em torno de 630 MPa. Para os ensaios realizados a 60 °C (resultados suprimidos na figura 72), a deformação máxima e a tensão máxima situam-se na mesma ordem de valores e o patamar de orientação da martensita sobe para cerca de 690 MPa no fio íntegro. Até 60 °C observa-se que os fios soldados ainda têm a tendência de acompanhar o patamar de indução de martensita por tensão, mesmo fraturando prematuramente.

Já para temperaturas iguais ou superiores a 70 °C, a alteração da curva permanece em uma média de cerca de 630 MPa para esse fios, enquanto o patamar para o fio superelástico íntegro continua a aumentar (Figuras 72 c até 72 h), o que também pode ser visto na Figura 73. Ressalta-se novamente que o aumento do patamar de indução de martensita por tensão com a temperatura (Figura 83) está em conformidade com a lei de Clausius-Clapeyron para LMF.

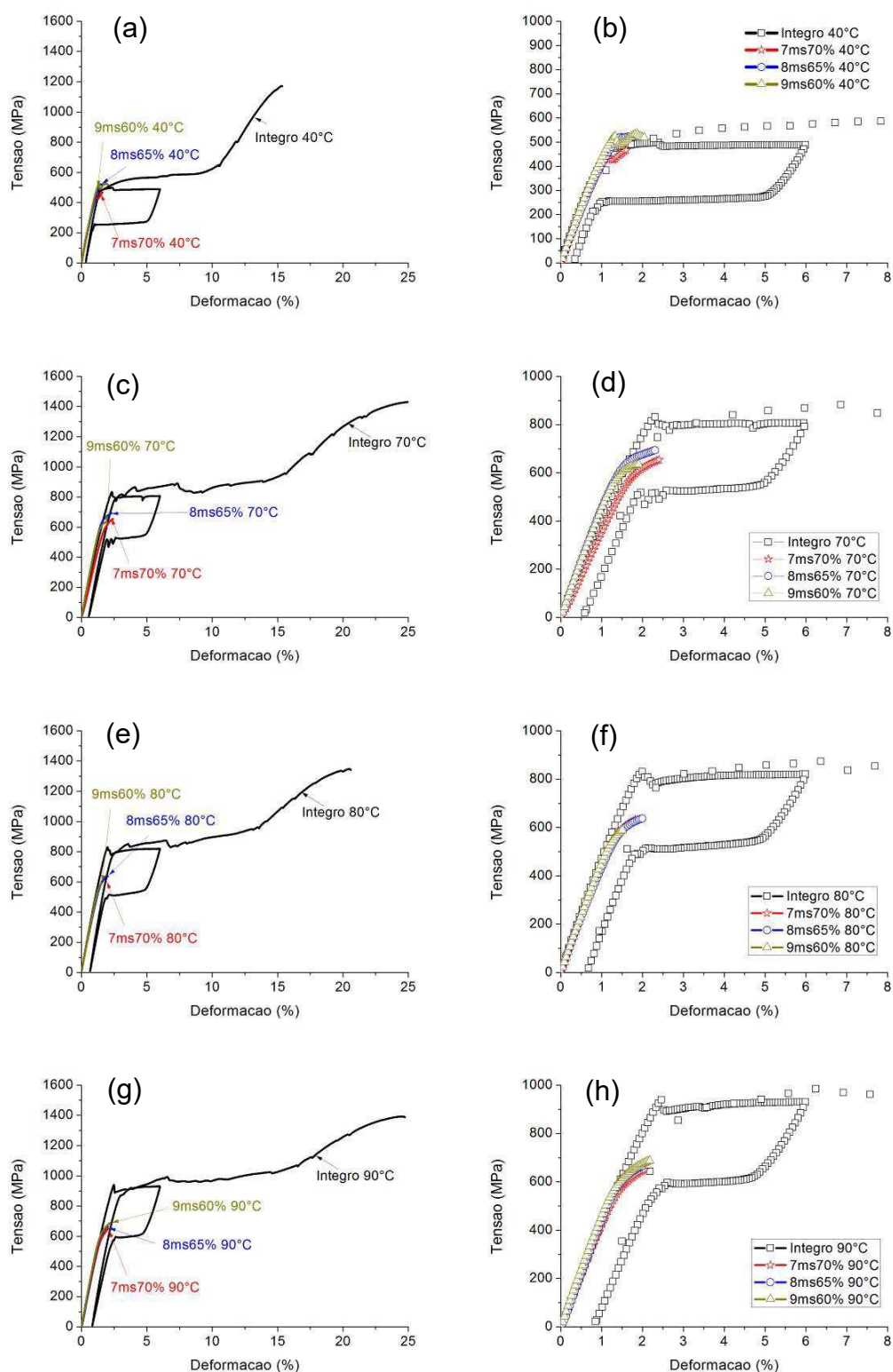


Figura 72. Comportamento mecânico até a ruptura dos fios superelásticos a diferentes temperaturas. (a) 40°C (b) Detalhe de 40°C até 8% de deformação. (c) 70°C. (d) Detalhe de 70°C até 8% de deformação. (e) 80°C. (f) Detalhe de 80°C até 8% de deformação. (h) 90°C. (i) Detalhe de 90°C até 8% de deformação.

Nas Figuras 73 (a-b), podem ser observados, respectivamente, os resultados obtidos a partir da Figura 72, para o comportamento tensão-deformação dos fios íntegro e soldados de acordo com os seus respectivos pares de configuração, em função da temperatura. Conforme relatado para a Figura 72, percebe-se também nesta figura o aumento do patamar de tensão para indução de martensita.

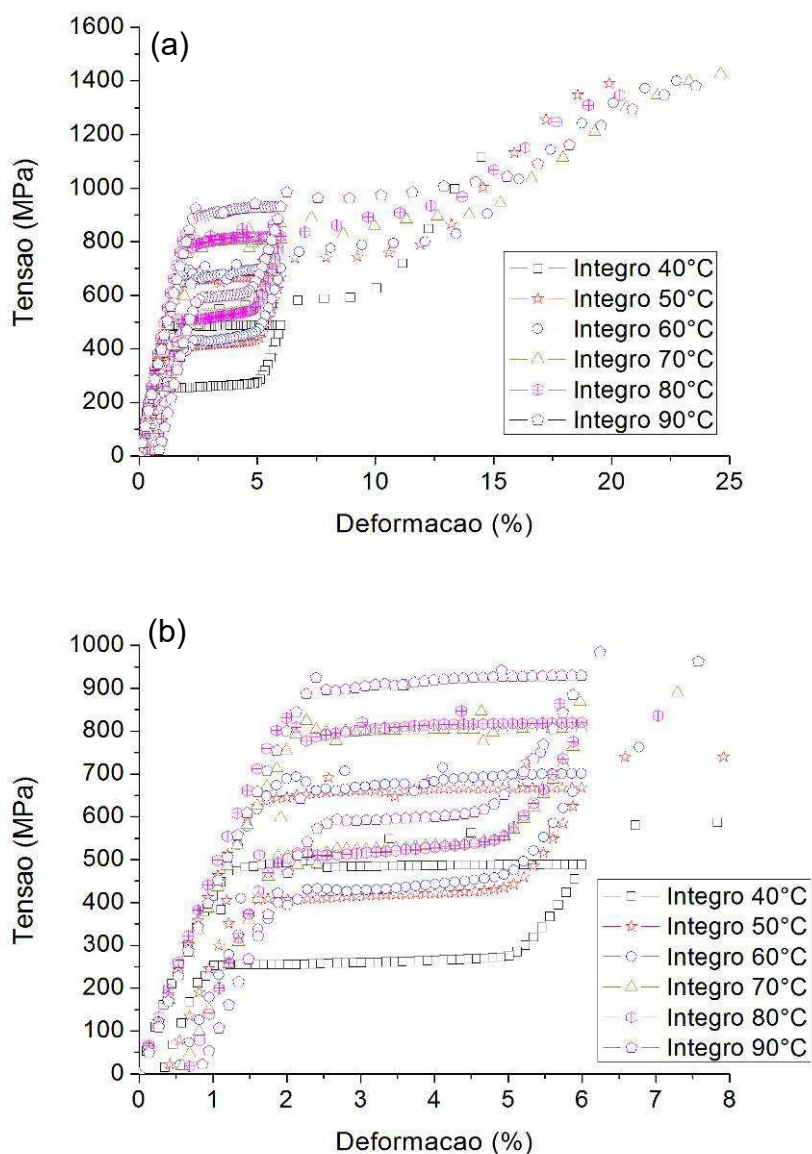


Figura 73. Curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para o fio superelástico íntegro. (a) Comportamento completo até 25%. (b) Detalhe até 8%.

Os fios soldados sofrem uma ruptura prematura para qualquer temperatura de teste isotérmico (Figuras 74 à 76, e Figura 78), com deformação máxima situada em

torno de 2 à 2,5%, ou seja, a deformação máxima é muito restrita especialmente quando comparada com o material íntegro (Figura 72, 73, e Figura 78), que suporta entre 15 e 26%, dependendo da temperatura de teste.

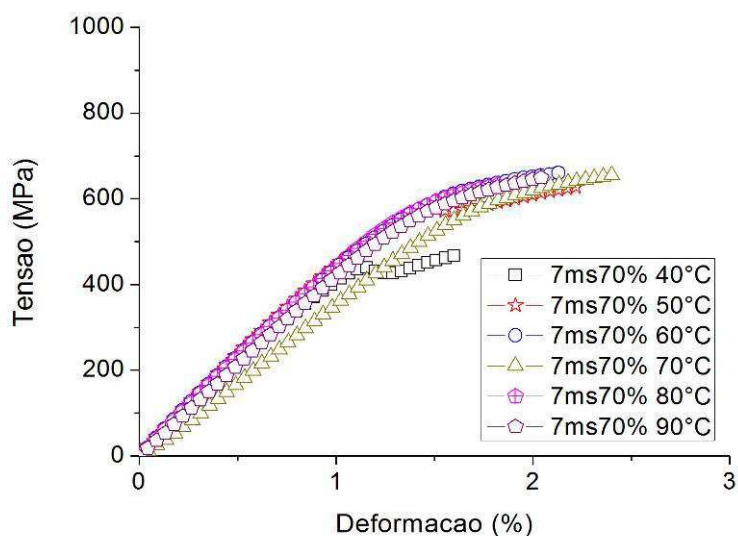


Figura 74. Sobreposição das curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios superelásticos soldados na condição 7ms/70%.

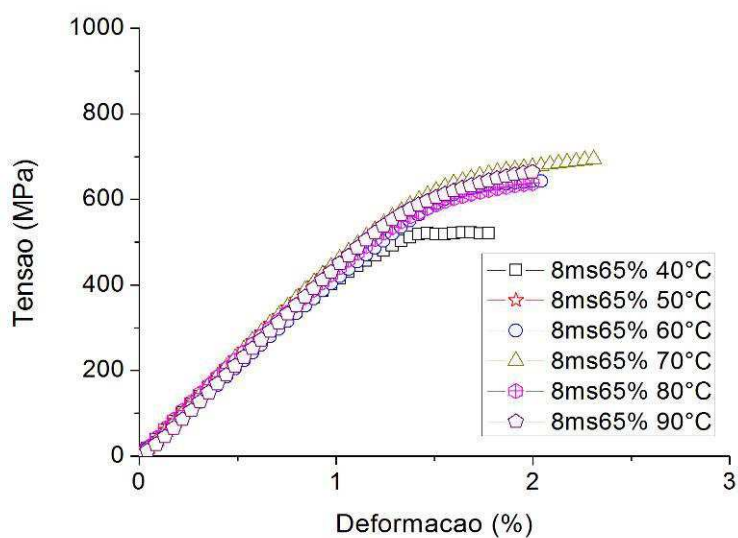


Figura 75. Sobreposição das curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios superelásticos soldados na condição 8ms/65%.

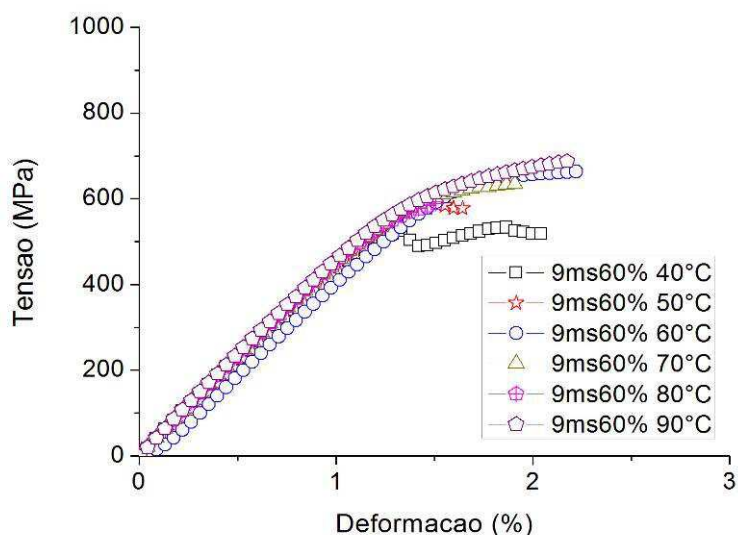


Figura 76. Sobreposição das curvas tensão-deformação em função da temperatura de teste para os fios superelásticos soldados na condição 9ms/65%.

Conforme é possível notar na Figura 77, a ruptura prematura do fio soldado está associada a um nível de resistência mecânica da junta entre 430 MPa e 700MPa, conforme relatado. Assim, a falha é limitada intrinsecamente pela tensão máxima. Desta forma, dependendo da aplicação, é possível utilizar o fio soldado sem grandes perdas de propriedades mecânicas até o limite de tensões da ordem de 400 MPa ou superiores (em casos específicos) sem que a junta falhe.

Caso se deseje utilizar as juntas em aplicações que demandem resistência mecânica superior a cerca de 500 MPa, será necessário implementar técnicas como a utilização de metal de adição que melhore as propriedades das juntas e possam permitir que tensões maiores sejam obtidas.

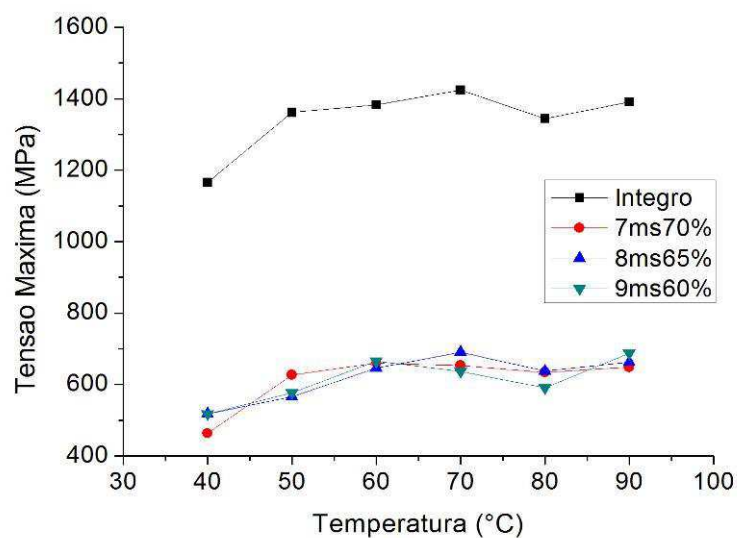


Figura 77. Tensão máxima em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro e soldados.

