

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE FIOS SUPERELÁSTICOS DE
NITI SOLDADOS PELO PROCESSO TIG

Fernando Andrade Amorim

Campina Grande - PB

Agosto de 2014

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE FIOS SUPERELÁSTICOS DE
NITI SOLDADOS PELO PROCESSO TIG

Fernando Andrade Amorim

Dissertação apresentada ao Programa
de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica como requisito parcial à
obtenção do título de MESTRE EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Orientador: Dr. Carlos José de Araújo
Co-Orientador: Dr. Theophilo Moura Maciel
Agência Financiadora: (CAPES, CNPq)

Campina Grande - PB
Agosto de 2014

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

A524c Amorim, Fernando Andrade.
Comportamento termomecânico de fios superelásticos de NiTi soldados pelo processo TIG / Fernando Andrade Amorim. – Campina Grande, 2015.
96 f.: il. color.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia 2015.

"Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo, Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".
Referências.

1. Ligas com Memória de Forma. 2. NiTi. 3. Soldagem. 4. TIG. 5. Comportamento Termomecânico. I. Araújo, Carlos José de. II. Maciel, Theophilo Moura. III. Título.

CDU 669.018.2 (043)

“COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE FIOS SUPERELÁSTICOS DE NíTi
SOLDADOS USANDO O PROCESSO TIG”.

FERNANDO ANDRADE AMORIM

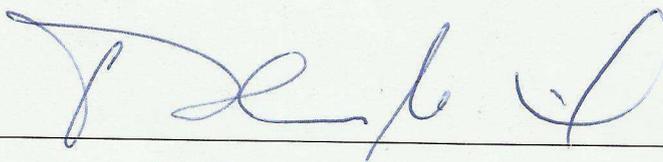
Dissertação Aprovada em 29/08/2014 pela banca examinadora constituída dos seguintes
membros:



Dr. Carlos José de Araújo

Orientador

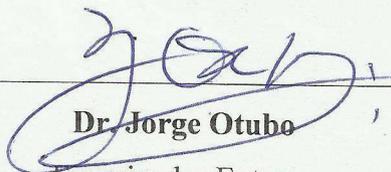
PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



Dr. Theophilo Moura Maciel

Orientador

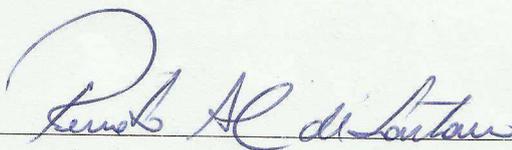
PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



Dr. Jorge Otubo

Examinador Externo

ITA



Dr. Renato Alexandre Costa de Santana

Examinador Externo

UAE/CES/UFCG

DEDICATÓRIA

Dedico a minha família, minha base de tudo.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por me auxiliar na minha caminhada sempre iluminando meus caminhos;

A minha Mãe, Fátima Andrade, por me aconselhar e incentivar nas minhas decisões, estando sempre ao meu lado e confiando na minha capacidade;

Ao meu Pai, Antônio Fernando Amorim, que mesmo não estando mais presente, tomo como exemplo para atingir minhas metas e realizar meus sonhos;

Aos meus amigos, pela força e companheirismo que em todos os momentos;

A Henrique Martinni, Estephanie Grassi, Daniella Cibelle, Luiz Fernando Rodrigues e ao Professor João Baptista (UAEM) pelo auxílio e prontidão durante a realização dos experimentos que constituíram esse trabalho;

Ao Professor Carlos José de Araújo pela importantíssima orientação, sempre auxiliando da melhor forma possível, e por me engajar nessa área de trabalho que hoje tanto admiro.

Ao Professor Theophilo Moura Maciel pela coorientação neste trabalho nos estudos de metalurgia da soldagem.

Ao grupo ITASMART chefiado pelo Professor Jorge Otubo, pela disponibilização do microscópio eletrônico de varredura (MEV) e a realização de ensaios de DSC adicionais, que foram de grande importância pra a conclusão desse estudo.

A todos os colegas, professores e funcionários que fazem parte do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, que de alguma forma contribuíram para que a realização deste trabalho fosse possível.

Aos órgãos CAPES e CNPq pelo apoio financeiro.

COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE FIOS SUPERELÁSTICOS DE NITI SOLDADOS PELO PROCESSO TIG

RESUMO

Ligas de NiTi têm possibilitado revolucionar muitos projetos tradicionais de engenharia com suas propriedades únicas de superelasticidade (SE) e efeito de memória de forma (EMF). Com o interesse em incorporar esses materiais em diferentes aplicações e dispositivos, o desenvolvimento de tecnologia eficaz para soldagem de ligas NiTi torna-se necessário, devido ao fato de esse tipo de união proporcionar a fabricação das mais diferentes formas geométricas e combinações entre materiais similares e dissimilares. Nesse contexto, este estudo teve como objetivo geral determinar as variações das propriedades termomecânicas em juntas soldadas de fios de NiTi. Para o trabalho, fios superelásticos de uma LMF NiTi (ASTM F2063) com 0,4 e 0,9 mm de diâmetro, foram divididos em dois grupos: (a) fios sem tratamento térmico (NiTiA) e (b) fios com tratamento térmico a 400 °C durante 20 minutos (NiTi400). Em seguida estes fios foram soldados pelo processo TIG autôgeno, utilizando a soldadora Micromelt (EDG Equipamentos e Controles). A caracterização termomecânica dos fios íntegros e soldados foi realizada utilizando ensaios de calorimetria diferencial de varredura (DSC), análise dinâmico-mecânica (DMA), ensaios de tração uniaxial em diferentes temperaturas (30°C a 70°C), microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e micro indentação Vickers. Os resultados obtidos demonstraram uma boa eficiência do processo TIG ao soldar os fios NiTi de ambos os grupos. Ensaios de DSC relevaram que o processo de soldagem pode promover modificações de natureza metalúrgica aos fios de NiTi, de maneira a reduzir as temperaturas de transformações de fase. Já no que diz respeito ao aspecto mecânico, os fios soldados apresentaram resistência a ruptura por tração de até 750 MPa (NiTiA ~ 70 °C) e valores de deformações de até 8,5 % (NiTiA).

Palavras-chave: Ligas com memória de forma, NiTi, Soldagem, TIG, Comportamento termomecânico.

THERMOMECHANICAL BEHAVIOR OF SUPERELASTICS NITI WIRES WELDED BY TIG PROCESS

ABSTRACT

NiTi alloys enabled revolutionize many traditional engineering projects with unique properties of superelasticity (SE) and shape memory effect (SME). Interested on incorporating these materials in different applications and devices, developments of efficient welding technology for NiTi alloys becomes necessary due to the fact that this type of process can provide many different geometric shapes and combinations of similar and dissimilar materials. In this context, this study had as main objective to determine variations in thermomechanical properties for NiTi welded wires. For this work, superelastic NiTi SMA wire (ASTM F2063) with 0.9 to 0.4 mm in diameter were divided into two groups: (a) wires without heat treatment (NiTiA) and (b) heat treated wires at 400 °C for 20 minutes (NiTi400). Then, these wires were welded by autogenous welding process, using the Micromelt machine (EDG, Equipment and Controls). The thermomechanical characterization of as received and as welded wires was performed by using differential scanning calorimetry (DSC), dynamic mechanical analysis (DMA) uniaxial tensile test at different temperatures (30°C to 70°C), optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and Vickers micro indentation. The results showed a good efficiency of TIG welding for every NiTi wire studied groups. DSC curves demonstrate that welding process can cause metallurgical changes into NiTi wires, promoting changes in phase transformation temperatures. The mechanical properties of the welded wire presented a tensile rupture strength of 750 MPa (NiTi~70 °C) and strain values up to 8.5% (NiTiA).

Keywords: Shape memory alloys, NiTi, Welding, TIG, Thermomechanical behavior.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 -	Microestrutura para a (a) martensita e (b) austenita.....	21
Figura 2 -	Representação cristalográfica do efeito de memória de forma.....	21
Figura 3 -	Curva tensão-deformação para o NiTi austenítico: região (1) correspondente a resposta elástica da austenita seguido por (2) formação da martensita induzida por tensão e (3) deformação plástica da martensita.....	22
Figura 4 -	Curva hipotética de tensão-deformação, para o NiTi, conduzidas em diferentes temperaturas: (a) T_2 acima de A_f e (b) T_1 acima de M_f	23
Figura 5 -	Relação entre temperatura e tensão de transformação.....	24
Figura 6 -	Curva tensão-deformação para materiais de estrutura fase-R.....	25
Figura 7 -	Diagrama de fases da liga Ni-Ti.....	27
Figura 8 -	Dependência da temperatura de transformação de M_s em relação a quantidade (% atômica) de níquel na liga.....	28
Figura 9 -	Curvas de DSC para o NiTi comparando as respostas obtidas para as transformações de fases no material processado a frio e em diferentes temperaturas de tratamentos térmicos.....	29
Figura 10 -	Microestrutura para a junta soldada de NiTi com memória de forma: (a) Microscopia ótica da junta soldada dividida em metal de solda (MS), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB); (b) Ampliação para o metal de solda (MS) e (c) ampliação para a zona afetada pelo calor (ZAC).....	32
Figura 11 -	Esquema para a soldagem TIG.....	33
Figura 12 -	Esquema para os modos de operação permitidos para o processo de soldagem TIG.....	35
Figura 13 -	Perfil de pulsos para a soldagem por pulsos de TIG.....	36
Figura 14 -	Esquema do processo de soldagem laser Nd:YAG.....	40
Figura 15 -	Comparação de resistência a fadiga para fios de NiTi sem solda e com solda.....	41
Figura 16 -	Curvas de DSC para fios de NiTi sem solda e com solda.....	42
Figura 17 -	Curva de tensão-deformação para fios de NiTi sem solda e com solda (soldagem por laser Nd:YAG).....	42
Figura 18 -	Perfil de fratura para fios de NiTi soldados a laser. (a) Detalhe da região que ocorre a fratura da junta soldada; (b) superfície de fratura para o fio NiTi soldado e (c) aumento da superfície de fratura destacando as microcavidades.....	43
Figura 19 -	Esquema da soldagem por feixe de elétrons.....	45

Figura 20 -	Curvas de tensão-deformação para as juntas soldadas e chapas sem solda em temperatura ambiente e a -49°C.....	46
Figura 21 -	Esquema da soldagem por resistência.....	47
Figura 22 -	Esquema das resistências envolvidas no processo de soldagem por resistência....	48
Figura 23 -	Avaliação da soldagem por resistência sobre o comportamento de transformações de fase: (a) região da amostra utilizada na análise de DSC, (b) materiais sem tratamentos térmicos, (c) materiais com tratamentos térmicos e (d) materiais envelhecidos.....	49
Figura 24 -	Curvas de DSC para o fio de referência e para juntas soldadas utilizando diferentes parâmetros de corrente de soldagem.....	50
Figura 25 -	Perfil da variação da dureza ao longo da junta soldada para fios de NiTi soldados por resistência com diferentes parâmetros de corrente de soldagem.....	51
Figura 26 -	Processo de micro soldagem TIG. (a) Soldadora Micromelt. (b) Montagem do dispositivo de fixação dos fios NiTi para soldagem.....	53
Figura 27 -	Montagem dos fios NiTi com solda para ensaio de DMA conduzido pelo método de força oscilatória de flexão.....	56
Figura 28 -	Esquema experimental para ensaio de tração uniaxial em fios de NiTi. (a) Máquina universal de ensaios eletromecânica INSTRON 5582. (b) Montagem do fio para o ensaio mecânico. (c) Montagem do sistema para ensaio de ciclagem em temperaturas acima da ambiente.....	57
Figura 29 -	Esquema fotográfico mostrando o posicionamento dos fios de NiTi rompidos para a análise da superfície de fratura em MEV.....	58
Figura 30 -	Aspecto macroscópico da solda para o fio NiTiA (a, c) e para o fio NiTi400 (b, d)...	59
Figura 31 -	Distribuição de dureza para os fios NiTi soldados. (a) NiTiA. (b) NiTi400.....	60
Figura 32 -	Curvas de DSC para os fios NiTi. (a) Fios superelásticos de referência e fios superelásticos com solda (NiTiA). (b) Fios tratados termicamente de referência e com solda (NiTi400).....	61
Figura 33 -	Variação de módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi. (a) Fio NiTiA de referência e com solda. (b) Fio NiTi400 de referência e com solda.....	65
Figura 34 -	Microestrutura da junta soldada obtida por microscopia ótica. (a) Fio NiTiA com solda. (b) Fio NiTi400 com solda.....	66

Figura 35 -	Imagens microestruturais obtidas por MEV. (a) Interface entre metal fundido na solda e a ZAC para fio NiTiA. (b) Interface entre o metal fundido na solda e a ZAC para fio NiTi400.....	67
Figura 36 -	Imagens microestruturais obtidas por MEV. (a) Linha de solda para fio NiTiA. (b) Linha de solda para fio NiTi400.....	68
Figura 37 -	Ensaio de tração realizados até a ruptura dos fios NiTi. (a) Fios NiTiA de referência e fios NiTiA com solda. (b) Fios NiTi400 de referência e fios NiTi400 com solda.....	69
Figura 38 -	Ciclagem mecânica até 4% de deformação a temperatura ambiente para os fios NiTi: (a) Fio NiTiA de referência e fio NiTiA com solda, (b) Fio NiTi400 de referência e fios NiTi400 com solda.....	71
Figura 39 -	Treinamento de 10 ciclos até 4% de deformação a temperatura ambiente para o fio NiTi. (a) Fio NiTiA de referência. (b) Fio NiTiA com solda.....	71
Figura 40 -	Ciclagem mecânica até 4% de deformação a temperatura ambiente, 40°C, 50°C, 60°C e 70°C para o fio NiTi. (a) Fio NiTiA com solda. (b) Fio NiTi400 com solda.....	72
Figura 41 -	Aspecto macroscópico da fratura em (a) e (c) para o fio NiTiA com solda; (b) e (d) para o fio NiTi400 com solda.....	73
Figura 42 -	Superfície de fratura em MEV para o fio NiTiA sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades.....	74
Figura 43 -	Superfície de fratura em MEV para o fio NiTi400 sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades.....	75
Figura 44 -	Superfície de fratura em MEV para o fio NiTiA com solda. (a) Vista longitudinal da solda. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades. (d) Ampliação dos planos de clivagens.....	76
Figura 45 -	Superfície de fratura em MEV para o fio NiTi400 com solda. (a) Vista longitudinal da solda. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades. (d) Ampliação dos planos de clivagens.....	77
Figura 46 -	Aspecto macroscópico da solda para (a) e (c) fio NiTiA e (b) e (d) fio NiTi400.....	78
Figura 47 -	Distribuição de dureza para os fios NiTi soldados. (a) NiTiA. (b) NiTi400.....	80
Figura 48 -	Distribuição de dureza para fios NiTi austeníticos de 0,36 mm de diâmetro soldados a laser.....	80
Figura 49 -	Curvas de DSC para os fios NiTi. (a) Fio NiTiA sem solda e com solda. (b) Fio NiTi400 sem solda e com solda.....	81
Figura 50 -	Comportamento de módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi. (a) Fio NiTiA de referência e com solda. (b) Fio NiTi400 de referência e com solda.....	83

Figura 51 -	Microestrutura obtida por microscopia ótica para o fio NiTiA com solda. (a) Aspecto geral da solda. (b) Interface entre o metal fundido na soldagem, ZAC e MB. (c) Ampliação do centro da solda.....	84
Figura 52 -	Microestrutura obtida por microscopia ótica para o fio NiTi400 com solda. (a) Aspecto geral da solda. (b) Ampliação do centro da solda. (c) Interface entre o metal fundido na soldagem, ZAC e MB.....	85
Figura 53 -	Ensaio de tração realizados até a ruptura dos fios NiTi. (a) Fios NiTiA de referência e fios NiTiA com solda. (b) Fios NiTi400 de referência e fios NiTi400 com solda.....	87
Figura 54 -	Aspecto da fratura dos fios NiTi. (a) Fio NiTiA com solda. (b) Fio NiTi400 com solda.....	87
Figura 55 -	Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTiA sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura.....	88
Figura 56 -	Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTi400 sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura.....	88
Figura 57 -	Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTiA com solda. (a) Vista de topo da superfície de fratura. (b) Superfície de fratura.....	89
Figura 58 -	Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTi400 com solda. (a) Vista de topo da superfície de fratura. (b) Superfície de fratura.....	90

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 -	Vantagens e desvantagens do processo de união por soldagem.....	30
Tabela 2 -	Recomendações para os tipos de corrente, eletrodos de tungstênio e gás de proteção para a soldagem TIG de diferentes metais.....	37
Tabela 3 -	Composição química e propriedades mecânicas do fio NiTiA 0,9 mm de diâmetro.....	52
Tabela 4 -	Composição química e propriedades mecânicas do fio NiTiA 0,4 mm de diâmetro.....	52
Tabela 5 -	Valores de histerese térmica e entalpias de transformação para os fios (0,9mm diâmetro) NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.....	62
Tabela 6 -	Temperaturas de transformação de fase obtidas do ensaio DSC para os fios (0,9mm diâmetro) NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.....	63
Tabela 7 -	Valores de histerese térmica e entalpias de transformação para os fios (0,4mm diâmetro) NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.....	81
Tabela 8 -	Temperaturas de transformação de fase obtidas do ensaio DSC para os fios (0,4mm diâmetro) NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.....	82

LISTA DE ABREVIÇÕES E SIGLAS

A_f – Temperatura final de transformação de fase martensítica reversa (aquecimento)

A_i – Temperatura inicial de transformação de fase martensítica reversa (aquecimento)

B19' – Designação para estrutura cristalina monoclinica da martensita

B19 – Designação para estrutura cristalina ortorômbica da martensita

B19' \leftrightarrow B2 - Transformação martensítica entre as fases austenita cúbica de corpo centrado e martensita monoclinica

B19' \leftrightarrow R - Transformação martensítica entre as fases martensita monoclinica e martensita romboédrica

B2 – Designação para estrutura cristalina cúbica de corpo centrado da austenita

B2 \leftrightarrow R – Transformação martensítica entre as fases austenita cúbica de corpo centrado e martensita romboédrica

C – Carbono

DMA – Dynamic Mechanical Analyser (Analisador Dinâmico Mecânico)

DSC – Differential Scanning Calorimeter (Calorimetria Diferencial de Varredura)

EMF – Efeito Memória de Forma

ITA – Instituto Tecnológico de Aeronáutica

ITASMART - ITA Shape Memory Alloy Research and Technology

LMF – Ligas com Memória de Forma

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

M_f – Temperatura final de transformação de fase martensítica direta

M_i – Temperatura inicial de transformação de fase martensítica direta

MIT – Martensita Induzida por Tensão

MO – Microscopia Ótica

Ni – Níquel

NiTi – Liga Níquel/Titânio

NiTiA – Designação utilizada no trabalho para os fios sem tratamentos térmicos

NiTi400 – Designação utilizada no trabalho para fios NiTiA com tratamento térmico realizado a 400°C durante 20min.

OM – Optical Microscopy

R – Designação para estrutura cristalina romboédrica da fase intermediária

R_f – Temperatura final de transformação da fase R direta (resfriamento)

R_i – Temperatura inicial de transformação da fase R direta (resfriamento)

SE – Superelasticidade/Superelasticity

SEM – Scanning Electron Microscopy

SMA – Shape Memory Alloys

SME – Shape Memory Effect

Ti – Titânio

TIG – Tungsten Inert Gás

UAEM - Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica

UFCG – Universidade Federal de Campina Grande

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
2. OBJETIVOS	19
2.1 Gerais	19
2.2 Específicos	19
3. REVISÃO DA LITERATURA	20
3.1 Ligas de NiTi com Memória de Forma	20
3.1.1 Efeito de Memória de Forma	21
3.1.2 Transformação Induzida por Tensão e Superelasticidade	22
3.1.3 Fase-R	24
3.1.4 Diagrama de Fases do NiTi	26
3.1.5 Temperaturas de Transformação de Fases em NiTi	27
3.2 Fundamentos do Processo de Soldagem	29
3.3 Soldagem TIG	33
3.3.1 Soldagem por pulsos TIG	35
3.3.2 Gás de Proteção	36
3.4 Outras Técnicas de Soldagem	38
3.4.1 Soldagem a Laser	38
3.4.2 Soldagem por Feixe de Elétrons	43
3.4.3 Soldagem por Resistência	47
4. MATERIAIS E MÉTODOS	52
4.1 Materiais	52

4.2 Metodologia	53
4.2.1 Soldagem TIG: Equipamento e Parâmetros	53
4.2.2 Análise Microestrutural	54
4.2.3 Análise Térmica	55
4.2.4 Análise Termomecânica	55
4.2.5 Ensaios de Dureza	56
4.2.6 Caracterização Mecânica	56
4.2.7 Análise das Superfícies de Fratura	58
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
5.1 Fios NiTi de 0,9mm de diâmetro	59
5.1.1 Análise Macroscópica da Solda	59
5.1.2 Ensaios de Dureza.....	60
5.1.3 Análise Térmica (DSC)	61
5.1.4 Análise Termomecânica (DMA).....	63
5.1.5 Análise Microestrutural	65
5.1.6 Caracterização Mecânica	69
5.1.7 Análise das Superfícies de Fratura	72
5.1 Fios NiTi de 0,4mm de diâmetro	78
5.1.1 Análise Macroscópica da Solda	78
5.1.2 Ensaios de Dureza.....	79
5.1.3 Análise Térmica (DSC)	81
5.1.4 Análise Termomecânica (DMA)	83
5.1.5 Análise Microestrutural.....	83

5.1.6 Caracterização Mecânica	86
5.1.7 Análise das Superfícies de Fratura	87
6. CONSIDERAÇÕES FINAIS	91
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94

1. INTRODUÇÃO

Ligas com efeito de memória de forma (EMF) são consideradas uma classe de materiais inteligentes, usados principalmente como atuadores termomecânicos. A atuação termomecânica corresponde a uma resposta mecânica como resultado de uma entrada térmica (variação de temperatura). A maioria dos materiais metálicos apresenta uma resposta termomecânica simples e convencional, através do coeficiente de expansão térmica. No entanto, as LMF apresentam propriedades únicas pelo fato de passar por uma mudança estrutural, entre duas estruturas cristalinas, durante o processo de aquecimento e resfriamento. Essa mudança de fase pode resultar no fenômeno conhecido por efeito de memória de forma (EMF).

As duas fases estruturais de uma LMF são denominadas martensita e austenita. A austenita, estável em temperaturas mais altas, é chamada de fase matriz, com uma alta simetria, frequentemente de estrutura cristalina cúbica. A martensita é a fase estável em temperaturas mais baixas, com menor simetria, frequentemente de estrutura monoclinica, ortorrômbica ou romboédrica. A martensita de origem térmica, obtida por simples resfriamento a partir da austenita, é uma estrutura de auto acomodação, maclada, formada por diversas variantes orientadas aleatoriamente. Quando a martensita de auto acomodação sofre um carregamento mecânico, ocorre um alinhamento da estrutura martensítica maclada, originando grandes deformações (de 4 a 8 %). Cessando o carregamento, essa deformação residual poderá ser recuperada através de um posterior aquecimento, promovendo a transformação de fase reversa da martensita em austenita, originando o efeito de memória de forma (EMF).

No fenômeno de superelasticidade, a LMF, inicialmente no estado austenítico, sofre um carregamento mecânico que promove o aparecimento de uma estrutura martensítica induzida por tensão, levando à formação de um patamar de deformação que pode atingir valores da ordem de 6 a 8 %. Ao realizar o descarregamento, ocorre o processo inverso, em que a martensita induzida por tensão se transforma completamente em austenita, sem a presença de qualquer deformação residual.

Nas últimas décadas as análises para aplicações de LMF, principalmente aquelas do sistema NiTi, se tornaram cada vez mais específicas, com tendências a estudos sobre micro e nano atuadores visando aplicações em dispositivos médicos e

em microsistemas eletromecânicos (MEMS) (CHANG-JUN et al, 2004; FISCHER et al, 1999). Desta forma os processos de soldagem, principalmente nas escalas micro e nano, se tornaram importantes aliados de maneira a promover a fixação dos mais diversos atuadores em placas de circuito impresso, assim como a união entre atuadores de LMF a materiais convencionais de engenharia, como o aço inox ou ligas de titânio. Com o desenvolvimento da soldagem, existe ainda a possibilidade de obter diversas geometrias de atuadores baseados em LMF, que seriam de difícil fabricação por métodos de processamento convencionais.

Nesse aspecto, uma grande gama de estudos avaliando os efeitos dos mais diversos processos de soldagem evidenciam a importância e os avanços alcançados nesta área, principalmente para as LMF de NiTi. A soldagem a laser têm se mostrado o método mais eficaz devido a alta precisão e reduzida zona termicamente afetada (ZTA), sendo o processo mais estudado, no que diz respeito a união de LMF NiTi. Os trabalhos de Falvo et al (2005), Yan et al (2007), Song et al (2008), Chan et al (2013) e Mirshekari et al (2013) se destacam nessa área.

Outros processos de soldagem também vêm sendo estudados com o objetivo de obter juntas soldadas com melhores propriedades ou visando aplicações específicas. Entre os mais recentes, Yang et al (2014) estudaram o efeito da soldagem por feixe de elétrons sobre a microestrutura e comportamento mecânico em LMF NiTi. Estudos sobre a soldagem por explosão em laminados de NiTi foram realizados por Yan et al (2007) assim como a soldagem por resistência para LMF de NiTi já foi abordada nos trabalhos de Tam et al (2012) e Delobelle et al (2013).

No entanto, a união de LMF de NiTi utilizando o processo TIG, mais simples e barato em comparação com a soldagem laser, é muito pouco estudado, a exemplo dos trabalhos de Ikai et al (1996) e Fox et al (2011). Sendo assim, a motivação deste estudo experimental, voltado para a influência da soldagem TIG sobre as propriedades termomecânicas de fios de LMF NiTi, se deu de maneira avaliar a eficiência deste processo em comparação a outros processos já consolidados pela literatura especializada.

2. OBJETIVOS

2.1 Geral

Realizar um estudo experimental para avaliar os efeitos termomecânicos produzidos pelo processo de soldagem TIG autógeno em fios de NiTi superelásticos dividido em quatro grupos: fios de diâmetros diferentes (0,4 e 0,9 mm) e fios que sofreram ou não tratamentos térmicos a 400 °C (NiTi400 e NiTiA, respectivamente).

2.2 Específicos

- Avaliar a eficiência da soldagem autógena, por pulsos de TIG, em fios de NiTi;
- Identificar mudanças ao nível metalúrgico promovidas pelo processo de soldagem nos fios de NiTi;
- Comparar as propriedades mecânicas (dureza e resistência a tração) entre fios NiTi íntegros e os fios de NiTi soldados;
- Comparar os mecanismos de fratura dos fios de NiTi íntegros com os fios de NiTi soldados.
- Estabelecer um comparativo entre as juntas soldadas de diâmetros diferentes (0,4 e 0,9 mm);
- Estimar a variação das propriedades termomecânicas para os fios NiTi com e sem tratamento térmico a 400°C (NiTi400 e NiTiA, respectivamente).

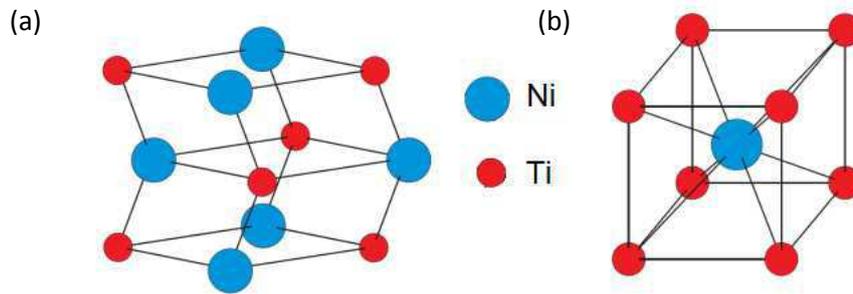
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ligas de NiTi com Memória de Forma

A liga NiTi é um composto intermetálico, que consiste em uma liga equiatômica de níquel e titânio. Ao contrário das ligas convencionais, o NiTi pertence a uma classe de materiais especiais chamados ligas com memória de forma (LMF) e, quando devidamente processadas, exibe comportamentos de superelasticidade e memória de forma. Ele oferece várias vantagens em relação a outras ligas com memória de forma (Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni e Au-Cd), como a baixa anisotropia elástica, alta resistividade elétrica, e boa resistência à corrosão (KAUFFMAN e MAYO, 1997). Desde a sua descoberta, o Nitinol revolucionou muitos projetos tradicionais de engenharia com maior capacidade funcional, como *stents* e atuadores de sistemas eletromecânicos.

Os princípios de superelasticidade e o efeito memória de forma são intimamente ligados a um tipo de transformação de fase no estado sólido, conhecida como transformação martensítica. Austenita é a fase de alta temperatura com uma estrutura de cristal B2 cúbico simples (Figura 1 b) e martensita é a fase de baixa temperatura com uma estrutura cristalina monoclinica B19' (Figura 1 a). Os intervalos de temperatura que envolve as transformações do estado martensítico para austenítico são descritos pela literatura por quatro temperaturas: Início de formação de martensita (M_i), fim da transformação da martensítica (M_f), início de formação da austenita (A_i) e fim da transformação austenítica (A_f). Essas temperaturas podem ser determinadas através de métodos de caracterização como a calorimetria diferencial de varredura (DSC) (OTSUKA & WAYMAN, 1998) . As histereses de magnitudes de 10 ° C a 50 ° C, que correspondem aos intervalos entre as transformações de fase, geralmente estão associadas a forças cisalhantes sofridas durante o movimento das discordâncias através de interfaces e defeitos presentes ao longo da microestrutura (KAUFFMAN e MAYO, 1997). De forma geral, as duas fases do NiTi apresentam propriedades distintas, tanto no módulo de elasticidade, quanto na resistência elétrica ou na condutividade térmica. Essas variações permitem diferenciar materiais austeníticos de materiais martensíticos (DUERIG et al, 1990).

Figura 1 – Microestrutura para a (a) martensita e (b) austenita.

