

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

**Matheus José Cunha de Oliveira**

**SOLDAGEM DISSIMILAR DE CHAPAS FINAS DE LIGA COM MEMÓRIA DE  
FORMA NiTi E AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 USANDO MICRO GTAW**

Campina Grande – PB

2016

**Matheus José Cunha de Oliveira**

**SOLDAGEM DISSIMILAR DE CHAPAS FINAS DE LIGA COM MEMÓRIA DE  
FORMA NiTi E AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 USANDO MICRO GTAW**

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

**Orientador:** Prof. Dr. Carlos José de Araújo

Prof. Dr. Theóphilo Moura Maciel

Agência Financiadora: CNPq

Campina Grande – PB

2016

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

O48s Oliveira, Matheus José Cunha de.

Soldagem dissimilar de chapas finas de liga com memória de forma NiTi e aço inoxidável AISI 304 usando micro GTAW / Matheus José Cunha de Oliveira. – Campina Grande, 2016.

141 f. : il. color.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2016.

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

Referências.

1. Soldagem Dissimilar. 2. GTAW. 3. Ligas com Memória de Forma. 4. Ligas NiTi. 5. Aço Inoxidável. I. Araújo, Carlos José de. II. Maciel, Theóphilo Moura. III. Título.

CDU 621.791(043.3)

## VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro de Materiais pela UFCG (2014).

**MATHEUS JOSÉ CUNHA DE OLIVEIRA**

**SOLDAGEM DISSIMILAR DE CHAPAS FINAS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE  
FORMA NITI E AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 USANDO MICRO GTAW**

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

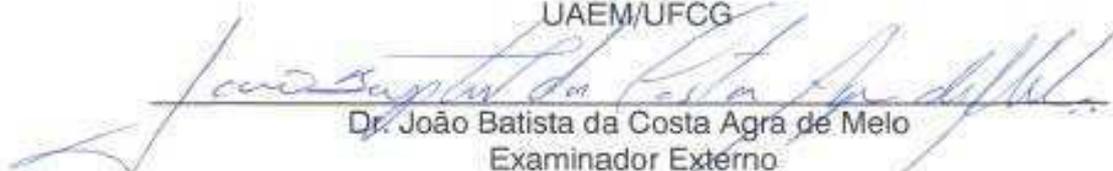
Aprovado em: 16/02/2016



Dr. Carlos José de Araújo  
Orientador  
UAEM/UFCG



Dr. Theophilo Moura Maciel  
Orientador  
UAEM/UFCG



Dr. João Batista da Costa Agra de Melo  
Examinador Externo  
UAEM/UFCG



Dr. Marcos Mesquita da Silva  
Examinador Externo  
IFPB

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho à minha filha recém-nascida, Luna

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente agradecer a Deus por ter me dado a força e sabedoria necessárias para conclusão deste trabalho de dissertação de mestrado.

Em seguida agradeço a minha esposa Claudiane por ter sido meu ombro amigo, o apoio e os suportes fundamentais, e a minha pequena filha Luna por ter sido a motivação para tudo.

Aos meus pais Alexandre e Valéria e minha irmãs Jéssica e Juliane que mesmo estando longe continuam torcendo muito por mim.

Agradeço aos meus dois orientadores, professor Carlos José e professor Theóphilo por todo conhecimento passado e pela contribuição no desenvolvimento do conhecimento, assim como por todo o material e equipamento fornecidos para continuação do trabalho.

Gostaria de agradecer também ao grande amigo e mentor, Raphael Henrique cuja ajuda e parceria possibilitaram crescer muito como pesquisador e pessoa.

Agradeço também a Jackson, Daniella, Pedro, Wemerson e o professor João Baptista pelo auxílio nas caracterizações e ensaios realizados durante a pesquisa, sem os quais não seria possível a realização do trabalho.

Agradeço aos amigos Gleryston, Magna, Oscar, Éclys, Paulo César e Ângelo pela companhia no LAMMEA e por criarem um ótimo ambiente de trabalho.

Por fim gostaria de agradecer a todos que direta ou indiretamente fizeram parte desta jornada.

A todos vocês meu muito obrigado!