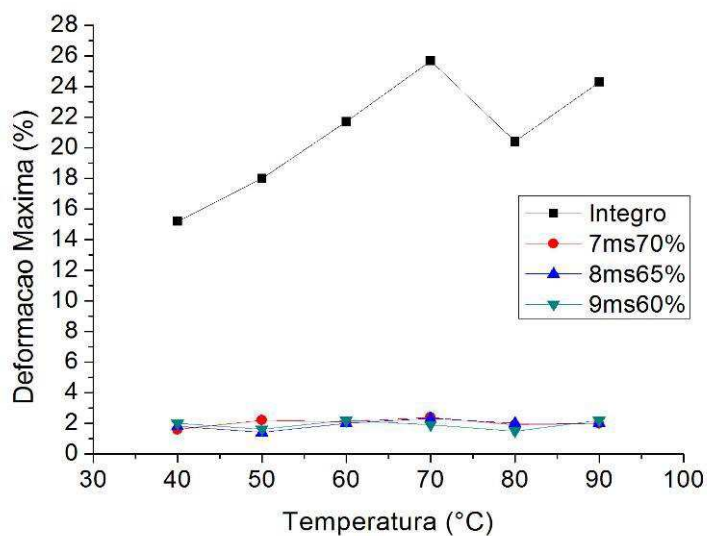


Figura 78. Deformação máxima em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro e soldados.

Conforme pode ser observado na Figura 79, também é possível obter o nível de tensão de indução de martensita, durante o primeiro ciclo de carregamento, localizando a tensão correspondente a deformação de 3% para o primeiro ciclo do fio íntegro superelástico, em conformidade com a norma ASTM F 2516-07^{ε2}. Observa-se, assim, um aumento praticamente linear da tensão de patamar de indução de martensita quando se aumenta a temperatura de teste. Esse aumento linear da tensão

está de acordo com a lei de Clausius-Clapeyron. Ressalta-se que a tensão de patamar não pode ser obtida para os fios superelásticos soldados devido a falha prematura antes dos 3% de deformação.

Ainda na Figura 79 é possível observar que a deformação residual dos fios superelásticos íntegros, após o descarregamento do primeiro ciclo, tende a aumentar com o aumento da temperatura devido a tendência de plastificação da austenita que ocorre quando a temperatura de teste se afasta positivamente em relação a temperatura A_f (Lagoudas, 2008; Otsuka e Wayman, 1998).

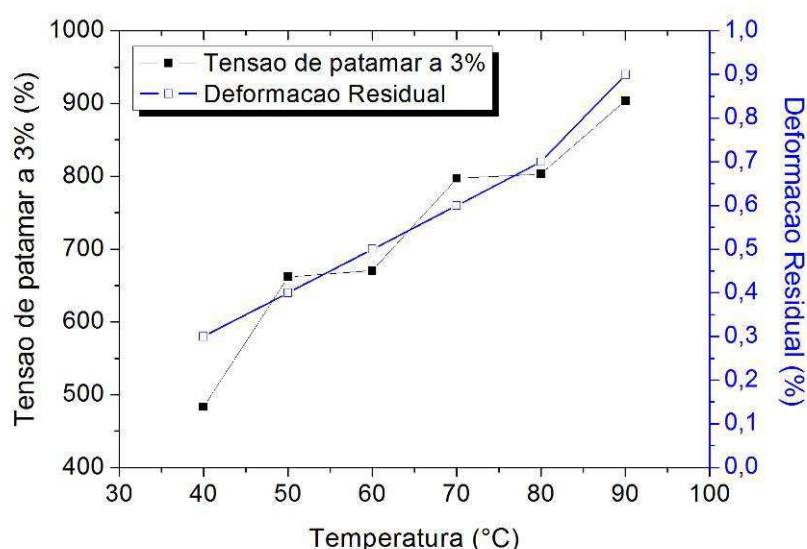


Figura 79. Tensão de patamar a 3% de deformação e Deformação Residual em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro.

4.2.6 Análise das Superfícies de Fratura das Juntas Superelásticas

Para avaliar a influência da temperatura na morfologia da superfície de fratura dos fios superelásticos íntegros e soldados, foram capturadas imagens por MEV para os corpos de prova testados a 40°C e 90°C, tanto para os fios superelásticos íntegros quanto para os soldados.

De maneira geral, as juntas atuadoras avaliadas anteriormente falharam na região da junta em que houve redução de seção (mordedura). Nesse caso, a redução de seção agiu diretamente na ruptura da junta, concentrando tensões que promoveram a falha.

Na Figura 80 apresenta-se a superfície de fratura do fio íntegro testado a 40°C. Verifica-se que a fratura é do tipo dúctil devido a elevada estrição e ao aparecimento de microcavidades esféricas, conhecidas como *dimples*. Além disso, a morfologia da fratura é do tipo taça e cone, com a região da falha formando cerca de 45° em relação ao sentido longitudinal no qual foi aplicado o carregamento (Marques, 2012).

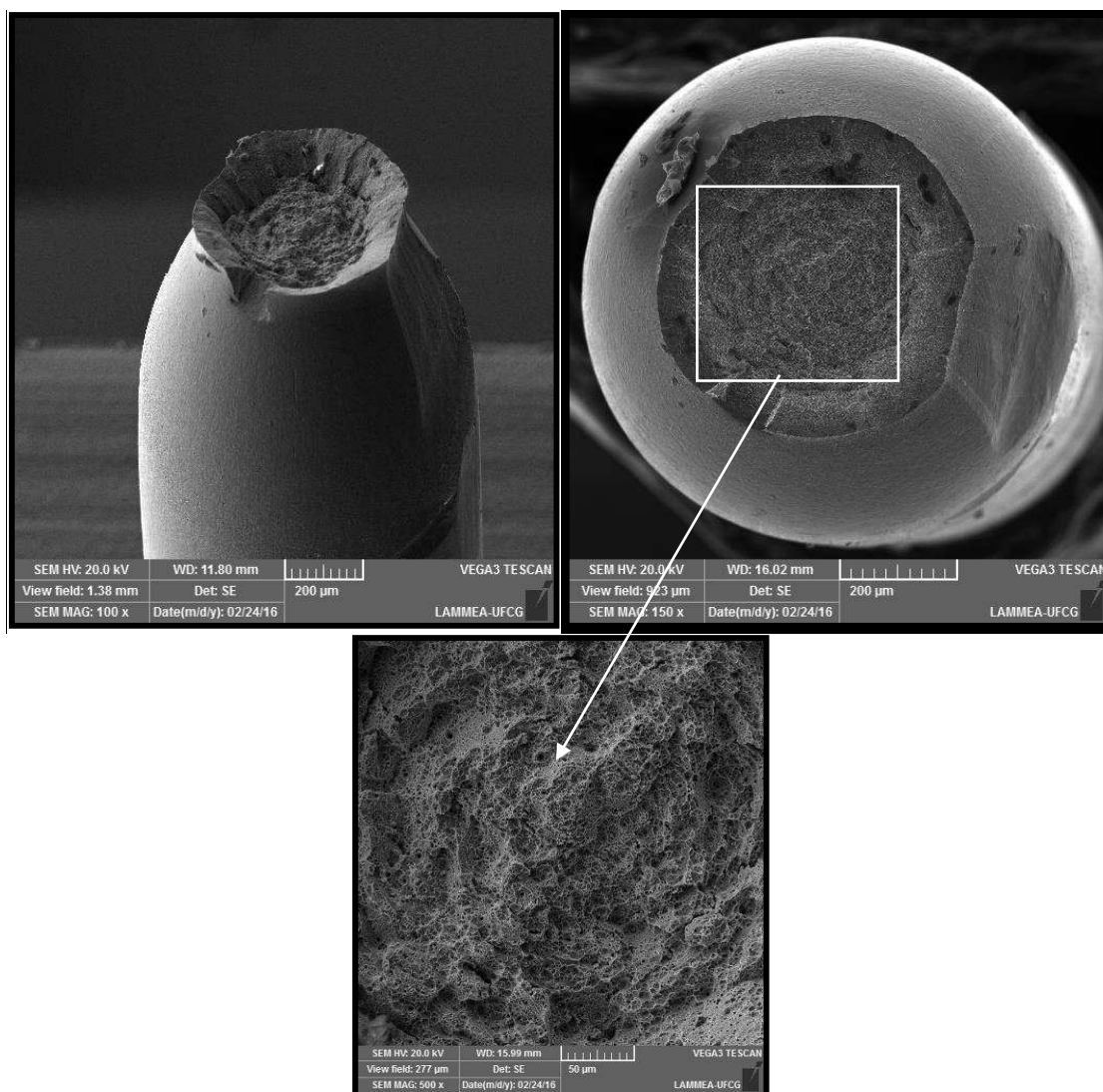


Figura 80. Superfície de fratura do fio superelástico íntegro testado a 40°C.

Quando se compara a Figura 80 (fio superelástico) com a Figura 54 (fio atuador), constata-se que embora o fio superelástico seja mais rígido que o fio atuador na temperatura de 40°C (Figuras 73 e 46), o primeiro apresenta um aspecto de ruptura dúctil muito mais pronunciada do que o segundo.

Na Figura 81 é possível verificar que o mecanismo de fratura do fio superelástico soldado na configuração 7ms/70% e testado a 40 °C, tem uma característica também dúctil, baseada na formação de microcavidades esféricas (*dimples*).

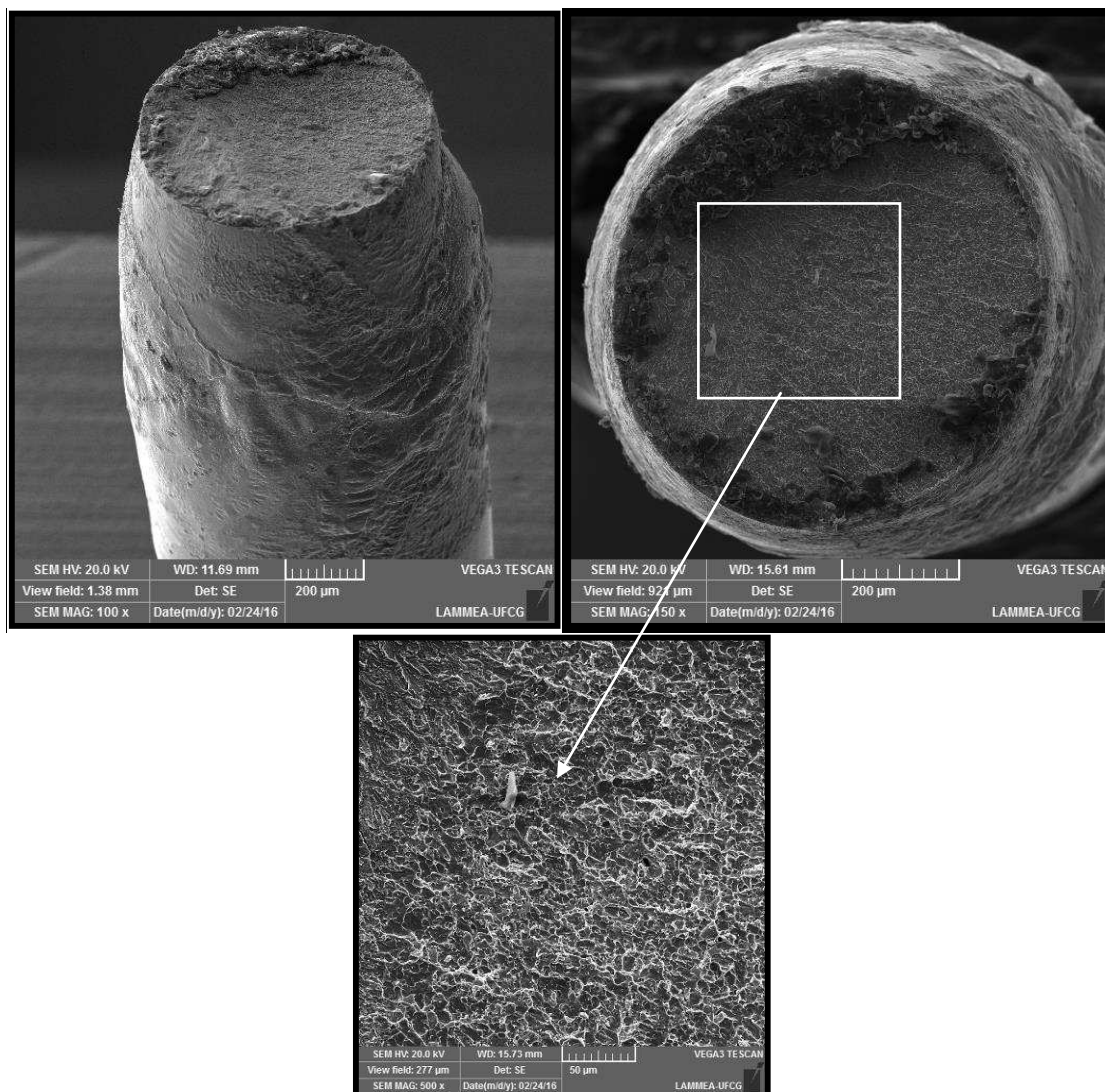


Figura 81. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 7ms/70% e testado a 40°C.

A partir da Figura 82 nota-se que a fratura do fio superelástico soldado na configuração 8ms/65% e testado a 40 °C apresenta um aspecto de fratura dúctil-frágil, com uma região facetada e outra com a presença de *dimples*. Considera-se, semelhantemente ao caso do fio atuador, que a área com grãos mais grosseiros no ponto de aplicação do pulso de soldagem teria uma fratura com aspecto mais frágil, enquanto a de grãos menores apresentaria comportamento mais dúctil.

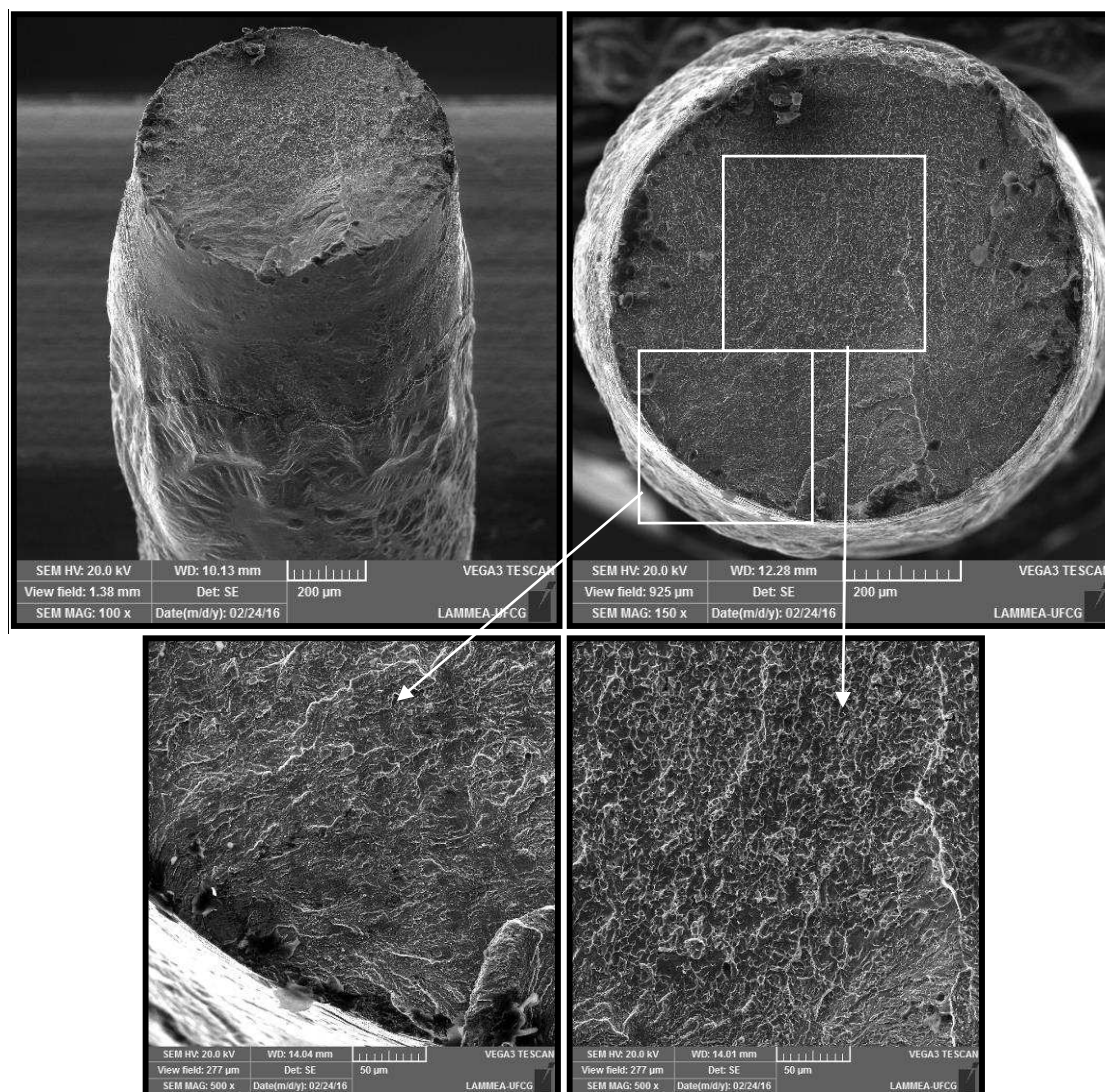


Figura 82. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 8ms/65% e testado a 40°C.