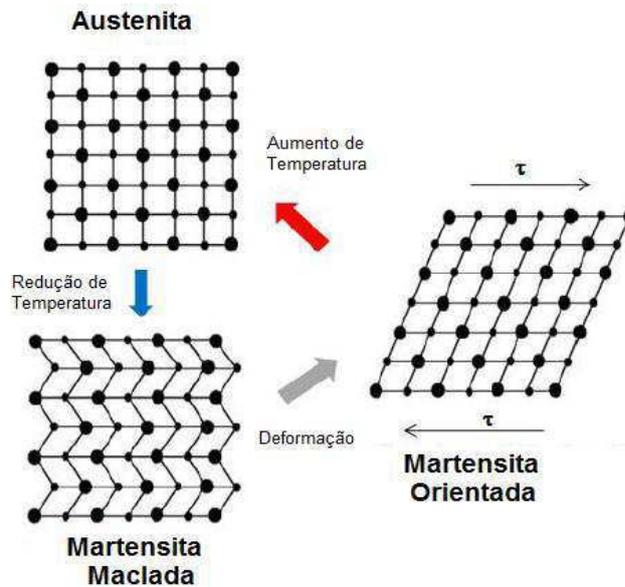


(Fonte: McCORMICK, 2006 – Adaptado)

3.1.1 Efeito de Memória de Forma

Efeito de memória de forma é a capacidade de recuperar a forma original do material após uma deformação plástica aparente, submetendo-o a um processo de aquecimento, o que é ilustrado através da Figura 2.

Figura 2 – Representação cristalográfica do efeito de memória de forma.



(Fonte: RYHÄNEN, 1999 - Adaptado)

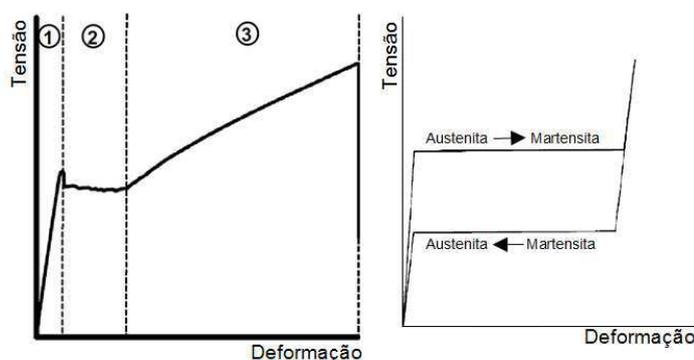
O material inicialmente na fase martensítica não-orientada (maclada) consegue deformar facilmente, quando a tensão aplicada é induzida a uma direção

preferencial (as maclas da matensíta), formando a martensita orientada, retirada a carga aplicada sobre o material, é observada um pequena recuperação elástica, no entanto uma relevante deformação é mantida (deformação residual). A deformação é completamente recuperada após aquecimento em temperaturas acima de A_f quando a martensita se transforma em austenita. A forma inicial recuperada pela austenita é uma estrutura variante única simétrica. Ao submeter a austenita formada a um resfriamento em temperaturas abaixo de M_f , permite que martensita não orientada (maclada) se forme novamente. O efeito de memória de forma pode ser repetido inúmeras vezes enquanto a tensão aplicada é mantida abaixo do limiar em que ocorre a deformação plástica do material (LAGOUDAS, 2008). Esta deformação recuperável é denominada de “deformação pseudoplástica” (ANTUNES, TOSETTI & OTUBO, 2013).

3.1.2 Transformação Induzida por Tensão e Superelasticidade

A transformação martensítica é um processo em que a martensita pode ser estabilizada pela temperatura ou por tensão. Quando a tensão é o agente de estabilização, a martensita formada é denominada martensita induzida por tensão (MIT). A atividade básica é ligeiramente diferente do efeito de memória de forma e pode ser dividido em três regiões, mostrada na Figura 3.

Figura 3 – Curva tensão-deformação para o NiTi austenítico: região (1) correspondente a resposta elástica da austenita seguido por (2) formação da martensita induzida por tensão e (3) deformação plástica da martensita.

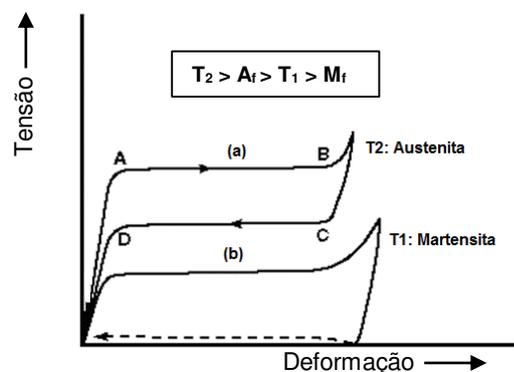


(Fonte: VAN HUMBEECK, 2001 – Adaptado)

Inicialmente a austenita é elasticamente deformada obedecendo a lei de Hooke (1). Ao chegar a uma tensão crítica, a martensita induzida por tensão é progressivamente formada até que fase mãe seja totalmente consumida (2). O patamar é um resultado da transformação da austenita a uma variante de martensita predeterminado pela direção da tensão aplicada. A magnitude da deformação durante a formação da martensita induzida por tensão pode chegar a mais de 8%. Caso ocorresse a subsequente aplicação de tensão resultaria na deformação plástica, e a martensita orientada novamente obedeceria a lei de Hooke (comportamento linear), mas regulada pelo módulo da martensita (3). Após o descarregamento da tensão dentro, da região 2, a transformação inversa (martensita-austenita) ocorre a uma tensão mais baixa, correspondendo a histerese de transformação (VAN HUMBEECK, 2001). Esta resposta mecânica é referida como superelasticidade, o qual descreve o comportamento de deformação recuperável não linear para o NiTi austenítico.

A fase estável à temperatura de trabalho determina qual a propriedade funcional está ativa. Esta dependência da temperatura é mostrada na Figura 4. Em temperaturas abaixo de M_f a fase em que o material se encontra é de martensita maclada, na qual a propriedade funcional predominante é o efeito de memória de forma, enquanto que a superelasticidade é observada apenas em temperaturas acima de A_f (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

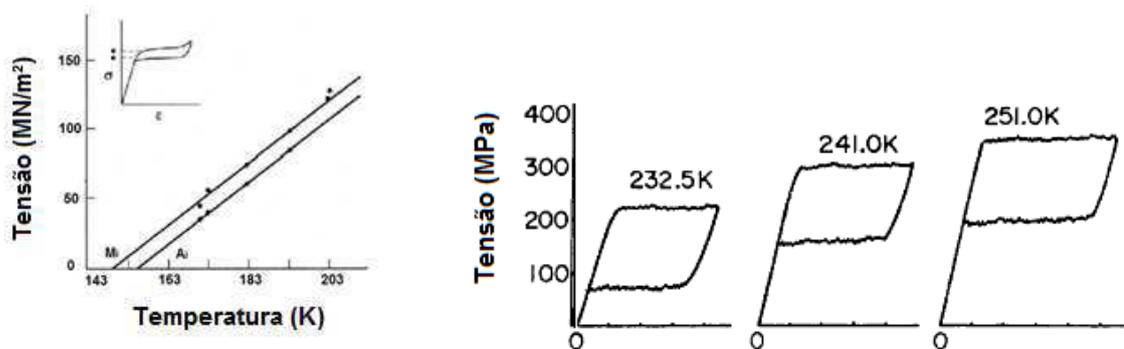
Figura 4 – Curva hipotética de tensão-deformação, para o NiTi, conduzidas em diferentes temperaturas: (a) T_2 acima de A_f e (b) T_1 acima de M_f .



(Fonte: REED-HILL & ABBASCHIAN, 1994)

A Austenita torna-se mais estável a temperaturas mais elevadas, aumentando assim a tensão necessária para produzir a martensita induzida por tensão, como se mostra na Figura 5. Em temperaturas que a transformação é parcialmente concluída, como entre M_i e M_f ou como A_i e A_f , as duas fases irão coexistir. Além disso, a martensita induzida por tensão geralmente ocorre em tensões mais altas do que o efeito de memória de forma da martensita maclada, pois essa estrutura, no NiTi, é muito dúctil do que a austenita. A austenita torna-se mais estável a medida que se aumenta a temperatura.

Figura 5 – Relação entre temperatura e tensão de transformação.



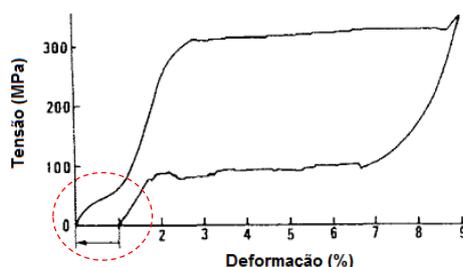
(Fonte: REED-HILL & ABBASCHIAN, 1994; OTSUKA & WAYMAN, 1998)

3.1.3 Fase-R

Ligas de níquel-titânio com memória de forma (LMF) apresentam transformações martensíticas da austenita cúbica (B2) para martensita monoclinica (B19'), como também para fase-R romboédrica. Existem basicamente três maneiras de conseguir a sequencia de transformação $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ (OTSUKA & WAYMAN, 1998) em NiTi: (i) trabalho a frio, (ii) o envelhecimento das ligas com alto teor de Ni e (iii) adição de um elemento ternário como o Fe. A transformação intermediária $B2 \leftrightarrow R$ tem atraído o interesse de cientistas e físicos de materiais desde início de 1970. Verificou-se que as excelentes propriedades funcionais de fadiga associados com transformação $B2 \leftrightarrow R$ são comumente atribuídas a pequenas deformações da transformação ($\sim 1\%$). Tornando-se, portanto, muito atraente para aplicações de atuadores. A Figura 6 mostra um exemplo típico da curva tensão-deformação para

materiais contendo com estrutura de fase-R, em que é possível observar uma deformação residual característica em torno de 1%.

Figura 6 – Curva tensão-deformação para materiais de estrutura fase-R



(Fonte: OTSUKA & WAYMAN, 1998 - Adaptado)

Aplicações de engenharia envolvendo a transformação de fase R foram desenvolvidas de uma maneira semi-empírica. Sendo assim, os comportamentos σ - ϵ -T, correspondentes a transformação B2 \leftrightarrow R permanecem ainda pouco explorados a partir do ponto de vista micromecânica de LMF. Dados experimentais confiáveis sobre o comportamento σ - ϵ -T envolvendo processos de fase-R são escassos na literatura e, conseqüentemente, é dificultada a concepção de novas aplicações de engenharia a partir da transformação de fase R.

Os primeiros estudos sobre ligas de níquel-titânio relataram fenômenos de superelasticidade, memória de forma e a recuperação da tensão associada a transformação B2 \leftrightarrow R (MIYAZAKI & OTSUKA, 1984). Algumas características únicas, como a forte dependência da temperatura com a tensão de transformação ($s = d\sigma/dT = \sim 17$ MPa / K) (MIYAZAKI et al., 1988; TOBUSHI et al., 1994) ou a incomum recuperação da deformação de transformação que ocorre durante aquecimento, devido à variação da estrutura da fase R (aumento do ângulo α da estrutura romboédrica) (MIYAZAKI & WAYMAN, 1987), foram relatadas. Estudos experimentais mensurando a dependência da temperatura e orientação para as tensões de transformação B2 \leftrightarrow R em NiTi (MIYAZAKI et al., 1988) confirmaram resultados de cálculos para tensões de transformação com base na dependência da temperatura referente a distorção α na estrutura romboédrica. No entanto, existem ainda alguns fenômenos inexplorados, referentes a essa transformação, que merecem maior atenção em estudos. Em particular, pouco se sabe sobre as

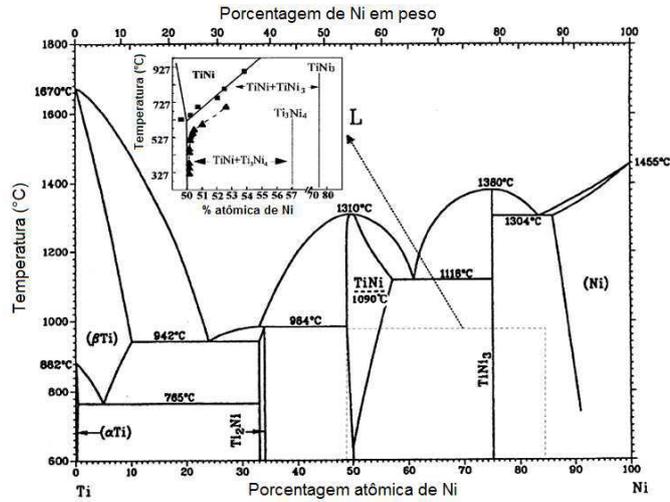
consequências da variação contínua de distorções na estrutura da fase R e assim identificar as respostas termomecânicas do NiTi.

A transformação de fase R, normalmente aparece como fase intermédia, na maioria dos fios de NiTi recozidos a frio (ou tratados termicamente) disponíveis comercialmente (MILLER & LAGOUDAS, 2001). Estudos realizado por Yan et al (2005) mostraram que tratamentos térmicos realizados entre 400-500°C podem induzir a formação de precipitados de Ti_3Ni_4 que por consequência pode induzir a formação de fase-R em temperatura ambiente. A deformação relacionada a transformação correspondente a fase-R pode afetar diretamente na resposta termomecânica de fios de NiTi (HUANG & LIU, 2001). Este fato, apesar de fundamental para a concepção de aplicações de engenharia do NiTi, muitas vezes parece ser negligenciado em estudos mecânicos de comportamentos de NiTi na literatura.

3.1.4 Diagrama de Fases do NiTi

A Figura 6 mostra o diagrama de fases da liga NiTi. O NiTi é um composto intermetálico não estequiométrico, tipicamente categorizadas como rico em níquel ou rico em titânio. A liga de NiTi é delimitada por fases Ti_2Ni e $TiNi_3$, mas estudos revelaram a existência de outros compostos intermetálicos metaestáveis Ti_3Ni_4 e Ti_2Ni_3 para ligas ricas em níquel quando submetidas a tratamentos térmicos de curta duração em temperaturas intermediárias (300-600°C) (FRICK et al, 2005; OTSUKA & REN, 2005). O limite de solubilidade no lado rico em titânio é quase vertical para uma composição de cerca de 50% at. de níquel, enquanto que no lado rico em níquel, a solubilidade de níquel aumenta rapidamente com a elevação da temperatura a partir de aproximadamente 500°C. Esta solubilidade superior permite diferentes teores de Ni na formação das mais variadas soluções sólidas de NiTi (OTSUKA & REN, 2005). A Figura 7 mostra a representação do diagrama de fases do NiTi.

Figura 7 – Diagrama de fases da liga Ni-Ti.



(Fonte: MASSALSKI et al, 1990 – Adaptado)

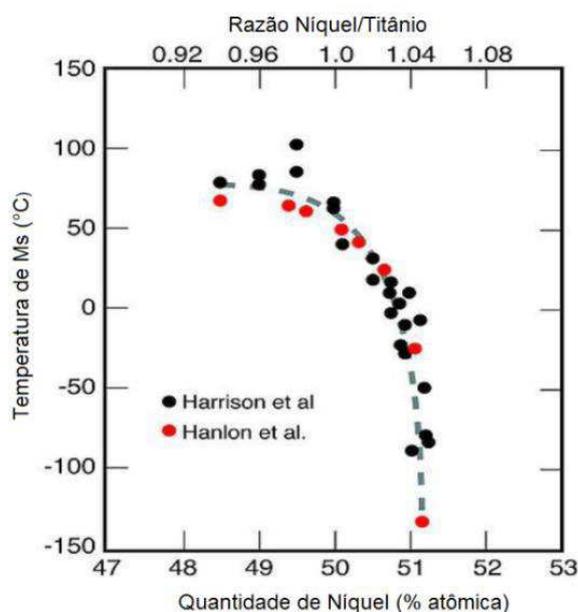
3.1.5 Temperaturas de Transformação de Fase no NiTi

As variações nas temperaturas de transformação de fase em ligas de NiTi estão relacionadas aos mais diversos fatores, entre eles, a composição química e o processamento termomecânico são os mais importantes. Para NiTi em estado de solução sólida, o aumento da quantidade de níquel na composição química da liga promove reduções nas temperaturas de transformação de fases da mesma. A Figura 8 mostra a dependência das temperaturas de transformação de fases em relação a quantidade Ni na liga. Em ligas ricas em titânio, há uma menor sensibilidade à mudança da composição química, devido à incapacidade para dissolver o excesso de Ti. Em contraste, no lado rico em níquel, a temperatura M_i pode mudar de 50°C a -150°C dentro de uma variação química de apenas 1 at. % de níquel (OTUBO et al, 2006).

O processamento termomecânico é uma forma eficaz para modificar os comportamentos de transformação de fase da liga NiTi, que consiste em uma técnica frequentemente utilizada para alcançar melhores propriedades mecânicas. Processamentos realizados a frio promovem melhores propriedades mecânicas e durabilidade ao material, mas também podem destruir ou minimizar o efeito de memória de forma e superelasticidade através de deslocamentos atômicos aleatórios que dificultariam a mobilidade nos limites individuais ao nível microestrutural do material. O processamento a frio pode deformar

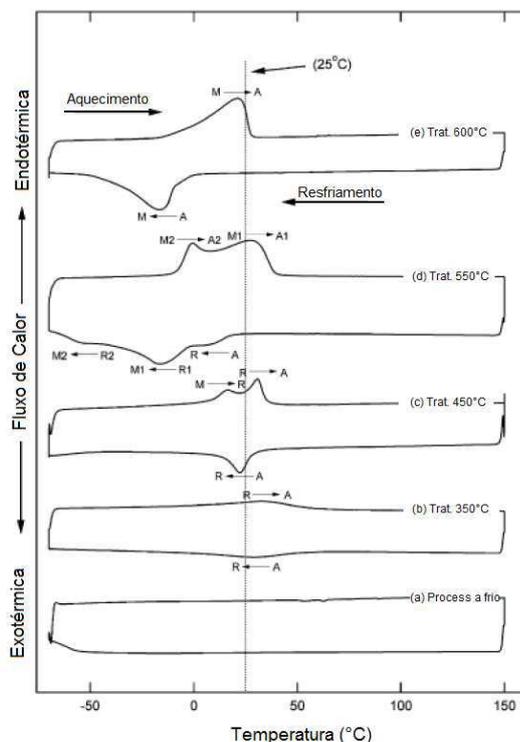
permanentemente a estrutura martensítica orientada, reduzindo o calor latente de transformação e ampliando os intervalos de temperaturas em que ocorre as transformações de fases (KHAN et al, 2009; FRICK et al, 2005; OTSUKA & REN, 2005). Portanto, o processamento a frio é geralmente associado ao tratamento térmico, de modo a aumentar a dureza, bem como para "restaurar" o efeito memória, removendo um pouco da tensão na rede cristalina. No entanto, tratamentos térmicos em diferentes durações e variadas temperaturas podem induzir a precipitação de Ti_2Ni no lado rico em titânio, e Ti_3Ni_4 , Ti_2Ni_3 e $TiNi_3$ no lado rico em níquel. A precipitação destes tipos de compostos intermetálicos pode modificar a composição química, que altera de forma eficaz as temperaturas de transformação de fases (FRICK et al, 2005). Além disso, a presença destes precipitados podem induzir ao aparecimento de uma fase martensítica intermediária, referida como fase R, que também pode ser induzida após um processo de envelhecimento (KHAN et al, 2009; FRICK et al, 2005; OTSUKA & REN, 2005). A Figura 9 retrata os comportamentos de transformação de fase do NiTi, que pode ser significativamente alterado por meio de diferentes tratamentos termomecânicos.

Figura 8 – Dependência da temperatura de transformação de M_s em relação a quantidade (% atômica) de níquel na liga.



(Fonte: DUERIG et al, 1999)

Figura 9 – Curvas de DSC para o NiTi comparando as respostas obtidas para as transformações de fases no material processado a frio e em diferentes temperaturas de tratamentos térmicos.



(Fonte: FRICK et al, 2005 – Adaptado)

3.2 Fundamentos do Processo de Soldagem

No seu âmbito mais amplo, a soldagem é um processo em que materiais da mesma espécie ou classe são unidos formando uma junta (tornando um só), estabelecendo ligações químicas, sob a ação combinada de calor e pressão (MESSLER, 1999). Os dicionários comuns tendem a estreitar um pouco a definição, como tipificado na definição dada pelo *The American Heritage Dictionary* (MIFFLIN, 1985): “União de metais através da aplicação de calor, por vezes, submetidos a pressão e, na maioria dos casos, utilizando um metal de enchimento de elevado ponto de fusão”. A definição encontrada na norma ISO R 857-1 (1998) considera: "Operação de modo a 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 enchimento com temperatura de fusão semelhante a do metal que se deseja unir”.

Assim como todos os processos de união, a soldagem oferece várias vantagens, mas também algumas desvantagens. A vantagem mais significativa de soldagem é, sem dúvida, integridade estrutural excepcional, produzindo juntas de elevada eficiência. A resistência mecânica das juntas soldadas de forma contínua (de corpo inteiro, sem áreas saltadas intencionais) pode, facilmente, ultrapassar a resistência do material de base. Isso é possível através da correta seleção do projeto conjunto que proporciona maior área da secção transversal quando comparado aos elementos de junta adjacentes e/ou o fato do material de enchimento apresentar maior resistência mecânica que material de base. Outra vantagem da soldagem é grande variedade de processos e métodos que podem ser escolhidos o que proporciona uma ampla variedade de materiais que podem ser unidos. Quase todos os metais e ligas, muitos polímeros (termoplásticos), a maioria dos vidros, e algumas cerâmicas podem ser soldadas, com ou sem material de enchimento auxiliar (MESSLER, 1999). Tabela 1 mostra as principais vantagens e desvantagens do processo de soldagem

Tabela 1 – Vantagens e desvantagens do processo de união por soldagem.

Vantagens	Desvantagens
<ol style="list-style-type: none"> 1. Juntas de excepcional integridade estrutural e eficiência. 2. Grande variedade de processos de soldagem. 3. Aplicável a uma grande gama de materiais. 4. Pode ser operado de forma automática ou manual. 5. Pode ser utilizado em ambiente fabril ou em campo. 6. Juntas que evitam o vazamento de fluídos. 	<ol style="list-style-type: none"> 1. Impossibilidade de desmontar a junta sem a destruição da peça. 2. Calor da soldagem pode degradar as propriedades do material de base. 3. Entrada de calor desbalanceada leva a tensões residuais e distorções. 4. Requer considerável habilidade do operador na manipulação do processo. 5. Pode apresentar elevado custo como a soldagem for feixe de elétrons ou a soldagem a laser.

Fonte: MESSLER, 1999.

Talvez a grande desvantagem de muitos processos de soldagem, em que há a exigência de calor, esta no fato de promover modificações na microestrutura do material base podendo degradar propriedades intrínsecas deste material. A entrada de calor desbalanceada também pode levar a distorções estruturais ou à introdução

de tensões residuais que podem ser problemáticas sob vários pontos de vista (MESSLER, 1999).

Após realizada a soldagem é possível distinguir, com base nos aspectos metalúrgicos, três regiões com diferentes características: (i) o metal de solda (MS), resultante da área do metal de base fundida somada ao metal de enchimento fundido (em caso de soldagem autógena existe somente o metal de base fundido); (ii) a zona termicamente afetada (ZTA), que consiste a uma região adjacente ao metal de base que sofreu alterações microestruturais e nas suas propriedades; e (iii) o metal de base (MB), correspondente as demais regiões da peça de trabalho que permaneceram intactas, ou seja, não sofreram modificações a níveis metalúrgicos.

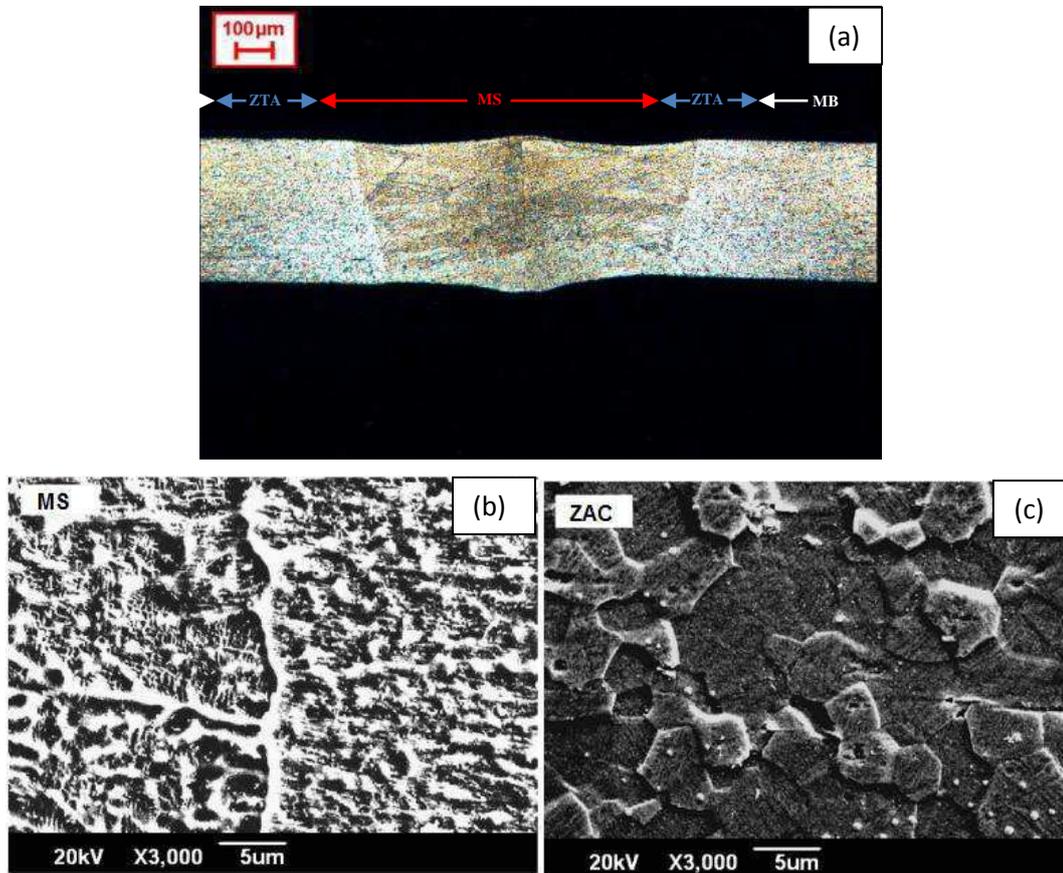
Alguns processos de soldagens podem atingir temperaturas muito altas, isso implica que ao longo da junta soldada, formada pelo metal de solda e pela zona termicamente afetada, ocorrerão altas variações no gradiente de temperatura e conseqüentemente na taxa de resfriamento, podendo formar diferentes fases com tamanhos de grão variados.

A evolução dos processos de soldagem possibilitou a fabricação de juntas com melhores propriedades e com menores dimensões de ZTA e MS.

O uso da soldagem em ligas com memória de forma visa aplicações específicas como o uso em dispositivos médicos-ortodônticos e em microssistemas eletromecânicos (MEMS). O processo de soldagem a laser se mostra o mais indicado para essas aplicações, pois garante elevada precisão mesmo em atuadores de dimensões micro e nanométricas

Em estudos microestruturais realizados em juntas soldadas de fios de NiTi com memória de forma (CHAN et al, 2013; MIRSHEKARI et al, 2013 e YAN et al, 2014) observaram que o metal de solda (MS) é constituído por estrutura colunar dendrítica devido a rápida solidificação e a taxa de resfriamento constitucional na interface sólido/líquido durante o processo de soldagem (laser e feixe de elétrons), já a microestrutura na zona termicamente afetada (ZTA) exibe uma estrutura grosseira de grãos equiaxiais, devido ao efeito de recristalização e crescimento de grão. A Figura 10 mostra as diferentes regiões de uma junta soldada da liga Ni-Ti em um estudo realizado por Chan et al (2013).

Figura 10 – Microestrutura para a junta soldada de NiTi com memória de forma: (a) Microscopia ótica da junta soldada dividida em metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB); (b) Ampliação para o metal de solda (MS) e (c) ampliação para a zona termicamente afetada (ZTA).



(Fonte: CHAN et al, 2013)

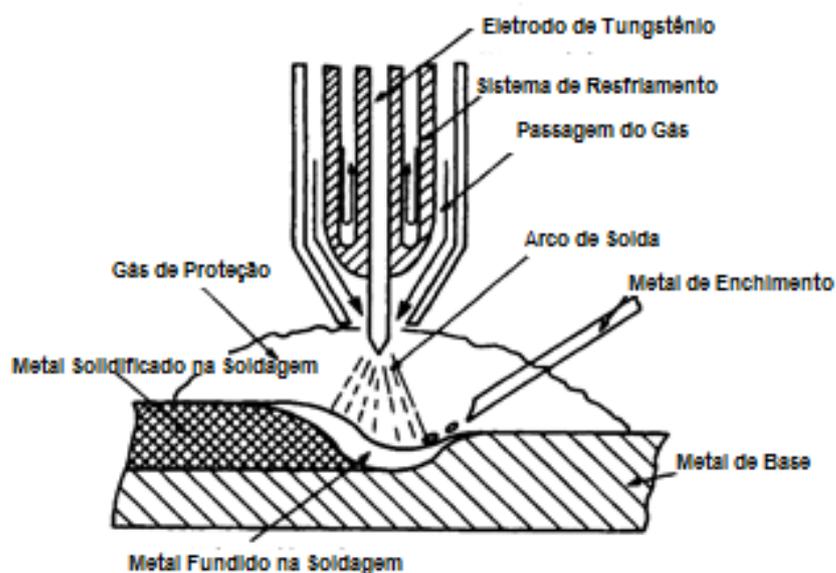
A microsoldagem a laser corresponde a uma elevada parcela dos estudos realizados atualmente na área de união de ligas com memória de forma, no entanto é necessário caracterizar primeiramente o que seria microsoldagem, macro soldagem e suas demais designações. Mesmo o termo microsoldagem sendo bastante popular na literatura, é muito vagamente definido e, muitas vezes mal empregado. Um primeiro critério na definição de microsoldagem poderia basear-se nas dimensões das peças a serem unidas. Por exemplo, a montagem das peças com uma dimensão característica de espessura da chapa ou diâmetro de fios de até 100 μm, pode ser chamada de micro soldagem. Sendo assim, a soldagem por métodos convencionais de materiais podem se dividir em microsoldagem e macro soldagem, onde a macro soldagem seria a união de peças com espessura ou

diâmetro acima de 100 μm . Da mesma forma, seria também possível definir processos menos convencionais como a nano soldagem.