## RESUMO

As Ligas com Memória de Forma (LMF) foram descobertas nos anos 60 e o desenvolvimento de vários sistemas (NiTi, CuAlNi, CuAlBe, CuZnAl) vem sendo explorado desde então, sendo aquelas do sistema NiTi as mais utilizadas. Devido às suas excelentes propriedades mecânicas, ótima resistência a corrosão e biocompatibilidade, além de apresentarem as melhores propriedades funcionais de efeito de memória de forma e superelasticidade, as LMF NiTi e suas variações ternárias passaram a ser objeto de estudos para várias aplicações nas mais diferentes áreas. Um dos maiores problemas das LMF NiTi ainda está relacionado a dificuldades de conformação mecânica e usinagem. Por esse motivo, o processo de soldagem pode ser uma boa ferramenta alternativa para se conseguir obter peças de geometrias mais complexas, envolvendo a união das LMF NiTi com metais convencionais, como o aço inoxidável. O aço inoxidável é uma opção importante de união com LMF NiTi pois possui igualmente propriedades desejadas de resistência mecânica, biocompatibilidade e resistência a corrosão. A união por soldagem destas duas ligas encontra barreiras diversas, sendo a principal delas a formação de intermetálicos frágeis na junta soldada limitando sua resistência mecânica e consequente aplicação. Nesse contexto, o presente trabalho teve como objetivo geral avaliar a soldabilidade de chapas finas (espessura de 1 mm) de uma LMF NiTi com aço inoxidável (INOX) AISI 304 utilizando o processo micro GTAW e compreender a metalurgia da soldagem na variação das propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas. O processo GTAW foi escolhido por ser mais econômico que os processos usuais de soldagem para estas ligas NiTi, como a soldagem a laser (LBW). As juntas dissimilares NiTi-SS obtidas foram caracterizadas pelas técnicas de MO, MEV, EDS, DSC, ensaios de tração à ruptura e de dureza Vickers. Estas juntas foram soldadas utilizando a própria LMF NiTi e também o Inconel 625 como metais de adição. No geral, constatou-se que as juntas apresentam comportamento frágil, porém ao se utilizar camada intermediária de Inconel 625 na união entre os metais dissimilares e após tratamento térmico para alívio de tensões, é possível aumentar a resistência mecânica da junta para valores da ordem de 150MPa. As juntas apresentaram uma poça de fusão heterogênea devido a formação de elementos fragilizantes ao longo do metal de solda. Observou-se a formação de uma zona parcialmente diluída (ZPD) correlacionada a um aumento excessivo da dureza nesta região e composição química distinta.

**Palavras-chave:** Soldagem dissimilar, GTAW, Ligas com memória de Forma, Ligas NiTi, Aço inoxidável.

## ABSTRACT

Shape Memory Alloys (SMA) were discovered in the 60s and the development of various systems (NiTi, CuAlNi, CuAlBe, CuZnAl) has been explored since then, with those of the NiTi system the most commonly used. Due to its excellent mechanical properties, good corrosion resistance and biocompatibility, in addition to having the best functional properties of shape memory effect and superelasticity, the NiTi SMA and its ternary variations have become the subject of studies for various applications in different areas. One of the main problems of NiTi SMA is also related to difficulties in forming and machining. For this reason, the welding process can be a good alternative tool to achieve more complex geometry parts, involving the union of NiTi SMA with conventional metals, such as stainless steel. Stainless steel is an important option for union with NiTi SMA, since it also has desired properties of mechanical strength, biocompatibility and corrosion resistance. The union by welding between these two alloys find various barriers, the main one being the formation of brittle intermetallic compounds on the welded joint, limiting its mechanical strength and consistent application. In this context, this study aimed to assess the weldability of thin sheet metal (1 mm thick) of a NiTi SMA with AISI 304 stainless steel (SS) using the micro process GTAW, and study the influence of welding metallurgy in mechanical and metallurgical properties of the joints. The GTAW process was chosen because it is more economical than the usual welding processes for these NiTi alloys such as the laser beam welding (LBW). The NiTi-SS dissimilar joints obtained were characterized by optical microscopy techniques, SEM, EDS, DSC, tensile test to rupture and Vickers hardness. These joints were welded using NiTi SMA and also the Inconel 625 as filler metals. Overall, it was found that the joints have brittle behavior, but when using an intermediate layer of Inconel 625 at the junction between dissimilar metals and after heat treatment for stress relief, it is possible to increase the mechanical strength of the joint for values in the order of 150MPa. The joints exhibited a heterogeneous molten weld pool due to formation of elements along the embrittlement of the weld metal. It was observed the formation of a partially diluted zone (PDZ) correlated to an excessive increase of the hardness in that region and different chemical composition.