A Figura 83 permite constatar que a fratura do fio superelástico soldado na configuração 9ms/60% e testado a 40 °C, apresenta uma fratura semelhante aquela do caso anterior, com uma região em que a falha ocorre de forma mais frágil e outra região em que o mecanismo é do tipo dúctil a partir da formação de *dimples*.

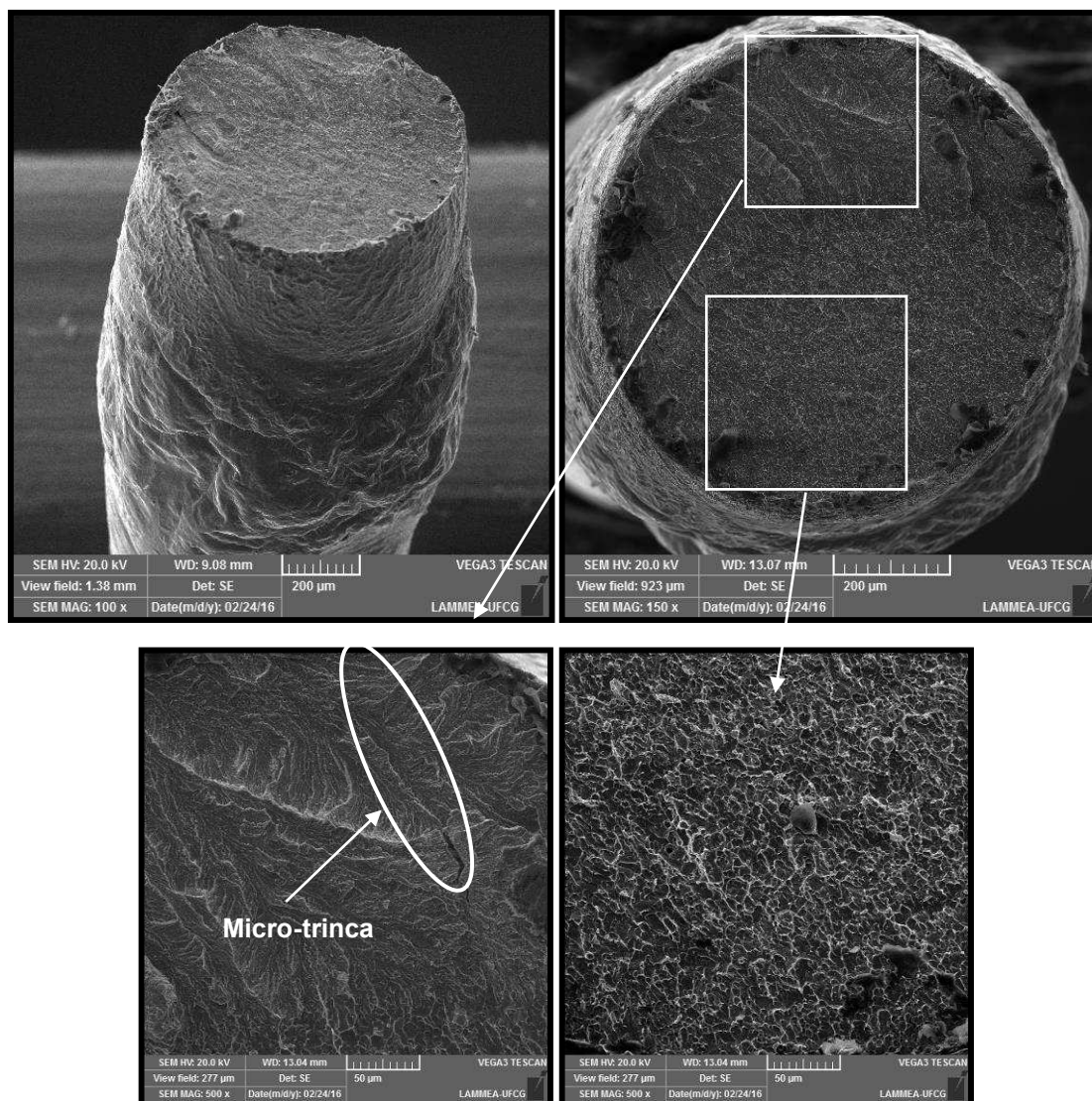


Figura 83. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 9ms/60% testado a 40°C.

Na Figura 84 é possível visualizar a superfície de fratura do fio superelástico íntegro testado a 90°C. Verifica-se que a superfície de fratura apresenta *dimples* e tem uma morfologia do tipo taça e cone, além da clara formação de estrição. Como esse fio já é superelástico em todas as temperaturas de teste (40 °C à 90 °C) não há transformação de fase que possa promover um grande aumento de módulo do material, como ocorre quando há transição de fase da martensita para a austenita, deixando assim o material de ser atuador e passando a ser superelástico (Otsuka e Wayman, 1998; Lagoudas, 2008). Assim, o aspecto da falha para esta temperatura se assemelha bastante aquela do fio testado a 40 °C (Figura 80), variando apenas no “estilhaçamento” de parte do cone, devido provavelmente a diminuição da capacidade de recuperar a deformação de forma mais intensa em virtude do aumento da

deformação residual com o aumento da temperatura (Figura 79), facilitando a partição do cone para ambos os lados da superfície de fio rompido.

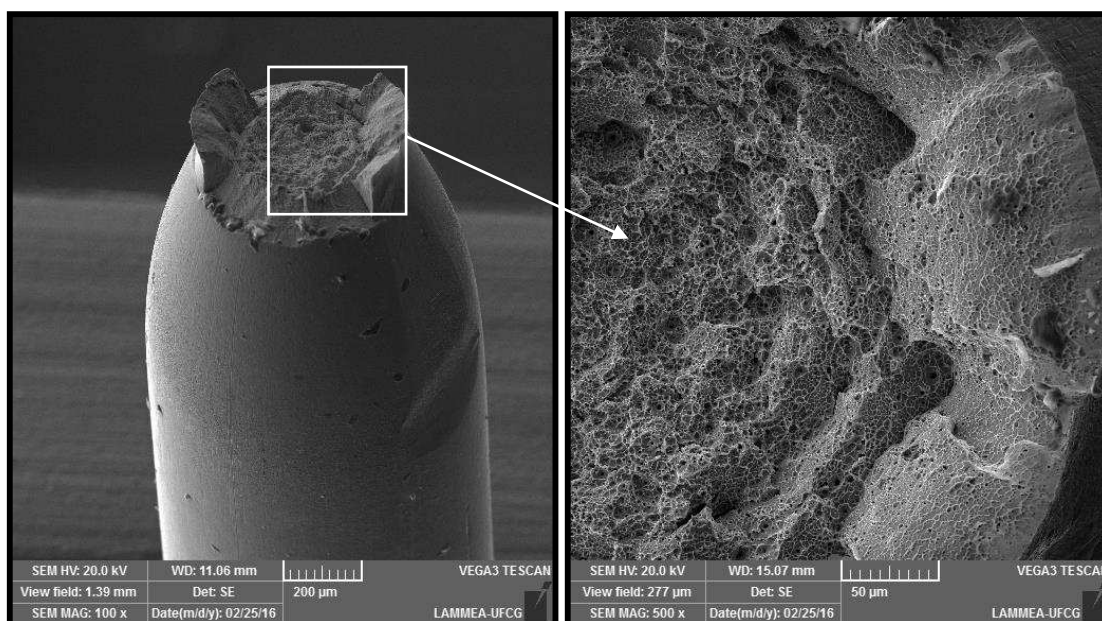


Figura 84. Superfície de fratura do fio superelástico íntegro testado a 90°C.

Da Figura 85 nota-se que a superfície de fratura do fio soldado na configuração 7ms/70% e ensaiado na temperatura de 90 °C tem também características de ruptura ductil-frágil. Além disso, a fratura revela poros que podem ter sido originados devido ao fluxo de gás de proteção não ter sido o mais adequado. Esses poros podem concentrar tensões mecânicas e fragilizar a junta (Marques, 2012).

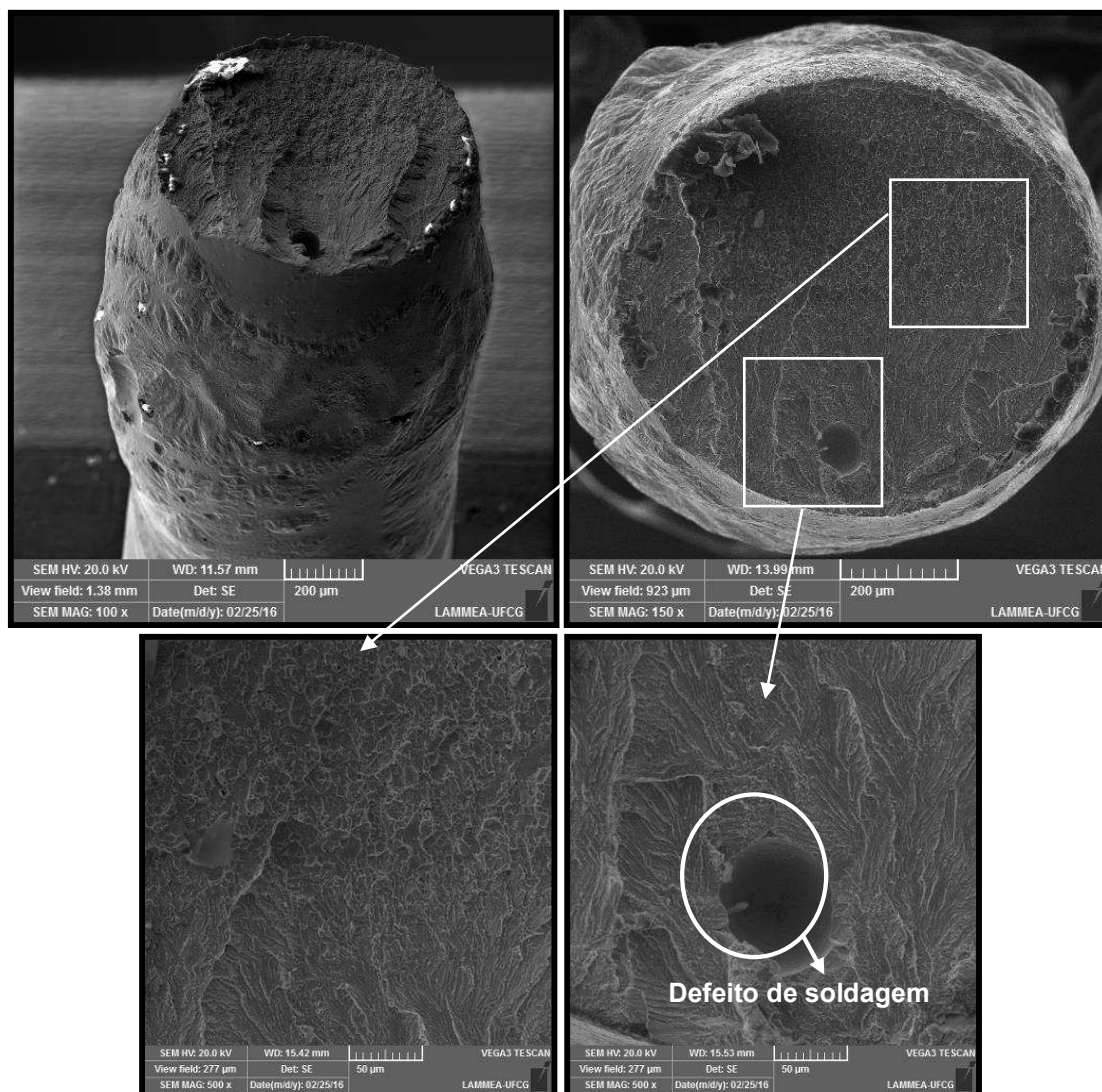


Figura 85. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 7ms/70% e testado a 90°C.

Verifica-se na Figura 86 que a fratura do fio superelástico soldado na configuração 8ms/65% testado a 90°C apresentou, em toda a sua superfície de fratura, um aspecto de falha do tipo frágil, com uma concentração de poros praticamente alinhados. A presença de vários poros pode ter contribuído para o aspecto da fratura que não apresentou regiões de característica ductil. Pelo contrário, um aspecto facetado pode ser observado em toda a extensão da superfície, o que também impede a identificação da área de aplicação do pulso de soldagem.

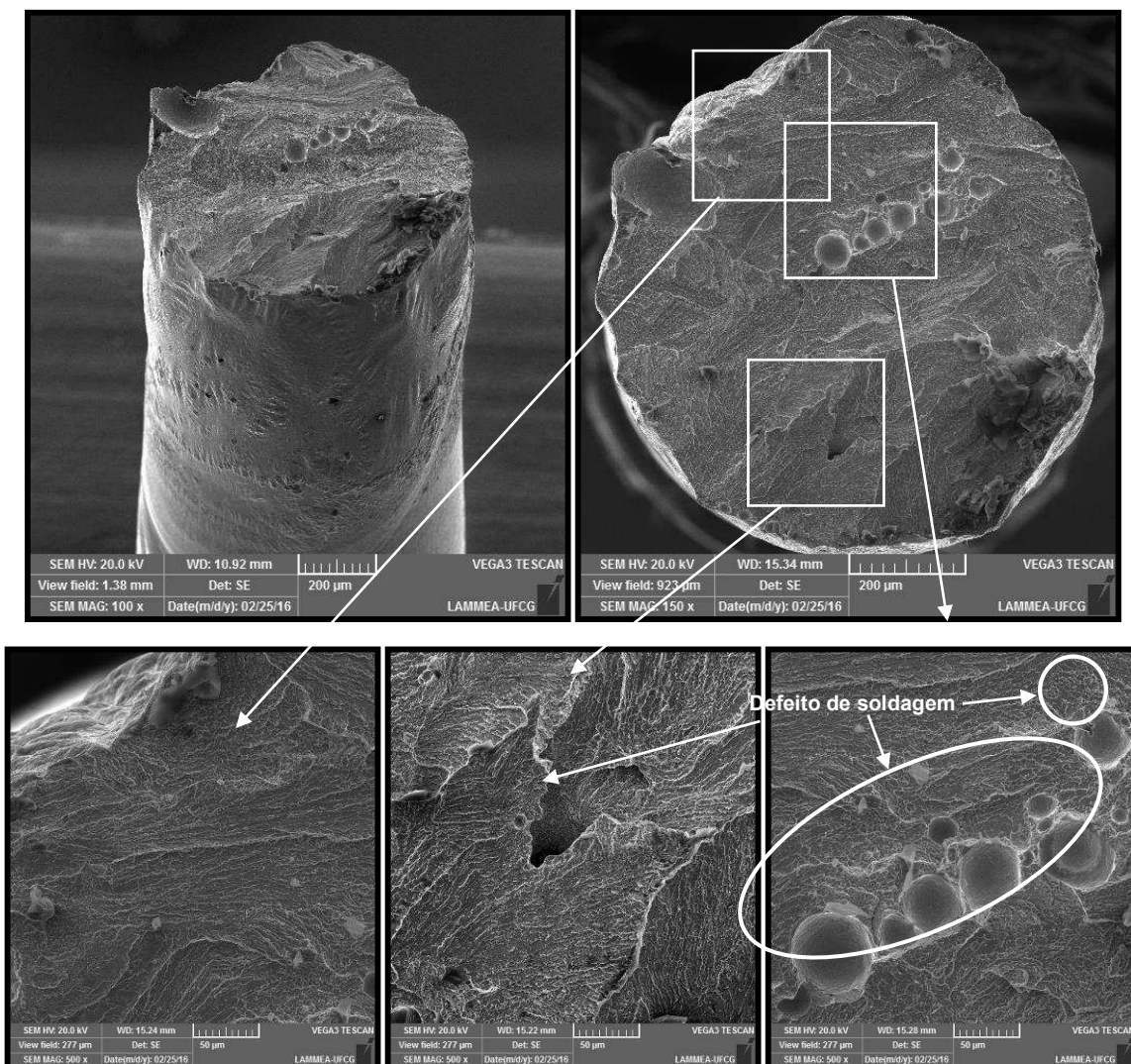


Figura 86. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 8ms/65% testado a 90°C.