3.3 Soldagem TIG

A soldagem ao arco elétrico TIG (*tungsten-inert gas*) é aquela a qual utiliza um eletrodo de tungstênio permanente (não consumível) para criar uma poça de fusão e obter a união de uma determinada peça. O eletrodo é protegido por uma atmosfera de gás inerte, tal como argônio ou hélio (ou uma mistura dos dois), de modo a evitar a degradação do eletrodo e a formação de óxidos na poça de fusão (O'BRIEN, 1991). A Figura 11 mostra o esquema da soldagem TIG.

Figura 11 – Esquema para a soldagem TIG



(Fonte: O'BRIEN, 1991 – Adaptado)

O processo de soldagem TIG pode ser realizado com ou sem material de enchimento (autógena). Quando nenhum enchimento é empregado, as juntas devem ser pouco espessas, com superfícies de topo polidas e livres de oxidação ou outro tipo de contaminante.

O processo de soldagem TIG pode ser operado em diferentes modos: corrente contínua (CC), com o eletrodo negativo (-) ou positivo (+) ou corrente

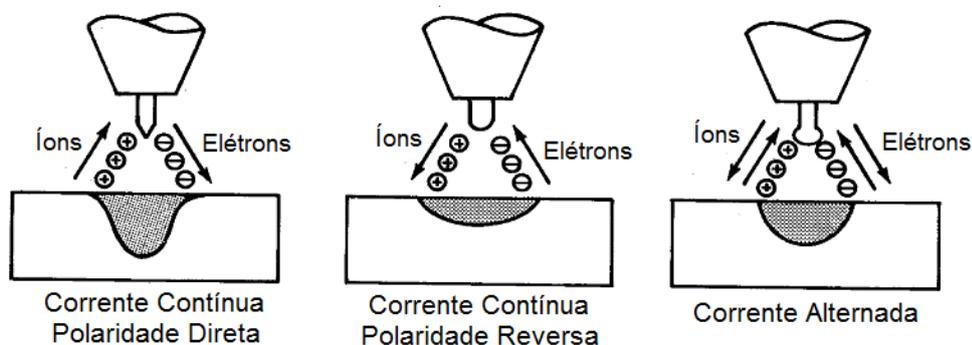
alternada (CA). Estas variadas opções de correntes elétricas podem resultar em características distintas no comportamento do arco elétrico durante a soldagem.

Quando a peça de trabalho a qual se deseja soldar é ligada ao terminal positivo (+) de uma fonte de alimentação de corrente contínua, e o eletrodo é respectivamente ligado ao terminal negativo (-), ocorre a polaridade direta. Enquanto que, quando a peça de trabalho está ligada ao terminal negativo (-) de fonte de alimentação de corrente contínua, de modo que o eletrodo fique ligado ao terminal positivo (+), a operação é chamada como polaridade inversa. Na polaridade direta, os elétrons, acelerados a velocidades muito altas e energias cinéticas elevadas, são emitidos do eletrodo de tungstênio, através do arco elétrico, até a peça de trabalho, na qual eles colidem dissipando sua energia cinética, de maneira a gerar um calor considerável da peça de trabalho. Conseqüentemente, a ligação de polaridade direta resulta em soldas estreitas de penetração profunda. A elevada entrada de calor na peça de trabalho pode, ou não ser desejável, dependendo de fatores como: a penetração da solda, largura da solda, a massa da peça de trabalho, a condutibilidade térmica, e preocupações com as distorções ou tensões residuais.

Na polaridade inversa, por outro lado, o efeito de aquecimento provocado pela passagem e colisão dos elétrons é localizado no eletrodo. Conseqüentemente, sistemas de arrefecimento são necessários no compartimento que envolve o eletrodo. Este modo de funcionamento é recomendado, quando se deseja produzir soldaduras superficiais, e a entrada de calor na peça de trabalho pode ser mantida baixa. A ligação de polaridade reversa também é indicada para soldagens de seções finas ou metais e ligas que oxidam facilmente ou são sensíveis ao calor.

Há ainda um terceiro modo empregando: corrente alternada (CA). O modo CA tende a resultar em algumas características de ambos os tipos de ligação para CC durante os correspondentes meios ciclos. A alternância entre as polaridades direta e inversa, produz juntas soldadas com propriedades intermediárias entre os modos de operação de corrente contínua. A Figura 12 mostra os diferentes aspectos resultantes dos modos de soldagem possíveis para o processo TIG. No modo de CA, é obtida boa penetração, juntamente com ações de reduzidas camadas óxido resultantes do processo de soldagem.

Figura 12 – Esquema para os modos de operação permitidos para o processo de soldagem TIG



(Fonte: O'BRIEN, 1991)

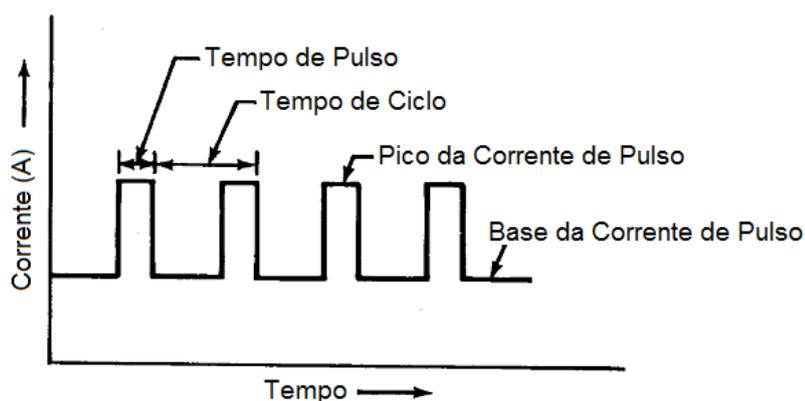
3.3.1 Soldagem por Pulsos TIG

A soldagem por pulsos de TIG foi desenvolvida em 1950 e consiste num tipo de soldagem TIG que envolve a ciclagem da corrente elétrica a partir de um valor elevado até um valor reduzido utilizando uma frequência regular selecionada. O valor elevado da corrente de pico é geralmente selecionado para promover penetração adequada e controle do comprimento da junta soldada, enquanto o valor reduzido da corrente é fixado com o objetivo de manter maior estabilidade no arco elétrico (STREET, 1990).

Esse mecanismo apresenta uma série de vantagens quando comparado ao TIG convencional, pois permite fornecer energia de maneira eficiente para fundir um local de dimensões controladas em um curto período de tempo, produzindo uma junta de relevantes propriedades mecânicas, limitando o desperdício de calor e reduzindo as dimensões da zona termicamente afetada (ZTA). A técnica já garantiu um nicho para si em aplicações específicas, tais como na soldagem de passes de raiz em tubos, e na soldagem de chapas finas, onde é preciso extremo controle sobre a penetração da solda e taxas de resfriamento de maneira a proporcionar melhores propriedades termomecânicas a junta soldada (LUCAS, 1990). Extensas pesquisas têm sido realizadas utilizando este processo e relatando vantagens que incluem maiores tolerância a variações de dissipação de calor e redução de tensões residuais e distorções. Como vantagens metalúrgicas, de acordo com relatos evidenciados na literatura, a soldagem com corrente pulsada pode promover

refinamento do tamanho de grão no metal de solda, redução do comprimento da ZTA e controle de segregação (O'BRIEN, 1991). Todos estes fatores somados convergem de maneira a promover melhoria das propriedades mecânicas da junta soldada. A Figura 13 mostra a representação do perfil de pulsos para soldagem por pulsos de TIG.

Figura 13 – Perfil de pulsos para a soldagem por pulsos de TIG



(Fonte: O'BRIEN, 1991 – Adaptado)

3.3.2 Gás de Proteção

O gás de proteção é direcionado pela tocha para o arco e a poça de soldagem de modo a proteger o eletrodo e o metal da poça de fusão da atmosfera contaminante. O gás de proteção também pode ser utilizado como gás de purga de modo a proteger contra oxidações das superfícies do material que se deseja soldar. Em alguns tipos de materiais o gás de purga pode reduzir trincas na raiz da solda e porosidade na junta soldada.

O argônio e o hélio ou a mistura dos dois são os gases inertes de uso mais comum como gás de proteção. Misturas de argônio-hidrogênio também podem ser utilizadas em aplicações especiais.

O argônio (Ar) é um gás inerte monoatômico de peso molecular igual a 40, que é obtido da atmosfera através de processos de separação do ar liquefeito. O argônio utilizado na soldagem deve ser refinado com no mínimo 99,95% de pureza, essa quantidade é aceitável para a soldagem TIG da maioria dos metais, exceto para metais muito reativos e refratários, os quais devem ser soldados utilizando o

argônio com pureza de no mínimo 99,997%. A Tabela 2 mostra as recomendações gerais para os tipos de corrente, eletrodos de tungstênio e gás de proteção para a soldagem TIG de diferentes metais.

Tabela 2 – Recomendações para os tipos de corrente, eletrodos de tungstênio e gás de proteção para a soldagem TIG de diferentes metais.

Tipo de Metal	Tipo de Corrente	Eletrodo*	Gás de Proteção
Alumínio	Corrente Alternada	Puro ou Zircônio	Argônio ou Argônio-Hélio
Cobre, Ligas de Cobre	Corrente Contínua Polaridade Direta	Tório	Hélio
Ligas de Magnésio	Corrente Alternada	Puro ou Zircônio	Argônio
Níquel, Ligas de Níquel	Corrente Contínua Polaridade Direta	Tório	Argônio
Aço Inox	Corrente Contínua Polaridade Direta	Tório	Argônio ou Argônio-Hélio
Titânio	Corrente Contínua Polaridade Direta	Tório	Argônio

* Os tipos de eletrodos podem ser de tungstênio puro, ligado com zircônio ou com tório .

(Fonte: O'BRIEN, 1991 – Adaptado)

O argônio é mais amplamente utilizado como gás de proteção quando comparado ao hélio, isso ocorre devido as seguintes vantagens:

- (1) Forma arco mais estável;
- (2) Penetração do arco reduzida;
- (3) Ação de limpeza na soldagem de metais como alumínio e magnésio;
- (4) Baixo custo e de fácil disponibilidade;
- (5) Baixos níveis de fluxo para um boa proteção do arco;
- (6) Facilidade de manipulação ao iniciar o arco.

A penetração reduzida (2) promovida pelo argônio é particularmente importante quando se deseja soldar manualmente materiais de pouco espessos.

O hélio (He) é um gás inerte monoatômico de baixo peso molecular (4), que é obtido por processos de separação do gás natural. O hélio utilizado na soldagem deve ser refinado a no mínimo 99,99% de pureza.

Para valores semelhantes de corrente de soldagem e comprimento do arco, o gás hélio transfere mais calor durante a soldagem quando comparado ao argônio. O maior aporte térmico produzido pelo arco de hélio é uma vantagem explorada na soldagem de metais de alta condutividade térmica e para produzir um aumento relevante da velocidade de soldagem.

3.4 Outras Técnicas de Soldagem

3.4.1 Soldagem a Laser

Em 1974, o laser de CO₂ foi aplicado pela primeira vez pela CE Bohman na soldagem de interligações microeletrônica e o primeiro sistema de soldagem a laser comercialmente disponível surgiu em 1976 (BOHMAN, 1974; KAJUWA, 1982). Desde então, os estudos sobre tecnologia de equipamentos de soldagem a laser tem se desenvolvido rapidamente. A crescente tendência da diminuição do tamanho dos componentes eletrônicos tem como consequência uma redução correspondente dos tamanhos das interligações. A tecnologia de solda a laser se torna então economicamente viável e de valor especial para a soldagem de micro dispositivos. O método de soldagem a laser tem vantagens distintas sobre métodos de soldagens convencionais, os principais podem ser observados na listagem abaixo:

1. Aquecimento mais localizado. O feixe de laser é dirigido com precisão para o local de solda desejada. Esta entrada de calor confinado localmente reduz danos térmicos para os materiais circundantes, especialmente para o componentes sensíveis ao calor.

2. Juntas de solda confiável. O relativamente pequeno aumento da temperatura do substrato reduz tensões residuais e a rápida fusão e resfriamento da solda resulta em uma microestrutura fina, que pode melhorar a vida em fadiga das juntas de solda.

3. Parâmetros de processo precisos e controláveis. Os parâmetros do processo podem ser controlados com precisão de acordo com os diferentes tipos de componente para atingir qualidade conjunta uniforme. Uma vez programado, o sistema de soldagem a laser pode fornecer resultados reproduzíveis para escalas industriais.

4. Flexível e fácil de automatizar. O processo de soldagem a laser pode ser controlado em tempo real, e é possível selecionar vários comprimentos de onda do feixe de laser, além da fonte de laser mais adequada: laser Nd:YAG e laser de fibra ótica, dependendo dos materiais que se deseja soldar. A combinação da automação e soldagem a laser resulta em uma alta velocidade de soldagem e eficiência do processo, especialmente para sistemas laser de fibra ótica.

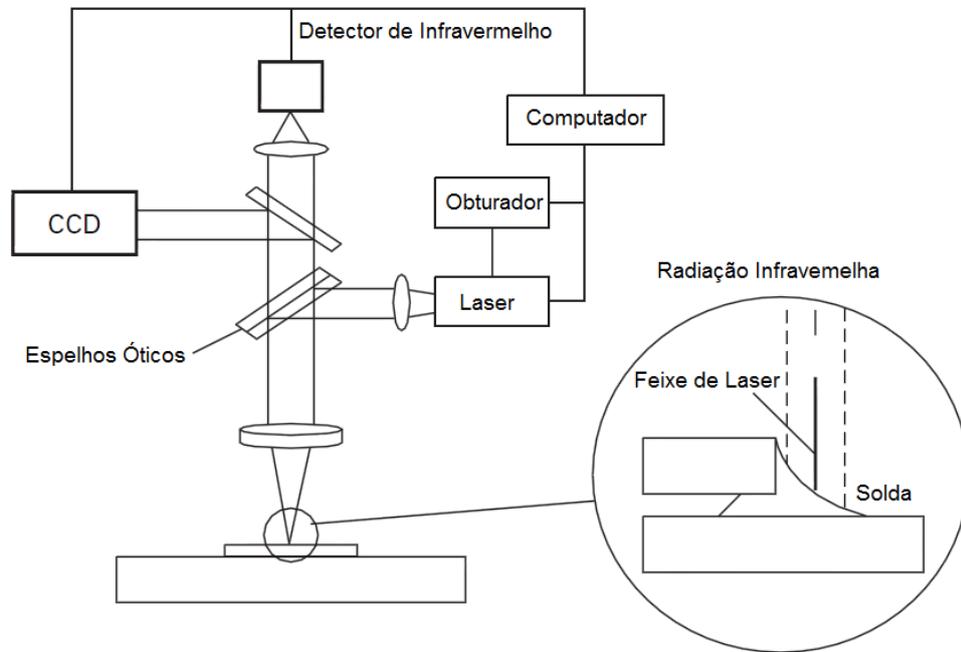
Tipicamente, as seguintes tecnologias de laser são usadas na soldagem a laser: (a) Laser de CO₂, (b) Laser Nd:YAG e (c) Lasers de fibra ótica.

O Laser Nd: YAG possui vantagens sobre o laser de CO₂ devido ao fato do substrato dos materiais de placas de circuito eletrônicos absorverem menos energia do laser de Nd:YAG com um comprimento de onda de 1,06 μm do que a do laser de CO₂ com comprimento de onda de 10,6 μm, e além disso, o metal de solda pode absorver mais energia do laser do laser Nd:YAG quando comparado com o CO₂. Portanto, o laser Nd:YAG pode proporcionar uma elevada eficiência de aquecimento sem danos do calor para o substrato dos materiais. Além disso, o feixe de laser do Nd:YAG pode ser conduzido por fibra ótica, o que o torna mais flexível a orientação do feixe para a junta de solda, já o laser de CO₂, não pode ser conduzido por fibra ótica devido ao seu elevado comprimento de onda (10,6 μm) (ZHOU, 2008).

O Laser de fibra ótica pode apresentar um comprimento de onda de até cerca 0,8 μm o que torna, cada vez mais, uma opção atraente para solda seletiva em microeletrônica, devido ao fato de o comprimento de onda da energia produzida ser altamente absorvida pelos metais utilizados na solda, no entanto são menos absorvidos por materiais que constituem as placas de circuito comumente utilizados em eletrônica. Estes lasers também oferecem alta eficiência de conversão elétrica e eficiente condução de energia por fibra ótica.

Figura 14 mostra um desenho esquemático de um sistema de solda a laser Nd:YAG com detector de infra-vermelho para o controle de processo. O laser YAG em 1,06μm é um espectro de infra-vermelho invisível ao olho humano. O HeNe visível a 0,63μm é então acoplado com o laser YAG para mostrar o caminho do laser durante a programação. O laser de HeNe está posicionado no mesmo trajeto óptico como o laser YAG de modo que o YAG seguirá o caminho exato do laser visível (ZHOU, 2008).

Figura 14 – Esquema do processo de soldagem laser Nd:YAG.



(Fonte: ZHOU, 2008 – Adaptado)

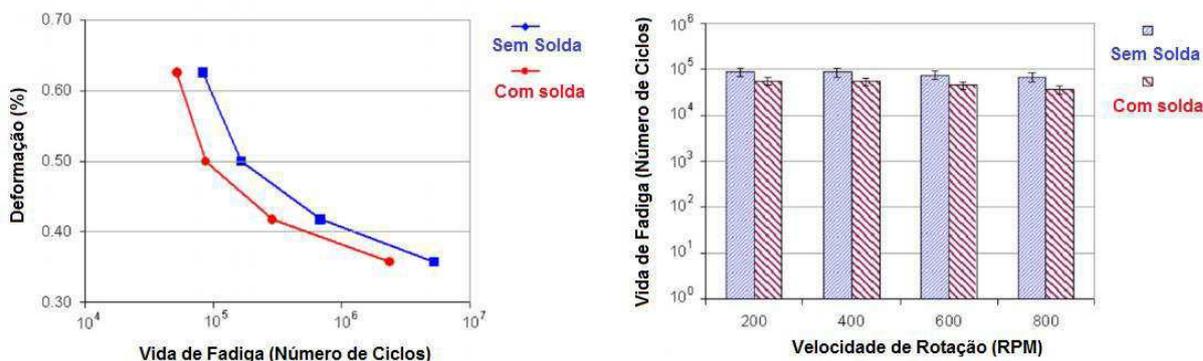
A câmara CCD é usada para a observação de alinhamento do laser e o local de solda desejado como também para a inspeção do processo de solda a laser. A potência de saída do laser é controlado por um computador programado para fornecer a quantidade de energia necessária para a soldagem. Os espelhos óticos especialmente concebidos têm múltiplas funções, incluindo (i) reflexo do laser Nd:YAG (comprimento de onda de $1,06 \mu\text{m}$) concentrar totalmente o local exato da solda, (ii) foco de sinal de radiação infravermelha (comprimento de onda de $3\sim 81 \mu\text{m}$) causada pelo aumento da temperatura da junta de solda no detector de infravermelhos, e (iii) bloquear a reflexão do laser Nd:YAG na superfície da junta soldada (ZHOU, 2008).

A história da micro soldagem a laser tem suas raízes na história do própria soldagem a laser. Nos primeiros usos da tecnologia laser, o feixe de energia disponível era bastante limitado. A fim de realizar fusão, bons focos óticos e ondas pulsadas são necessários para atingir a intensidade do laser adequado. Sendo assim, é possível afirmar que, com apenas uma pequena quantidade de energia, a aplicação do laser em micro soldagem é uma alternativa bastante eficaz. Algumas

aplicações recorrente incluíam: soldagem ponto de pequenos termopares, e o fecho hermético de pequenas bombas. Outras referências citavam atividades semelhantes envolvendo a união de filmes finos, unindo fitas e fios de pequenos diâmetros, além da soldagem de interconexões elétricas para transistores de vidro. Estas aplicações pioneiras e características únicas deste tipo de soldagem são responsáveis pela atenção da indústria para com esse tipo de tecnologia: a capacidade de realizar uma fusão com pequena zona termicamente afetada e capacidade de unir estruturas de dimensões mínimas, sem a necessidade de contato físico do operador e a peça a ser soldada.

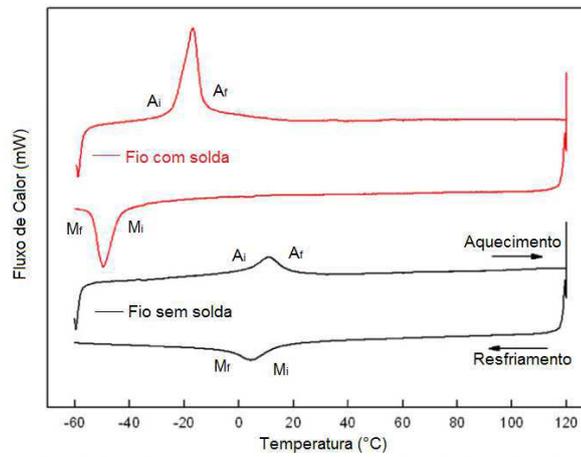
Trabalhos científicos utilizando a soldagem a laser para ligas com memória de forma evidenciam os métodos de soldagem a laser Nd:YAG e fibra ótica. Dentre os principais trabalhos relevantes nesta área, um estudo realizado por Chan et al (2013) mostrou que a soldagem a laser de fibra ótica para fios superelásticos de NiTi (55,91% at. de Ni) 0,5 mm de diâmetro foi bastante eficiente, visto que a resistência a fadiga por flexão rotativa foi semelhante para os fios íntegros e os fios com solda (Figura 15). Além disso, o autor também observou que o processo de soldagem a laser promoveu mudanças metalúrgicas nos fios de NiTi de modo a diminuir as temperaturas de transformações de fase em curvas de DSC, como pode ser observado na Figura 16.

Figura 15 – Comparação de resistência a fadiga para fios de NiTi sem solda e com solda



(Fonte: CHAN et al, 2013 - Adaptado)

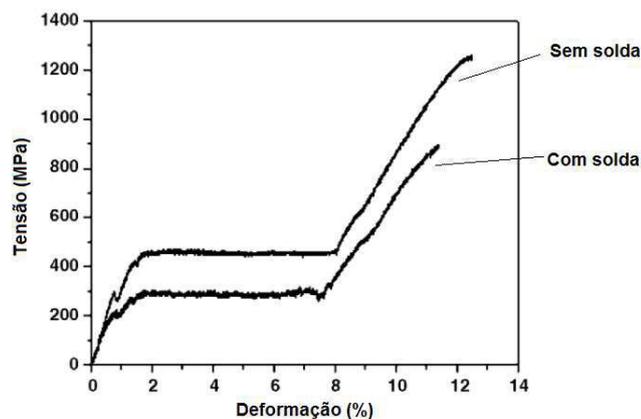
Figura 16 – Curvas de DSC para fios de NiTi sem solda e com solda.



(Fonte: CHAN et al, 2013 - Adaptado)

Em um trabalho realizado por Yan et al (2006) com fios de NiTi (50,6 % at. de Ni) de 0,5 milímetros de diâmetro foram realizados ensaios de tensão-deformação até o limite de ruptura de maneira a comparar a eficiência do processo de soldagem a laser Nd:YAG. Ao observar a Figura 17 é possível constatar que os fios com solda suportaram tensões máximas de até 880 MPa, valor corresponde a 70% da tensão suportada pelos fios íntegros (sem solda), enquanto que o patamar de tensão para a formação da martensita induzida por tensão foi de aproximadamente 455 MPa para o fio sem solda e 288 MPa para o fio com solda.

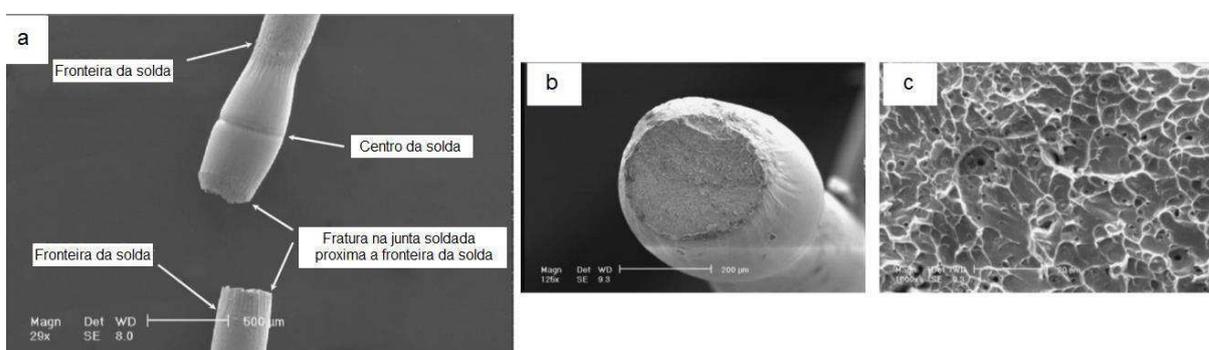
Figura 17 – Curva de tensão-deformação para fios de NiTi sem solda e com solda (soldagem por laser Nd:YAG).



(Fonte: YAN et al, 2006 – Adaptado)

Analisando o perfil de fratura e as superfícies de fratura em fios superelásticos de NiTi (55% at. de Ni) de 0,36 mm de diâmetro soldados a laser Nd:YAG, Mirshekari et al (2013) constatou que a fratura em fios com solda ocorre predominantemente na região próxima ao limite da junta soldada, de superfície de fratura dúctil caracterizada pela presença de microcavidades (Figura 18).

Figura 18 – Perfil de fratura para fios de NiTi soldados a laser. (a) Detalhe da região que ocorre a fratura da junta soldada; (b) superfície de fratura para o fio NiTi soldado e (c) aumento da superfície de fratura destacando as microcavidades.



(Fonte: YAN et al, 2006 – Adaptado)

3.4.2 Soldagem por Feixe de Elétrons

A tecnologia de soldagem por feixe de elétrons é baseada na descarga de elétrons acelerados por uma alta tensão, adequadamente focado e dirigido com precisão, que pode ser utilizado como uma ferramenta para o tratamento térmico de materiais, como também para operações de soldagem. Atualmente, a soldagem por feixe de elétrons está firmemente consolidada em muitas indústrias e é geralmente aceito por sua confiabilidade e eficiência. A gama de aplicações desse tipo de soldagem compreende desde união de chapas finas de espessuras de apenas alguns micrômetros até a soldagem de placas com profundidades de solda da ordem de 150 mm em aço ligas e de 300 mm de ligas de alumínio. Além disso, quase todos os materiais condutores de eletricidade são soldáveis por esse método, e ainda existe a possibilidade de combinações de materiais através da soldagem de dissimilares. A densidade de potência elevada (superior a 10^7 W/cm²) disponível na soldagem por feixe de elétrons e a proporção da profundidade-largura da solda

resultante (até 50:1) permitem uma grande variedade de possíveis aplicações deste processo de soldagem (ZHOU, 2008).

Em máquinas modernas de soldagem por feixe de elétrons, sistemas tríodo são invariavelmente usados para geração de feixe. Estes sistemas são constituídos por um ânodo, um cátodo e um eletrodo de controle (cilindro Wehnelt). Os elétrons que compõem o feixe são emitidos a partir do cátodo por emissão incandescente. De acordo com a Lei de Richardson, a densidade de corrente dos elétrons emitidos aumenta exponencialmente com a temperatura. Portanto, o material de cátodo deve não só mostrar uma alta taxa de emissão de elétrons, mas também deve ser resistente a altas temperaturas para garantir uma relativa vida longa do cátodo. Os materiais mais usualmente empregados para esse fim são o tungstênio e tântalo. Além disso, a massa do cátodo deve ser baixa, a fim resfriar rapidamente depois de desligar a corrente de aquecimento; reduzindo a oxidação do cátodo num sistema que deve ser frequentemente purgado com gases atmosféricos (SCHULTZ, 2000).

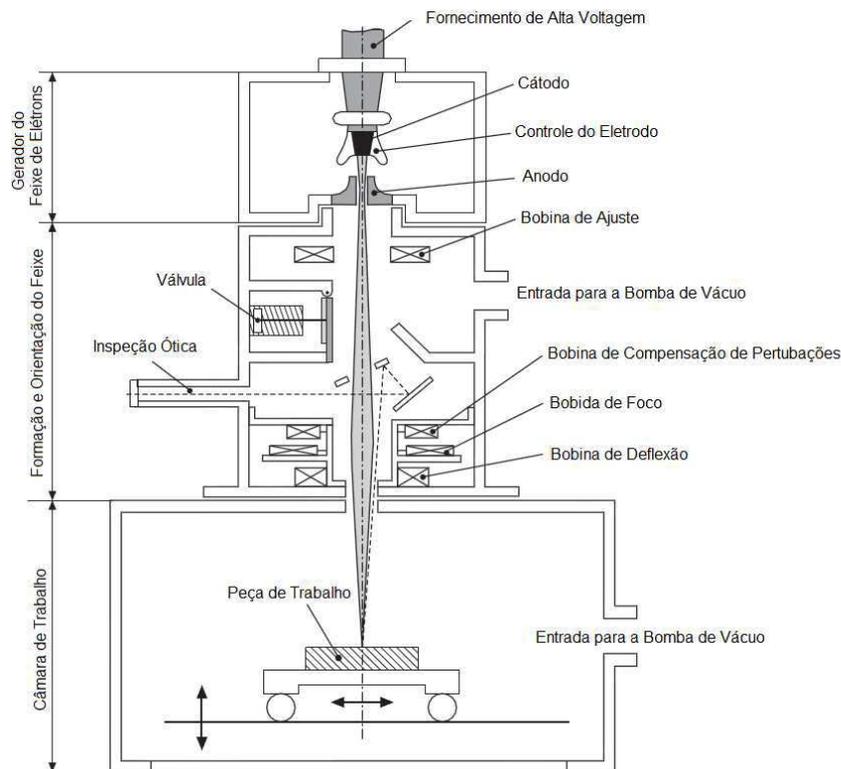
O feixe de elétrons, que diverge um pouco após passar pelo ânodo é focado para um ponto de diâmetro de 0,1 a 1,0 milímetros pelo sistema de manipulação de feixe por lentes magnéticas de modo a atingir a densidade de energia de $10^6 - 10^7$ W/cm². Primeiramente, o feixe é guiado por lentes magnéticas para o centro de eixo óptico das lentes objetivas. Uma ou várias lentes eletromagnéticas focam o feixe na peça que se deseja soldar. Uma bobina de foco ajusta a distância focal e, conseqüentemente, o diâmetro efetivo do feixe sobre a superfície da peça de trabalho. É comum observar em máquinas de soldagem por feixe de elétrons um duplo sistema de focagem para maior precisão do diâmetro do feixe e promover maiores densidades de potência. Uma lente posterior que consiste em dois ou mais pares de bobinas magnéticas opostas é responsável por compensar perturbações elétricas e magnéticas além de corrigir problemas de simetria no feixe de elétrons (ZHOU, 2008).