**Keywords:** Dissimilar welding, GTAW, Shape memory alloys, NiTi. Stainless steel.

## PUBLICAÇÕES

OLIVEIRA, M. J. C.; MELO, R. H. F.; OLIVEIRA, P. V. I.; MACIEL, T. M.; DE ARAÚJO, C. J. Soldabilidade de Ligas com Memória de Forma Níquel-Titânio com Aços Inoxidáveis. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 10 n. 3, p. 102-110, 2015.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Publicações sobre Ligas de Memória de Forma por área, de janeiro de 1990 até setembro de 2013 (Jani <i>et al.</i> , 2014 adaptado). .....	25
Figura 2 – Micrografia da estrutura monoclinica B19' de auto-acomodação no NiTi (Lagoudas, 2008). .....	27
Figura 3 – Esquema de orientação microestrutural martensítica quando submetida a carga: a) Martensita maclada (não orientada). b) Martensita parcialmente maclada. c) Martensita parcialmente orientada. d) Martensita orientada (Otsuka e Ren, 2005). .....	27
Figura 4 - Transformação martensítica: (a) Fase austenita (b) Fase martensita (Otsuka e Ren, 2005, adaptado). .....	28
Figura 5 – Comportamento tensão vs deformação durante ciclagem mecânica no estado austenítico revelando o comportamento superelástico em LMF (Lagoudas, 2008). .....	29
Figura 6 – Diagrama tensão vs deformação para uma LMF de NiTi revelando as mudanças microestruturais da orientação martensítica (Liu e Xie, 2007). .....	30
Figura 7 – Esquema ilustrativo das temperaturas de transformação de fase reversível, entre austenita e martensita (Lagoudas, 2008 adaptado). .....	31
Figura 8 – Comportamento tensão – deformação – temperatura ( $\sigma$ - $\epsilon$ - $T$ ) correspondente ao efeito de memória de forma de uma LMF (Lagoudas, 2008). .....	32
Figura 9 – Esquema ilustrativo da recuperação da forma de um componente de LMF deformado e depois aquecido. .....	33
Figura 10 – Influência da temperatura no comportamento mecânico monocristais de uma LMF de base cobre (Otsuka e Wayman, 1998, adaptado). .....	34
Figura 11 – Comportamento mecânico de uma LMF de NiTi em função da temperatura de recozimento. (Nasser e Guo, 2006). .....	35
Figura 12 - Diagrama de fases binário NiTi (Otsuka e Ren, 2005). .....	36
Figura 13 – Relação de concentração Ni/Ti mostrando a influência da concentração de níquel na temperatura de início de transformação martensítica (Tam, 2010). .....	37
Figura 14 – Ilustração mostrando as regiões de uma junta soldada (Modenesi <i>et al.</i> , 2012, adaptado). .....	41
Figura 15 – Esquema ilustrativo do processo de soldagem a laser (Marques <i>et al.</i> , 2009). .....	42
Figura 16 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem a plasma (Modenesi e Marques, 2006). .....	44
Figura 17 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem GTAW (Modenesi <i>et al.</i> , 2012). .....	45
Figura 18 - Imagem em microscopia eletrônica de varredura de um componente biomédico obtido por soldagem a laser entre <i>stents</i> de NiTi e marcador de tântalo (Ghodssi e Lin, 2011). .....	48