A Figura 87 permite verificar que a superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 9ms/60% e testado a 90°C, é bem semelhante aquela observada para o fio soldado na configuração 7ms/70%. A superfície não apresenta micro-trincas visíveis ou poros, e tem também uma aparência de ruptura dúctil-frágil.

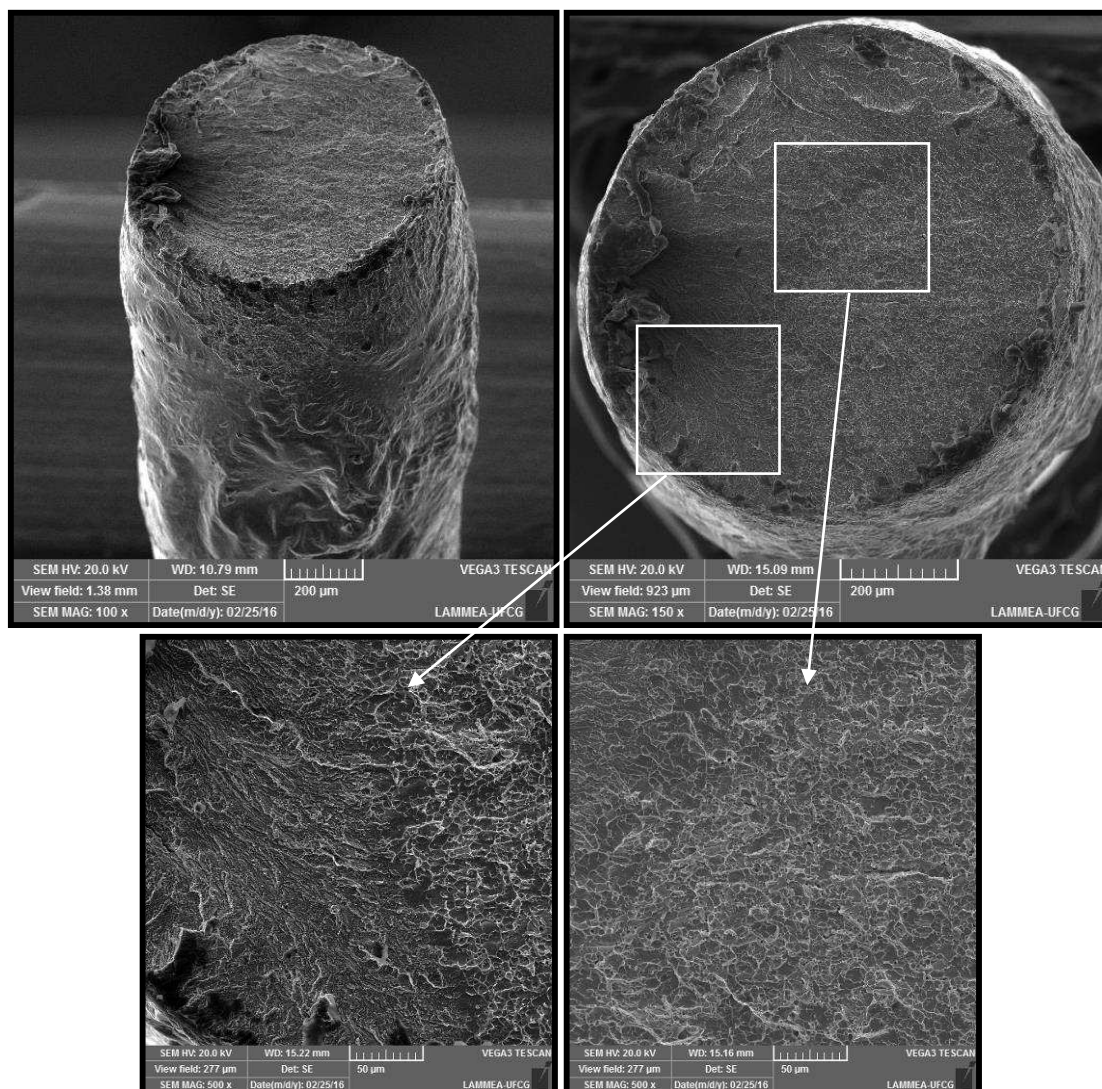


Figura 87. Superfície de fratura do fio superelástico soldado na configuração 9ms/60% e testado a 90°C.

Em resumo, a soldagem de fios superelásticos originaram menos defeitos que a soldagem de fios atuadores, a exemplo de poros e micro-trincas. As superfícies de fratura apresentam, no geral, um aspecto dúctil para os fios íntegros e dúctil-frágil para as juntas soldadas.

4.2.7 Análise Dinâmico-Mecânica

Os ensaios realizados no analisador dinâmico mecânico (DMA) revelaram um comportamento termomecânico típico de uma LMF no estado austenítico. Para os resultados de módulo de elasticidade, mostrados na Figura 88, observa-se um

comportamento praticamente linear com o aumento da temperatura. Já que não há mudança de fase, não são detectados picos de transformação como foi no caso dos fios atuadores. Observa-se que o fio superelástico de LMF Ni-Ti tem seu módulo de elasticidade aumentada em até 10 GPa com o incremento da temperatura. Resultados semelhantes foram observados no trabalho de Amorim (2014) para o caso em que não foi feito pós-tratamento na junta soldada. Verifica-se também que o fio com a junta soldada na configuração 7ms/70% apresentou comportamento diferente das demais, já que para as outras 2 condições a soldagem promoveu uma redução do módulo de elasticidade, de forma semelhante aos resultados apresentados por Amorim (2014).

Ressalta-se que 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 Ni-Ti (Otsuka e Wayman, 1998; Lagoudas, 2008).

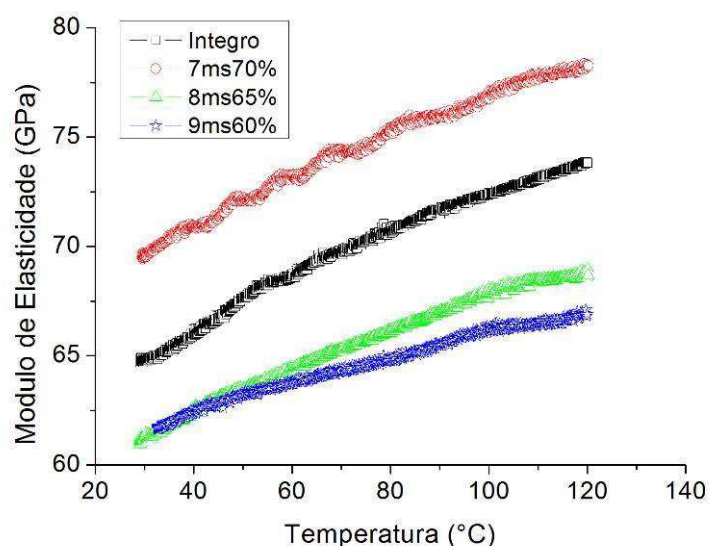


Figura 88. Módulo de elasticidade em função da temperatura para o fios superelásticos íntegro e soldados.

Na avaliação da capacidade de amortecimento, conforme indicado na Figura 89, os resultados revelam que os fios soldados apresentam aproximadamente o mesmo baixo nível de amortecimento do fio íntegro, tendo em vista que encontram-se na fase austenítica e não sofrem transformação de fase com o aumento da temperatura.

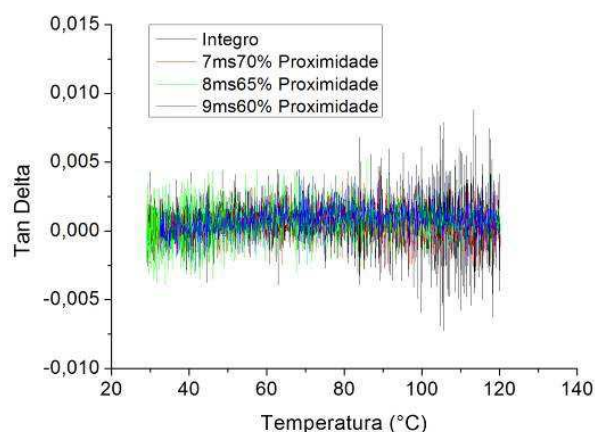


Figura 89. Capacidade de amortecimento em função da temperatura para os fios superelásticos íntegro e soldados.

4.3 Resultados para a Junta Dissimilar (atuador-superelástico)

Essa seção discute os resultados de ensaios realizados para juntas dissimilares, de fios atuadores e superelásticos soldados na condição 7ms/70% com o objetivo de avaliar as possíveis implicações no comportamento geral dos fios de Ni-Ti.

4.3.1 Análise Térmica

Na Figura 90 é mostrado o resultado do ensaio de DSC para uma amostra de junta dissimilar formada pela união soldada de fio de Ni-Ti atuador e superelástico na condição de soldagem 7ms/70%. Observa-se que, diferentemente do observado em um DSC típico de um fio único, esta curva tem 4 picos de transformação que correspondem as transformações parciais das partes do fio atuador e do fio superelástico que formam a junta.

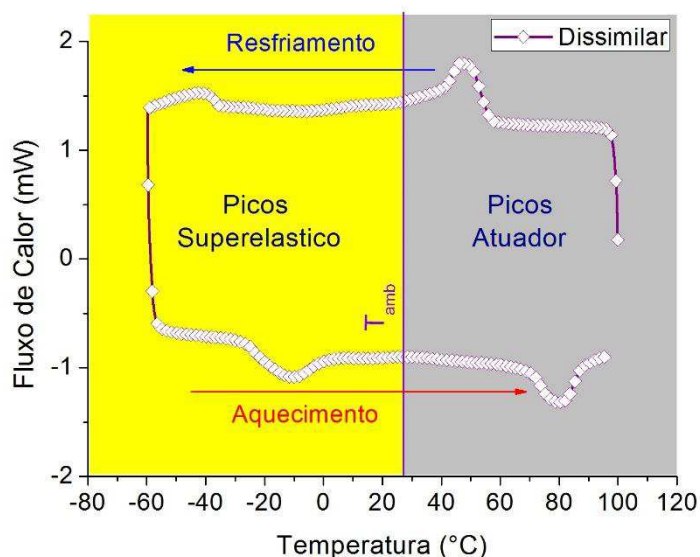


Figura 90. DSC da junta dissimilar de fio de Ni-Ti.

Ressalta-se aqui que apenas a região da junta soldada foi submetida ao ensaio de calorimetria (Figura 90), sendo eliminadas as regiões adjacentes a linha de fusão que correspondiam ao metal base de casa fio. Assim, o resultado obtido indica dois picos referentes a fração da junta que é atuadora, sendo um para a transformação direta (fase austenítica para a fase martensítica) e outro para a transformação inversa. Além de outros dois picos referentes a fração da junta que é superelástica e que também tem um pico para a transformação direta e outro de transformação inversa. Isso fica melhor evidenciado quando se sobrepõem os DSC da junta dissimilar com os das juntas atuadoras e superelásticas soldadas nas mesmas condições, conforme mostra a Figura 91.

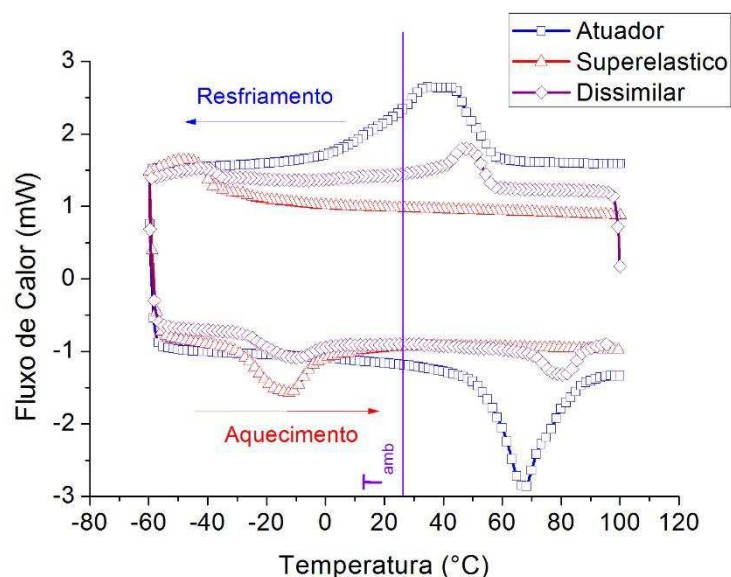


Figura 91. Superposição das curvas de DSC das juntas soldadas de Ni-Ti.

Observa-se que a junta terá uma parte austenítica a temperatura de $2,9\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Tabela 8), correspondendo ao A_f da fração superelástica da junta e somente a partir de $91,8\text{ }^{\circ}\text{C}$ é que a junta completa se tornará completamente superelástica, já que a esta temperatura a fração da junta que corresponde ao material atuador também estará completamente no estado austenítico. Observa-se que a temperatura A_f praticamente não sofreu alteração na junta dissimilar em relação a sua referência atuadora ou superelástica. Enquanto isso, para A_s houve uma alteração considerável para a junta atuadora, aumentado em cerca de $20,3\text{ }^{\circ}\text{C}$ esse ponto crítico de transformação. Já a referência de junta superelástica teve uma pequena redução para esta temperatura de transição de fase.

Na transformação inversa, a fração atuadora da junta começará a transformar primeiro, a cerca de $M_s = 57,6\text{ }^{\circ}\text{C}$, e estará martensítica a temperatura de $M_f = 39,3\text{ }^{\circ}\text{C}$. Já a fração superelástica iniciará a sua transformação em torno de $M_s = -32,2\text{ }^{\circ}\text{C}$ e encerrará a uma temperatura inferior a $M_f < -60\text{ }^{\circ}\text{C}$. Pode-se também verificar (Tabela 8) que as temperaturas M_s da junta dissimilar praticamente não tiveram alterações, variando apenas alguns graus de forma positiva no caso da referência superelástica. A influência da fração atuadora na temperatura M_f da junta dissimilar foi de cerca de $39\text{ }^{\circ}\text{C}$, deslocando a temperatura crítica para a direita.

Tabela 8. Temperaturas de transformação de fase do fios soldados na condição 7ms/70%.