Devido à carga elétrica peculiar do feixe de elétrons, ele pode facilmente ser conduzido por campos magnéticos gerados por bobinas de deflexão. A baixa massa dos elétrons ($9,1 \times 10^{-28}$ g) permite praticamente uma inércia livre, promovendo uma rápida manipulação deles. Bobinas perpendiculares ao eixo de deflexão, são posicionadas em várias partes da coluna do feixe de elétrons de maneira a auxiliar na criação de vários movimentos do feixe de elétrons que pode ser programado de

acordo com o local em que se deseja solda. A máquina de soldagem por feixe de elétrons é constituída por um grande número de componentes. O componente básico da máquina é o gerador de feixe de elétrons onde o feixe de elétrons é gerado em alto vácuo, e em seguida é conduzido através de bobinas eletromagnéticas de deflexão e focalizado na região da peça a qual se deseja soldar. Devido ao fato do feixe de elétrons, na atmosfera livre, divergir fortemente devido a colisões com as moléculas de ar perdendo densidade de potência, a soldagem é geralmente realizada em alto vácuo no interior de uma câmara de trabalho.

A representação esquemática de uma máquina de soldagem por feixe de elétrons está pode ser observado na Figura 19.

Figura 19 – Esquema da soldagem por feixe de elétrons.



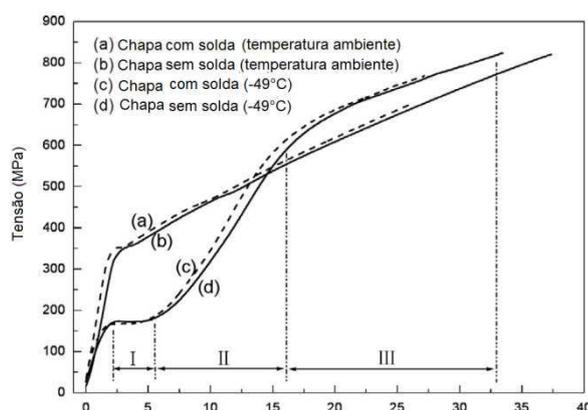
(Fonte: ZHOU et al, 2008)

Além dos componentes mencionados anteriormente, são necessários também um sistema de alimentação de alta tensão e seus controles, bombas de vácuo, um sistema de movimentação da peça (retilíneo e rotacional) e seus controles, e uma

interface de operação. O equipamento é controlado a partir do console de interface de operação, onde todo o processo e parâmetros são definidos e monitorados. Para obtenção de juntas soldadas de qualidade ótima se faz necessário um sistema de controle do processo e também de ajuste do feixe elétron sobre a peça de trabalho, além do sistema de visualização de peças que pode ser através de um sistema ótico ou de elétrons secundários (semelhante ao MEV).

Em um recente estudo, Yang et al (2014) avaliou as propriedades mecânicas e microestruturais de chapas de NiTi (50,8% at. de Ni) com 4.2mm de diâmetro soldadas por feixe de elétrons. Curvas de tensão-deformação até a ruptura foram traçadas para as chapas com e sem solda em temperatura ambiente e a -49°C. Como resultado foi verificado que em temperatura ambiente ambas as chapas eram totalmente austeníticas. A chapa com solda apresentou tensão máxima de ruptura de aproximadamente 700 MPa, correspondente a 85% do valor de tensão suportado pela chapa sem solda. Já para os ensaios realizados a -49°C ambas as chapas estavam no estado martensítico, apresentando três regiões na curva tensão-deformação: desde a orientação da martensita até a deformação plástica da martensita orientada. A Figura 20 mostra a curva de tensão-deformação para as chapas estudadas.

Figura 20 – Curvas de tensão-deformação para as juntas soldadas e chapas sem solda em temperatura ambiente e a -49°C.

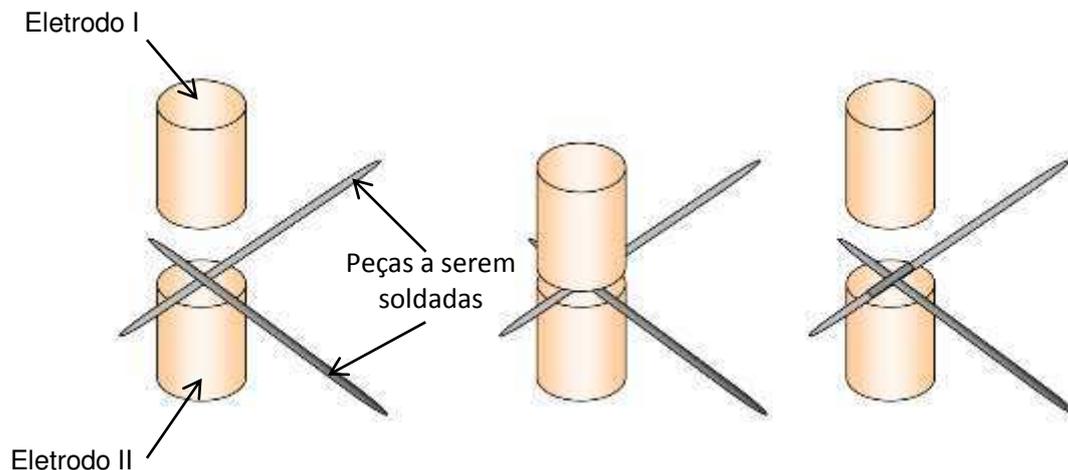


(Fonte: YANG et al, 2014 - Adaptado)

3.4.3 Soldagem por Resistência

O processo de soldagem por resistência envolve a aplicação coordenada de força mecânica e de corrente eléctrica de amplitude e duração especificadas (FUKUMOTO et al, 2007). Durante o processo duas ou mais peças são fixadas por dois eletrodos, que estabelece uma ligação eléctrica, como mostrado na Figura 21. Uma corrente alternada ou contínua é então fornecida em baixa tensão para a geração de calor resistivo para induzir a união, que pode ser em estado sólido ou de fusão.

Figura 21 – Esquema da soldagem por resistência

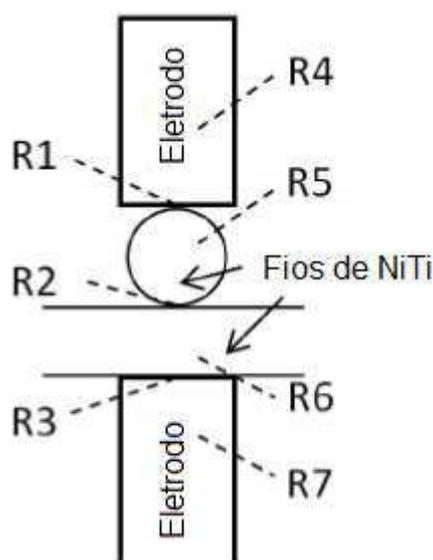


A geração de calor para induzir a união durante a soldagem pode ser descrita utilizando a Equação (1):

$$Q=I^2Rt \quad (1)$$

Onde I é a corrente de soldagem, e t o tempo de duração da corrente. A Variável R é o valor total das resistências, que consiste nas resistências de contato nas interfaces: eléctrodo/peça de trabalho ($R1$ e $R3$) e na interface da peça/peça ($R2$), e resistências de peças de trabalho ($R5$ e $R6$) e dos eléctrodos ($R4$ e $R7$), como mostrado na Figura 22.

Figura 22 – Esquema das resistências envolvidas no processo de soldagem por resistência.

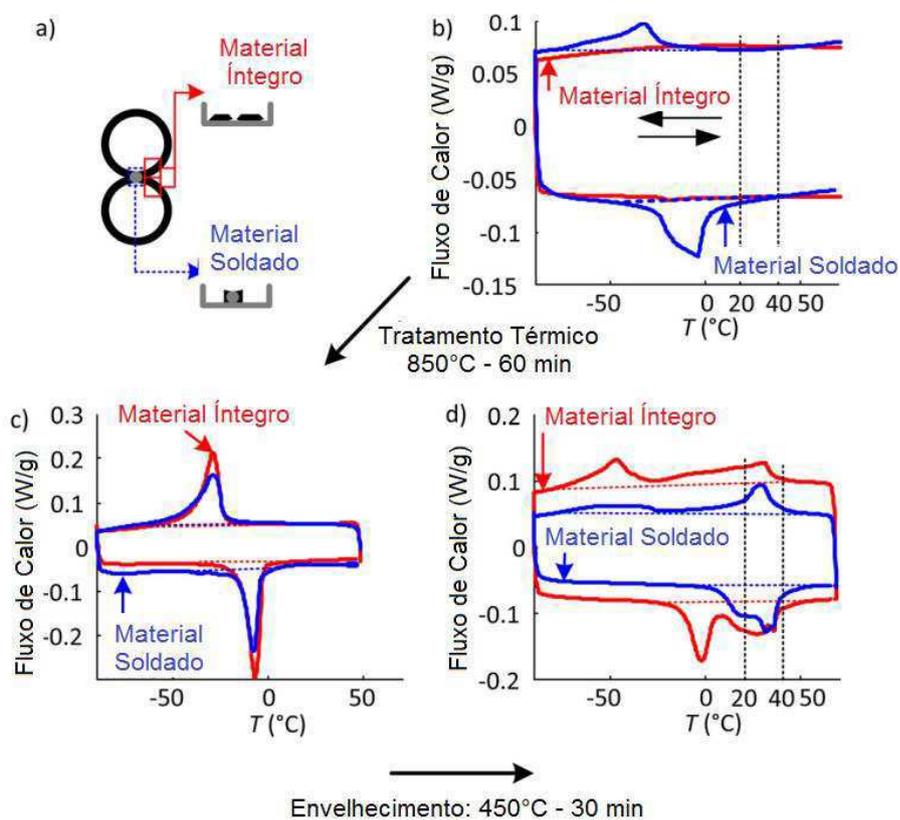


A geração de calor é proporcional ao quadrado da corrente de soldagem e diretamente proporcional ao tempo de soldagem. A união das peças de trabalho ocorre quando o calor gerado é suficiente para fusão ou difusão de átomos (ligação de estado sólido), levando em conta a perda de calor devido à convecção atmosférica/radiação e condução dos eletrodos condutores térmicos. Tanto a corrente quanto o tempo de soldagem são parâmetros inerentes do processo de soldagem enquanto a resistência do eletrodo é baseada nas propriedades do material (resistividade, dureza), assim como as condições de superfície (limpeza, rugosidade, revestimento) e a geometria da peça (chapas placas, fios) (HALL, 2000; ZHOU 2008). Os valores da resistência de também podem mudar dinamicamente durante a soldagem assim como a magnitude dos controles de processo. A resistência de contato na interface peça/peça é geralmente condicionada a ser mais elevada em relação a outros componentes, uma vez que é de maior interesse a entrada de calor nesta superfície (FUKUMOTO, 2007). Isto pode ser conseguido através de elétrodos de alta condutividade térmica e eléctrica, como por exemplo a liga de Cu-Cr-Zr. Como resultado, o calor entre eléctrodo/peça pode ser conduzido para atmosfera com maior facilidade, proporcionando a minimização de fusão e contato entre as peças e eletrodos. Portanto além dos fatores citados anteriormente, para obtenção de melhores resultados através da soldagem por resistência é

necessário também obter maiores distribuições de calor na interface peça/peça através de relações entre superfície e volume do eletrodos e das peças.

A soldagem por resistência tem suas maiores aplicações em soldagens transversais ou sobrepostas, sendo assim, na soldagem em NiTi com memória de forma seria diferente. Estudos realizados recentemente por Delobelle et al (2013) foi avaliada a eficiência desse tipo de soldagem para tubos de Ni-Ti com memória de forma (Figura 23).

Figura 23 – Avaliação da soldagem por resistência sobre o comportamento de transformações de fase: (a) região da amostra utilizada na análise de DSC, (b) materiais sem tratamentos térmicos, (c) materiais com tratamentos térmicos e (d) materiais envelhecidos.



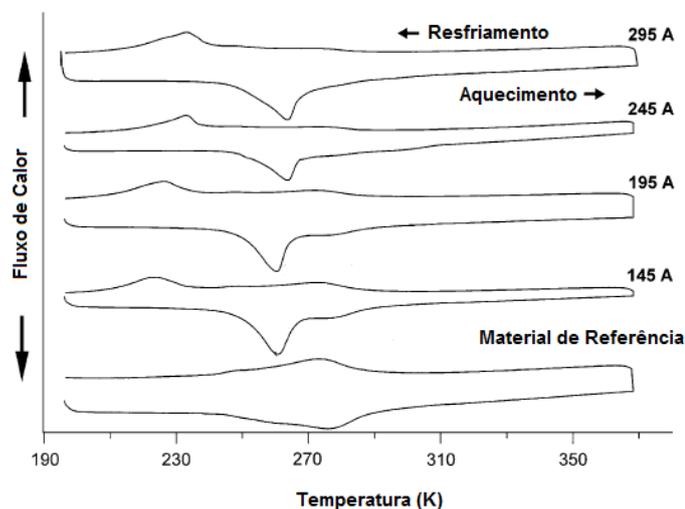
(Fonte: DELOBELLE et al, 2013 – Adaptado)

Curvas de DSC constataram que o material íntegro, a princípio, não apresentou picos de transformação de fases, diferentemente do material soldado. Tratamentos térmicos realizados a 850°C promoveram o aparecimento dos picos de transformação de fases no material íntegro e envelhecimentos posteriores realizados

a 450°C promoveram um aumento nas temperaturas de transformação de fase para ambos os materiais (íntegros e soldados), no entanto para os dois tratamentos utilizados não foi observada grande variação entre as temperaturas de transformação de fase quando comparado os materiais íntegros com os materiais soldados.

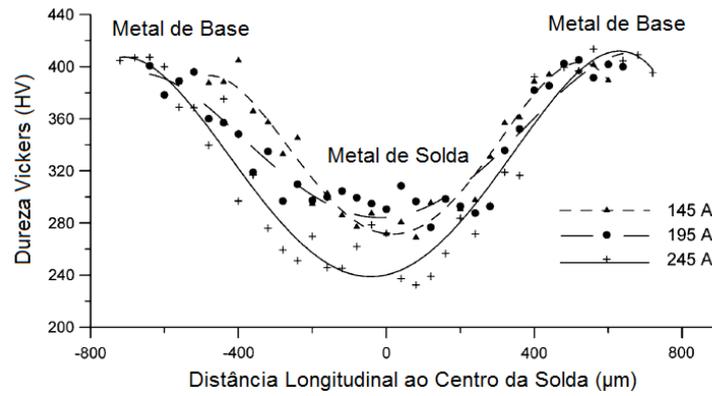
Um estudo sobre a variação da corrente de soldagem por resistência sobre as propriedades termomecânicas de fios de NiTi (55,8% at. de Ni) 0,41mm de diâmetro unidos transversalmente foi realizado por Tam et al (2012). Curvas de DSC mostraram que o processo de soldagem pode promover discretas reduções nas temperaturas de transformações de fase, como é possível observar na Figura 24. Ainda nesse mesmo trabalho, foi avaliada a propriedade de dureza ao longo da junta soldada. Observando a Figura 25, é possível constatar que a dureza no metal de solda chega até ser 140 HV menor quando comparada a dureza no metal de base.

Figura 24 – Curvas de DSC para o fio de referência e para juntas soldadas utilizando diferentes parâmetros de corrente de soldagem.



(Fonte: TAM et al, 2012)

Figura 25 – Perfil da variação da dureza ao longo da junta soldada para fios de NiTi soldados por resistência com diferentes parâmetros de corrente de soldagem.



(Fonte: TAM et al, 2012)

4 - MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 - Materiais

Para a realização deste trabalho foram utilizados fios da liga níquel-titânio (NiTi) originalmente comercializados para aplicações nas áreas médica e odontológica (ASTM F2063). Estes fios são fabricados pela empresa Fort Wayne Metals (EUA), com 0,9 e 0,4 mm de diâmetro, superfície polida e foram divididos em dois grupos: (a) fios no estado como recebidos (NiTiA) e (b) fios como recebidos tratados termicamente a 400°C durante 30 minutos (NiTi400). As Tabelas 3 e 4 mostram as composições químicas e as propriedades mecânicas, segundo o fabricante, para o fio NiTiA de 0,9 e 0,4 mm diâmetro, respectivamente.

Tabela 3 - Composição química e propriedades mecânicas do fio NiTiA 0,9 mm de diâmetro.

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

*Para LMF: tensão de início de formação da martensita induzida a partir da austenita.

Tabela 4 - Composição química e propriedades mecânicas do fio NiTiA 0,4 mm de diâmetro.

Composição Química (% em peso)								
C	Cr	Ni	Ti	Cu	Co	Fe	H	O
0,0271	0,0004	55,99	43,94	0,0005	0,0001	0,0069	<0,005	0,0290
Propriedades Mecânicas								
Resistência a Tração							1551 MPa	
Alongamento							15,8 %	
Tensão de Escoamento*							617 MPa	
Dureza							43,9HRC/431HV	

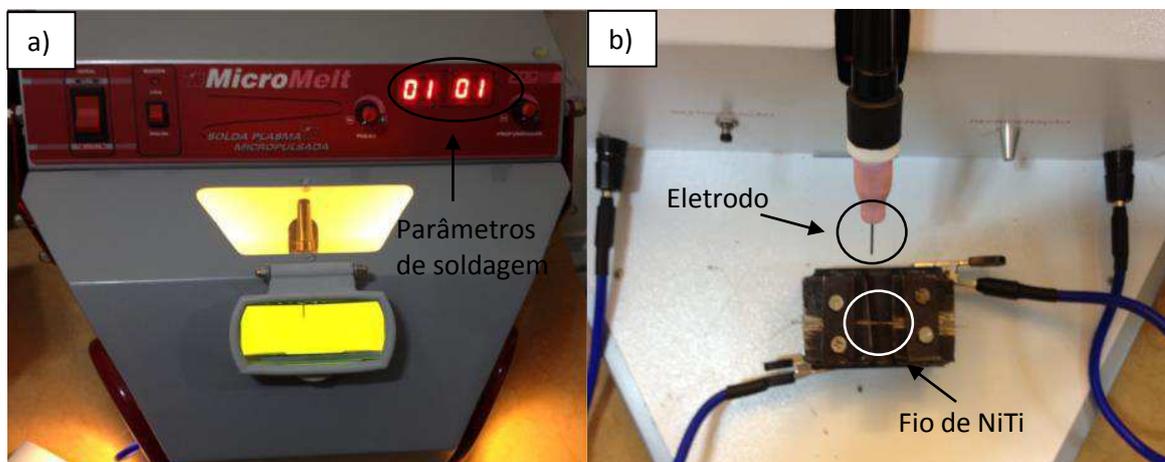
*Para LMF: tensão de início de formação da martensita induzida a partir da austenita.

4.2 - Metodologia

4.2.1 - Soldagem TIG: Equipamento e Parâmetros

A micro soldagem por pulsos de TIG foi o processo utilizado para a união autógena dos fios NiTi. Um eletrodo de Tungstênio-Tório de 1 mm de diâmetro foi usado de maneira a permitir a formação do arco elétrico característico ao processo de soldagem TIG. A micro soldadora Micromelt, da EDG Equipamentos e Controles (Brasil), foi o equipamento escolhido para a soldagem dos fios de NiTi. Essa máquina apresenta 3 kW de potência máxima, com dois tipos de parâmetros: profundidade e pulso, dos quais são possíveis combinações de 01-50 para profundidade e de 01-20 para pulso, variando a potência e o tempo de pulso do arco elétrico. A Figura 26 mostra os detalhes do processo de solda.

Figura 26 - Processo de micro soldagem TIG. (a) Soldadora Micromelt. (b) Montagem do dispositivo de fixação dos fios NiTi para soldagem.



Para esse trabalho, os parâmetros automáticos utilizados na soldadora Micromelt corresponderam à regulagem mínima permitida pelo equipamento: 01 de profundidade (relacionado à intensidade de corrente elétrica) e 01 de pulso (relacionado ao tempo de pulso). Essa escolha deve-se ao fato de que valores reduzidos de potência acarretam em juntas soldadas de menores comprimentos e, conseqüentemente, menores extensões de zonas termicamente afetadas (ZTA). Além disso, foram realizados testes prévios nas mais diversas regulagens

permitidas pelo equipamento, chegando-se até 10/10 (profundidade/pulso), que são valores máximos de potência suportados pelos fios. Para cada regulagem foram testados uma média de três corpos de prova submetidos a ensaios de tração até a ruptura após a soldagem, obtendo melhores valores de tensões máximas (resistência mecânica) para a regulagem 01/01.

Durante as soldagens foi utilizado gás argônio comercial como atmosfera de proteção da poça de fusão, com vazão regulada para 5 L/min. Foram utilizados fios NiTi de 40 mm de comprimento, cortados transversalmente a partir de uma bobina, utilizando uma cortadeira metalográfica Isomet low speed saw (BUEHLER) com disco de diamante. Após o corte, os fios NiTi foram submetidos a um processo de decapagem em solução de 50%HF-50%HNO₃ para remoção de superfícies oxidadas. Além disso, um dispositivo para fixação foi confeccionado para alinhar os fios e melhorar a precisão do ponto de solda. A soldagem é comandada por um pedal que, quando pressionado, libera o fluxo de argônio para formar uma atmosfera livre de oxigênio. O material que se deseja soldar deve ser posicionado próximo ao eletrodo de modo a ativar o sensor de proximidade do equipamento. Quando retirada a força sobre o pedal a haste que comporta o eletrodo é acionada e forma o arco elétrico promovendo a soldagem. Esse processo de soldagem é autógeno, sem o uso de qualquer metal de adição.

4.2.2 – Análise Microestrutural

Para a análise microestrutural, primeiramente foi realizada a preparação das juntas soldadas de NiTi, com a seguinte sequência: (I) embutimento a quente em baquelite, (II) lixamento em lixas de granulometria 600, 800 e 1200 realizados no equipamento Aropol-E, da Arotec, (III) polimento em solução de alumina (1, 0,5 e 0,03 μ m) e (IV) ataque químico por imersão de 20 segundos em solução Keller (10%HF-40%HNO₃-50%H₂O).

A microscopia ótica foi realizada no microscópio Olympus SC30 com ampliações de 50x, 100x e 200x. A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada no microscópio Tescan, modelo Vega3 XM, com ampliações de 500x e 1000x.

4.2.3 – Análise Térmica

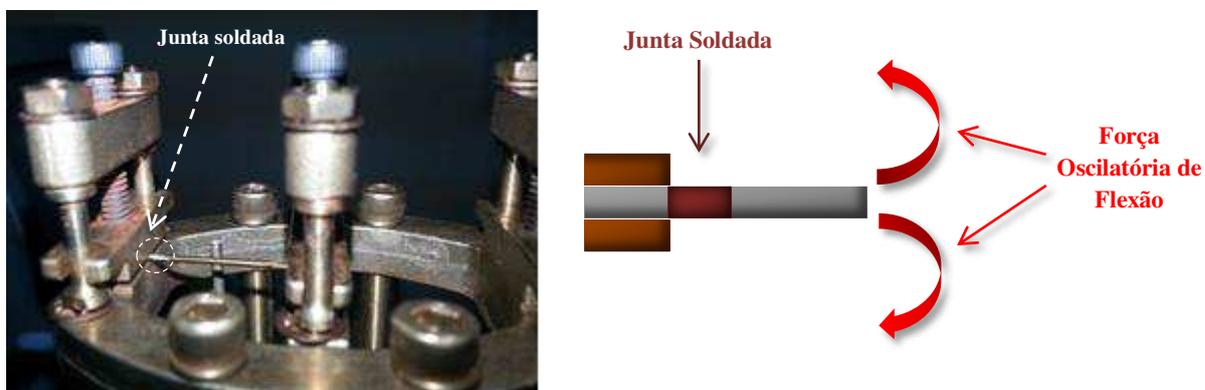
As transformações de fase dos fios NiTi íntegros e micro soldados via TIG foram analisadas a partir de ensaios de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) utilizando o calorímetro da TA Instruments, modelo Q20. Amostras de fios íntegros e do metal fundido na soldagem, com massa média de 3 mg e 9,5 mg para os fios de 0,4 e 0,9mm de diâmetro (respectivamente) foram submetidas a varredura na faixa de temperatura de -60 °C até 100 °C com uma taxa de aquecimento e resfriamento de 5 °C/min.

As temperaturas de transformação de fase foram calculadas através do traçado das tangentes aos picos das curvas características de fluxo de calor obtidas no DSC, assim como as áreas internas aos picos de transformação de fase foram integradas para obtenção das entalpias de transformação. A histerese térmica foi obtida pela diferença entre as temperaturas de pico de transformação. Para uma melhor precisão, estas propriedades foram traçadas utilizando o próprio programa do equipamento DSC Q20, o Universal Analysis®.

4.2.4 – Análise Termomecânica

Para melhor compreensão da influência da solda sobre as características termomecânicas dos fios NiTi, foram realizadas análises dinâmico-mecânica dos fios soldados e íntegros utilizando um equipamento DMA (*Dynamic Mechanical Analysis*), modelo Q800, da TA Instruments. O experimento em DMA consiste na aplicação de uma força oscilatória (modo de flexão simples) em um intervalo de temperatura determinado (24 °C – 100 °C) obtendo como resposta variações no módulo de elasticidade. Os parâmetros utilizados para a realização dos ensaios dinâmicos foram: (I) frequência de 1,0 Hz, (II) taxa de aquecimento de 2 °C/min e (III) amplitude de oscilação de 5 µm. Portanto, os ensaios realizados corresponderam a uma rampa de aquecimento partindo da temperatura ambiente, com frequência e amplitude fixadas. A Figura 27 mostra o esquema da montagem dos fios NiTi com solda e a ilustração das forças aplicadas.

Figura 27 – Montagem dos fios NiTi com solda para ensaio de DMA conduzido pelo método de força oscilatória de flexão



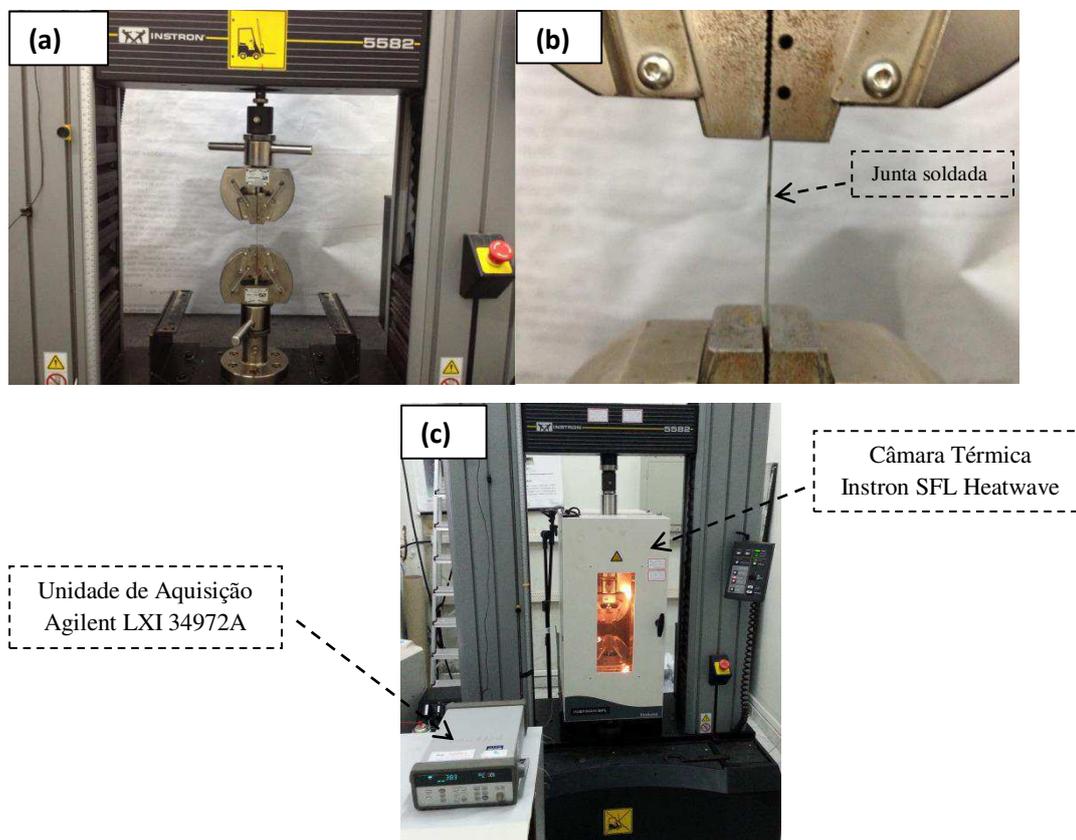
4.2.5 – Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados utilizando o microdurômetro FM700 da Future Tech. Por meio de um microindentador Vickers foram aplicadas cargas de 50 g durante 15 segundos, iniciados no centro da solda tomando como posição 0 e em seguida foram realizadas indentações ao longo da junta soldada em direção ao metal de base com intervalos de 0,05 mm de distância.

4.2.6 - Caracterização Mecânica

A caracterização da resistência mecânica dos fios de NiTi soldados e isentos de solda foi realizada por meio de ensaio de tração uniaxial, à temperatura ambiente (25 °C), utilizando a máquina universal de ensaios eletromecânicos, INSTRON, modelo 5582. A Figura 28 mostra a montagem dos fios para os ensaios de caracterização mecânica.

Figura 28 - Esquema experimental para ensaio de tração uniaxial em fios de NiTi. (a) Máquina universal de ensaios eletromecânicos INSTRON 5582. (b) Montagem do fio para o ensaio mecânico. (c) Montagem do sistema para ensaio de ciclagem em temperaturas acima da ambiente.