Figura 19 – Diagrama de fase ternário Fe-Ni-Ti (Gupta, 1990). .....	49
Figura 20 – Formação de trincas após soldagem de NiTi com SS 304 (Voundrous <i>et al.</i> , 2012). .....	50
Figura 21 – Comportamento tensão vs deformação para juntas similares de fios NiTi-NiTi e dissimilares NiTi-SS soldados pelo processo LBW (Mirshekari <i>et al.</i> , 2013). .	51
Figura 22 – Comparação da superfície de fratura de juntas de fios soldados NiTi-NiTi (a e b) e NiTi-SS (c e d) (Mirshekari <i>et al.</i> , 2013). .....	51
Figura 23 – Micrografias comparando as estruturas de solidificação de LMF NiTi após soldagem: (a) similar e (b) dissimilar NiTi-SS (Gugel <i>et al.</i> , 2008, adaptado). .	52
Figura 24 – Comportamento mecânico de juntas soldadas similar NiTi-NiTi e dissimilare NiTi-SS (Gugel <i>et al.</i> , 2008). .....	53
Figura 25 - Influência da espessura de camadas intermediárias de Cu no comportamento mecânico da união entre NiTi e aço inoxidável (Li <i>et al.</i> , 2013). .....	54
Figura 26 – Influência da espessura de camadas intermediárias de Cu na microestrutura da junta dissimilar, onde (a) 40µm (b) 80µm (c) 120µm (Li <i>et al.</i> , 2013). .....	54
Figura 27 – Micrografias mostrando fissuração múltipla após soldagem NiTi-SS em (a) e identificação de fases formadas por EDS em (b) (Ejik <i>et al.</i> , 2004, adaptado). .	56
Figura 28 – Influência de parâmetros de soldagem a laser na formação de trincas na união dissimilar de NiTi com aço (a) duração do pulso, 10ms; energia 12,6 J (b) duração do pulso, 50ms; energia 30,3 J (Quintino e Miranda, 2012). .....	57
Figura 29 – Influência da condutividade térmica dos metais soldados no formato da poça de fusão: a) SS em cima b) NiTi em cima (Quintino e Miranda, 2012). .....	57
Figura 30 – Mapa da distribuição do tamanho e morfologia de grão em uma soldagem dissimilar a Laser de chapas de 1 mm de NiTi-SS304 (Gugel <i>et al.</i> , 2009). .....	58
Figura 31 – Identificação de fases intermetálicas presentes na soldagem dissimilar de NiTi-SS304 (Gugel <i>et al.</i> , 2009). .....	58
Figura 32 – Análise feita na interface entre o metal de base de NiTi com a poça de fusão na união dissimilar com aço inoxidável, correlacionando com o diagrama ternário Fe-Ni-Ti (Burdet <i>et al.</i> , 2013). .....	59
Figura 33 – Mapeamento utilizando a técnica EDS 3D para determinação de elementos intermetálicos formados entre o metal de solda e o NiTi (Burdet <i>et al.</i> , 2013). .....	60
Figura 34 – Produção de um oclusor médico obtido por soldagem dissimilar entre NiTi-SS (Lu <i>et al.</i> , 2013, adaptado). .....	61
Figura 35 - Fonte de soldagem Digiplus A7 da IMC – Soldagem. ....	63
Figura 36– Fluxograma ilustrativo das condições de soldagem dissimilar utilizadas no presente trabalho. ....	64
Figura 37 – Esquema representativo dos locais de retirada nas chapas de 1mm dos materiais utilizados na soldagem. ....	65

Figura 38 - Esquema representativo do procedimento de soldagem utilizado para as juntas amanteigadas. Amostras M16NS, M16NC, M16IS, M16IC na Figura 36. ....	66
Figura 39 - Esquema representativo do procedimento de soldagem utilizado para as juntas amanteigadas, soldadas adicionando: (a) NiTi como metal de adição (amostras M16NS e M16NC na Figura 36). (b) Inconel 625 como metal de adição (amostras M16IS e M16IC na Figura 36). ....	66
Figura 40 - Esquema representativo do procedimento de soldagem utilizado para as juntas soldadas sem amanteigamento adicionando: (a) NiTi como metal de adição (amostras M25NS e M25NC na Figura 36). (b) Inconel 625 como metal de adição (amostras M25IS e M25IC na Figura 36). ....	67
Figura 41 – Esquema ilustrativo das juntas de topo soldadas neste trabalho.....	67
Figura 42 – Soldador realizando a obtenção das juntas NiTi-SS pelo processo GTAW.....	68
Figura 43 – Esquema representativo da análise de dureza ao longo da junta soldada NiTi-SS304.....	70
Figura 44 – Formato e dimensões dos corpos de prova para ensaios de tração após o corte das chapas soldadas.....	71
Figura 45 – Curva DSC da chapa de LMF NiTi como recebida (bruta) e tratada termicamente em 500°C por 120min.....	73
Figura 46 – Curva tensão x deformação das chapas de NiTi (a) como recebida (b) tratada termicamente a 500°C durante 120 min. ....	76
Figura 47 – Curva tensão x deformação da chapa de aço inoxidável AISI 304 (SS) usada neste trabalho.....	77
Figura 48 – Juntas soldadas NiTi-SS utilizando-se NiTi como metal de adição (a) M25NS (b) M25NC (c) M16NS (d) M16NC. ....	78
Figura 49 – Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M25NS (a) MB SS + MS (b) MS + MB NiTi. ....	79
Figura 50 – Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M25NS.....	80
Figura 51 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na amostra M25NS.....	82
Figura 52 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M25NC (a) MB SS + MS + MB NiTi (b) Região superior do MS. ....	83
Figura 53 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M16NS (a) MB SS + MS (b) MS + MB NiTi (c) trinca na região de formação de dendritas.....	84
Figura 54 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M16NS.....	85
Figura 55 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na amostra M16NS.....	86
Figura 56 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M16NC (a) MS (b) MS + MB SS (c) dendritas na região do MS.....	87