Condição\ Temp. Transf. (°C)	M_f	M_s	A_s	A_f
Junta atuadora	-0,6	58,4	49,8	90,5
Junta superelástica	< -60	-37,9	-31,8	2,0
Junta dissimilar				
- Influência do fio atuador	39,3	57,6	70,1	91,8
- Influência do fio superelástico	< -60	-32,2	-27,9	2,9

4.3.2 Ensaio de Tração Isotérmicos até a Ruptura

Ensaio de tração até a ruptura em diferentes temperaturas foram realizados nas mesmas condições em que foram executados para os fios atuadores e superelásticos.

Os resultados dos ensaios de tração das juntas realizados a 40 °C são mostrados na Figura 92. Verifica-se que a junta dissimilar tem um comportamento, em deformação, intermediário ao das juntas de fios atuador e superelástico. Um aumento de patamar (cerca de 50 MPa) durante a orientação da martensita é observado quando se compara com a junta atuadora. A influência da fração superelástica da junta é notada quando se atinge cerca de 4,8% de deformação, e a junta sai do patamar de orientação da martensita e tende a acompanhar o comportamento do fio superelástico. A junta rompe a cerca de 430 MPa, não sendo possível realizar o primeiro ciclo de 6% de deformação. Ressalta-se que foram realizados 3 testes para esta condição de ensaio e as respostas foram qualitativamente e quantitativamente as mesmas, em relação a esta ruptura prematura. O comportamento do módulo da junta dissimilar também fica intermediário aos das juntas de referência. Observa-se, entretanto, que o primeiro patamar que é notado para a junta atuadora praticamente inexistente na junta dissimilar, tendo esta fase elástica um comportamento praticamente linear com o aumento da tensão de carregamento.

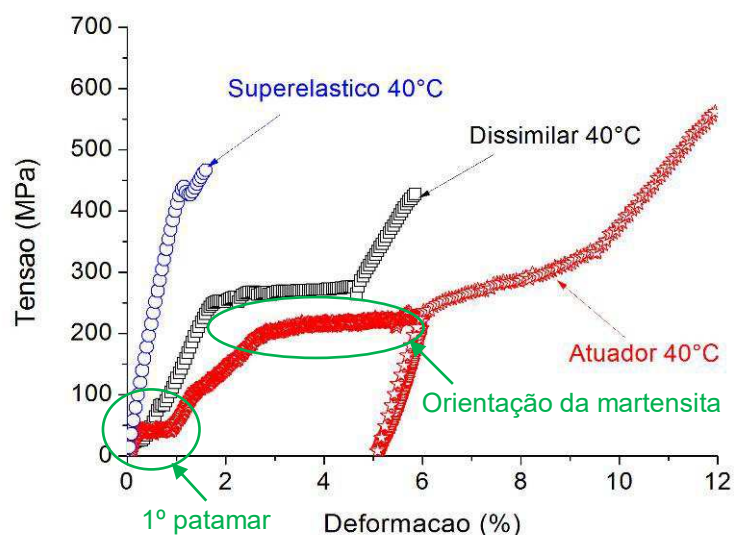


Figura 92. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 40°C.

Por outro lado, o corpo de prova testado a 50 °C, conforme revela a Figura 93, completa o primeiro ciclo de carregamento até 6% de deformação, porém quando a tensão atinge cerca de 500 MPa a junta falha. Da mesma forma que no teste a 40 °C, o comportamento da junta dissimilar situa-se em uma região intermediária as das juntas de referência. Observa-se que o aumento da tensão do patamar de orientação da martensita é da ordem de 60 MPa, superior aquele apresentado pela junta atuadora.

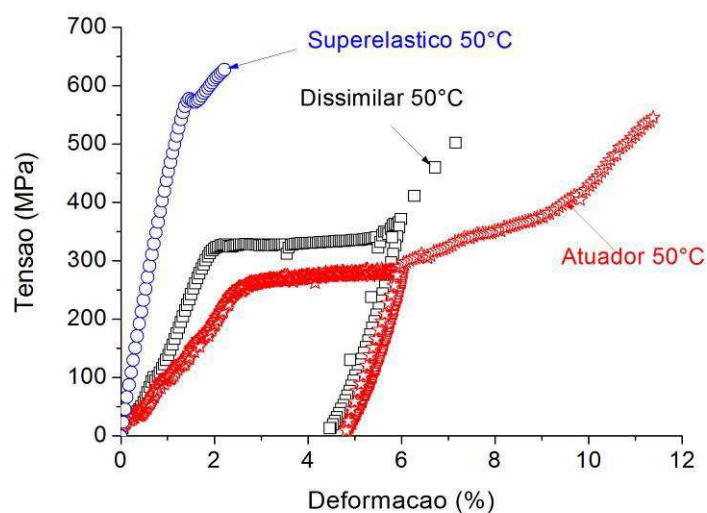


Figura 93. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 50°C.

Na Figura 94 são apresentados os resultados dos testes das juntas para a temperatura de 60 °C. Da mesma forma que na condição anterior, a junta dissimilar completa o primeiro ciclo de carregamento, mas quando a tensão atinge cerca de 570 MPa a junta falha. O comportamento da junta dissimilar situa-se na região intermediária a das juntas de referência. Observa-se também que o comportamento da junta dissimilar tem um comportamento mais superelástico que atuador, apresentando um aumento bastante pronunciado da histerese mecânica no laço de recuperação.

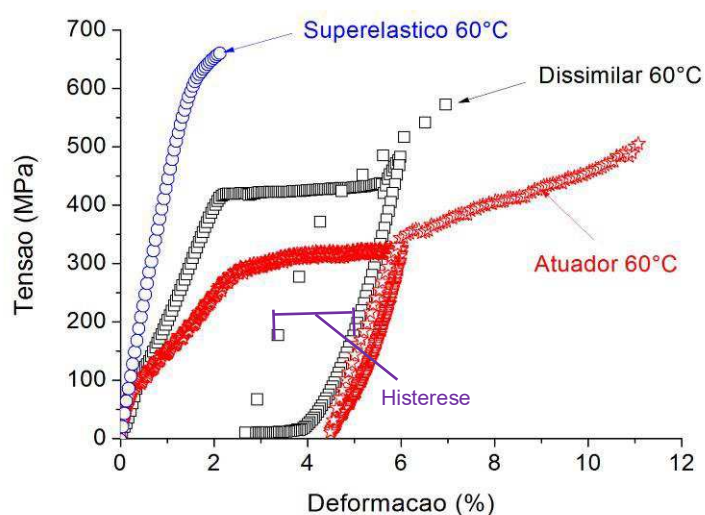


Figura 94. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 60 °C.

O comportamento mecânico da junta quando ensaiada a 70 °C, conforme mostra a Figura 95, apresenta o mesmo aspecto qualitativo da junta testada a 60°C. Observa-se, no entanto, que a junta dissimilar tem uma histerese mecânica ainda maior e o seu comportamento é bem semelhante ao do fio íntegro superelástico (Figuras 69 e 72). A diferença reside no nível de tensão do patamar de indução de martensita que é comparativamente menor para esta temperatura (cerca de 430 MPa para o primeiro (ver Figuras 94 e 101) e 790 MPa para o segundo (ver Figura 79)).

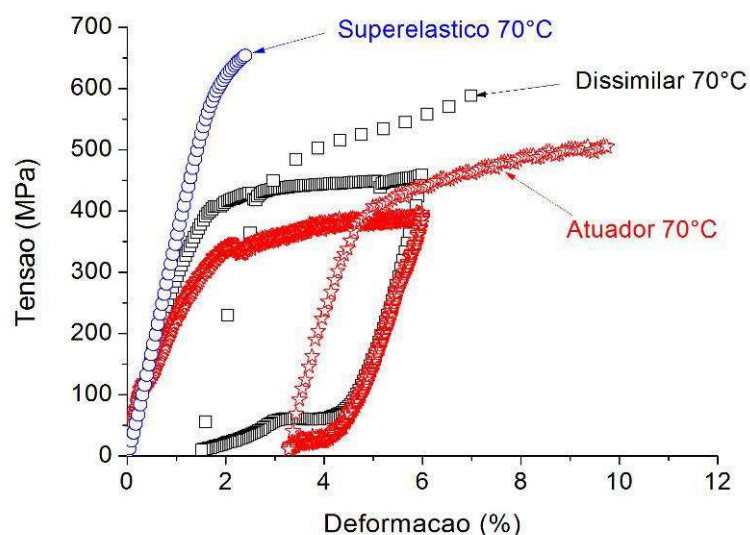


Figura 95. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 70°C.

Na Figura 96 são mostrados os resultados dos testes de tração até a ruptura das juntas na temperatura de 80°C. Nesse teste, a junta dissimilar apresentou uma deformação máxima de apenas de 4%. Esse resultado está correlacionado ao fato da junta dissimilar ter atingido uma tensão em torno de 500 MPa muito mais cedo que as anteriores. Ressalta-se que as taxas de deformação do teste até a ruptura no primeiro ciclo e no segundo são diferentes, de uma razão de 10 vezes, ou seja, o fato dos resultados para temperaturas mais baixas (Figura 94 e 95) terem revelado tensões maiores nos ensaios pode esta correlacionado ao aumento da taxa durante o segundo ciclo. Embora se espere que com uma taxa de deformação mais alta a junta pudesse romper mais rapidamente, deve-se lembrar que as LMF possuem propriedades incomuns, como é o caso do aumento da resistência mecânica com o aumento da temperatura, tanto para os fios atuadores quanto para os superelásticos. Além disso, a própria inércia na resposta do material, pode se alterar de acordo com a variação da taxa de deformação.

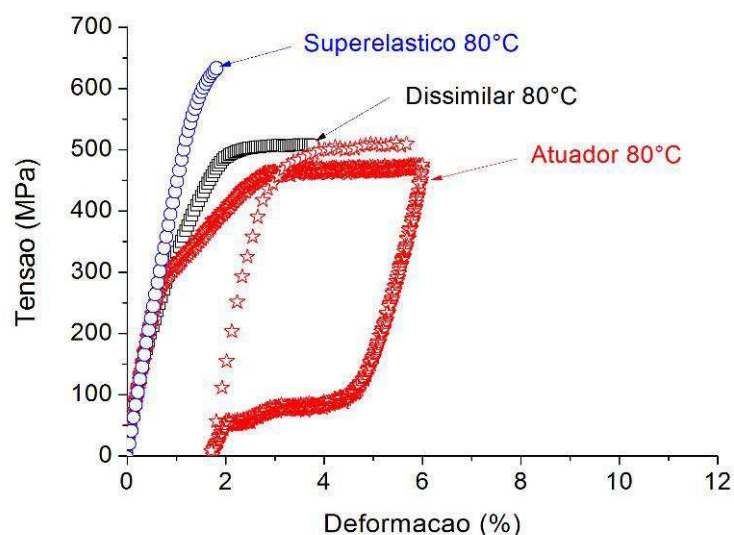


Figura 96. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 80°C.

Finalmente, na Figura 97 são mostrados os resultados dos testes para as juntas na temperatura de 90 °C. Verifica-se que o comportamento da junta dissimilar se mantém intermediário entre os comportamentos das juntas atuadora e superelástica. Observa-se que também nesta temperatura a junta dissimilar rompe ao atingir uma tensão de 500 MPa.

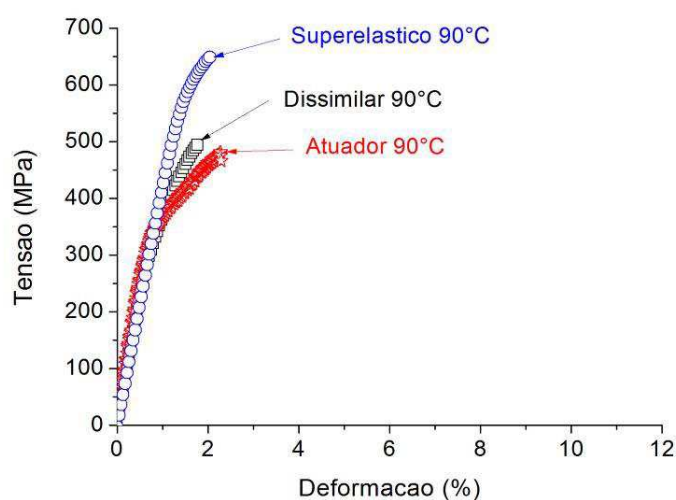


Figura 97. Comportamento em tração até a ruptura das juntas Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% na temperatura de 90°C.

Os resultados de todos os comportamentos tensão-deformação para as juntas dissimilares são mostrados sobrepostos na Figura 98. Verifica-se que a tensão máxima da junta dissimilar se situou na faixa entre 430 MPa e 600 MPa, podendo ser melhor visualizado na Figura 99. Já a deformação máxima tende a diminuir com a temperatura de teste, conforme pode ser melhor avaliado na Figura 100. Nota-se claramente que a deformação máxima situou-se exatamente entre as máximas para as juntas de fios atuadores e superelásticos.

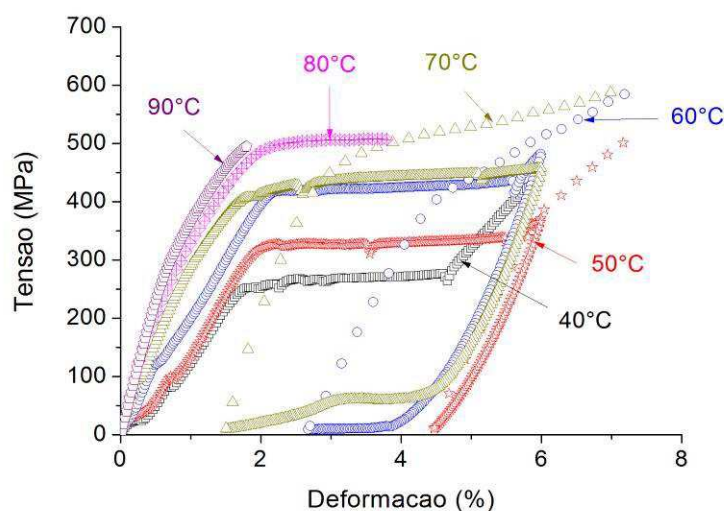


Figura 98. Comportamento em tração até a ruptura das juntas dissimilares de Ni-Ti soldadas na condição 7ms/70% em temperaturas variando de 40 °C a 90 °C.

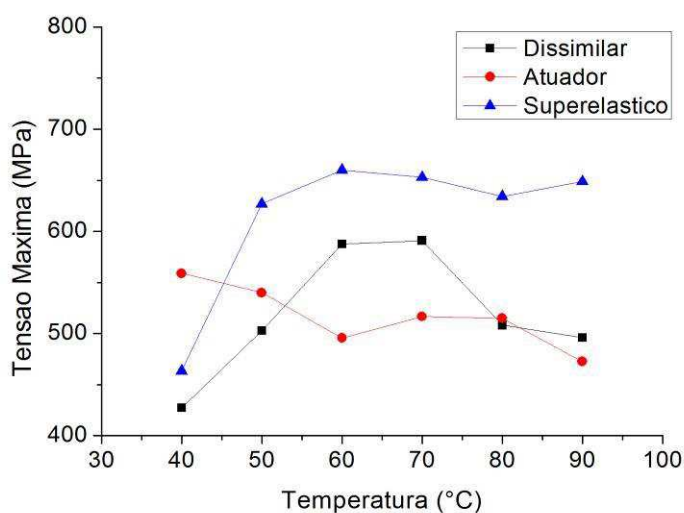


Figura 99. Tensão máxima de ruptura das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.