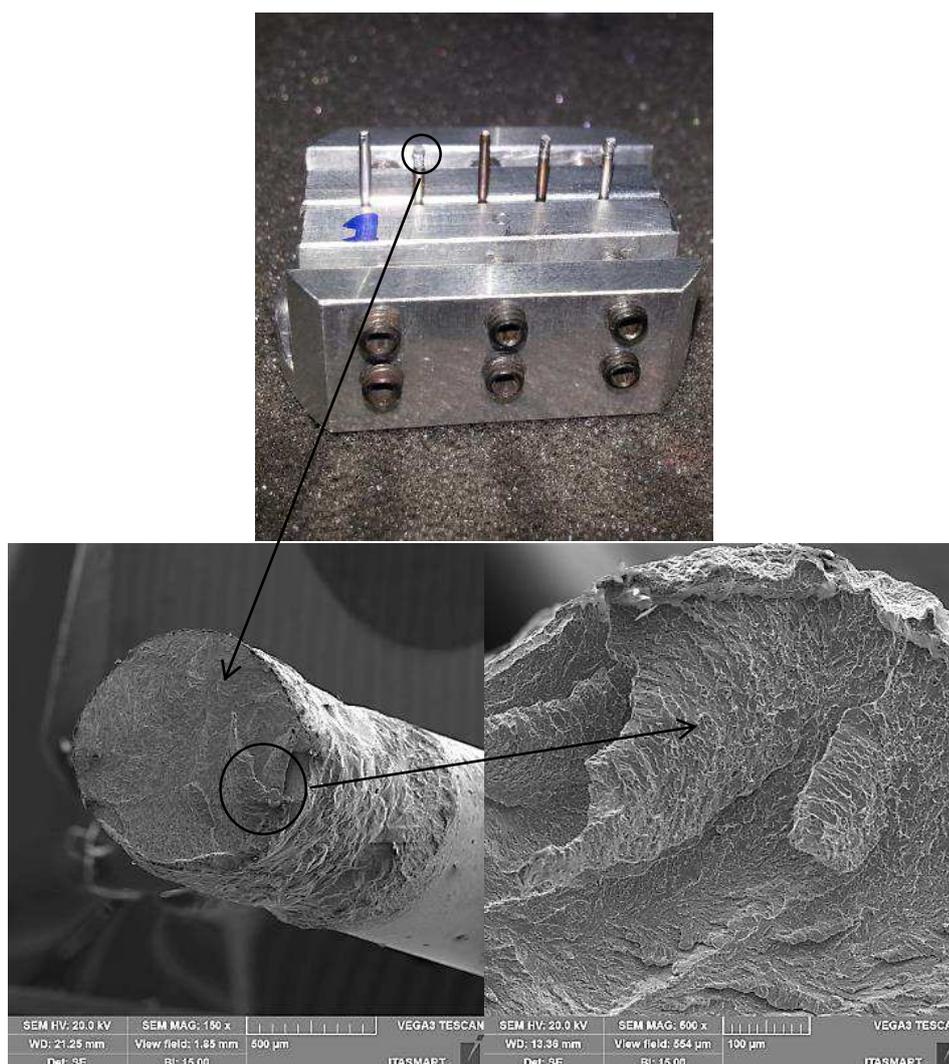
Foram realizados ensaios de ruptura e ciclagem mecânica. Não foi utilizado nenhum tipo de extensômetro para a realização do ensaio. Os valores obtidos para os fios sem solda foram comparados com aqueles fornecidos pelo fabricante, apresentando diferenças de até 9,9 % para os valores de resistência a tração. Para a ciclagem foi gerado um método para controle de deslocamento durante o carregamento, limitando em 4 % a deformação relativa ao comprimento útil do fio, com velocidade de 0,5 mm/min. Em seguida foi realizado o descarregamento controlado também a 0,5 mm/min até atingir tensões da ordem de 10 MPa. Ciclagens de até 4 % de deformação em temperaturas acima da ambiente (40, 50, 60 e 70°C) também foram realizadas para os fios de NiTi com solda. Para este ensaio foi utilizada a câmara térmica Instron SFL Heatwave acoplada a uma unidade de aquisição LXI 34972A da Agilent para o controle das variações térmicas sofridas pelo sistema.

4.2.7 – Análise das Superfícies de Fratura

O aspecto macroscópico dos fios NiTi rompidos foi investigado utilizando o estereoscópio Infinity 1 – Olympus SZ61, com ampliações de 20x e 30x.

A microscopia eletrônica de varredura foi empregada para analisar as superfícies de fratura dos fios rompidos. Para isso foi utilizado o microscópio Tescan, modelo Vega3 XM com ampliações de 150x, 250x, 500x e 1000x. A Figura 29 mostra o esquema de posicionamento dos fios NiTi rompidos para a análise de superfície de fratura.

Figura 29 – Esquema fotográfico mostrando o posicionamento dos fios de NiTi rompidos para a análise da superfície de fratura em MEV.



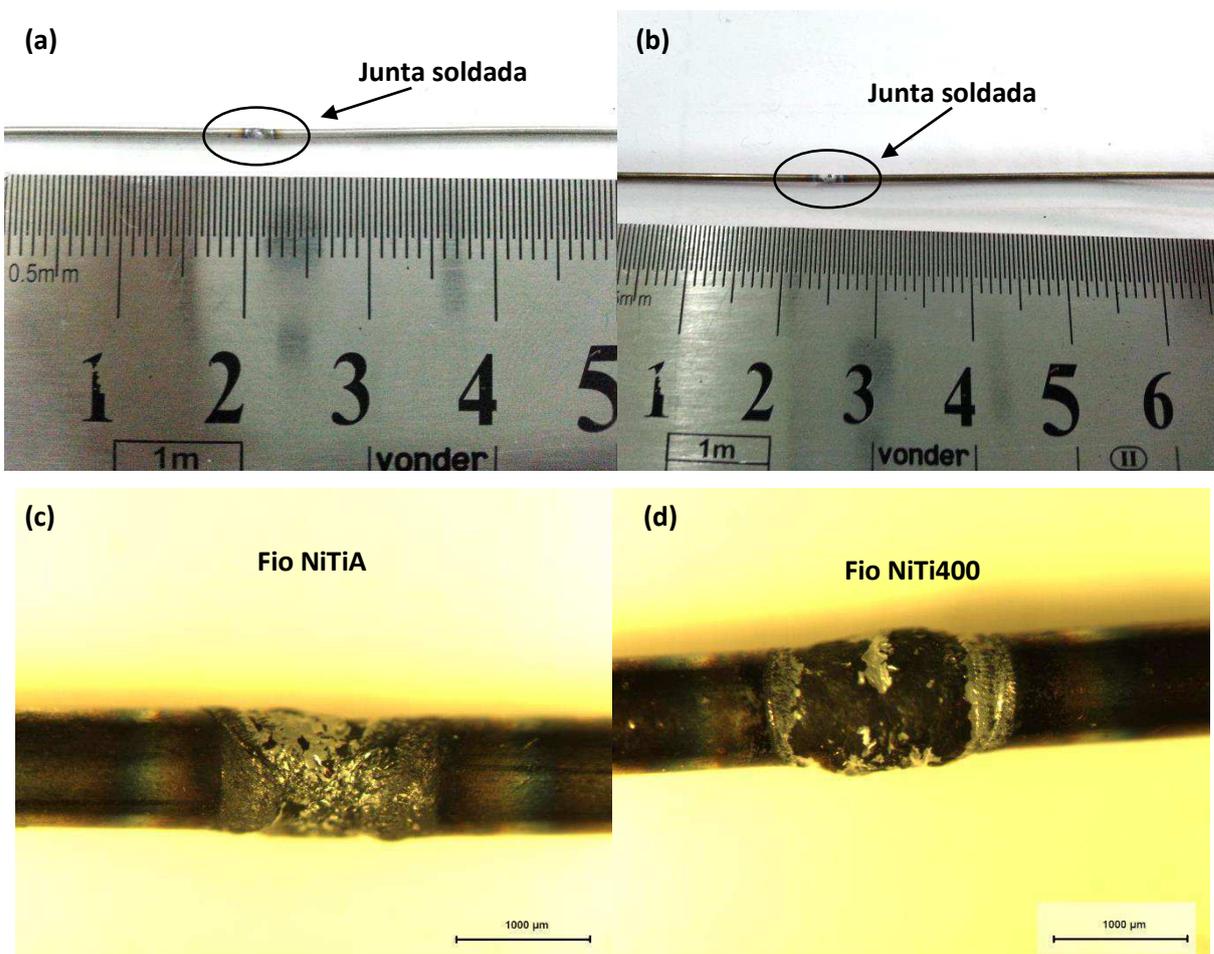
5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Fios NiTi de 0.9 mm de diâmetro

5.1.1 Análise macroscópica da solda

Após realizada a solda nos fios NiTiA e NiTi400, verifica-se que a região da junta soldada compreende em aproximadamente de 1,5 a 2 mm de comprimento. É possível notar o aparecimento de uma camada de óxido recobrendo toda a superfície do metal fundido na soldagem. Na Figura 30 é possível perceber uma região de acúmulo de material no metal fundido na soldagem, o que poderia, teoricamente, promover perdas na resistência mecânica da solda devido à falta de uniformidade e linearidade quando comparada ao fio íntegro.

Figura 30 - Aspecto macroscópico da solda para o fio NiTiA (a, c) e para o fio NiTi400 (b, d).

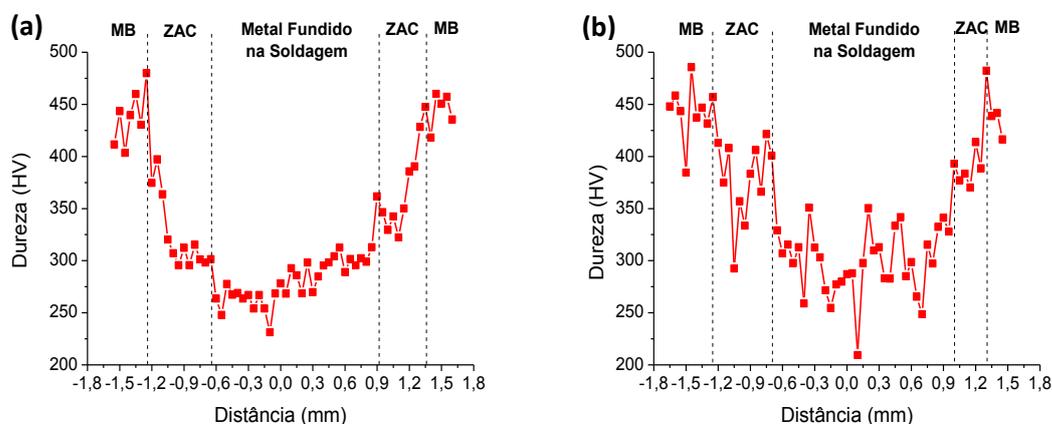


5.1.2 Ensaio de Dureza

A Figura 31 mostra a variação de dureza para os fios NiTiA e NiTi400. Os valores de dureza para ambos os fios no metal fundido na soldagem ficaram situados entre 250 e 280 HV e no metal de base de 425 a 480 HV, respectivamente. Especificamente, o valor médio de aproximadamente 425 HV para o metal base do fio NiTi como recebido (NiTiA) está em acordo com aquele informado pelo fabricante (Tabela 3). Ao observar o comportamento de dureza na ZTA constata-se que o valor inicialmente é baixo na região da interface com o metal de solda e em seguida ocorre um aumento em direção ao metal base. Essa transição nos valores de dureza na ZTA ocorre devido ao fenômeno de crescimento de grão, em que uma estrutura de grão refinado é observada próximo ao metal de base, enquanto que grãos grosseiros se situam próximos ao metal de solda. Esse comportamento ocorre devido a alta taxa de resfriamento na região próxima ao metal de base e a baixa taxa de resfriamento na região de solda (MIRSHEKARI et al, 2013).

Observando a Figura 31(b) é possível ainda perceber regiões com picos de dureza elevados (~350 HV) na região soldada, indicando que, possivelmente, o tratamento térmico realizado na amostra a 400 °C proporcionou o aparecimento de precipitados que possivelmente provocaram variações microestruturais, mesmo após a soldagem.

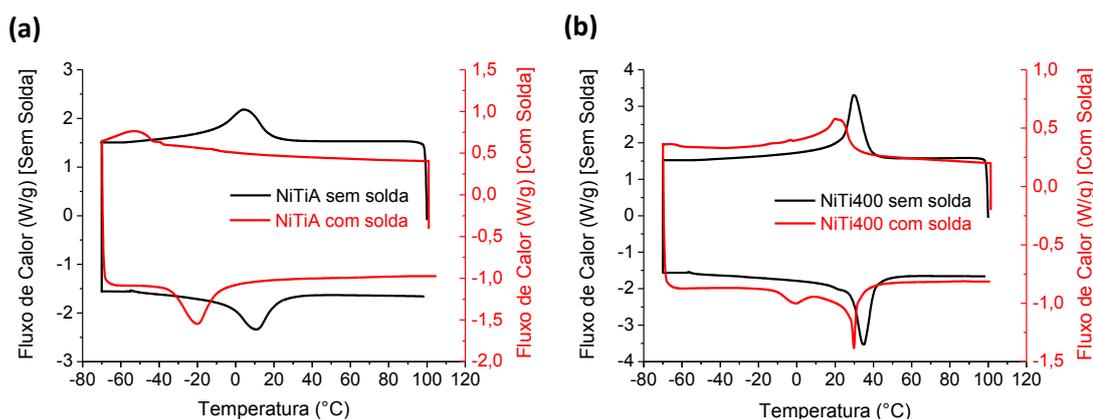
Figura 31 - Distribuição de dureza para os fios NiTi soldados. (a) NiTiA. (b) NiTi400.



5.1.3 Análise Térmica (DSC)

O ensaio de DSC consiste em um importante método de medição das temperaturas de transformações de fases em LMF, possibilitando o melhor entendimento das faixas de temperatura em que ocorrem os fenômenos de superelasticidade e efeito de memória de forma, permitindo direcionar cada tipo de material para suas respectivas aplicações. A Figura 32 mostra, em (a), curvas de DSC de fios NiTiA comparando fios de referência e fios com solda, enquanto em (b) são apresentadas curvas de DSC de fios de NiTi400, comparando fios de referência e fio com solda

Figura 32 - Curvas de DSC para os fios NiTi. (a) Fios superelásticos de referência e fios superelásticos com solda (NiTiA). (b) Fios tratados termicamente de referência e com solda (NiTi400).



A partir destas curvas foram extraídas as temperaturas de transformação de fase, a histerese térmica (ΔT_h) e as entalpias de transformação de fase (ΔH). A Tabela 5 mostra os valores de histerese e de entalpia obtidos.

Através de análises dos valores obtidos na Tabela 5, é possível sugerir que as transformações de fase observadas são na verdade transformações intermediárias (envolvendo a martensita conhecida por fase-R). Dois fatores levaram a esta conclusão: (1) a reduzida histerese térmica característica da fase-R, que em média foi de 6,1 °C para os fios sem solda (OTSUKA e WAYMAN, 1998); (2) os baixos valores de entalpia de transformação ($\Delta H \sim 5,4$ J/g) tendo em vista que a transformação da fase-R libera pouca energia quando comparada com a transformação martensítica completa e sua reversão, que apresentam valores de

entalpia típicos situados entre 19 e 32 J/g (MESCHEL et al, 2011; OTUBO et al, 2008; OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Tabela 5 – Valores de histerese térmica e entalpias de transformação para os fios NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.

	Histerese Térmica (°C)	Entalpia de Transformação (J/g)	
	(ΔT_h)	Direta (resfriamento)	Reversa (aquecimento)
NiTiA sem solda	6,7	5,2	4,4
NiTiA com solda	35,2	2,3*	5,0
NiTi400 sem solda	5,5	6,8	5,8
NiTi400 com solda	9,8	5,2	5,4

*Valor aproximado devido as restrições de valores da curva de DSC.

A fase-R em LMF de NiTi é bastante evidente principalmente após tratamentos térmicos ou termomecânicos (LAGOUDAS, 2008; OTSUKA & WAYMAN, 1998). Em LMF NiTi mais ricas em Ni, como a composição dos fios deste trabalho, para os tratamentos térmicos em temperaturas mais elevadas, entre 400 °C e 500 °C, as temperaturas M_i e M_f tendem a aumentar enquanto as temperaturas R_i e R_f (temperaturas de início e de fim da transformação da fase R no resfriamento, respectivamente) tendem a diminuir, fazendo os picos de transformação martensítica e da transformação intermediária da fase-R se sobreporem causando uma transformação direta da austenita B2 para a martensita B19'. Possivelmente, as transformações martensíticas para todos os fios NiTi estudados estão em temperaturas inferiores a -60 °C, sendo de determinação impossível para o equipamento DSC utilizado neste trabalho.

Analisando a Tabela 6 nota-se que, na temperatura ambiente (25 °C), os fios NiTiA sem solda encontram-se na fase austenita, enquanto os fios NiTi400 estão em um estado misto (fase-R e austenita). As mudanças nas temperaturas de transformação de fase para o NiTi400 quando comparado ao NiTiA, podem estar associadas ao fato de que tratamentos realizados a 400 °C em LMF de NiTi mais ricas em Ni (55,9 % em peso) favorecem a formação de precipitados de Ti_3Ni_4 , que tem como consequência a indução do aparecimento da fase-R a temperatura ambiente. Essa precipitação de Ti_3Ni_4 também é responsável pela retirada de Ni da

matriz aumentando a relação Ti/Ni e, conseqüentemente, aumentando as temperaturas de transformação do material (YAN et al, 2007).

A Tabela 6 mostra os valores determinados para as temperaturas R_i , R_p , A_i e A_f a partir dos picos de DSC.

Tabela 6 – Temperaturas de transformação de fase obtidas do ensaio DSC para os fios NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.

Temperatura de Transformação de Fase (°C)						
	R_i	R_p	R_f	A_i	A_p	A_f
NiTiA sem solda	18,1	4,4	-9,0	-1,9	10,6	20,8
NiTiA com solda	-35,1	-49,9	-----*	-33,3	-18,0	-7,6
NiTi400 sem solda	38,0	30,0	15,6	26,7	35,0	40,8
NiTi400 com solda	32,9	22,1	2,2	-13,8	29,8	37,1

*Valor abaixo de -60° , impossível de determinar devido as limitações do equipamento DSC.

Adicionalmente, nos fios com solda ocorre um deslocamento dos picos característicos de transformação, correspondendo a uma diminuição das temperaturas de transformação de fase. Tomando por base os picos da transformação reversa no aquecimento (fase-R para austenita), esta diminuição das temperaturas de transformação após a soldagem TIG é da ordem de até 50°C para o fio NiTiA e de 10°C para o fio NiTi400. O comportamento de deslocamento das temperaturas de transformação de fase pode estar associado a: (I) remoção do processamento a frio do metal de base (CHAN et al, 2012) e (II) presença de defeitos induzidos pelo calor na microestrutura do metal de solda, como tensões residuais e crescimento de grão (CHAN et al, 2013).

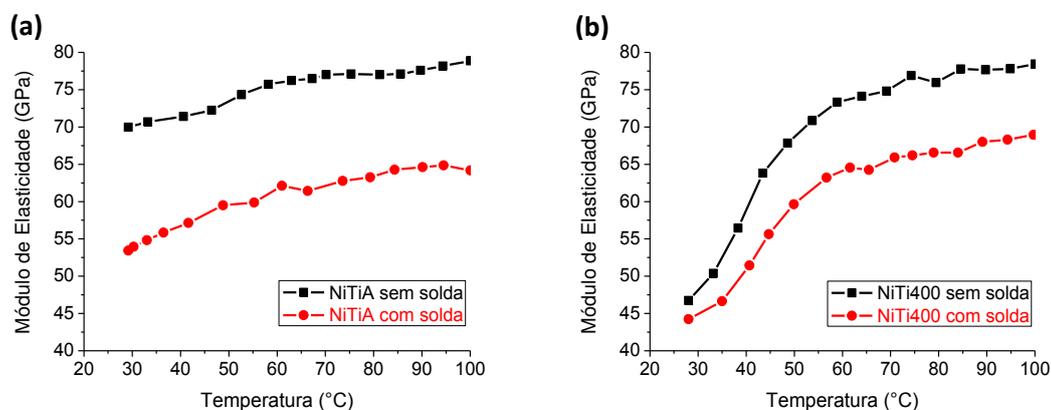
5.1.4 Análise Termomecânica (DMA)

Os ensaios de DMA são importantes para determinar propriedades termomecânicas em LMF. Neste estudo estes ensaios foram conduzidos para avaliar

possíveis mudanças de rigidez (módulo de elasticidade) em função da temperatura dos fios NiTi. A Figura 33(a) permite comparar o comportamento do módulo de elasticidade de fios NiTiA de referência com fios NiTiA com solda. É possível verificar que ambos os fios apresentam o mesmo tipo de comportamento qualitativo, correspondente a um pequeno aumento quase linear do módulo de elasticidade em função da temperatura. No entanto, os valores de módulo de elasticidade dos fios NiTi diminuem em aproximadamente 15 GPa após a soldagem, caindo de 70 GPa para aproximadamente 55 GPa. Já a Figura 33(b) mostra os comportamentos de fios NiTi400 de referência e de fios NiTi400 com solda. Primeiramente, observa-se que o tratamento térmico a 400 °C reduz o módulo de elasticidade do fio NiTi de 70 GPa para aproximadamente 47 GPa. Esse comportamento observado de redução de módulo de elasticidade necessita ser melhor investigado. No entanto, pode ser talvez explicado através dos resultados obtidos pela avaliação de dureza na junta soldada, em que foi possível constatar maiores valores de dureza para o metal de base quando comparado ao metal de solda. Ou seja, o módulo de elasticidade no metal de solda diminuiu, acompanhando a diminuição da dureza (Figura 31).

O aquecimento até 100 °C faz com que o módulo cresça de maneira não linear até 77 GPa. Depois, nota-se que para o fio NiTi400 soldado também é observado um comportamento semelhante, no entanto ocorre uma diminuição situada entre 2,5 GPa e 10 GPa nos valores de módulo de elasticidade para os fios NiTi400 após a soldagem, na faixa de temperatura estudada. Observa-se ainda nesse caso um aumento significativo do módulo de elasticidade durante uma faixa de aumento de temperatura (30 °C a 60 °C), fato esse que pode corresponder a uma provável conclusão da transformação reversa. É possível sugerir então que a solda não afeta os perfis qualitativos de comportamento termomecânico para ambos os fios NiTi. Considerando que a partir de aproximadamente 41 °C os resultados de DSC (Figura 32) já indicavam que todos os fios NiTi estariam em estado austenítico, o aumento limitado do módulo de elasticidade em função da temperatura para o fio no estado como recebido (NiTiA) é um resultado esperado. Além disso, os valores de módulo de elasticidade, situados em ambos os casos entre 40 GPa e 75 GPa, são compatíveis com aqueles apresentados na literatura para LMF NiTi (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008)

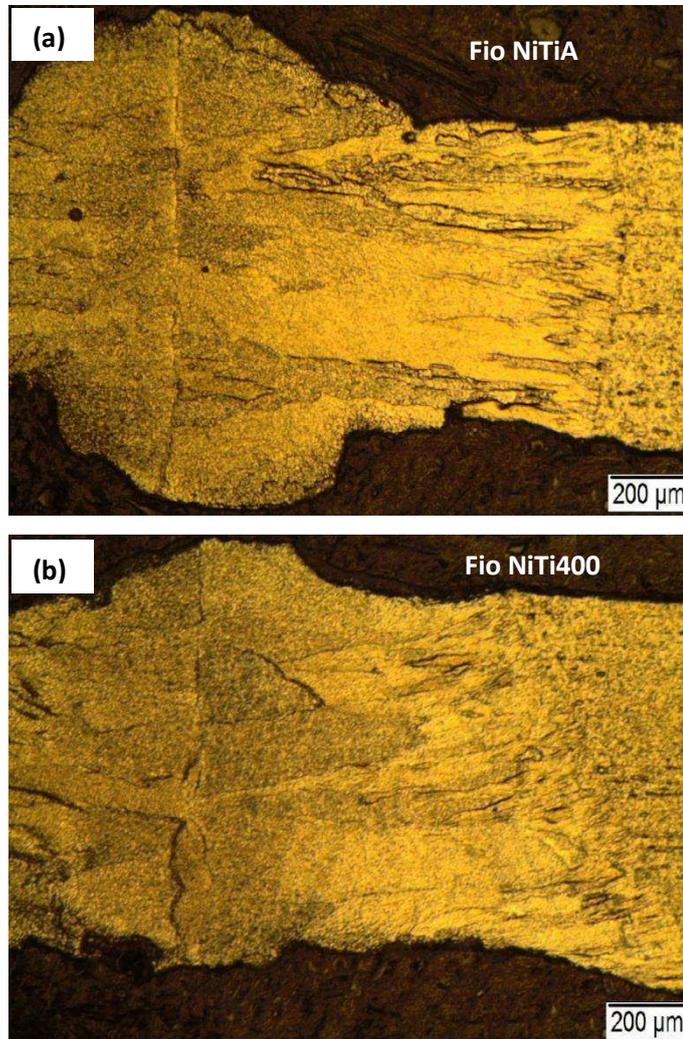
Figura 33 - Variação de módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi. (a) Fio NiTiA de referência e com solda. (b) Fio NiTi400 de referência e com solda.



5.1.5 Análise Microestrutural

Ao observar as imagens de microscopia ótica da Figura 34 é possível notar que ambos os fios (NiTiA e NiTi400) apresentam morfologias semelhantes, consistindo em uma visível linha de solda que define a região em que houve a união de topo entre os fios. Nas proximidades dessa região existem continuidades de grãos colunares austeníticos oriundos da interface de união entre os dois fios, originados próximos a zona termicamente afetada (ZTA) com crescimento direcionado para a linha de solda. A ZTA e o metal de base são formadas por grãos equiaxiais austeníticos, os quais diferem entre si pelo tamanho do grão formado. Além disso, a ZTA ainda é dividida em duas regiões: ZTA com maior tamanho de grão devido ao calor recebido durante a soldagem proporcionando o crescimento dos grãos equiaxiais austeníticos e a ZTA de grãos refinados situada próximo ao metal de base, apresentando um tamanho de grão menor em relação a ZTA de grãos grosseiros e tamanho de grão maior em relação ao metal de base.

Figura 34 – Microestrutura da junta soldada obtida por microscopia ótica. (a) Fio NiTiA com solda. (b) Fio NiTi400 com solda.



As Figuras 35(a) e 35(b) mostram nos fios NiTiA e NiTi400, respectivamente, a interface entre os grãos colunares do metal fundido na soldagem e grãos equiaxiais da ZTA e ainda revela a diferença de tamanhos entre os grãos equiaxiais da ZTA de grãos grosseiro e a ZTA de grãos refinados. Os tamanhos dos grãos equiaxiais austeníticos na ZTA de grãos grosseiros corresponde a uma faixa de 10 a 22 µm, enquanto que os tamanhos de grãos austeníticos na ZTA de grãos refinados corresponde a faixa de aproximadamente 2 a 8 µm.

As Figuras 36(a) e 36(b) revelam o metal fundido na soldagem para os fios NiTiA e NiTi400, respectivamente. É possível observar que em ambos os fios é perceptível a linha de solda entre os fios delimitando o crescimento dos grãos

colunares que ao atingir o centro da junta soldada tornam-se descontínuos e heterogêneos.

Figura 35 – Imagens microestruturais obtidas por MEV. (a) Interface entre metal fundido na solda e a ZTA para fio NiTiA. (b) Interface entre o metal fundido na solda e a ZTA para fio NiTi400.