Figura 57 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M16NC. ....	88
Figura 58 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na amostra M16NC. ....	90
Figura 59 – Mapeamento da composição química presente no metal de solda de uma junta NiTi-SS. (a) Região A. (b) Região B (Pouquet <i>et al.</i> , 2012). ....	92
Figura 60 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas sem amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem – M25NS. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem – M25NC.....	93
Figura 61 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas com amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem – M16NS. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem – M16NC.....	93
Figura 62 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M25NS.....	94
Figura 63 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M25NC. ....	95
Figura 64 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M16NS.....	95
Figura 65 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M16NC. ....	95
Figura 66 – Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas sem amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem. ....	97
Figura 67 - Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas com amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem. ....	97
Figura 68 - Distribuição de microdureza Vickers ao longo de uma junta NiTi-SS soldada pelo processo LBW (Mirshekari <i>et al.</i> , 2013).....	98
Figura 69 - Distribuição de microdureza Vickers ao longo de uma junta NiTi-SS soldada pelo processo LBW (Vieira, 2010). ....	98
Figura 70 – Formação de ZPD observada por microscopia ótica da junta M25NS...	99
Figura 71 – Zonas parcialmente diluídas (ZPD) na soldagem dissimilar com arame AWS E317L sobre o aço ASTM A516 Gr 60. (a) H = 1170kJ/m. (b) H = 1530kJ/m (Silva <i>et al.</i> , 2010). ....	100
Figura 72 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25NS. ....	101
Figura 73 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25NS. ....	103
Figura 74 – Juntas soldadas NiTi-SS usando Inconel 625 como metal de adição (a) M25IS (b) M25IC (c) M16IS (d) M16IC.....	104
Figura 75 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M25IS (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS (c) dendritas no MS. ....	105
Figura 76 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M25IS. ....	106
Figura 77 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na junta M25IS. ....	108

Figura 78 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M25IC (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS (c) dendritas no MS. ....	109
Figura 79 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na junta M25IC. ....	110
Figura 80 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na junta M25IC. ....	112
Figura 81 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M16IS (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS. ....	113
Figura 82 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na junta M16IS. ....	114
Figura 83 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M16IC (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS. ....	115
Figura 84 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos na junta M16IC. ....	116
Figura 85 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas sem amanteigamento e com adição de Inconel 625. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem. ....	117
Figura 86 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas com amanteigamento e com adição de Inconel 625. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem. ....	117
Figura 87 – Comportamento tensão x deformação de juntas NiTi-SS soldadas por LBW utilizando-se camada intermediária com espessuras variáveis de tântalo (Ng <i>et al.</i> , 2015). ....	118
Figura 88 – Curva $\sigma$ x $\epsilon$ da junta soldada com adição de Inconel 625, sem amanteigamento e submetida a tratamento térmico pós-soldagem – M25IC mostrando o patamar de orientação de martensita. ....	120
Figura 89 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M25IS. ....	121
Figura 90 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M25IC. ....	121
Figura 91 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M16IS. ....	122
Figura 92 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M16IC. ....	122
Figura 93 - Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas sem amanteigamento e com adição de Inconel 625 como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem. ....	123
Figura 94 - Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas com amanteigamento e com adição de Inconel 625 como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem. ....	124
Figura 95 - Distribuição de microdureza Vickers de uma junta NiTi-S soldada pelo processo LBW utilizando camada intermediária de níquel (Li <i>et al.</i> , 2012). ....	125

Figura 96 – Imagens de microscopia ótica de ZPD nas juntas sem tratamento térmico. (a) M25IS. (b) M16IS. ....	126
Figura 97 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25IS. ....	127
Figura 98 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25IS. ....	129
Figura 99 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na ZPD da amostra M16IS. ....	131
Figura 100 - Região de análise da concentração dos elementos químicos presentes por espectroscopia de energia dispersiva da ZPD na amostra M16IS. ....	133