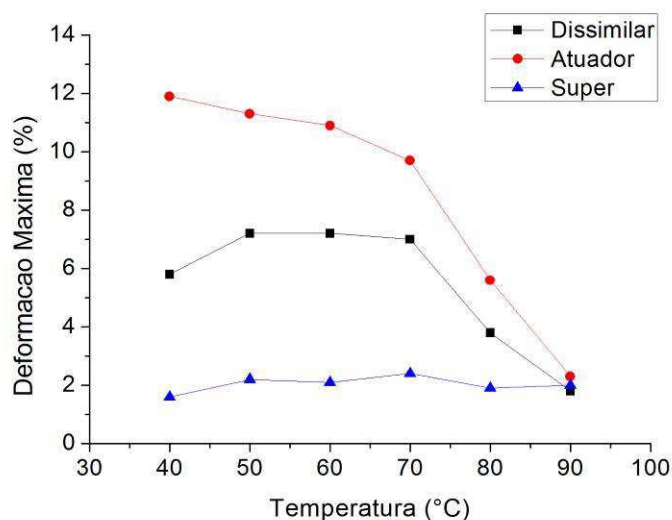


Figura 100. Deformação máxima das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.

A partir dos resultados das Figuras 98 a 100, constata-se que a junta dissimilar atinge tensões em torno de 500 MPa de forma cada vez mais prematura em função do aumento da temperatura de teste, o que leva a falha com deformações cada vez menores.

No caso da tensão de patamar de orientação da martensita (fios atuadores) ou de indução de martensita por tensão (fios superelásticos), verifica-se, de acordo com a Figura 101, que as juntas dissimilares tendem a acompanhar o comportamento das juntas atuadoras, seguindo a lei de Clausius-Clapeyron para LMF. Ressalta-se que os valores para as juntas superelásticas não puderam ser obtidos tendo em vista que estas falharam em deformações menores que 3%, que é o ponto em que se toma os valores da tensão de patamar.

Conforme indica a Figura 102, as juntas dissimilares também acompanham o perfil da deformação residual das juntas atuadoras. As medidas da deformação residual das juntas superelásticas não puderam ser realizadas, já que estas não resistiram ao primeiro ciclo.

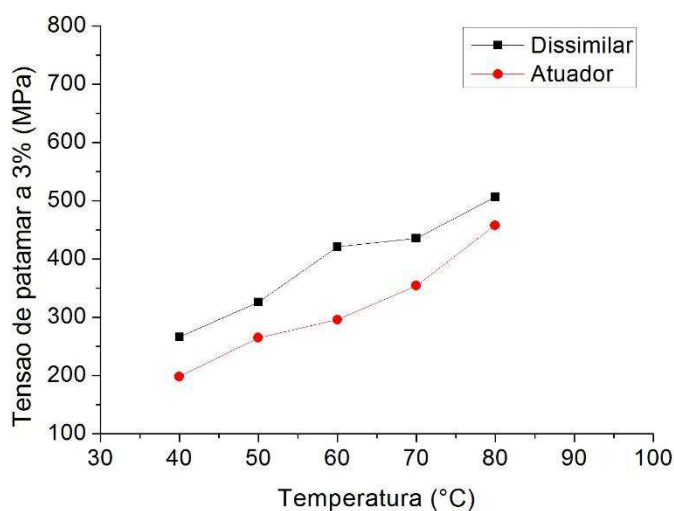


Figura 101. Tensão de patamar das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.

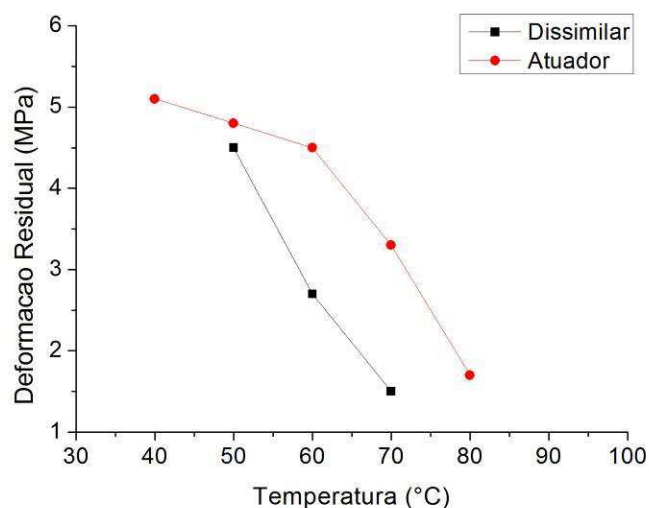


Figura 102. Deformação residual das juntas de Ni-Ti em função da temperatura de teste.

4.3.3 Análise das Superfícies de Fratura da Junta Dissimilar

Para avaliar a influência da temperatura na morfologia da fratura da junta dissimilar, foram capturadas imagens por MEV para as juntas testadas a 40°C e 90°C. De maneira geral, as juntas dissimilares falharam no centro da *ZF*. Isso indica que o fio atuador tem grande influência no comportamento da ruptura da união, sendo os efeitos desse material determinantes, já que a junta atuadora também rompe no centro da *ZF* (seção 4.1.7) enquanto que a superelástica rompe na mordedura da solda (seção 4.2.6). Nesse caso, a redução de seção (mordedura) também não teve

influência direta na ruptura da junta. Conforme se observa na Figura 99, as juntas superelásticas, onde a ruptura se dá na região da mordedura, rompem em um nível de tensão média maior que as juntas atuadoras.

A partir da Figura 103 observa-se que a superfície de fratura da junta dissimilar testada a 40°C apresenta um aspecto facetado devido as mudanças na orientação de planos de carregamento sobre os grãos durante o processo de falha. Desta forma, a fratura tem um aspecto frágil, embora de acordo com a Figura 92, seu comportamento tensão deformação se assemelhe bastante daquele apresentado por um material dúctil. Além disso, a presença de poros pode também está influenciando esse aspecto da superfície.

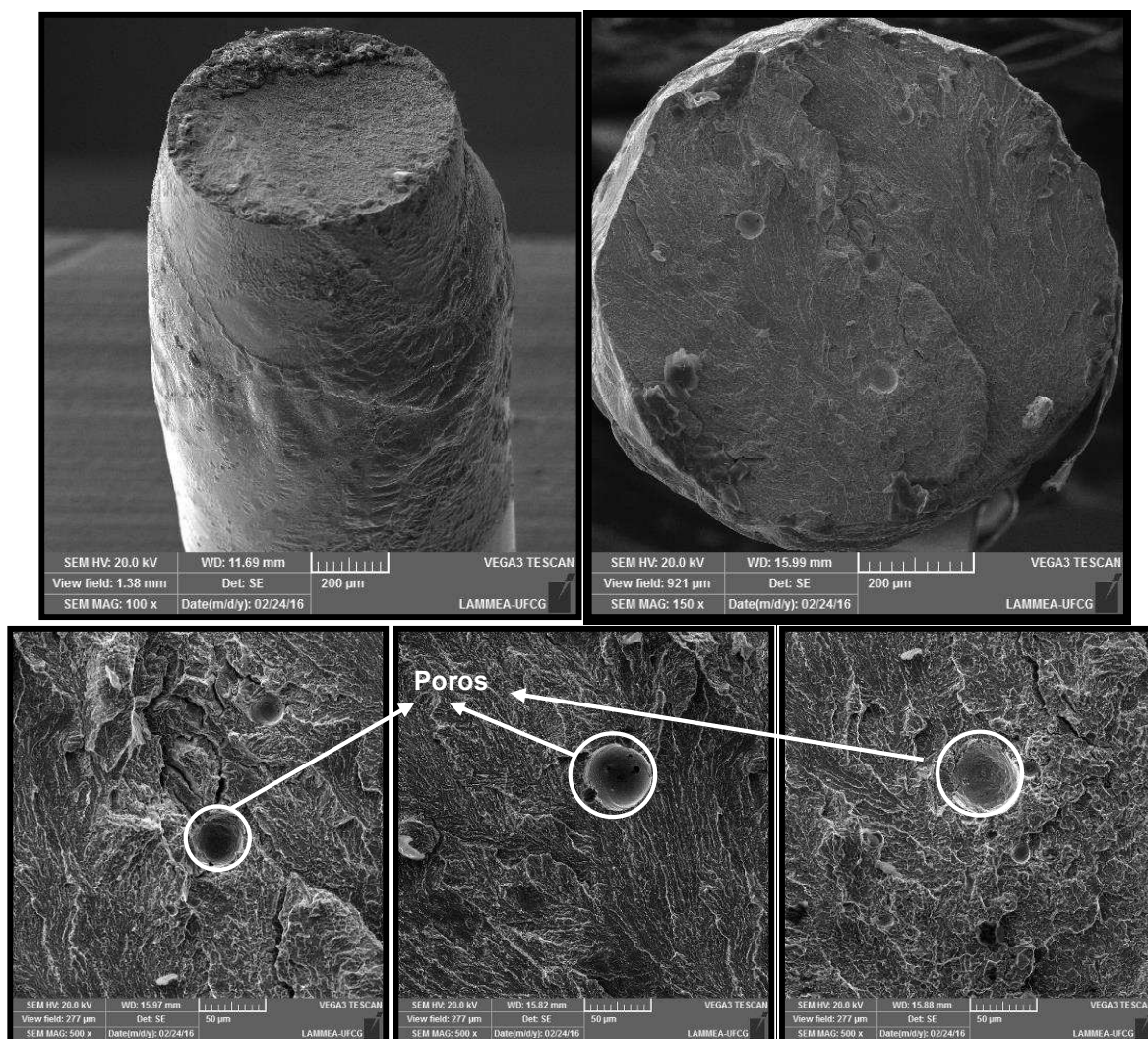


Figura 103. Superfície de fratura da junta dissimilar soldada na configuração 7ms/70% e submetido a ruptura a 40°C.

Na Figura 104 nota-se que a fratura da junta dissimilar apresenta um aspecto ductil-frágil quando testada a 90°C. Atribui-se a região frágil aos grãos grosseiros que se apresentam na região de aplicação do pulso de soldagem.

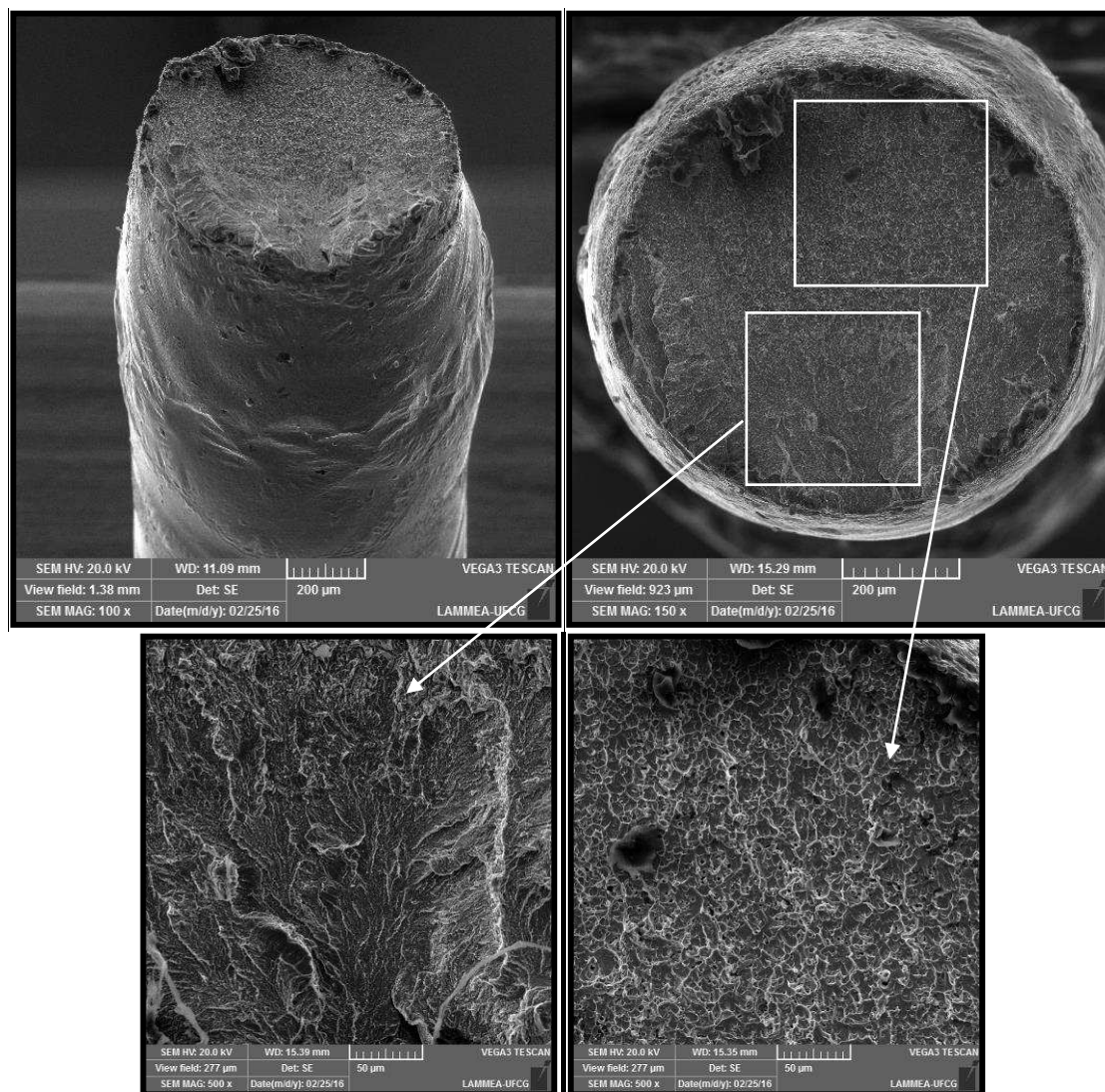


Figura 104. Superfície de fratura da junta dissimilar soldada na configuração 7ms/70% e submetido a ruptura a 90°C.

5 CONCLUSÕES

Nesta pesquisa foi realizado um estudo experimental extenso sobre a influência da soldagem autógena de fios de ligas com memória de forma Ni-Ti usando pulsos controlados de GTAW (tempo e potência de pulso). Foram avaliadas as propriedades termomecânicas de juntas soldadas destes fios nas condições de atuador (com EMF), superelástico (fenômeno de pseudo-elasticidade) e em juntas dissimilares formadas a partir destes.

Por meio do uso de um planejamento fatorial foi possível obter três condições ótimas de tempo/potência de pulso GTAW que promoveram penetração total da solda dentro de uma faixa aceitável, usando apenas um pulso: 7ms/70%, 8ms/65% e 9ms/60%. Para cada ensaio previsto no delineamento fatorial, a avaliação da penetração foi feita a partir de medições em microscopia ótica, permitindo levantar uma equação característica da influência dos parâmetros de soldagem (tempo, potência) na penetração total da solda.

Os ensaios de calorimetria diferencial de varredura realizados com as juntas soldadas nas três configurações mostraram que a solda tem grande influência nas temperaturas de transformação da LMF Ni-Ti, eliminando a fase *R* e aumentando as temperaturas M_s , M_f e A_f , no caso das juntas atuadoras, enquanto leva a uma redução dessas temperaturas para as juntas superelásticas.

A análise do perfil de dureza revelou que a junta formada pela soldagem autógena do fio atuador tem dureza de 100 HV superior àquela do metal base. Já o perfil de dureza para a junta formada pelos fios superelásticos apresenta comportamento, em que há uma redução da dureza na região da *ZF* e aumento da dureza na *ZTA* na direção do *MB*. Esse perfil de dureza foi atribuído a existência de uma “falsa dureza” que ocorre devido a recuperação superelástica do fio no *MB* e uma maior plastificação na *ZF* da junta, devido a temperatura A_s da junta ser menor que a do seu material de referência.