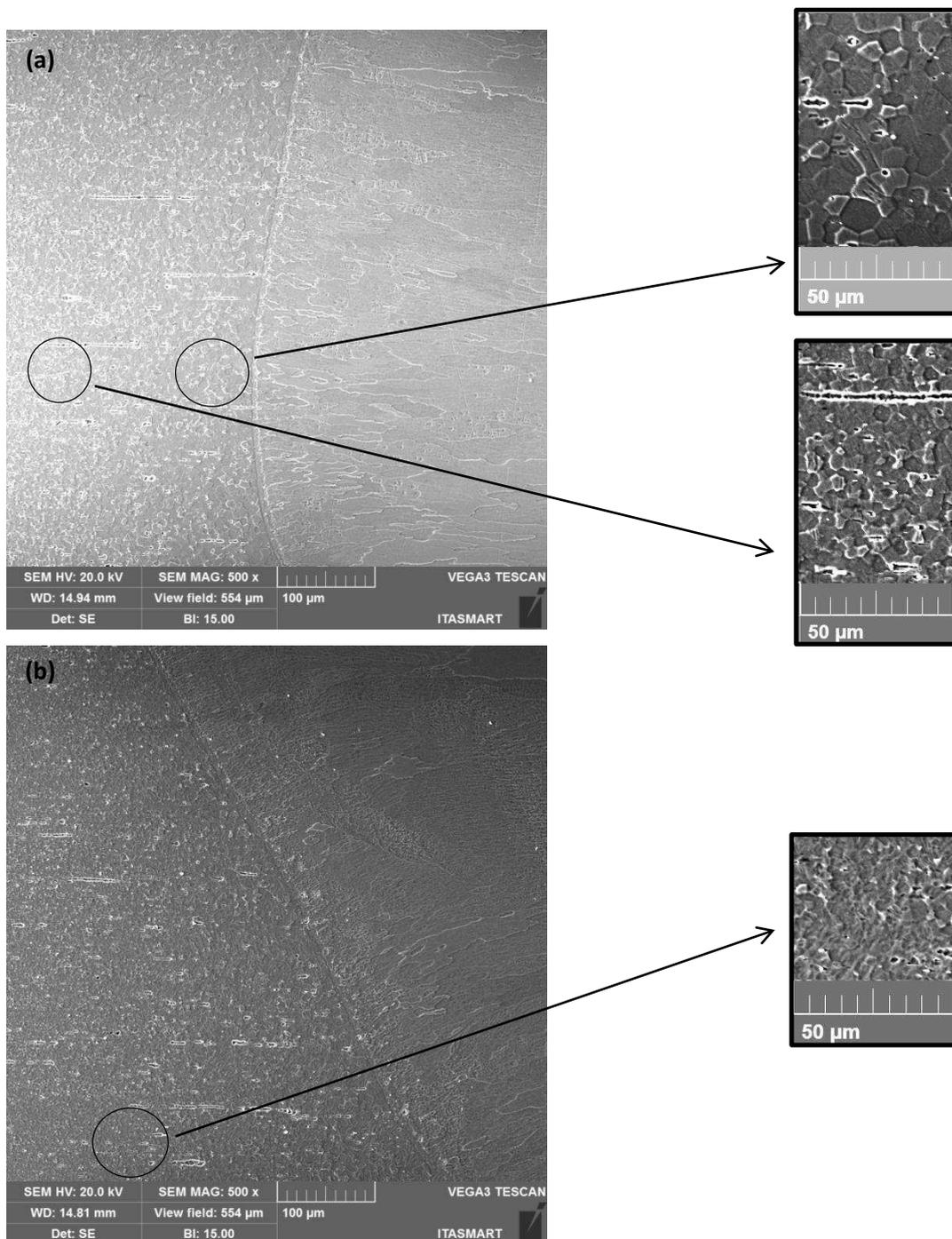
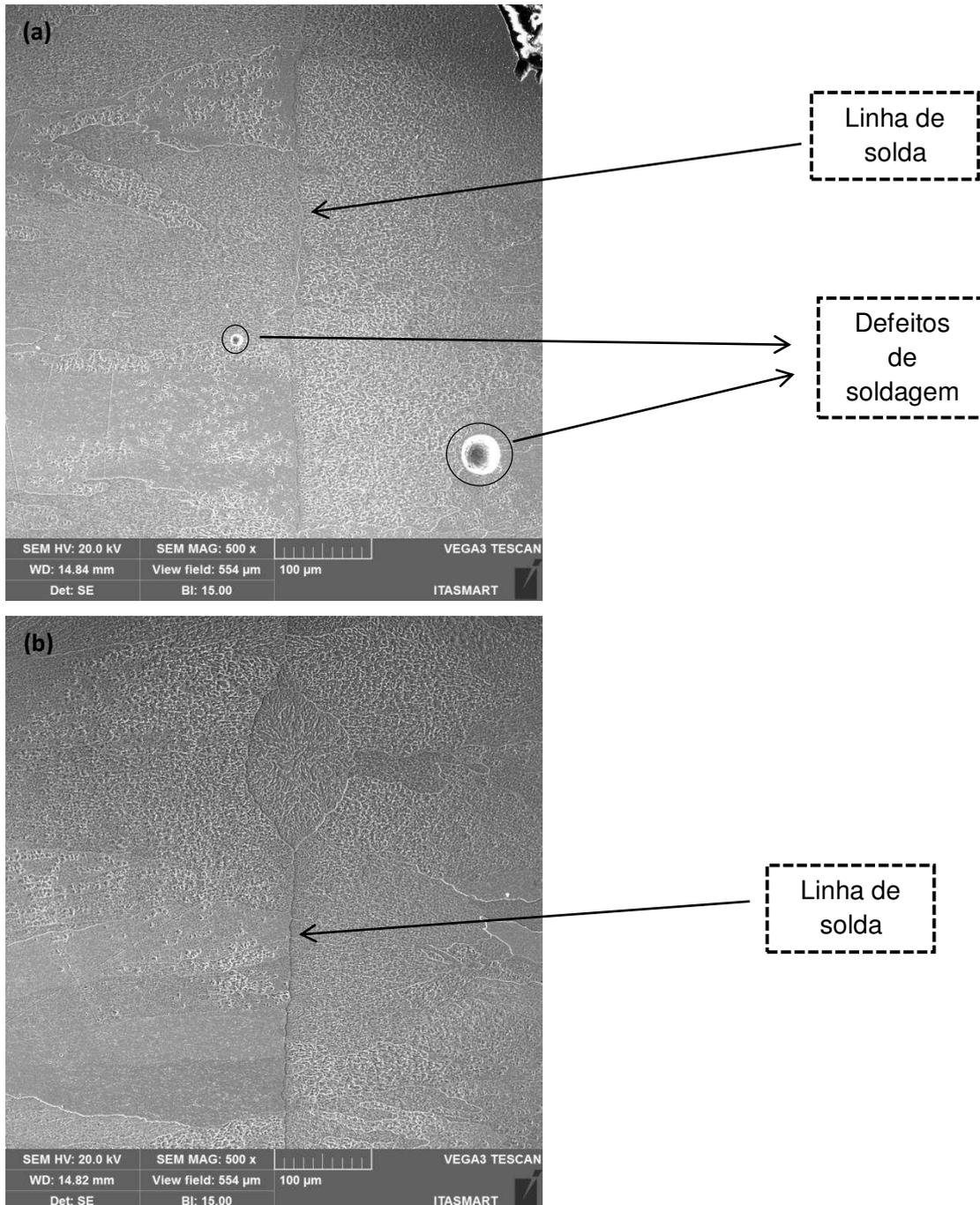


Figura 36 - Imagens microestruturais obtidas por MEV. (a) Linha de solda para fio NiTiA. (b) Linha de solda para fio NiTi400.



Observa-se ainda na Figura 36(a) alguns defeitos oriundos do processo de soldagem que podem atuar como concentradores de tensões de modo a reduzir a resistência mecânica da junta soldada.

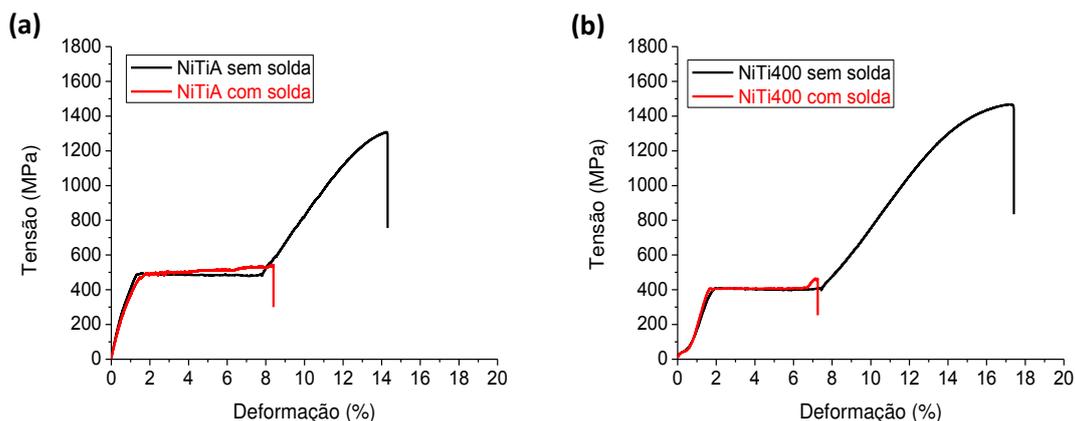
5.1.6 Caracterização Mecânica

A soldagem autógena por pulsos de TIG possibilitou a união tanto dos fios NiTi como recebidos (NiTiA) quanto dos fios tratados termicamente (NiTi400), sendo necessário somente um ou dois pontos de solda para obter juntas soldadas de boa qualidade.

Com o objetivo de verificar a eficiência mecânica das juntas soldadas foram realizados ensaios de tração uniaxial conduzidos até a ruptura, permitindo comparar a resistência mecânica dos fios (íntegros) de referência com os fios soldados. As Figuras 37(a) e 37(b) mostram curvas de tensão-deformação para fios NiTiA e NiTi400, respectivamente. Analisando a Figura 37(a) nota-se que a ruptura do fio NiTiA com solda ocorre em cerca de 60 % da deformação do fio de referência, atingindo valores de tensão da ordem de 550 MPa. Este valor de patamar de tensão é compatível com a tensão de escoamento informada pelo fabricante (Tabela 3). Já o fio NiTi400 com solda (Figura 37b) se rompe com cerca de 45 % da deformação do fio de referência, atingindo valores de tensão da ordem de 500 MPa.

A ruptura prematura dos fios soldados, ao final do patamar de tensão constante correspondente a formação de martensita induzida por tensão (MIT), provavelmente é consequência das mudanças a níveis microestruturais, como crescimento de grão e aparecimento de defeitos ocasionados pelo processo de soldagem.

Figura 37 - Ensaios de tração realizados até a ruptura dos fios NiTi. (a) Fios NiTiA de referência e fios NiTiA com solda. (b) Fios NiTi400 de referência e fios NiTi400 com solda.



Para verificar as propriedades de superelasticidade, foram realizadas comparações entre os fios NiTi de referência e os fios NiTi soldados, por meio de ciclagens com taxas de carregamento e descarregamento controladas. As Figuras 38(a) e 38(b) mostram ciclos de tensão-deformação com deformações máximas de 4 % para os fios NiTiA e NiTi400, respectivamente. Ao analisar a Figura 38(a) é possível afirmar que os fios NiTiA com solda apresentam pouca diferença de comportamento ao longo do ciclo quando comparados aos fios NiTiA de referência. Este comportamento deve-se ao fato de que ao soldar estes materiais ocorre um rearranjo local a nível microestrutural, o qual torna o fio NiTi susceptível de estabilização de suas propriedades de superelasticidade na região soldada. A Figura 39(b) permite uma comparação entre os fios NiTi400 de referência e fios NiTi400 com solda. Nesse caso, observa-se uma primeira região limitada a 1 % de deformação que corresponde à formação da martensita do tipo fase R induzida por tensão. Esse comportamento de aparecimento da fase R é mais um indicativo da formação de precipitados ricos em Ni após o tratamento térmico (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Após o descarregamento, verifica-se que existe uma deformação residual da ordem de 0,8 %, em ambos os fios, que pode ser recuperada por efeito de memória de forma após aquecimento. Esse comportamento é típico de fios NiTi superelásticos com resquícios de presença de martensita (fase R, nesse caso).

Ao observar uma recuperação da deformação residual quase que completa no fio NiTiA com solda, foram realizados outros tipos de avaliações de superelasticidade neste fio. Inicialmente foi realizado o treinamento com 10 ciclos de 4 % de deformação de modo a permitir a completa recuperação da deformação residual do fio, conforme mostrado na Figura 39. Este processo de estabilização cíclica eliminou eventuais deformações residuais, realçando o comportamento superelástico tanto no fio NiTiA sem solda quanto no fio NiTiA com solda. É importante ainda observar que, tanto na Figura 39 quanto na Figura 39, a deformação residual para o primeiro ciclo do fio NiTiA e NiTi400 com solda é menor quando comparada ao fio NiTiA e NiTi400 sem solda. Esse fato ocorre, provavelmente, devido a presença de discordâncias na microestrutura do metal fundido na soldagem que promove uma melhor acomodação de tensões durante o relaxamento das forças trativas.

Figura 38 - Ciclagem mecânica até 4% de deformação a temperatura ambiente para os fios NiTi. (a) Fio NiTiA de referência e fio NiTiA com solda. (b) Fio NiTi400 de referência e fios NiTi400 com solda.

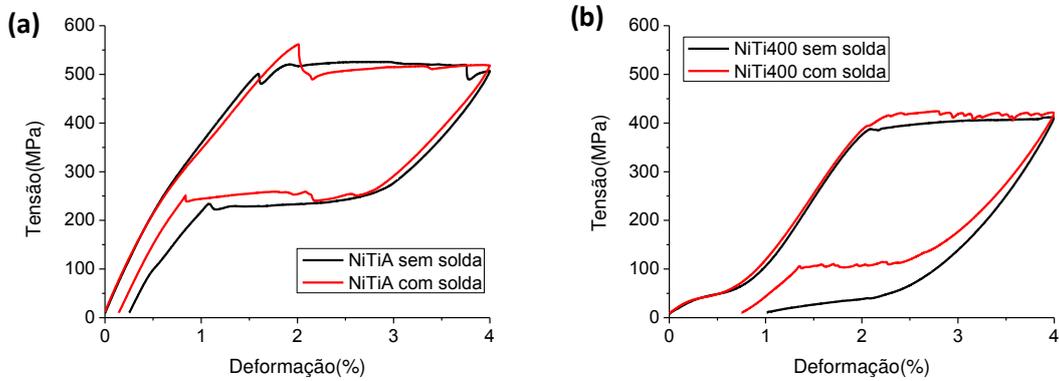
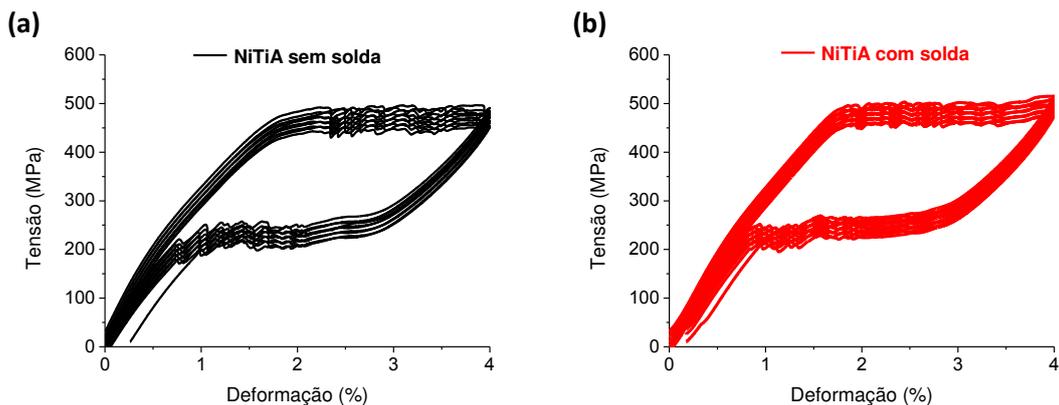


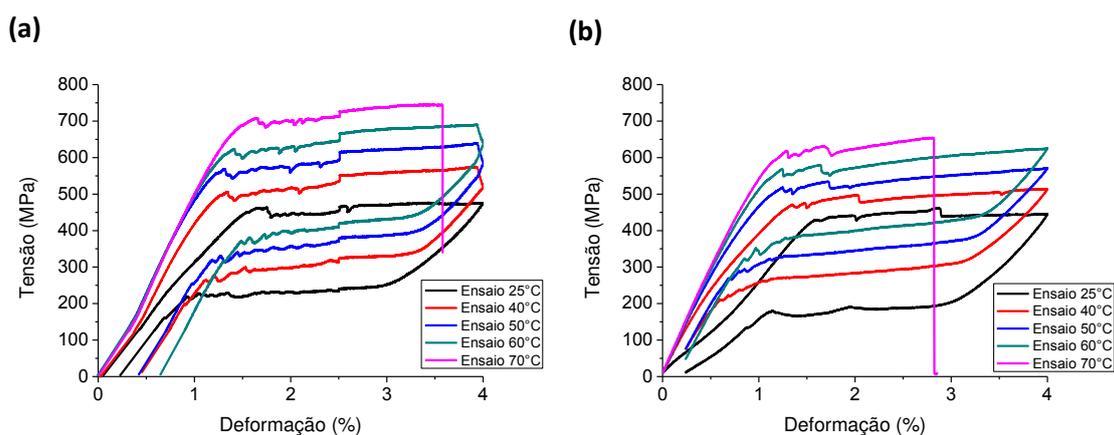
Figura 39 - Treinamento de 10 ciclos até 4% de deformação a temperatura ambiente para o fio NiTi. (a) Fio NiTiA de referência. (b) Fio NiTiA com solda.



De maneira a avaliar se a máxima resistência mecânica de tração da solda seria de 550 MPa para o fio NiTiA e 400 MPa para o fio NiTi400 (Figura 37), foram realizados ensaios de ciclagem mecânica até 4 % de deformação para os fios NiTiA e NiTi400 com solda em temperaturas crescentes, acima da ambiente. Observando a Figura 40(a) e 40(b) é possível afirmar que a medida que se aumenta a temperatura do ensaio ocorre também um aumento no valor da tensão para o início de formação do patamar da martensita induzida por tensão (MIT) e conseqüentemente o valor da resistência mecânica da junta soldada. O comportamento do aumento de tensão para a formação da martensita induzida por tensão já é esperado, devido ao fato que austenita se torna mais estável quando submetida a altas temperaturas sendo necessárias maiores tensões para o

surgimento da martensita induzida por tensão (MIT) (OTSUKA e WAYMAN, 1998). Deste modo é possível sugerir que o que provoca a ruptura prematura, a temperatura ambiente, dos fios NiTiA e NiTi400 com solda é a elevada deformação aplicada a junta soldada e não a tensão mecânica sob a solda, visto que a solda poderia alcançar resistências mecânicas superiores a 750 MPa. O fato da junta soldada não suportar valores de deformação superiores a 8 % pode estar relacionado com a presença de defeitos ocasionados durante o processo de soldagem. É importante também observar na Figura 40(b) que a partir da curva de ensaio a 40 °C o comportamento correspondente do fio soldado é completamente superelástico, o que confirma os resultados obtidos na análise de DSC em que após ~ 37 °C ocorre a conclusão da transformação da fase-R em austenita.

Figura 40 - Ciclagem mecânica até 4% de deformação a temperatura ambiente, 40°C, 50°C, 60°C e 70°C para o fio NiTi. (a) Fio NiTiA com solda. (b) Fio NiTi400 com solda.

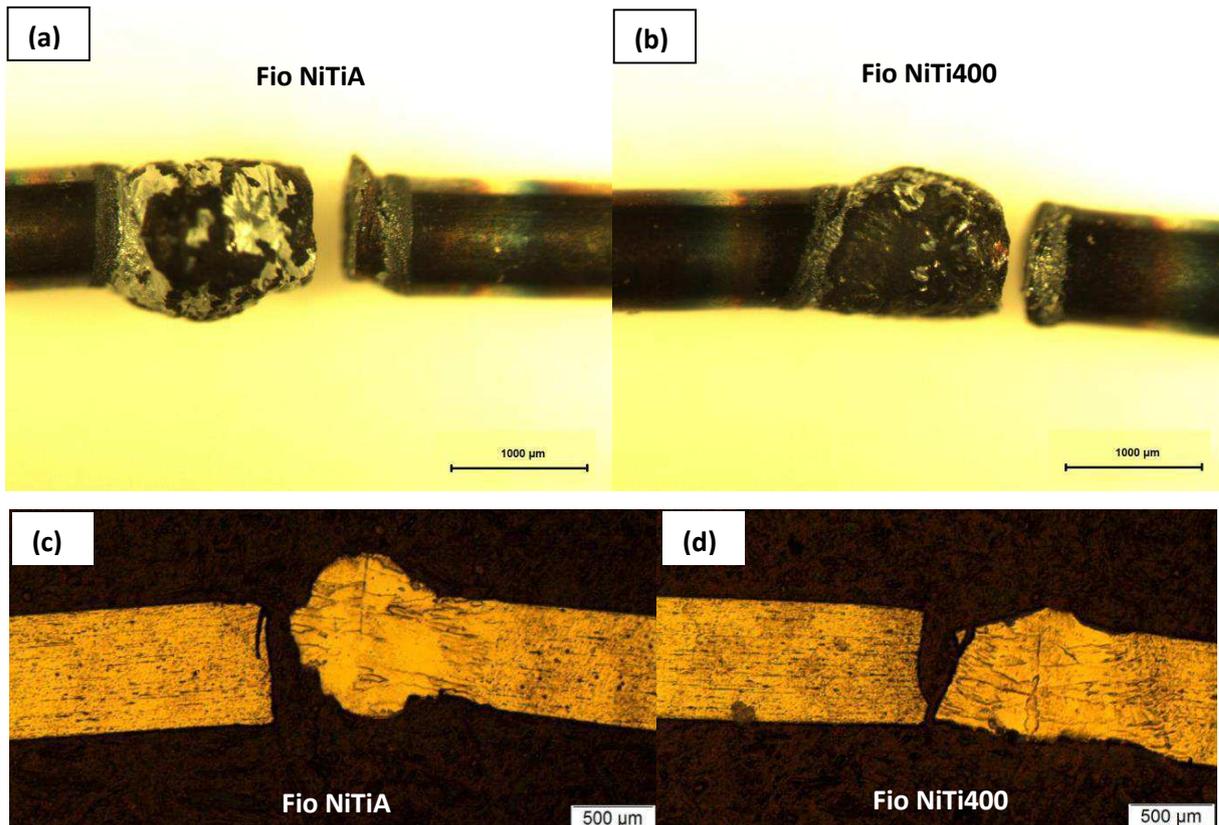


5.1.7 Análise das Superfícies de Fratura

As Figuras 41(a-c) e 41(b-d) mostram imagens obtidas em estereoscópio e em microscopia ótica referentes aos aspectos macroscópicos da fratura para os fios NiTiA e NiTi400, respectivamente. Ambos os fios apresentaram fratura na região de interface entre o metal fundido na soldagem e a ZTA. Isto ocorre provavelmente devido a variação do diâmetro ao longo da solda que na região central apresenta acúmulo de material enquanto nas extremidades forma um “pescoço” de diâmetro reduzido, além disso, é importante mencionar que existe uma alta velocidade de

propagação da trinca em grãos colunares grosseiros presentes nesta região, que crescem da ZTA em direção a linha de solda.

Figura 41 - Aspecto macroscópico da fratura em (a) e (c) para o fio NiTiA com solda; (b) e (d) para o fio NiTi400 com solda.



As superfícies de fratura das Figuras 42 e 43 revelam que tanto nos fios NiTiA sem solda (Figura 42) quanto nos fios NiTi400 sem solda (Figura 43) ocorrem fraturas dúcteis caracterizadas pelo aparecimento de numerosas microcavidades esféricas (*dimples*). Essas fraturas consistem em uma metade de microvazio que se formou e que então se separou durante o processo de fratura resultante de uma falha por tração uniaxial. O aparecimento das microcavidades já era esperado para esses tipos de fios, devido ao formato da curva de tensão-deformação e o fato da morfologia da fratura ser do tipo taça e cone.

Figura 42 - Superfície de fratura em MEV para o fio NiTiA sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades.

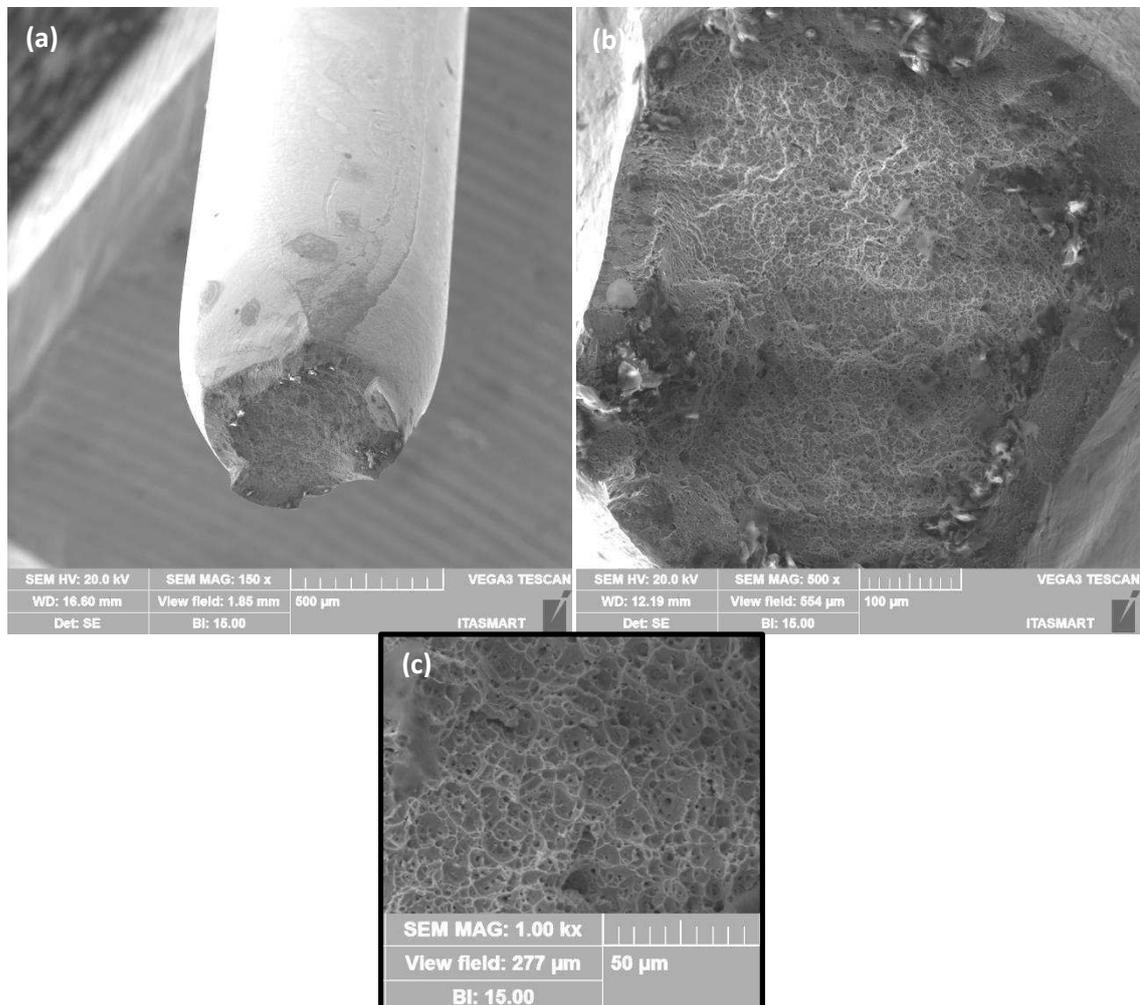
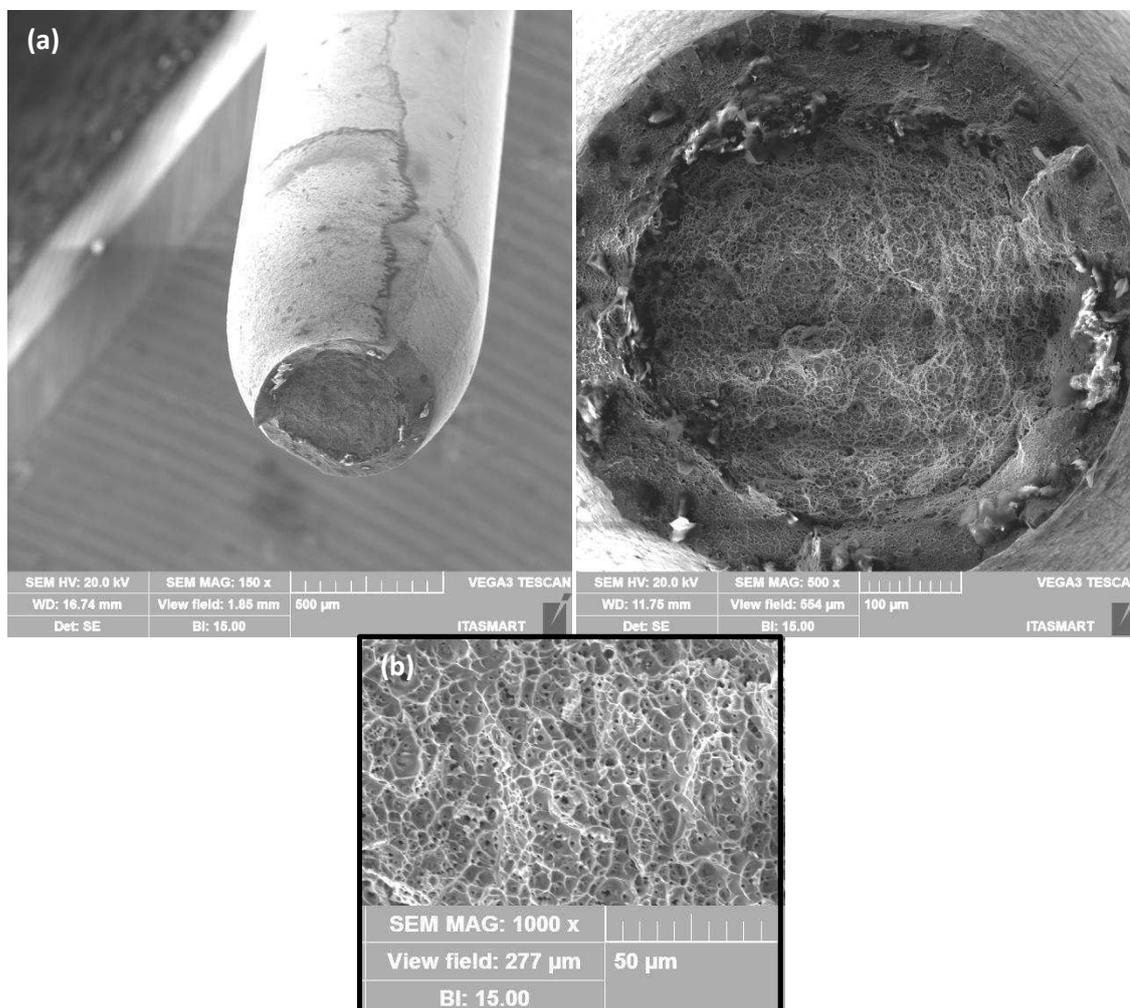
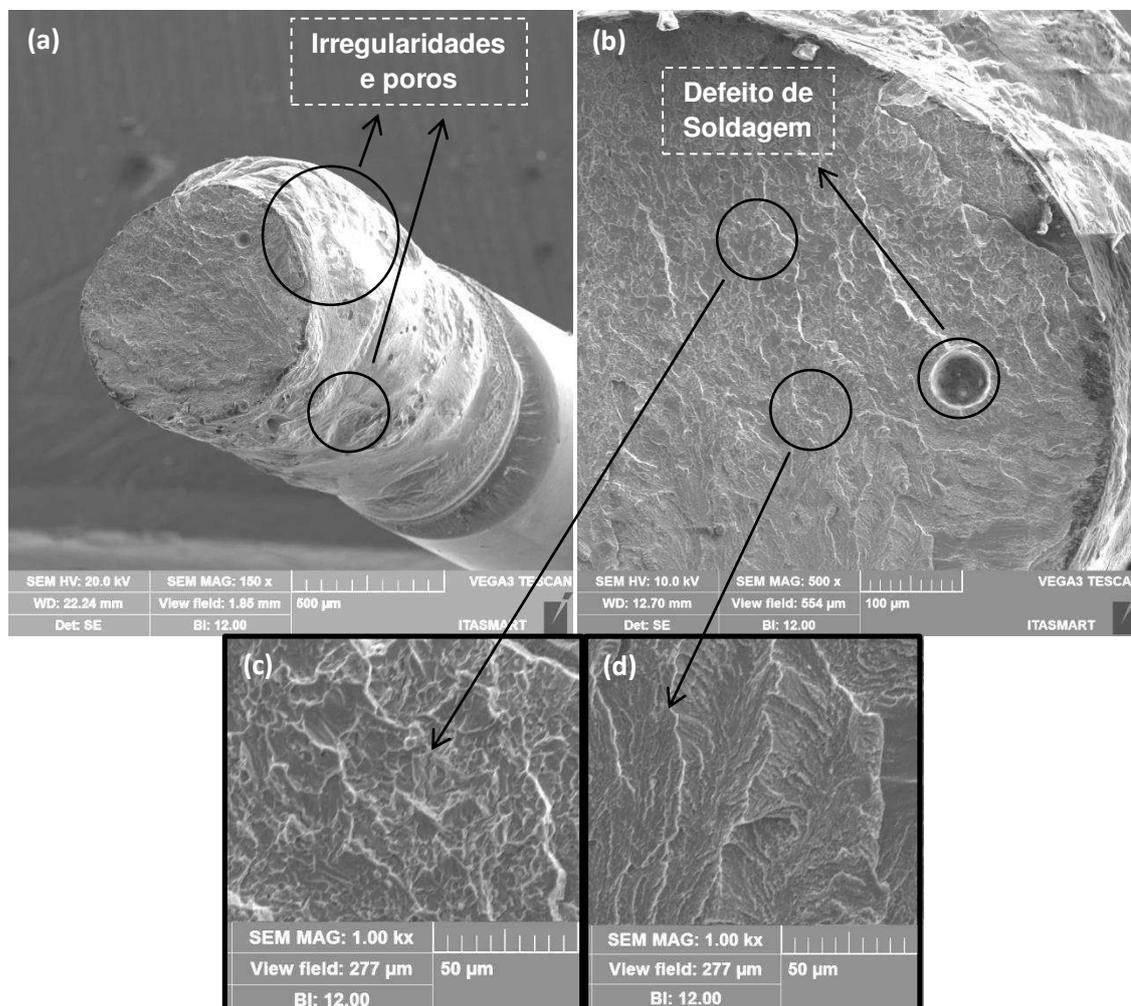


Figura 43 - Superfície de fratura em MEV para o fio NiTi400 sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades.