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Vantagens, aplicações e limitações do processo GTAW (Modenesi <i>et al.</i> , 2012).....	46
Tabela 2 – Composição química em peso da chapa NiTi disponibilizada pela <i>Sunrise Titanium Technology Co.</i> ....	62
Tabela 3 – Variáveis de processo utilizadas para soldagem GTAW.....	68
Tabela 4 – Composição química das chapas de NiTi, aço inoxidável AISI 304 e arame Inconel 625 utilizados neste trabalho. ....	72
Tabela 5 – Temperaturas de início e fim de transformação de fase analisadas pela técnica DSC. ....	74
Tabela 6 – Valores de entalpia de transformação para a chapa NiTi nas condições bruta (como recebida) e após tratamento térmico de recozimento. ....	75
Tabela 7 – Local de ruptura das juntas soldadas utilizando NiTi como metal de adição submetidas ao ensaio de tração. ....	96
Tabela 8 – Comparação das propriedades mecânicas de juntas soldadas entre aços inoxidáveis e LMF NiTi. ....	119
Tabela 9 – Local de ruptura das juntas soldadas utilizando Inconel 625 como metal de adição submetidas ao ensaio de tração. ....	123
Tabela 10 – Variáveis de soldagem medidas para cálculo da energia de soldagem. ....	141

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- $A_f$  – Temperatura final de transformação da fase austenita  
 $A_i$  – Temperatura inicial de transformação da fase austenita  
AISI – *American Iron and Steel Institute*  
B19 – Fase monoclínica da martensita  
C – Carbono  
CCC – Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado  
Cr – Cromo  
CTTPS – Com tratamento térmico pós soldagem  
EDS – Espectroscopia Eletrônica de Dispersão  
EMF – Efeito de Memória de Forma  
Fe – Ferro  
GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding* – Soldagem TIG  
HV – Microdureza Vickers  
LBW – *Laser Beam Welding* – Soldagem a laser  
LMF – Ligas com Memória de Forma  
MB – Metal de Base  
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura  
 $M_f$  – Temperatura final de transformação da fase martensita  
 $M_i$  – Temperatura inicial de transformação da fase martensita  
MO – Microscopia Óptica  
MS – Metal de Solda  
Nd:YAG – Processo de soldagem a laser (*Neodymium – Yttrium Aluminium Garnet*)  
Ni – Níquel  
NiTi – Liga Níquel-Titânio  
PAW – *Plasma Arc Welding* – Soldagem a plasma  
SE – Superelasticidade (ou pseudoelasticidade)  
SS – *Stainless steel* (aço inoxidável)  
STTPS – Sem tratamento térmico pós soldagem  
T – Temperatura  
Ti – Titânio  
ZTA – Zona Termicamente Afetada

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	21
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	24
2.1	LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (LMF): ASPECTOS GERAIS.....	24
2.2	LMF DE NÍQUEL-TITÂNIO .....	25
2.3	EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA (EMF).....	30
2.4	EFEITO DE SUPERELASTICIDADE .....	34
2.5	DIAGRAMA DE FASES DA LMF NiTi .....	35
2.6	AÇOS INOXIDÁVEIS (SS) .....	37
2.7	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS .....	38
2.8	SOLDAGEM.....	39
2.9	PROCESSOS USUAIS DE SOLDAGEM .....	41
2.9.1	PROCESSO LBW .....	41
2.9.2	PROCESSO PAW.....	43
2.9.3	PROCESSO GTAW .....	44
2.10	SOLDAGEM DISSIMILAR: GENERALIDADES .....	46
2.11	SOLDAGEM DISSIMILAR NiTi-SS: ESTADO DA ARTE .....	48
3	MATERIAIS E MÉTODOS .....	62
3.1	MATERIAIS.....	62
3.2	METODOLOGIA .....	62
3.2.1	PROCESSOS E PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM.....	62
3.2.2	PREPARAÇÃO METALOGRAFICA DAS JUNTAS SOLDADAS.....	68
3.2.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	69
3.2.4	ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	70
3.2.5	ANÁLISE TÉRMICA POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC).....	70
3.2.6	ENSAIOS DE TRAÇÃO .....	71
3.2.7	FRACTOGRAFIA - ANÁLISE DE SUPERFÍCIES DE FRATURA.....	71
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	72
4.1	CARACTERIZAÇÃO DAS CHAPAS .....	72
4.1.1	ANÁLISE SEMI-QUANTITATIVA POR EDS .....	72
4.1.2	ANÁLISE TÉRMICA POR DSC .....	73
4.1.3	ANÁLISE MECÂNICA .....	75