Os ensaios de tração a temperatura ambiente revelaram que os fios soldados nas três configurações apresentam comportamento tensão-deformação semelhantes, em que a deformação máxima foi equivalente a cerca de 70% da máxima observada para o fio íntegro, enquanto a tensão máxima correspondeu a aproximadamente 45% da máxima obtida para o fio íntegro. Isso implica que a junta soldada reduz drasticamente a resistência mecânica do fio. Adicionalmente, os ensaios de tração a

temperaturas isotérmicas mostraram que os fios atuadores tendem a fraturar prematuramente em temperaturas mais elevadas, rompendo a cerca de 11% quando a 40°C e em 2% quando a 90°C. Enquanto isso, as juntas superelásticas fraturam prematuramente, a cerca de 2,5 % de deformação por atingirem a resistência máxima da junta muito antes da junta formada por um fio atuador. As superfícies de fratura e sua morfologia sugerem ruptura do tipo dúctil para os fios íntegros, independente da temperatura de trabalho.

As análises dinâmico-mecânica (DMA) indicaram um comportamento típico do módulo de elasticidade para os fios atuadores e superelásticos, em que se tem o seu aumento com a mudança de estado sólido da martensita (ou mesmo da fase *R*) para austenita apresentando um pico de transformação, no fio atuador. No caso do fio superelástico, conforme esperado, não foi detectado qualquer pico, já que não existe transformação de fase com o aumento da temperatura. Entretanto, foi verificado um aumento que foi praticamente linear para o módulo de elasticidade, tanto para os fios íntegros como soldados.

Nos testes efetuados com juntas dissimilares de Ni-Ti, constatou-se um comportamento intermediário entre as juntas atuadoras e superelásticas, independentemente da temperatura de teste.

De uma maneira geral, conclui-se também que com a soldadora PUK U4 é possível realizar uniões soldadas por pulsos de *GTAW*, com boa qualidade e reprodutibilidade de comportamento das juntas para as diversas configurações de soldagem otimizadas pelo procedimento de planejamento experimental.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar um estudo da influência do diâmetro do fio de Ni-Ti na seleção dos parâmetros de soldagem com o objetivo de levantar uma equação geral que permita determinar os parâmetros de soldagem para qualquer diâmetro de fio ou uma faixa de diâmetros;
- Avaliar o comportamento mecânico de juntas de LMF Ni-Ti soldadas com mais de um pulso a fim de se verificar as suas implicações na resistência mecânica;
- Realizar estudos incluindo metal de adição na junta visando reduzir a mordedura da solda, especialmente na junta superelástica ou eventualmente aumentar a resistência mecânica nas juntas atuadoras e dissimilares;
- Investigar o efeito de tratamentos térmicos após a soldagem na tentativa de melhorar o comportamento termomecânico das juntas;
- Realizar um estudo de fadiga comparando os fios íntegros com os fios soldados para que se possa ter uma noção da quantidade de esforços repetitivos que as juntas de Ni-Ti são capazes de suportar;
- Aprofundar os estudos de corrosão nas juntas soldadas, visto que as aplicações potenciais dessas juntas estão na área médica;
- Estudar a influência do fluxo do gás de proteção na formação de defeitos de soldagem;
- Estudar a biocompatibilidade das juntas de Ni-Ti.

7 REFERÊNCIAS

AMORIM, F. A. **Comportamento Termomecânico de Fios Superelásticos de NiTi Soldados pelo Processo TIG**. 2014. 95 f. Dissertação (mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.

ARAÚJO, S. S. **Comportamento Dinâmico e Fadiga Termomecânica de Atuadores de Ligas CuAlNi com Memória De Forma**. 2015. 116 f. Dissertação (mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.

CALADO, V.; MONTGOMERY, D. C. **Planejamento de experimentos usando estatística**. E-Papers Serviços Editoriais, 1ª ed., Rio de Janeiro, RJ, ISBN 85-87922-83-1, 2003.

CHAN, C. W.; MAN, H. C.; CHENG, F. T. Fatigue behavior of laser-welded NiTi wires in small strain cyclic bending. **Materials Science & Engineering A**, v. 559, p.407-415, 2013.

CHAN, C. W.; MAN, H. C.; YUE, T. M. Effect of postweld heat treatment on the microstructure and cyclic deformation behavior of laser-welded NiTi-shape memory wires. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.43A: p.1956-1965, 2012.

DANIELSON, P.; WILSON, R.; ALMAN, D. Microstructure of titanium welds. **Advanced Materials and Processes**, v. 161, p. 39–43, 2003.

DELGADO, L. C. **Estudo e Desenvolvimento do Processo TIG com Alimentação Automática de Arame**. 2000. Dissertação (mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.

DELOBELLE, V.; DELOBELLE, P.; LIU, Y.; FAVIER, D.; LOUCHE, H.; Resistance welding of Ni-Ti shape memory alloy tubes. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 213, p. 1139 – 1145, 2013.

DUERIG, T. W.; STOCKEL, D.; KEELEY, A. Actuator and work production devices. In... **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**. Edited by T. W. Duerig. Butterworth-Heinemann, London, p. 181-193, 1990.

DURGUTLU, A. Experimental investigation of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas on TIG welding of austenitic stainless steel. **Materials & Design**, v. 25, p. 19–23, 2004.

EIJK, C; FOSTERVOLL, H.; SALLOM.; AKSELSEN, O. Plasma welding of Ni-Ti to Ni-Ti, stainless steel and hastelloy c276. **Anais...** ASM Materials Solutions Conference, 13-15 October, 2003, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 2003.

ENDOVASCULAR. Medtronic Begins Global Clinical Trial Evaluating CoreValve® System Implantation in Intermediate-Risk Patients. Disponível em:

<http://www.endovascular.es/ficha_articulo_presentacion.php?Id=756>. Acesso em: 18 de junho de 2014.

FALVO, A.; FURGIUELE, F.M.; MALETTA, C. Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behaviour. **Materials Science and Engineering A**, v. 412, p. 235–240, 2005.

FARÍAS, V.; SOLIS, L.; MELÉNDEZ, L.; GARCÍAS, C.; VELÁZQUEZ, R., **A four-fingered robot hand with shape memory alloys**, IEEE AFRICON, 23 - 25 Setembro, Nairobi, Kenya, 2009.

FOX, G., HAHNLEN, R., DAPINO, M., 2011. TIG welding of nickel-titanium to 304 stainless steel. Anais do ASME 2011 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems, Volume 1, Arizona, USA, 18-21, Setembro 2011.

FRAGA, A. F.; SANTOS, M. L. DOS; FILHO, E. DE A.; GUASTALDI, A. C. Estudo comparativo de juntas soldadas a TIG e laser empregando-se Ti com pureza comercial utilizado em prótese sobre implantes. **Soldagem & Inspeção**, v. 12, n. 3, p. 188–194, 2007.

FURUYA, Y.; SHIMADA, H. Shape memory actuators for robotic applications. **In... Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**. Edited by T. W. Duerig. Butterworth-Heinemann, London, p. 338-354, 1990.

GUGEL, H.; SCHUERMAN, A.; THEISEN, W.; Laser welding of NiTi wires. **Materials Science and Engineering A**, v. 481–482, p.668–671, 2008.

IKAI, A., KIMURA, K., TOBUSHI, H. “TIG welding and shape memory effect of TiNi shape memory ally”. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, Volume 7, p. 646-655, 1996.

ISO 857-1:1998 Welding and allied processes -- Vocabulary -- Part 1: Metal welding processes.

JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. Review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials and Design**, v. 56, p. 1078–1113, 2014.

KOHL, M. **Shape memory microactuators**, Springer, 2010, 266p.

LAGOUDAS, D.C., **Shape memory alloys: modeling and engineering applications**. Ed. Springer Science, TX, USA, 2008. 435p.

LI, H. M.; SUN, D. Q.; CAI, X. L.; DONG, P.; WANG, W. Q. Laser welding of TiNi shape memory alloy and stainless steel using Ni interlayer. **Materials and Design**. v.39, p. 285-293, 2012.

LI, H.; SUN, D.; GU, S.; DONG, P.; LV, Z. Effects of the thickness of Cu filler metal on the microstructure and properties of laser-welded TiNi alloy and stainless steel joint. **Materials and Design**. v. 50, p. 342 – 350, 2013.

LÜ, S.; YANG, Z.; DONG, H. Welding of shape memory alloy to stainless steel for medical occluder. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. v. 23, p. 156 – 160, 2013.

MARQUES, P. V. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte – MG. Editora UFMG, 3ª ed. 2012.

MIRSHEKARI, G.R.; SAATCHI, A.; KERMANPUR, A.; SADRNEZHAAD, S.K. Laser welding of Ni-Ti shape memory alloy: Comparison of the similar and dissimilar joints to AISI304 stainless steel. **Optics & Laser Technology**. v. 54, p. 151 – 158, 2013.

OLIVEIRA, H. M. R. **Estudo Experimental do Comportamento Térmico e Dinâmico de Fios de Liga com Memória de Forma Niti em Regime Superelástico**. 2014. 112 f. Dissertação (mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande-Paraíba.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M.,. **Shape memory materials**. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 1998.

PEIXOTO, A. L. **Soldagem**. Belém - PA: e-Tec Brasil, 2012.

RODRIGUES, M. I.; LEMMA, A. F., **Planejamento de experimentos & otimização de processos**. 3ª edição. Editora Cárita. Campinas-SP, 2014.

SARESH, N.; PILLAI, M. G.; MATHEW, J. Investigations into the effects of electron beam welding on thick Ti-6Al-4V titanium alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 192-193, p. 83–88, 2007.

SHAW, J. A. Active structures. Disponível em: <<http://www.engin.umich.edu/aero/research/areas/structures>> (Michigan Engineering: Aerospace Engineering). Acesso em: 18 de junho de 2014.

SINTEF PETROLEUM, 2006a. Arc welding of shape memory alloys. Disponível em: <www.sintef.no/upload/Materialer_kjemi/Anvendt%20mekanikk%20og%20korrosjon/faktaark/welding_SMA.pdf> Acesso em: 02 de agosto 2008.

SINTEF PETROLEUM, 2006b. Microwaving brazing of Ni-Ti shape memory alloys. Disponível em: <http://www.sintef.no/upload/Materialer_kjemi/Anvendt%20mekanikk%20og%20korrosjon/faktaark/brazing-SMA_web.pdf> Acesso em: 02 de agosto 2008.

SONG, G.; CHAUDHRY, V.; BATUR, C., Precision tracking control of shape memory alloy actuators using neural networks and a sliding-mode based robust controller. **Smart Materials and Structures**, v. 12, p. 223–231, 2003.

SONG, Y.G.; LI, W.S.; LI, L.; ZHENG, Y.F. The influence of laser welding parameters on the microstructure and mechanical property of the as-jointed NiTi alloy wires. **Materials Letters**, v. 62, p. 2325–2328, 2008.

SRINIVASAN, A. V.; MCFARLAND, D. M. **Smart structures: analysis and design**. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 2001.

SUN, L.; HUANG, W.M.; DING, Z.; ZHAO, Y.; WANG, C.C.; PURNAWALI, H.; TANG, C. Stimulus-responsive shape memory materials: a review, **Materials and Design**, v. 33, p. 577-640, 2012.

TAM, B.; PEQUEGNAT, A.; KHAN, M.I. Resistance Microwelding of Ti-55.8 wt pct Ni Ni-Tinol Wires and the Effects of Pseudoelasticity. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 2012.

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 and Engineering**, v. A273-275, p. 813-817, 1999.

VEIGA, E. **Soldagem de manutenção**. São Paulo-SP. Editora Globus, 2011.

WANG, R. R.; WELSCH, G. E. Joining titanium materials with tungsten inert gas welding, laser welding, and infrared brazing. **The Journal of prosthetic dentistry**, v. 74, p. 521-530, 1995.

WILLIAMS, E., SHAW, G., ELAHINIA, M., Control of an automotive shape memory alloy mirror actuator, **Mechatronics**, v.20, p.527-534, 2010.

WU, M. H.; SCHETKY, L. MCD. Industrial applications for shape memory alloys. **In... Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies**, Pacific Grove, California, 2000. p.171-182.

APÊNDICE A

Este apêndice tem o objetivo de descrever ensaios realizados para verificar a influência da temperatura de tratamento térmico no comportamento de recuperação de forma (EMF) da LMF.

Nesses testes foi utilizado um fio de 1,5mm de diâmetro, fornecido pela Memory Metaly (França). Amostras de fio foram separadas e tratadas (pré-tratamento “antes da soldagem”) individualmente a temperaturas de 450°C, 550°C e 650°C. Algumas amostras também passaram por pós-tratamento a 450°C (“após a soldagem”), com o objetivo de verificar uma possível influência que este promoveria numa junta soldada.

Na sequência as amostras do fio foram submetidas a ciclagem mecânica em máquina de ensaios universal (Instron, modelo 5582) com fixação direta das amostras nas garras de tração, comprimento útil da amostra de 30 mm, taxa de deslocamento de 0,5 mm/min, 50 ciclos mecânicos de carregamento e descarregamento com limitação da deformação máxima em 5%. A temperatura de teste foi de 90°C, o que corresponde a fase completamente austenítica do fio (fenômeno de superelasticidade), confirmada através de ensaios de DSC.

CASO I – Pré-tratamento a 450°C

A Figura A1 mostra os resultados da ciclagem mecânica dos fios pré-tratados a 450°C, com e sem pós-tratamento a 450°C. Verifica-se que o comportamento da amostra pré-tratada a 450°C é semelhante ao do fio com pós-tratamento a 450°C. Observa-se um pequeno aumento da deformação residual após o pós-tratamento, variando de 1,2% (pré-tratamento) para 1,4% (pós-tratamento).

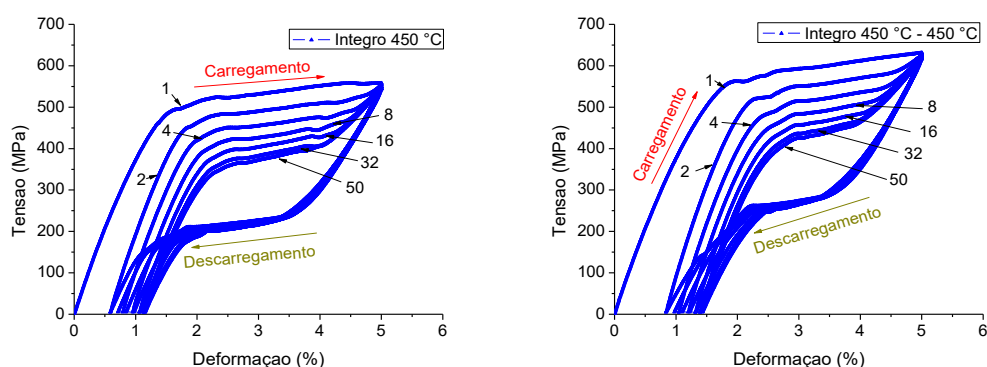


Figura A1. Ciclagem mecânica de fios pré-tratados a (a) 450°C e (b) pós-tratados a 450°C.

CASO II – Pré-tratamento a 550°C

A Figura A2 mostra os resultados da ciclagem mecânica dos fios pré-tratados a 550°C, com e sem pós-tratamento a 450°C. Observa-se que, da mesma forma que o caso anterior, o comportamento da amostra íntegra pré-tratada a 550°C é semelhante ao do fio com pós-tratamento a 450°C. Entretanto, a deformação residual no último ciclo para estas configurações situou-se em 3,3%, ou seja, mais que dobrou em relação ao caso I. Isso se deve a uma maior redução das tensões internas oriundas do processo de trefilação a frio, devido ao aumento da temperatura de tratamento térmico. Esse tratamento situa-se próximo da temperatura de recristalização desse material que é de cerca de 600°C. As amostras submetidas a estes tratamentos perdem em potencial de aplicação devido à grande redução da recuperação de forma quando comparadas as tratadas de acordo com o caso I.