Ao analisar as Figuras 44(a) e 45(a) verifica-se que a superfície do metal fundido na soldagem apresenta uma disposição pouco regular, chegando a apresentar porosidade, e possíveis resquícios de impurezas. Observando as Figuras 44(b) e 45(b) fica claro a presença de defeitos de soldagem (Figura 44b) e o aparecimento de fratura intergranular (Figura 45b).

Figura 44 - Superfície de fratura em MEV para o fio NiTiA com solda. (a) Vista longitudinal da solda. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades. (d) Ampliação dos planos de clivagens.

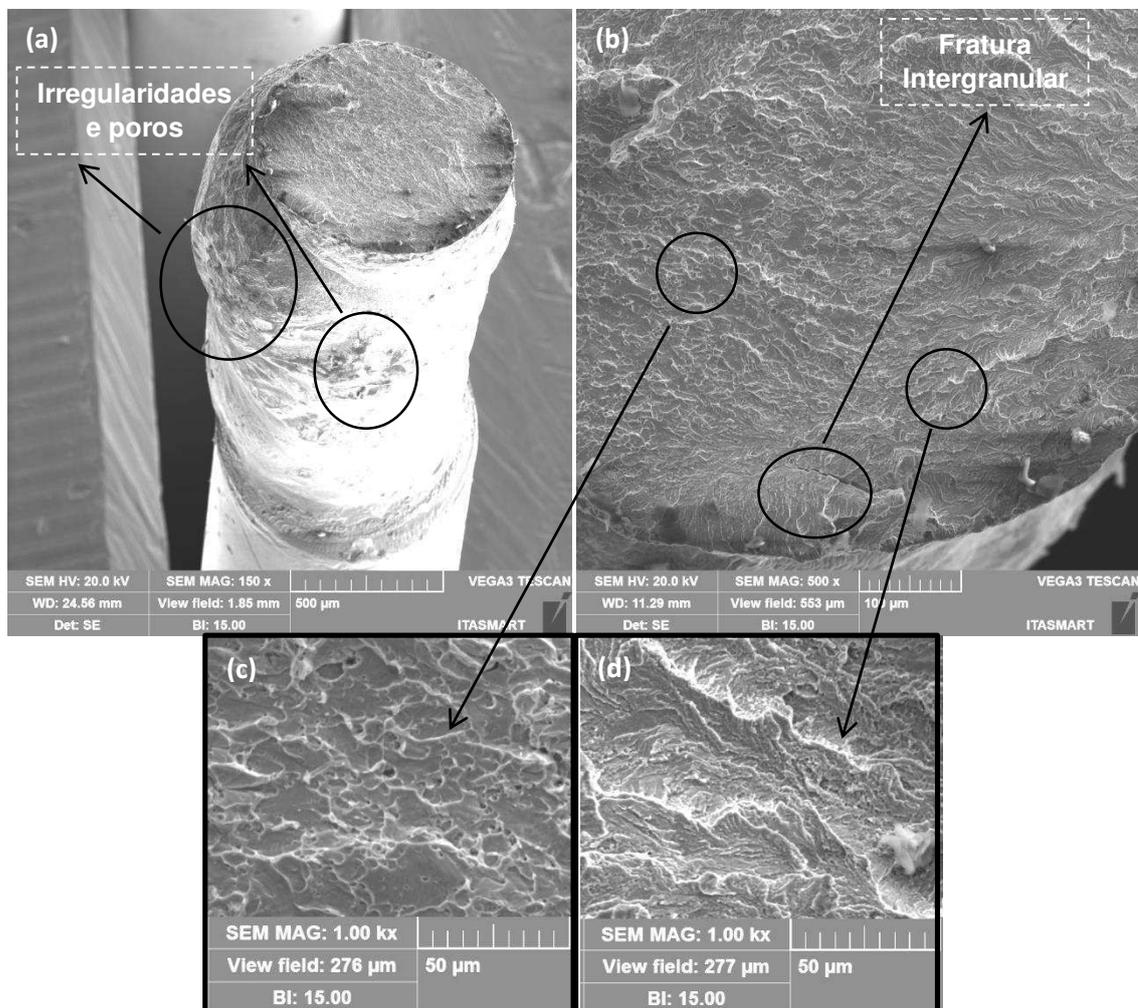


Com base no aspecto geral da superfície da fratura de ambos os fios NiTi soldados, constata-se que o mecanismo predominante de fratura destes fios ocorre por clivagem. Essa fratura é frágil e de origem transgranular, uma vez que as trincas da fratura passam através dos grãos, apresentando uma textura granulada ou facetada, como resultado de mudanças de orientação dos planos de clivagem de um grão para outro. No entanto, ainda verifica-se a presença de regiões com discretas microcavidades que sugerem resquícios de fratura dúctil, visto que os resultados de ensaios mecânicos de tração (Figura 37) confirmariam esta tendência dúctil ao apresentar deformações da ordem de 8 % (caráter superelástico).

Avaliando as juntas soldadas (obtidas) é possível sugerir que a presença de porosidade/impurezas nas superfícies do metal fundido na soldagem, a

irregularidade ao longo da região soldada e o aparecimento de defeitos de soldagem na superfície de fratura podem certamente atuar como concentradores de tensões de modo a promover o início de falhas que se propagam até provocar a fratura (frágil) da solda, tendo como consequência a redução das propriedades mecânicas que ocasionariam a fratura prematura dos fios de NiTi com solda, quando comparados aos fios NiTi sem solda.

Figura 45 - Superfície de fratura em MEV para o fio NiTi400 com solda. (a) Vista longitudinal da solda. (b) Vista de topo da superfície de fratura. (c) Ampliação das microcavidades. (d) Ampliação dos planos de clivagens.

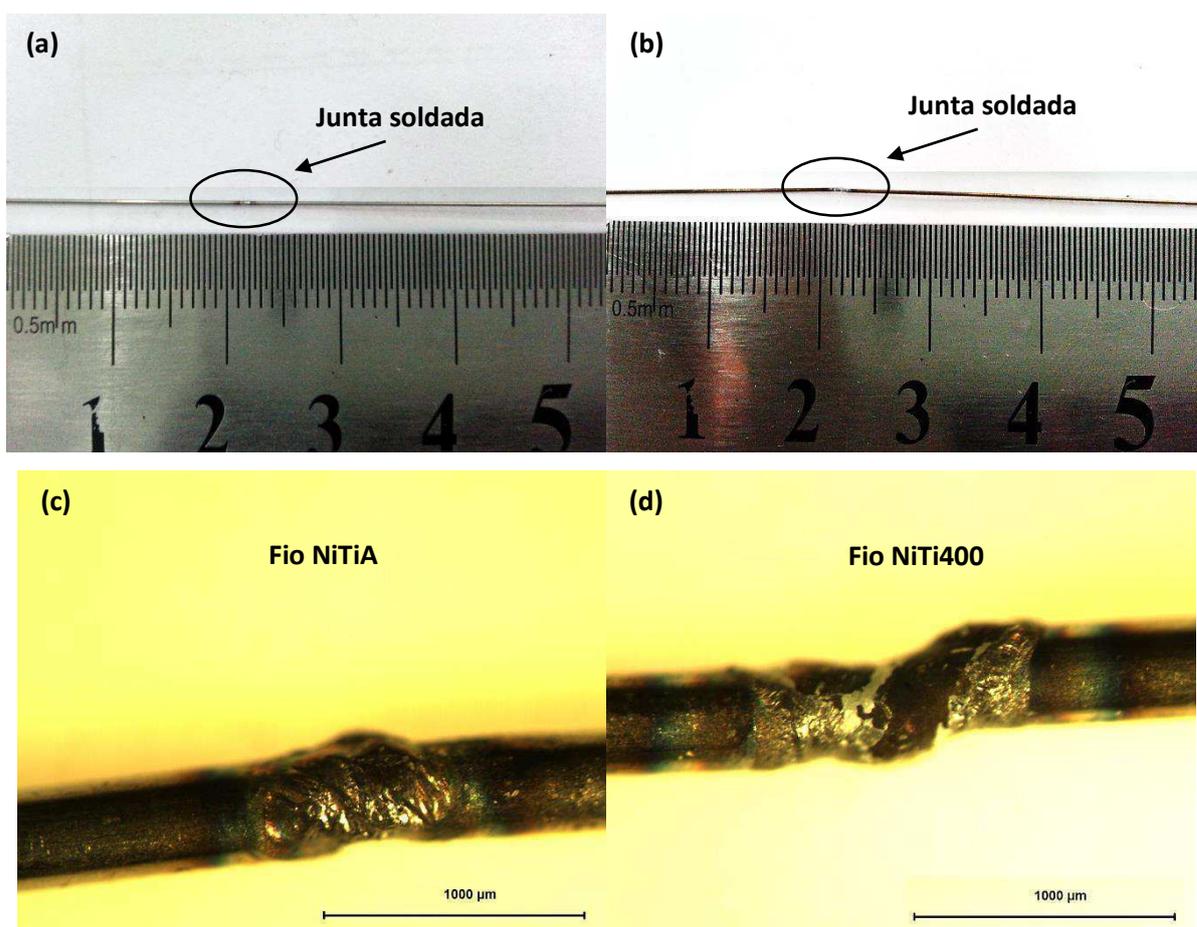


5.2 Fios NiTi de 0.4 mm de diâmetro

5.2.1 Análise macroscópica da solda

A Figura 46 mostra o aspecto macroscópico da junta soldada para os fios NiTiA e NiTi400 com 0,4 mm de diâmetro. Estes fios apresentam juntas soldadas com comprimento variando entre 0,6 e 1,2 mm, equivalente a metade do comprimento das juntas dos fios de 0,9 mm de diâmetro. Ao observar a Figura 46 (d), é possível perceber uma aparente descontinuidade da junta soldada do fio NiTi400 quando comparada ao fio NiTiA (Figura 46 c).

Figura 46 - Aspecto macroscópico da solda para (a) e (c) fio NiTiA e (b) e (d) fio NiTi400.



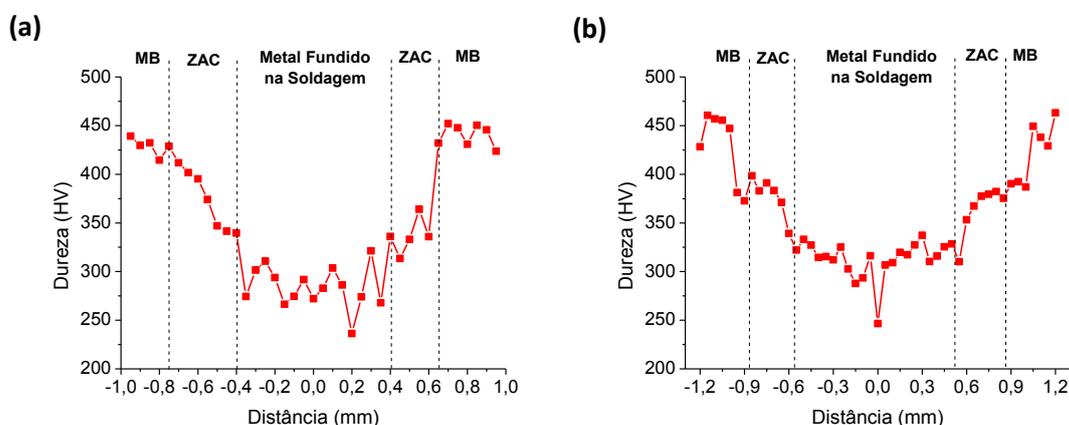
Essa falta de continuidade ocorre devido fato da máquina utilizada no processo de soldagem TIG apresentar um sistema manual de posicionamento da distância em relação ao eletrodo, como também de alinhamento de topo entre os

fios. Além disso, após o tratamento térmico efetuado a 400 °C os fios de NiTi se tornam mais flexíveis, o que dificulta ainda mais o alinhamento de topo para a soldagem, ocasionando variações angulares entre as extremidades da junta soldada.

5.2.2 Ensaio de Dureza

A variação na dureza Vickers (HV) para os NiTiA e NiTi400, ambos com solda, pode ser observada na Figura 47. É possível determinar a dureza média para cada região da junta soldada. Para o fio NiTiA (Figura 47a) nota-se que a dureza média do metal fundido na soldagem é de 284 HV, enquanto na zona termicamente afetada esse valor passa para 348 HV e no metal de base atinge 434 HV. Já para o fio NiTi400 (Figura 47b) ocorre aumento nos valores da dureza média no metal fundido na soldagem (314 HV), na zona termicamente afetada (380 HV) e no metal de base (448 HV).

Figura 47 - Distribuição de dureza para os fios NiTi soldados. (a) NiTiA. (b) NiTi400.

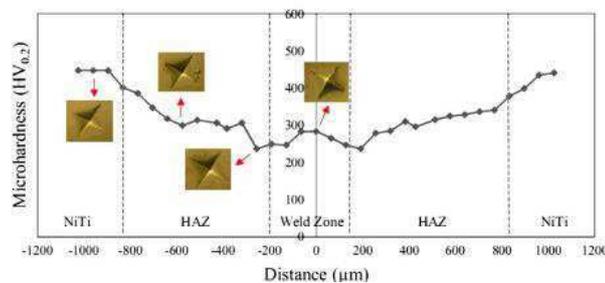


Esse comportamento pode estar relacionado a mudanças a níveis microestruturais como transformações de fase, aparecimento de precipitados e variações no tamanho de grão decorrentes do tratamento térmico efetuado a 400 °C nestes fios. De uma forma geral, os valores médios de dureza para cada região destes fios já eram esperados. Assim como foi relatado nos estudos realizados por Vieira et al (2011) e Yang et al (2014), existe uma tendência de aumento da dureza no sentido do metal fundido (na soldagem) para o metal base. Esse aumento esta

totalmente relacionado aos tamanhos de grãos que crescem em sentido contrário: o metal fundido na soldagem é formado por grãos colunares grosseiros, enquanto que o metal de base é formado por grãos equiaxiais refinados.

Comparando os resultados obtidos neste estudo com aqueles apresentados no trabalho realizado por Mirshekari et al (2013) (Figura 48), percebe-se uma grande diferença no comprimento do metal fundido na soldagem. Neste estudo o comprimento desta região varia de 0,8 a 1,2 mm, já no trabalho daqueles autores, em comparação o comprimento zona fundida na soldagem, foi de aproximadamente 0,4 mm. Essa variação pode ser explicada ao comparar os processos de soldagem utilizados, que no caso de Mirshekari et al (2013) foi a soldagem a laser, a qual proporciona elevadas descargas de calor localizado, garantindo reduzida área de metal de solda e elevada área de zona termicamente afetada, quando comparada a soldagem TIG.

Figura 48 - Distribuição de dureza para fios NiTi austeníticos de 0,36 mm de diâmetro soldados a laser.

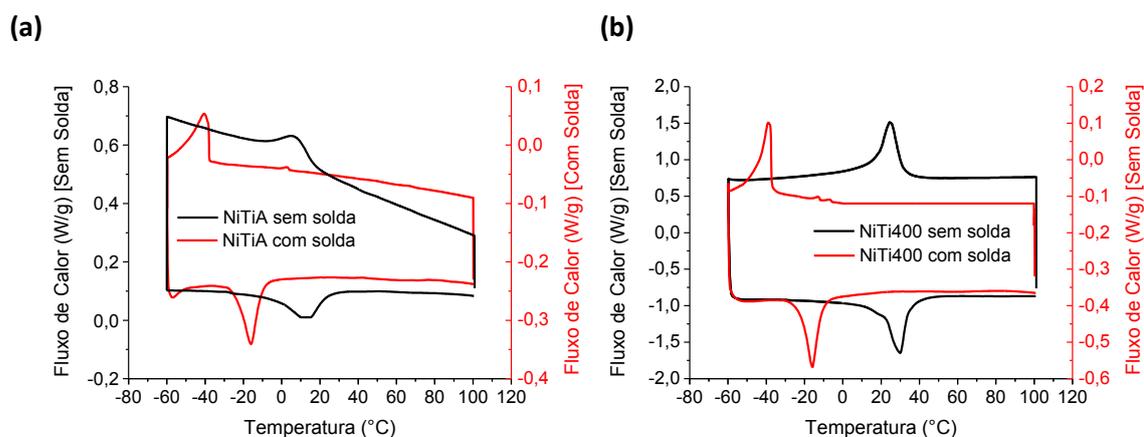


(Fonte: MIRSHEKARI et al, 2013)

5.2.3 Análise Térmica (DSC)

Para analisar as temperaturas de transformações de fases nos fios NiTiA e NiTi400 de 0,4 mm e promover uma comparação com os respectivos fios soldados, foram obtidas curvas de DSC que podem ser visualizadas na Figura 49.

Figura 49 - Curvas de DSC para os fios NiTi. (a) Fio NiTiA sem solda e com solda. (b) Fio NiTi400 sem solda e com solda.



A partir destas curvas foram extraídas as temperaturas de transformação de fase, a histerese térmica (ΔT_h) e as entalpias de transformação de fase (ΔH). A Tabela 7 mostra os valores de histerese e de entalpia obtidos.

Tabela 7 – Valores de histerese térmica e entalpia de transformação para os fios NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.

	Histerese Térmica (°C)	Entalpia de Transformação (J/g)	
	(ΔT_h)	Direta (resfriamento)	Reversa (aquecimento)
NiTiA sem solda	6,2	2,3	3,8
NiTiA com solda	24,5	3,7	4,1
NiTi400 sem solda	5,6	6,1	5,8
NiTi400 com solda	23,1	6,3	6,3

Analisando a Tabela 7, é possível sugerir que, assim como nos fios NiTi de 0,9 mm de diâmetro, as transformações de fase observadas são referentes a fase-R, pois o valor médio da histerese térmica foi de 5,9 °C para os fios sem solda e os valores de entalpia de transformação média equivalem a $\Delta H \sim 4,8$ J/g. Estes valores são típicos da transformação referente a fase-R. Observando a histerese térmica de ambos os fios após a solda percebe-se um aumento considerável quando comparado aos fios sem solda (fato também observado para NiTiA de 0,9 mm de diâmetro – Tabela 5), essa variação pode ter ocorrido devido as tensões térmicas provocadas pelo processo soldagem, promovendo maior mobilidade atômica e

aumentando a histerese térmica, embora o calor envolvido em um curto tempo não tenha sido suficiente pra promover o aparecimento da martensita (B19'), visto que os valores das entalpias de transformação permanecem inferiores a 8 J/g (OTSUKA e WAYMAN, 1998) . Ainda é importante mencionar que nos fios NiTi400 (\varnothing 0,4 mm e \varnothing 0,9 mm) sem solda os picos característicos das transformações de fases são mais evidentes e acentuados, apresentando também maior área que corresponde a maiores entalpias de transformação.

Tabela 8 – Temperaturas de transformação de fase obtidas de ensaio DSC para os fios NiTiA e NiTi400 com solda e sem solda.

	Temperatura de Transformação de Fase (°C)					
	R _s	R _p	R _f	A _s	A _p	A _f
NiTiA sem solda	-10,8	7,1	17,5	-5,1	13,0	24,3
NiTiA com solda	-37,9	-40,1	-49,3	-25,7	-16,0	-9,0
NiTi400 sem solda	31,5	31,4	13,8	21,3	36,7	35,4
NiTi400 com solda	-37,1	-38,8	-45,5	-22,4	-15,9	-8,4

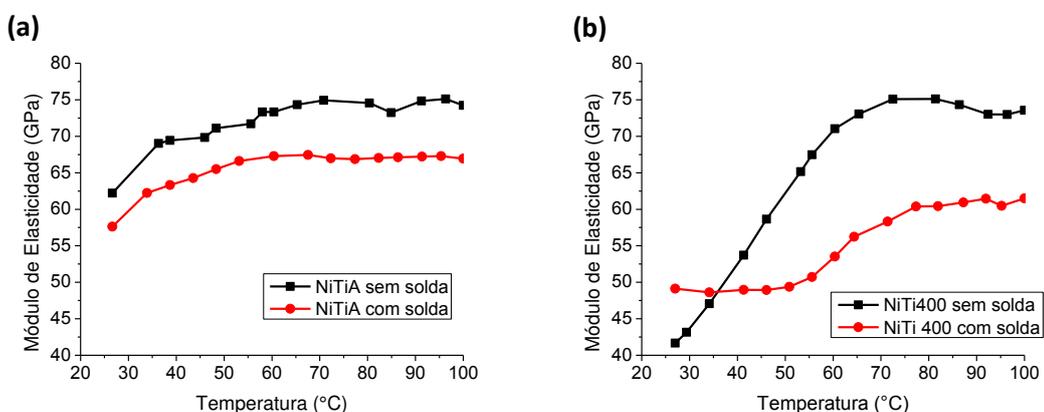
A Tabela 8 apresenta os valores das temperaturas de transformação de fase para a fase-R e a austenita. Constata-se que a soldagem promoveu uma redução do pico de transformação de até 30 °C para os fios NiTiA e de até 50 °C para os fios NiTi400. Além disso, as temperaturas de transformação de fase para os fios NiTiA com solda e NiTi400 com solda foram muito próximas, evidenciando que, neste caso, as diferenças microestruturais dos fios de referência não afetaram o processo de soldagem.

5.2.4 Análise Termomecânica (DMA)

A Figura 50(a) mostra a variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTiA sem solda e com solda. Nota-se que, neste caso, o comportamento de ambos os fios apresentam uma tendência de aumento uniforme de valores de módulo de elasticidade que corresponde a fase austenítica (57 a 73

GPa) com redução aproximadamente 10 GPa para os fios com solda a temperatura ambiente, conforme também foi visto nos fios NiTiA de 0,9 mm de diâmetro. Já ao avaliar a Figura 50(b) é possível observar, para o fio NiTi400 sem solda, um aumento linear no módulo de elasticidade até temperaturas próximas a 60 °C. Nesta mesma faixa de temperatura, os fios NiTi400 com solda praticamente não apresentaram variações de módulo, que ficaram constante em aproximadamente 50 GPa e atingiram 60 GPa com o aquecimento entre 100 °C e 60 °C.

Figura 50 - Comportamento de módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi.
 (a) Fio NiTiA de referência e com solda. (b) Fio NiTi400 de referência e com solda.

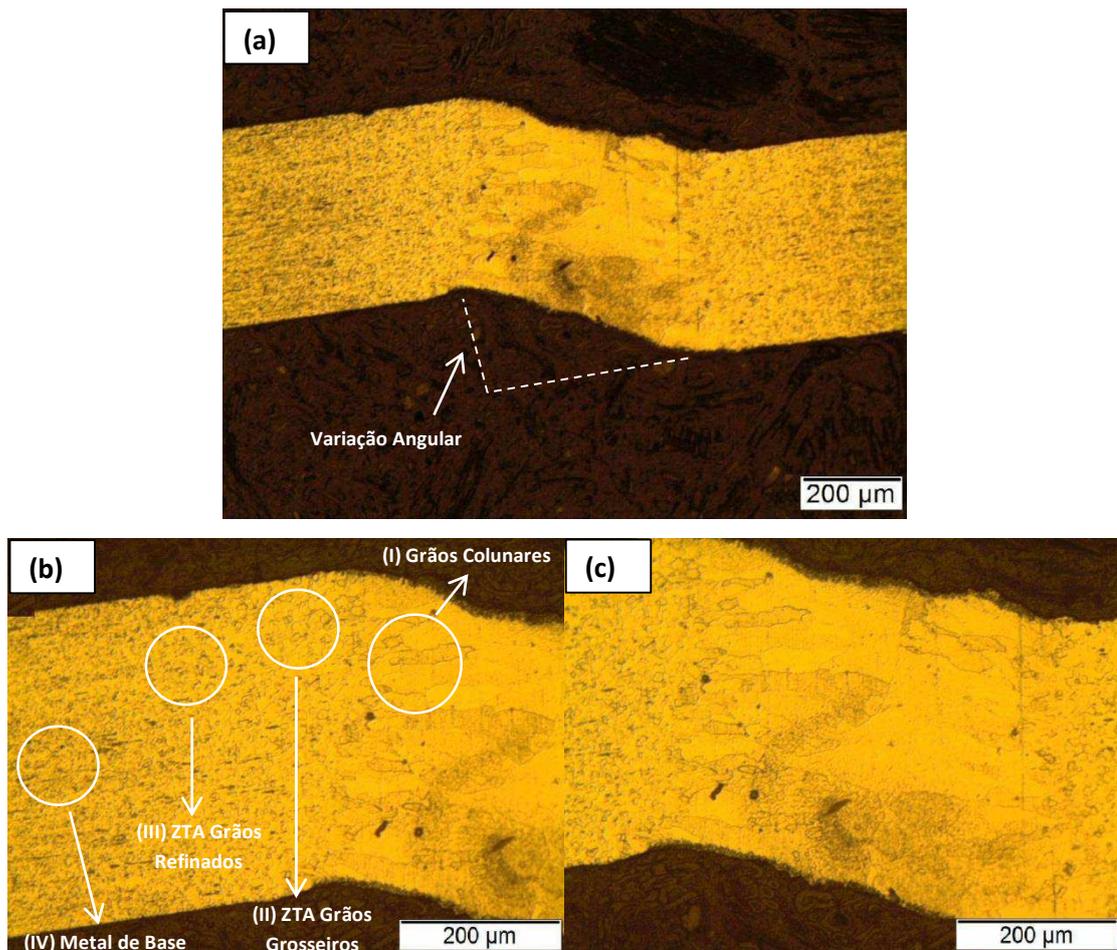


5.2.5 Análise Microestrutural

A análise microestrutural da junta soldada para os fios NiTiA e NiTi400, mostradas nas Figuras 51 e 52, respectivamente, foram realizadas através de microscopia ótica. A Figura 51(a) permite ter uma noção do comprimento da solda do fio NiTiA, correspondente a cerca de 0,6 mm. Nota-se ainda nesta figura uma grande variação angular ($\sim 40^\circ$) entre a direção dos fios e da junta soldada. Observando a Figura 51(b) é possível diferenciar quatro regiões: (I) início da formação dos grãos colunares do metal fundido na soldagem, (II) ZTA de grãos grosseiros, (III) ZTA de grãos refinados e (IV) metal de base (MB). O metal fundido na soldagem é mostrado na Figura 51 (c), na qual se percebe que os grãos colunares crescem da ZTA direcionados ao centro da solda. No entanto, diferentemente dos fios NiTi de 0,9 mm de diâmetro, não é possível diferenciar a linha de solda que definiria o centro da solda. A ausência da linha de solda permite

deduzir que existe uniformidade e homogeneidade ao longo de toda a microestrutura do metal fundido na soldagem, característica essa que pode promover melhorias nas propriedades termomecânicas da junta soldada.