4.2	SOLDAGEM UTILIZANDO NiTi COMO METAL DE ADIÇÃO .....	78
4.2.1	ANÁLISE MACROSCÓPICA DA JUNTA SOLDADA.....	78
4.2.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	79
4.2.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS JUNTAS SOLDADAS .....	92
4.2.4	ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA .....	94
4.2.5	ANÁLISE DE DUREZA AO LONGO DA JUNTA SOLDADA .....	96
4.2.6	ANÁLISE DA LINHA DE FUSÃO .....	99
4.3	SOLDAGEM UTILIZANDO INCONEL 625 COMO METAL DE ADIÇÃO ...	104
4.3.1	ANÁLISE MACROSCÓPICA DA JUNTA SOLDADA.....	104
4.3.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	104
4.3.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS JUNTAS SOLDADAS .....	117
4.3.4	ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA .....	121
4.3.5	ANÁLISE DE DUREZA AO LONGO DA JUNTA SOLDADA .....	123
4.3.6	ANÁLISE DA LINHA DE FUSÃO .....	125
5.	CONCLUSÕES.....	134
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	136
	REFERÊNCIAS .....	137

## 1 INTRODUÇÃO

Ligas de Memória de Forma (LMF) são ligas metálicas para as quais se observam transformações de fase reversíveis, induzidas por mudanças apropriadas de temperatura e/ou tensão. Tais LMF incluem NiTi, NiTiCu, CuAlNi, CuAlBe e muitos outros sistemas. A transformação de fase de uma LMF é única, sendo acompanhada de grande capacidade de recuperação de deformação e/ou tensão em função da temperatura. Por causa de sua capacidade de recuperar sua deformação na presença de tensão, com a variação de temperatura, LMF são intrinsicamente consideradas como atuadores termomecânicos. As LMF fornecem elevadas forças de atuação e deslocamento quando comparados a outros materiais, no entanto, a frequências relativamente baixas (Lagoudas, 2008).

Essas ligas têm se tornado bastante conhecidas nos últimos anos devido a suas propriedades funcionais especiais, conhecidas como efeito de memória de forma (EMF) e superelasticidade (ou pseudoelasticidade). Esses fenômenos ocorrem devido à transformação martensítica e sua reversão, podendo ser ativados por carregamento mecânico ou variação térmica. A eficiência do material está diretamente relacionada com a aplicação de um ou outro fenômeno funcional, sendo o EMF mais usado para aplicação em atuadores e o efeito pseudoelástico mais empregado em aplicações de isolamento ou controle de vibrações (Falvo *et al.*, 2005; Lagoudas, 2008).

Dentre os muitos materiais utilizados neste campo, as LMF de níquel-titânio (NiTi) são bem conhecidas pelas propriedades de superelasticidade, memória de forma, biocompatibilidade e resistência a corrosão quando as composições atômicas de níquel e titânio são similares, isto é, perto da composição estequiométrica (Vannod, 2011).

Devido a propriedades únicas das LMF NiTi, o uso dessas ligas vem aumentando largamente, especialmente em dispositivos específicos. O NiTi possui boa biocompatibilidade, o que o torna excepcional para implantes médicos. Além disso, pode permitir procedimentos menos invasivos por causa de seus efeitos de superelasticidade e memória de forma. Como exemplos de dispositivos médicos em LMF NiTi têm-se os *stents*, filtros de veia cava, sistemas de oclusão, fios-guia de cateteres, implantes ortopédicos, dentre outros. Obviamente, implantes médicos não

precisam ser feitos de um único material, o que significa que técnicas de união de LMF NiTi com outras ligas metálicas biocompatíveis podem ser exploradas. Um par comum é unir NiTi com aço inoxidável (SS), usando o aço em regiões ou partes em que o NiTi não seja necessário, originando uma peça ou componente composto (NiTi+SS). Em regiões de um componente composto onde os efeitos de superelasticidade e memória de forma não sejam requeridos, a união do NiTi com SS pode ajudar tanto a reduzir o custo como explorar propriedades do aço inoxidável, se desejável (Brandal *et al.*, 2013).