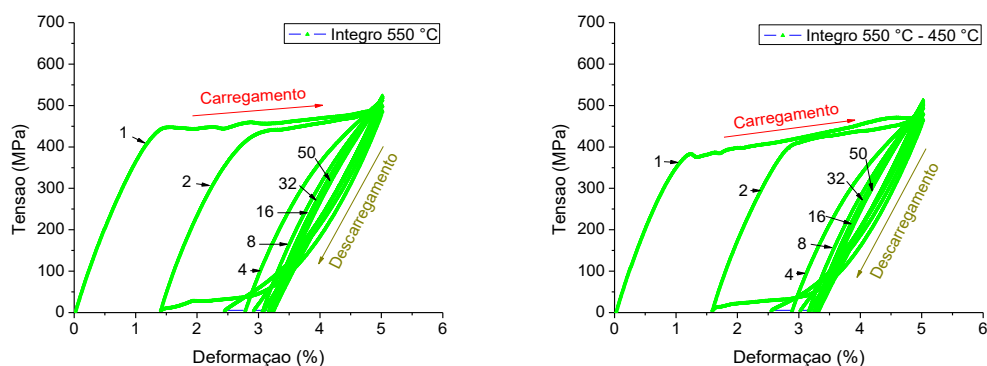


Figura A2. Ciclagem mecânica de fios pré-tratados a (a) 550°C e (b) pós-tratado a 450°C.

CASO III – Pré-tratamento a 650°C

A Figura A3 mostra os resultados da ciclagem mecânica dos fios pré-tratados a 650°C, com e sem pós-tratamento a 450°C. Nota-se que o comportamento da amostra pré-tratada a 650°C é também semelhante ao do fio com pós-tratamento a 450°C. Verifica-se uma pequena alteração no perfil da histerese dos ciclos de estabilização, ou seja, a histerese na ciclagem mecânica do fio com pós-tratamento aparenta ser mais estreita. A deformação residual após o pós-tratamento não teve variação significativa em relação ao da amostra sem pós-tratamento. Observa-se, que as amostras tratadas a 650°C ficam “plastificadas”, ou seja, não recuperam forma

acima de 1% de deformação. Assim, apesar de apresentarem transformação típica das LMF, quando ensaiadas por DSC, não são passíveis de aplicação do EMF no estado em que se encontram. O uso do fio quando em aplicação, nessas condições, ficaria limitado a cerca de 0,6% de deformação, correspondendo apenas a uma recuperação elástica do material e não a capacidade de memória de forma.

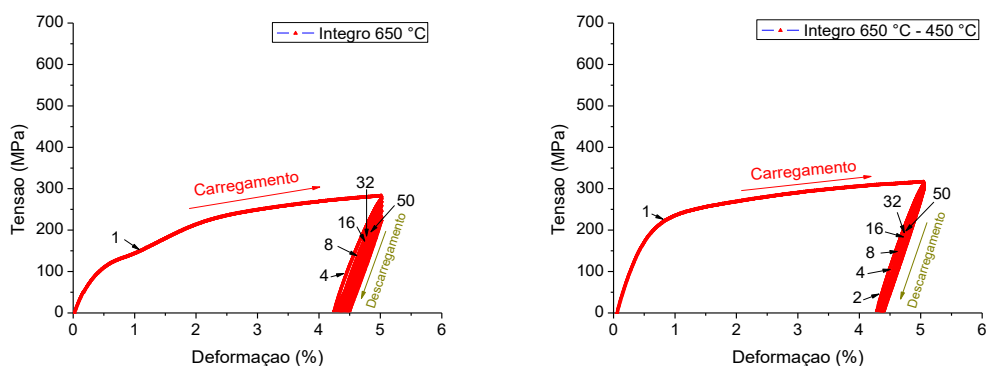


Figura A3. Ciclagem mecânica de fios pré-tratados a (a) 650°C e (b) pós-tratado a 450°C.

Conclusões

Devido à redução drástica no EMF da LMF, nos tratamentos a temperaturas mais altas, optou-se por trabalhar nos demais testes efetuados, em fios de LMF martensíticos, com pré-tratamentos térmicos de 450°C. Além disso, devido a impossibilidade de testar todas as condições de teste possíveis em um único trabalho de pesquisa, optou-se por não testar condições de pós-tratamentos em fios íntegros ou soldados, devido à grande similaridade de comportamento entre eles, quando avaliado apenas o fio íntegro. Ressalta-se, que o tratamento quando aplicado após a soldagem pode ajudar a reduzir tensões internas oriundas do procedimento de soldagem, o que pode ajudar na melhoria de propriedades da junta soldada.

APÊNDICE B

Este apêndice tem o objetivo de descrever ensaios realizados para verificar a influência do processo de soldagem, utilizando dois pulsos, no comportamento da microestrutura da união soldada da LMF.

Nesses testes foi utilizado um fio de 1,5mm de diâmetro, fornecido pela Memory Metaly (França). Amostras de fio foram separadas e tratadas (pré-tratamento) individualmente a temperaturas de 450°C, 550°C e 650°C.

Na sequência as amostras do fio foram cortadas e submetidas a soldagem utilizando um equipamento de soldagem *GTAW*, fornecido pela empresa EDG Equipamentos e Controles, modelo MicroMelt, com configuração de (3-3) para pulso e profundidade.

As Figuras B1, B2 e B3 mostram as micrografias obtidas por microscopia ótica para as juntas soldadas das LMF de Ni-Ti. Na Figura B1 é possível observar grãos colunares na região da zona fundida. O grão cresce a partir da linha de fusão até o ponto de aplicação do pulso de soldagem e tem uma inclinação durante este crescimento, indicando que a solidificação é bi-direcional. Este tipo de crescimento de grão colunar não foi identificado previamente para fios com diâmetros menores que 1 mm (Chan *et al.* 2013; Chan *et al.* 2012; Gugel *et al.* 2008). A formação de poros também foi identificada nas micrografias. Os grãos colunares centrais tendem a ser paralelos ao centro da solda. A principal diferença encontrada para a soldagem com dois pulsos defasados em 180° e que a região de contato entre os pontos de solda tem um formato de cunha, o que pode reforçar a solda ou promover concentração de tensão na junta soldada. Esse comportamento não é observado na soldagem com um único pulso, o que reduz a influência do procedimento na escolha do melhor parâmetro de soldagem.

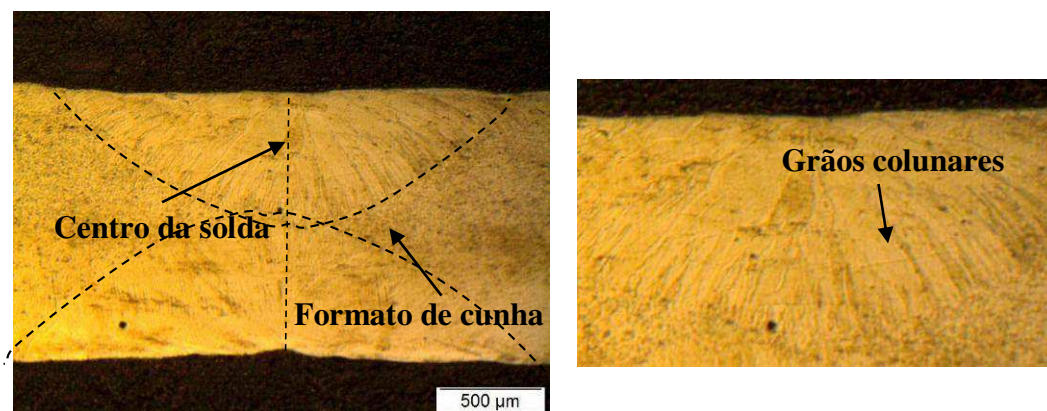


Figura B1. Microscopia ótica da junta soldada de Ni-Ti com pré-tratamento térmico a 450°C.

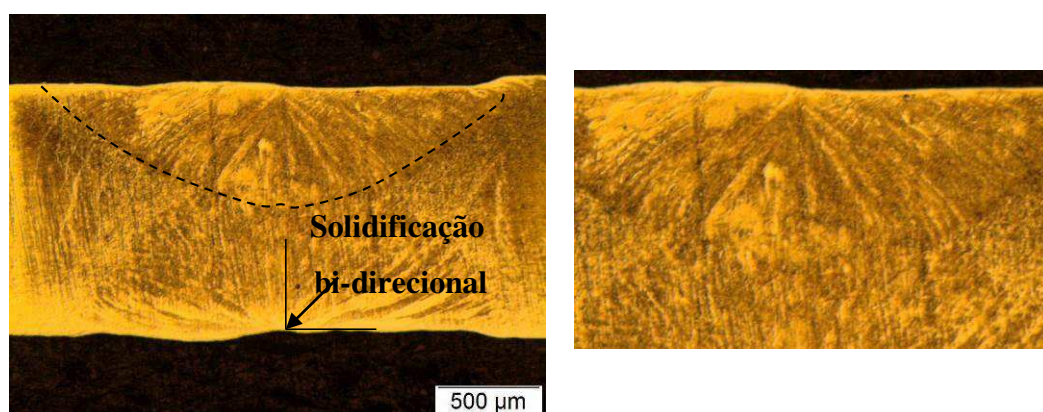


Figura B2. Microscopia ótica da junta soldada de Ni-Ti com pré-tratamento térmico a 550°C.

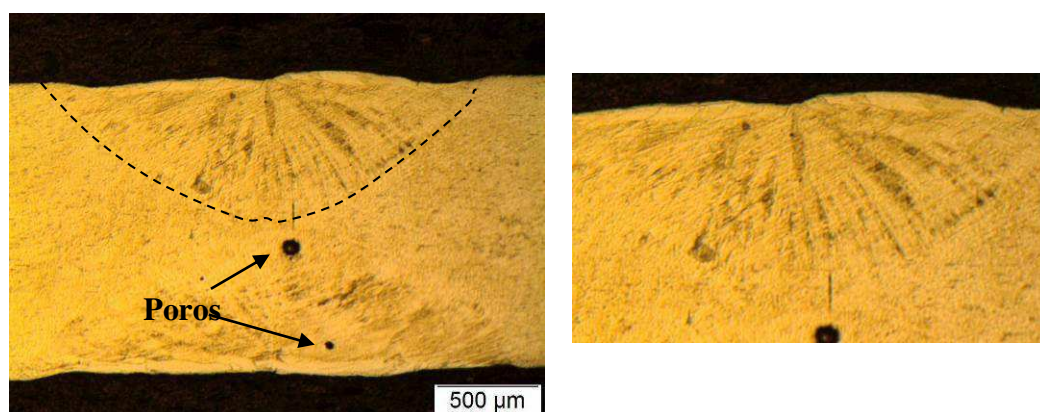


Figura B3. Microscopia ótica da junta soldada de Ni-Ti com pré-tratamento térmico a 650°C.

Conclusões

Verifica-se que ao se fazer uma união utilizando mais de um pulso, existe uma dificuldade adicional para se avaliar o efeito da solda no comportamento do material íntegro. Desta forma, neste trabalho, optou-se por utilizar apenas um pulso para se executar a união dos fios e assim, facilitar o entendimento do processo de união de fios de Ni-Ti.

APÊNDICE C

O objetivo deste apêndice é fazer um comparativo das vantagens de se utilizar o planejamento experimental na execução do planejamento de ensaios experimentais.

Assim, foi utilizado neste caso utilizado uma matriz de experimentos em que foram necessários configurações 15 configurações de tempo e potência a fim de determinar a melhor configuração, ou seja, a que permitisse penetração total da solda. A Tabela C1 apresenta as configurações testadas e os resultados da influência no tempo da potência na penetração da solda. Verifica-se que neste caso foi determinada apenas uma configuração que permitia penetração total da solda. Assim, além de ser necessário maior número de experimentos (4 a mais em relação ao *DCCR*), outras configurações ((8,65) e (9,60)) possíveis não são determinados por este método, ficando claro a vantagem de se utilizar planejamento experimental durante os experimentos.

Tabela C1. Resultados de MO penetração da solda todos os resultados

Tempo (ms)	Potência (%)		
	40%	55%	70%
4	267,50	264,90	316,84
5	270,10	285,68	394,76
6	340,22	361,61	555,58
7	375,19	386,97	915,98
8	545,39	511,63	1028,86

Observando a Figura C1 é possível verificar que para a potência entre 40 e 55% não há grande diferença na penetração da solda enquanto se altera o tempo de 4 até 8ms. Quando se configura a potência para 70% verifica-se grande influência na penetração da solda.

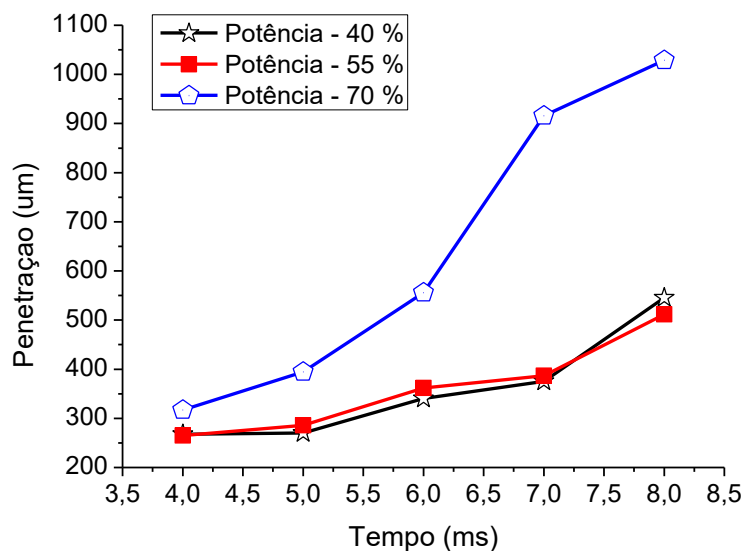


Figura C1. Influência da potência na penetração da solda.

Já na Figura C2 é possível observar que para o tempo de 4, 5, e 6ms não há grande influência na penetração total da solda. Entretanto a partir de 7ms e potência acima de 55% se tem uma grande penetração da solda.

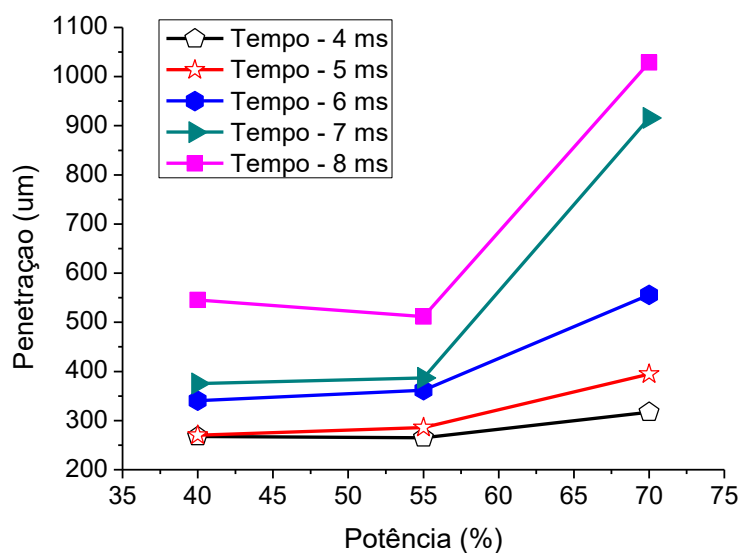


Figura C2. Influência do tempo na penetração da solda.

Conclusões

De acordo com os resultados apresentados nas Figuras C1 e C2 é possível afirmar que dado ao método experimental adotado (matriz de experimentos), seria necessário executar mais testes com configurações entre 55 e 70% de potência para verificar a real influência do tempo e da potência na penetração da solda. Isso demonstra a grande vantagem de se utilizar métodos estatísticos no planejamento de experimentos. Para os ensaios deste apêndice foram necessários 15 ensaios e os resultados ainda precisariam ser complementados, já no caso, de utilização do método *DCCR* (corpo principal da tese) foram necessários apenas 11 configurações sendo obtido maiores detalhes qualitativos e quantitativos acerca da influência das variáveis na penetração da solda.