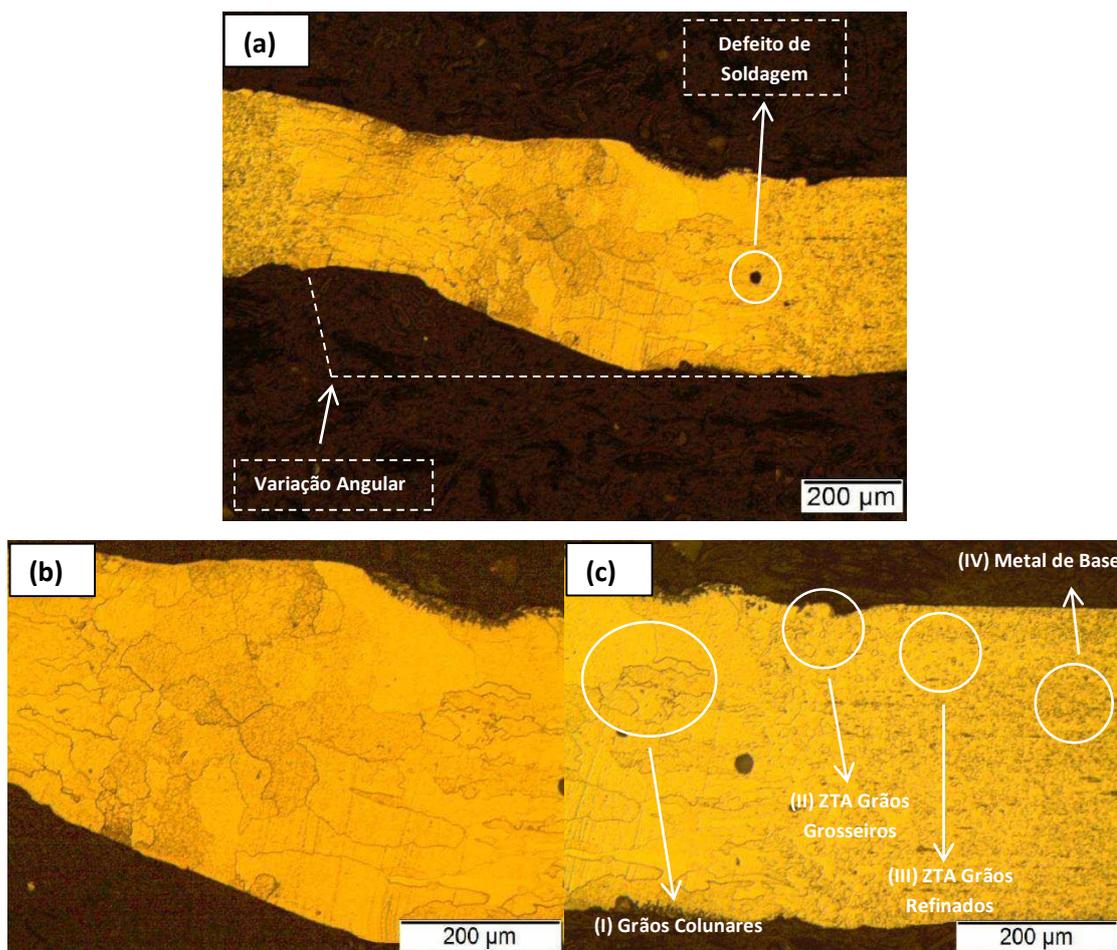
Figura 51 - Microestrutura obtida por microscopia ótica para o fio NiTiA com solda. (a) Aspecto geral da solda. (b) Interface entre o metal fundido na soldagem, ZTA e MB. (c) Ampliação do centro da solda.



A Figura 52(a) mostra a morfologia da junta soldada para o fio NiTi400, para a qual se pode afirmar que o comprimento médio da solda é de aproximadamente 0,9 mm. Assim como nos fios NiTiA, ocorre uma variação angular da ordem de 30° no alinhamento dos fios com relação a junta soldada. Além disso, é possível perceber a presença de defeitos de soldagem na região que compreende ao metal fundido na soldagem. A ampliação da região central da solda é mostrada na Figura 52(b), na qual é possível observar que não existe linha de solda diferenciada, evidenciando a continuidade dos grãos colunares nesta região. Já na Figura 52(c) é possível identificar as quatro regiões distintas na junta soldada: (I) grãos colunares do metal

fundido na soldagem, (II) ZTA de grãos grosseiros, (III) ZTA de grãos refinados e (IV) metal de base.

Figura 52 - Microestrutura obtida por microscopia ótica para o fio NiTi400 com solda. (a) Aspecto geral da solda. (b) Ampliação do centro da solda. (c) Interface entre o metal fundido na soldagem, ZTA e MB.

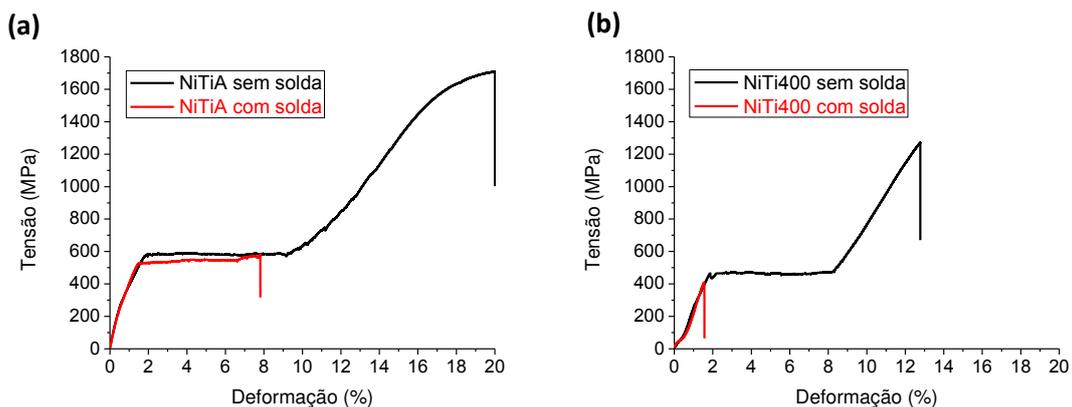


5.2.6 Caracterização Mecânica

Para avaliar a resistência mecânica da junta soldada nos fios NiTiA e NiTi400 foram realizados ensaios de tração até a ruptura para os fios com e sem solda, de modo a estabelecer um comparativo e determinar a eficiência do processo de soldagem utilizado. Ao observar a Figura 53(a) é possível afirmar que o fio NiTiA com solda alcançou até 8 % de deformação, cerca de 60 % a menos quando comparado ao fio NiTiA de referência. Os valores de resistência máxima a tração obtidos foram equivalentes a 600 MPa, aproximadamente 35 % da resistência

máxima do fio NiTiA de referência. É importante também mencionar que ocorre uma redução de até 50 MPa de tensão para o início do patamar de formação da martensita induzida por tensão (MIT) para o fio NiTiA com solda. Esse comportamento pode ocorrer devido ao processo de soldagem favorecer o aparecimento de tensões residuais localizadas na junta soldada (metal fundido na soldagem e ZTA), de forma que a tensão necessária para a formação da martensita induzida por tensão pode ser proporcionalmente reduzida (CHAN et al, 2012). A Figura 53(b) compara as respostas mecânicas dos fios NiTi400 (com e sem solda), em que é perceptível a fratura prematura do fio NiTi400 com solda, suportando tensões máximas da ordem de 410 MPa, correspondente a cerca de 32 % da resistência máxima do fio NiTi400 de referência. Os valores de deformação máxima ficaram na faixa de apenas 1,5 %, que equivale a 11 % da deformação do fio NiTi400 de referência. É possível sugerir que a elevada variação angular no alinhamento dos fios com relação a direção da solda, somado a defeitos soldagem (citados no item 5.2.4), ocasionaram perdas de propriedades mecânicas para o fio NiTi400 com solda.

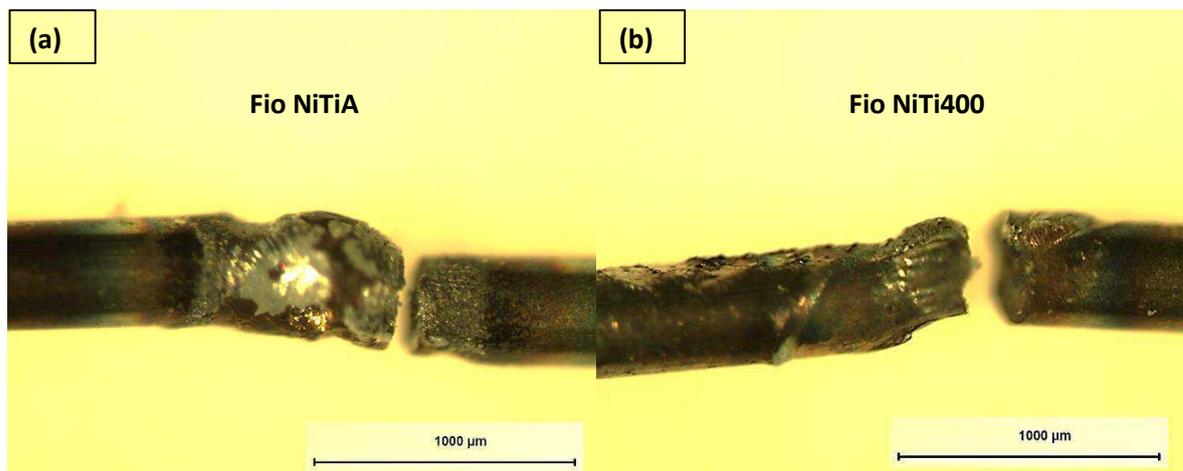
Figura 53 - Ensaio de tração realizados até a ruptura dos fios NiTi. (a) Fios NiTiA de referência e fios NiTiA com solda. (b) Fios NiTi400 de referência e fios NiTi400 com solda.



5.2.7 Análise das Superfícies de Fratura

A Figura 54 revela o aspecto macroscópico da fratura obtida através do uso do estereoscópio para os fios NiTiA e NiTi400. Ao comparar as Figuras 54(a) e 54(b) é possível afirmar que a fratura no fio NiTiA ocorreu na interface entre o metal fundido na soldagem e a zona termicamente afetada (semelhante aos fios de 0,9 mm de diâmetro). Já o fio NiTi400 apresentou fratura numa área próxima ao centro da solda (metal fundido na soldagem). Essa característica é comum para juntas soldadas que falham por fratura frágil, geralmente ocasionadas devido a presença de defeitos de soldagem ou a formação de compostos intermetálicos (MIRSHEKARI et al, 2013).

Figura 54 - Aspecto da fratura dos fios NiTi. (a) Fio NiTiA com solda. (b) Fio NiTi400 com solda.



As Figura 55 e 56 mostram, por meio de microscopia eletrônica de varredura, as superfícies de fratura para o fio NiTiA (Figura 55) e para o fio NiTi400 (Figura 56). Nota-se que, assim como para os fios de 0,9 mm de diâmetro, a fratura destes fios ocorre de maneira dúctil.

Observa-se a presença de microcavidades (*dimples*), superfícies de fratura em forma de taça e cone e as curvas de tensão-deformação com elevados valores de deformação confirmam a natureza deste tipo de fratura.

Figura 55 - Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTiA sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura.

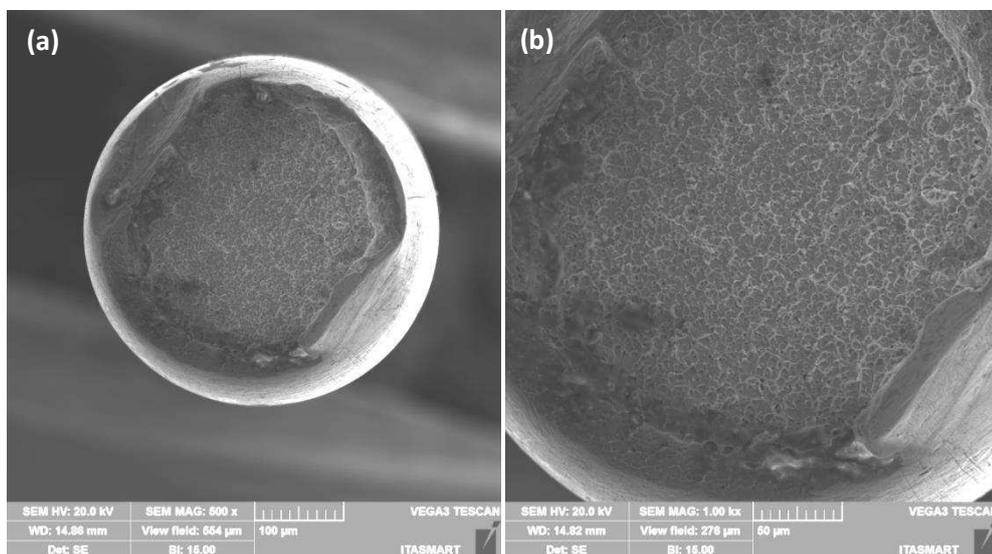
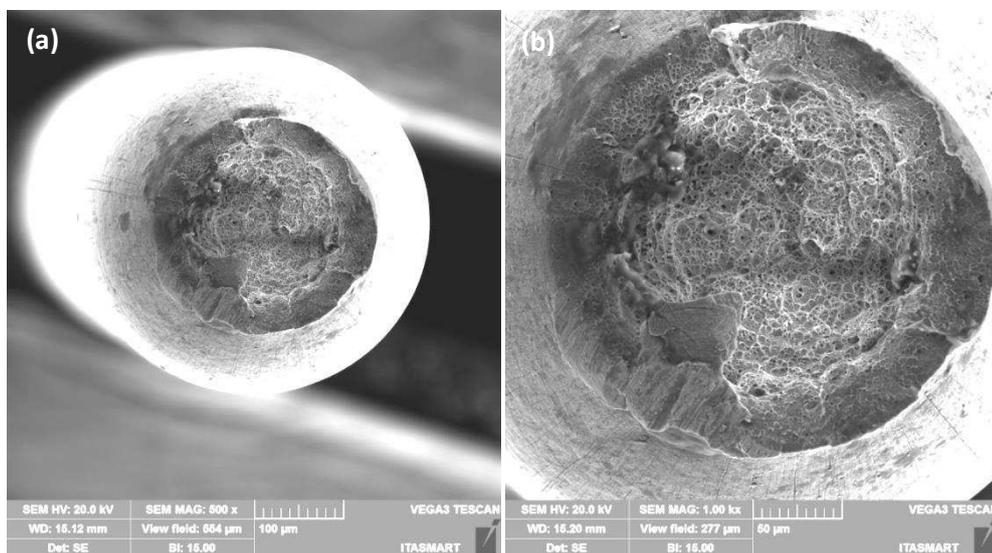


Figura 56 - Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTi400 sem solda. (a) Morfologia taça e cone. (b) Vista de topo da superfície de fratura.



A superfície de fratura para os fios NiTiA com solda (Figura 57) e NiTi400 com solda (Figura 58). É possível perceber que a textura da superfície de fratura é predominantemente constituída por planos de clivagens, denotados através de linhas multifacetadas que revelam as direções do crescimento de falhas que proporcionaram a ruptura da junta soldada. Na Figura 57 também é possível observar planos de diferentes alturas ao longo da superfície de fratura,

caracterizando o tipo de fratura frágil. No entanto, é possível perceber em uma delimitada região da superfície de fratura uma discreta presença de microcavidades, que provavelmente foram responsáveis por resquícios de ductilidade no comportamento mecânico deste fio ao longo da curva tensão-deformação.

Figura 57 - Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTiA com solda. (a) Vista de topo da superfície de fratura. (b) Superfície de fratura.

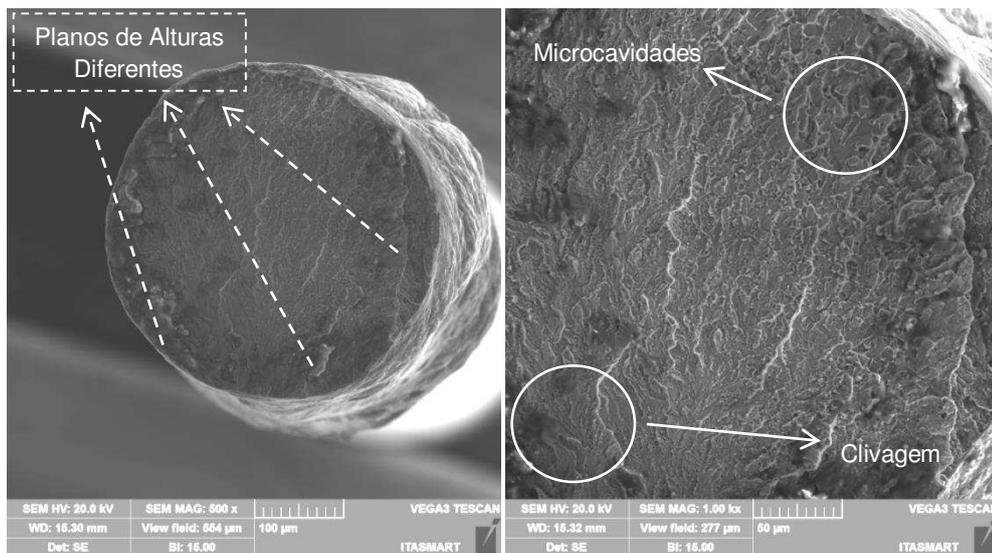
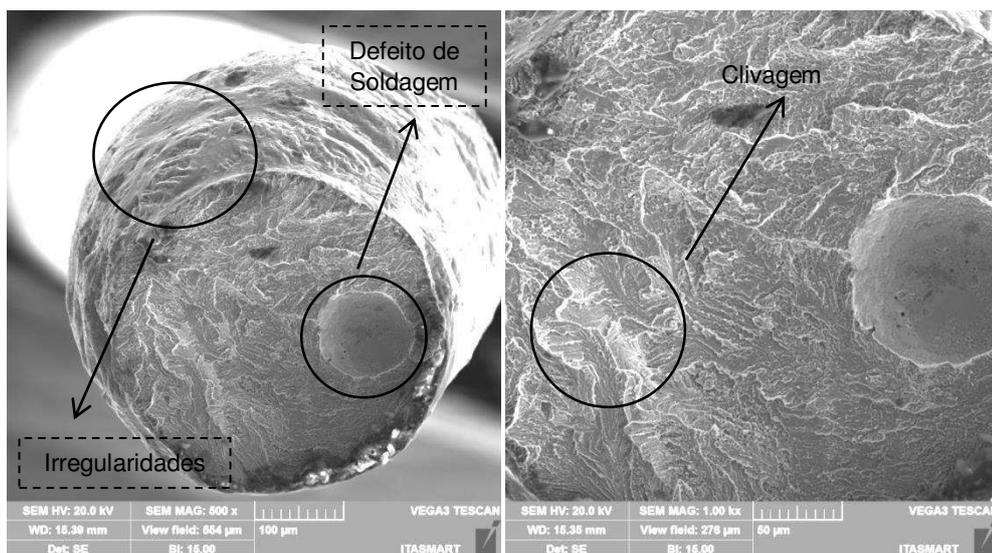


Figura 58 - Superfície de fratura observada em microscopia eletrônica de varredura para fio NiTi400 com solda. (a) Vista de topo da superfície de fratura. (b) Superfície de fratura.



6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Neste estudo foi apresentada uma análise experimental sobre o efeito da soldagem autôgena por pulsos de TIG nas propriedades termomecânicas de fios de NiTi, originalmente apresentando superelasticidade para aplicações na área médica e odontológica.

Através de ensaios de DSC (fios sem solda) foi possível constatar que os fios NiTiA de ambos os diâmetros (0,4 e 0,9 mm), em temperatura ambiente (25 °C), encontram-se no estado autênico ($A_f = 20,8$ °C e 24,3 °C, respectivamente), enquanto que os fios de NiTi400, tratados termicamente, encontram-se em um estado misto (fase-R e austenita). Ainda foi possível constatar, para todos os fios NiTi estudados, que ao realizar a soldagem ocorrem reduções nas temperaturas de transformação de fase de até 68 °C, fato que foi associado as mudanças metalúrgicas oriundas do processo de soldagem.

Ensaio de análises dinâmico-mecânicas (DMA) revelaram que o perfil qualitativo do módulo de elasticidade ao longo da variação de temperatura (30 a 100 °C) é, predominantemente, semelhante quando se compara os fios NiTi íntegros com os respectivos fios com solda.

Ao avaliar as propriedades mecânicas foi possível perceber que, para todos os fios, ocorrem rupturas prematuras da junta soldada quando comparado aos respectivos fios NiTi íntegros. Além disso, foram também observadas variações de tensão máxima suportada. No entanto, as deformações máximas suportadas, em todos os casos de fios soldados, apresentaram predominantemente, valores próximos, na faixa de 6 a 8 %. Sendo assim, é possível sugerir que a ruptura prematura dos fios NiTi com solda ocorre devido deformação da junta soldada, visto que nessa região são observados defeitos de soldagem que podem atuar como concentradores de tensões, provocando o início de falhas, que se propagam até resultarem na fratura da solda.

O processo de soldagem não promoveu mudanças sobre as propriedades superelásticas para todos os fios de NiTi estudados, visto que nas ciclagens mecânicas realizadas para os fios NiTiA, o fenômeno de superelasticidade foi observado para ambos os fios, com solda e sem solda.

Ao comparar o efeito da soldagem TIG sobre fios de NiTi com diferentes diâmetros foi possível constatar que, devido ao processo utilizado apresentar a desvantagem de ser uma técnica de caráter manual, a soldagem para os fios de menores diâmetros pode ser dificultada. Isso ocorre devido a alta precisão necessária para que o operador tenha êxito ao alinhar os fios de topo e localizar o eletrodo no centro desse alinhamento. Essa dificuldade pode promover variações angulares da ordem de 30 a 40° no alinhamento dos fios com relação a junta soldada, que possivelmente foi responsável pela fratura prematura do fio NiTi400 (0,4 mm) soldado. Desta forma, recomenda-se o uso da técnica de soldagem utilizada, principalmente, para fios de diâmetros próximos ou superiores a 0,9 mm de diâmetro.

A análise das superfícies de fratura mostrou que para todos os fios NiTi íntegros, a fratura se deu de maneira dúctil devido a presença de microcavidades e morfologia do tipo taça e cone. Já para os fios NiTi com solda, a fratura ocorreu de maneira frágil, pelo fato da superfície de fratura apresentar, predominantemente, planos de clivagens e a presença discreta de resquícios de microcavidades. Através da análise das superfícies de fratura também foi possível observar a presença de defeitos de soldagens, irregularidades e porosidade na superfície da junta soldada que provavelmente podem ter atuado como concentradores de tensão contribuindo para a falha prematura da junta soldada.

Finalmente, conclui-se que, de modo geral, o processo de soldagem por pulsos de TIG se mostrou eficiente para a união de fios de NiTi, desde de que o regime de trabalho desses fios não ultrapassem o limite de valores próximos a 7 % de deformação quando submetidos ao fenômeno de superelasticidade.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar um estudo sobre tratamentos térmicos após a soldagem de maneira a promover recozimento na junta soldada, reduzindo os tamanhos de grãos da ZTA e do metal fundido na soldagem;

- 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 em regime superelástico suportados pela junta soldada;

- Realizar estudos de corrosão nas juntas soldadas, visto que, as aplicações preferenciais destes fios ocorrem na área médica.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANTUNES, A. S., TOSETTI, J.P.V., OTUBO, J., 2013. "High shape recovery Ni-Ti SMA wire produced from electron beam melted ingot". *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 577, pp 265-267.
- BOHMAN, C.F., 1974. "The laser and microsoldering". Society of Manufacturing Engineers, Technical Paper AD 74810, pp 19.
- CALLISTER Jr, W. D., 2008. "Ciência e engenharia de materiais: uma introdução". John Wiley & Sons, Inc., 7ª ed, Nova York, NY.
- CHAN, C.W., MAN, H.C., YUE, T.M., 2012, "Effect of postweld heat treatment on the microstructure and cyclic deformation behavior of laser-welded NiTi-shape memory wires", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 43, pp 1956-1965.
- CHAN, C.W., MAN, H.C., CHENG, F.T., 2013, "Fatigue behavior of laser-welded NiTi wires in small strain cyclic bending". *Materials Science & Engineering A*, Volume 559, pp 407-415.
- CHANG-JUN, Q., PEI-SUN, M., QIN, Y., 2004. "A prototype micro-wheeled-robot using SMA actuator". *Sensors and Actuators A: Physical*, Volume 133, pp 94-99.
- DELOBELLE, V., DELOBELLE, P., LIU, Y., FAVIER. D., LOUCHE, H. "Resistance welding of NiTi shape memory alloy tubes". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 213, pp 1139-1145.
- DUERIG, T.W., MELTON, K.N., STOCKEL, D., WAYMAN, C.M., 1999. "Engineering aspects of shape memory alloys", Butterworth-Heinemann.
- FALVO, A., FURGIUELE, F.M., MALETTA, C., 2005. "Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behavior". *Materials Science and Engineering A*, Volume 412, pp 235-240.
- FISCHER, H., VOGEL, B., PFLEGING, W., BESSER, H., 1999. "Flexible distal tip made of nitinol (NiTi) for a steerable endoscopic camera system". *Materials Science and Engineering: A*, Volumes 273-275, pp 780-783.
- 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.
- FRICK, C.P., ORTEGA, A.M., TYBER, J., MAKSSOUND, A. El. M., MAIER, H. J., LIU, Y., GALL, K., 2005. "Thermal processing of polycrystalline NiTi shape memory alloys". Materials Science and Engineering A, Volume 405, pp 34-49.
- FUKUMOTO, S., MATSUO, T., TSUBAKINO, H., YAMAMOTO, A., 2007. "Resistance microwelding of SUS304 stainless steel fine wires". Materials Transactions, Volume 48(4), pp 813-820.
- GARCIA, A., SPIM, J. A., SANTOS, C. A., 2000. Ensaio dos materiais. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. Rio de Janeiro – RJ.
- HUANG, X., LIU, Y., 2001. "Effect of annealing on the transformation behavior and superelasticity of NiTi shape memory alloy". Scripta Materialia, Volume 45, pp 153-160.
- IKAI, A., KIMURA, K., TOBUSHI, H., 1996. "TIG welding and shape memory effect of TiNi shape memory alloy". Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Volume 7, pp 646-655.
- KUJAWA, T., 1982. "Laser soldering boosts productivity", Lasers and Applications, p 93–94.
- KAUFFMAN, G. B., MAYO, I., 1997. "The story of Nitinol: The serendipitous discovery of the memory metal and its applications". The Chemical Educator, Volume 2(2), pp 1-21.
- KHAN, M.I., KIM, J. M., KUNTZ, M. L., ZHOU, Y., 2009. "Bonding mechanisms in resistance microwelding of 316 low-carbon vacuum melted stainless steel wires". Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 40A, pp 910-919.
- LAGOUDAS, D. C., 2008, "Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications". Texas: Springer.
- LUCAS, W., 1990. "TIG and plasma welding: Process techniques, recommended practices and applications". Woodhead Publishing Limited, Cambridge, England.
- MASSALSKI, T.B., OKAMOTO, H., SUBRAMANIAN, P.R., KACPRZAK, L., 1990. "Binary alloy phase diagrams". ASM International, Materials Park OH, 2ª Edição, Volume 3, pp 2874.

- McCORMICK, J.P., 2006. "Cyclic behavior of shape memory alloys: material characterization and optimization", Tese de doutorado submetida a Geórgia Institute of Technology, Atlanta, EUA.
- MESCHEL, S. V., PAVLU, J., NASH, P., 2011. "The thermochemical behavior of some binary shape memory alloys by high temperature direct synthesis calorimetry". *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 509, Número 17, pp 5256–5262.
- MESSLER, R.W., 1999. "Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy". WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim.
- MILLER, D.A., LAGOUDAS, D.C., 2001. "Influence of cold work and heat treatment on the shape memory effect and plastic strain development of NiTi". *Materials Science and Engineering A*, Volume 308, pp 161–175.
- MIRSHEKARI, G.R., SAATCHI, A., KERMANPUR, A., SADRNEZHAAD, S.K., 2013. "Laser welding of NiTi shape memory alloy : Comparision of the similar and dissimilar joints to AISI 304 stainless steel". *Optics & Laser Technology*, Volume 54, pp 151-158.
- MIYAZAKI, S., OTSUKA, K., 1984. "Mechanical behavior associated with premartensitic rhombohedral phase transition in Ti50Ni47Fe3 alloy". *Philos. Mag. A*, Volume 50, pp 393-408.
- MIYAZAKI, S., WAYMAN, C.M., 1987. "The R-phase transition and associated shape memory mechanism in TiNi single crystals". *Acta Metall.*, Volume 35, pp 181–192.
- MIYAZAKI, S., KIMURA, S., OTSUKA, K., 1988. "Shape memory effect and pseudoelasticity associated with R-phase transition in Ti50.5 at. % Ni single crystals". *Philos. Mag. A*, Volume 57, pp 467–478.
- O'BRIEN, R.L., 1991. "Welding Handbook: Welding Processes". American Welding Society, Volume 2, Florida, USA.
- OTUBO, J., RIGO, O. D., COELHO, A. A., NETO, C. M., MEI, P. R., 2008. "The influence of carbon and oxygen content on the martensitic transformation temperatures and enthalpies of NiTi shape memory alloy". *Materials Science and Engineering A*, Volumes 481-482, pp 639–642.
- OTUBO, J., RIGO, O. D., NETO, C.M., MEI, P.R., 2006. "The effects of vacuum induction melting and electron beam melting techniques on the purity of NiTi

- shape memory alloys". Materials Science and Engineering A, Volumes 438-440, pp 679-682.
- OTSUKA, K., REN, X., 2005. "Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys". Progress in Materials Science, Volume 50, pp 511-678.
- OTSUKA, K., WAYMAN, CM., 1998. "Shape Memory Materials". Cambridge: Cambridge University Press, London.
- REED-HILL, R. E., ABBASCHIAN, R., 1994. "Physical Metallurgy Principles". PWS Publishing Company, 3ª Edição, Boston, USA.
- SCHULTZ, H., 2000. *Elektronenstrahlschweißen*, Deutscher Verlag für Schweißtechnik (DVS) GmbH, Düsseldorf.
- SONG, Y.G., LI, W.S., LI, L., ZHENG, Y.F., 2008. "The influence of laser welding parameters on the microstructure and mechanical property of the as-jointed NiTi alloy wires". Materials Letters, Volume 62, pp 2325-2338.
- STREET, J.A., 1990. "Pulsed Arc Welding". Abington Publishing, Cambridge, England.
- TAM, B., PEQUEGNAT, A., KHAN, M.I., ZHOU, Y., 2012. "Resistance microwelding of Ti-55.8 wt pct Nitinol wires and the effects of pseudoelasticity". Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 43, pp 2969-2978.
- TOBUSHI, H., KIMURA, K., SAWADA, T., HATTORI, LIN P.H., 1994. "Recovery stress associated with R-phase transformation in TiNi shape memory alloy". JSME Int. J., Volume 37, pp 138-142.
- VAN HUMBEECK, J., 2011. "Shape memory alloys: a material and a technology," Advanced Engineering Materials, Volume 3, pp 837-850.
- YAN, X.J., YANG, D.Z., LIU, X.P., 2007. "Corrosion behavior of a laser-welded NiTi shape memory alloy". Materials Characterization, Volume 58, pp 623-628.
- YAN, Z., CUI, L., ZHENG, Y., 2007. "Microstructure and martensitic transformation behaviors of explosively welded NiTi/NiTi Laminates". Chinese Journal of Aeronautics, Volume 20, pp 168-171.
- YANG, D., JIANG, H.C., ZHAO, M.J., RONG, L.J., 2014. "Microstructure and mechanical behaviors of electron beam welded NiTi shape memory alloys". Materials and Design, Volume 57, pp 21-25.
- ZHOU, Y., 2008. "Microjoining and Nanojoining". Woodhead Publishing Limited, Cambridge, England.