O aço inoxidável AISI 304 é um aço austenítico que possui propriedades de biocompatibilidade e elevada resistência a corrosão, além de fazer parte de uma classe de aços facilmente soldáveis. Por esses fatores, a união destes aços com LMF NiTi é interessante e caracteriza um campo promissor. A união direta NiTi-SS resulta em uma estrutura frágil com propriedades mecânicas indesejáveis (Vannod, 2011; Rao, 2015). A utilização de um metal de adição durante a união por soldagem tem como objetivo principal a diminuição da formação de elementos fragilizantes e a obtenção de resistência mecânica satisfatória da junta, buscando garantir a excelência das propriedades do aço e da LMF NiTi.

Com a crescente aplicação de LMF, a questão de “conectar” um componente inteligente com ele mesmo ou com material diferente é um desafio importante que pode culminar na limitação de seu uso (Rao *et al.*, 2015). Pesquisadores nas últimas duas décadas têm focado no uso de técnicas tradicionais de união como soldagem e brasagem. Devido a maior utilização do NiTi dentre todas as LMF comercialmente disponíveis, esta vem sendo o foco das atenções da união similar e dissimilar, por soldagem. As principais técnicas de união por soldagem incluem a soldagem a laser Nd:YAG (LBW – *Laser Beam Welding*), soldagem a plasma (PAW – *Plasma Arc Welding*), e soldagem TIG (GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*), que podem garantir a integridade mecânica da junta após soldagem. No caso das LMF NiTi, a maior parte dos trabalhos existentes faz uso do processo LBW, que é o de maior custo entre os três mencionados (Li *et al.*, 2012, Gugel *et al.*, 2008, Vannod *et al.*, 2011).

Nesse contexto, este trabalho de pesquisa tem como objetivo geral estudar a soldagem de juntas dissimilares de chapas finas (espessura de 1 mm) de ligas NiTi com aço inoxidável AISI 304, analisando os aspectos metalúrgicos para avaliar o

comportamento mecânico da junta e compreender a metalurgia da soldagem envolvida.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (LMF): ASPECTOS GERAIS

Ligas com Memória de Forma (LMF) foram primeiramente descobertas por Arne Olander em 1932 ao observar o efeito de superelasticidade em ligas Au-Cd. Porém, o termo “memória de forma” foi primeiro utilizado por Vernon em 1941 para materiais poliméricos de uso dental (Jani *et al.*, 2014, Lagoudas, 2008). Após a descoberta de Olander em 1932, Greninger e Mooradin, em 1938, observaram a formação e o desaparecimento de uma fase martensítica ao aumentar e diminuir a temperatura de uma liga de Cu-Zn. O fenômeno básico do efeito de memória de forma governado pelo comportamento termoelástico da fase martensítica começou a ser disseminado apenas uma década depois, após a Segunda Guerra Mundial, por Kurdjumov e Khandros, em 1949.

As LMF são uma classe única e especial de materiais com a capacidade de recuperar sua forma quando deformadas pseudo plasticamente e depois a recuperar quando temperatura é aumentada, contrariamente aos metais estruturais convencionais.

Existem diversos tipos de LMF: ligas a base de níquel-titânio (NiTi), ligas a base de cobre e ligas a base de ferro. No entanto, os sistemas de LMF de NiTi que exibem transformação martensítica termoelástica reversível são os mais comumente estudados e utilizados devido a excelente resistência à corrosão e fadiga, além de apresentarem faixas de temperatura de transformação mais amplas (-100°C a +200°C), que permitem aplicações em temperaturas diversas. Essa transformação de fase martensítica pode ser induzida em condições específicas tanto por rotas térmicas quanto mecânicas (Lagoudas, 2008).

É importante ressaltar que a martensita é uma estrutura com baixo grau de simetria, com todos os eixos cristalográficos de tamanhos distintos ( $a \neq b \neq c$ ). Assim, podem ocorrer orientações espaciais diversas no reticulado, chamados de variantes da martensita, que podem ser visíveis por análises de microscopia de alta resolução.

Conforme se observa na Figura 1, desde a década de 90 as publicações sobre LMF vêm aumentando em áreas diversas. Contudo, a maior parte destas

publicações se concentra em engenharia e ciência dos materiais, correspondendo a mais da metade da divulgação científica e tecnológica global.

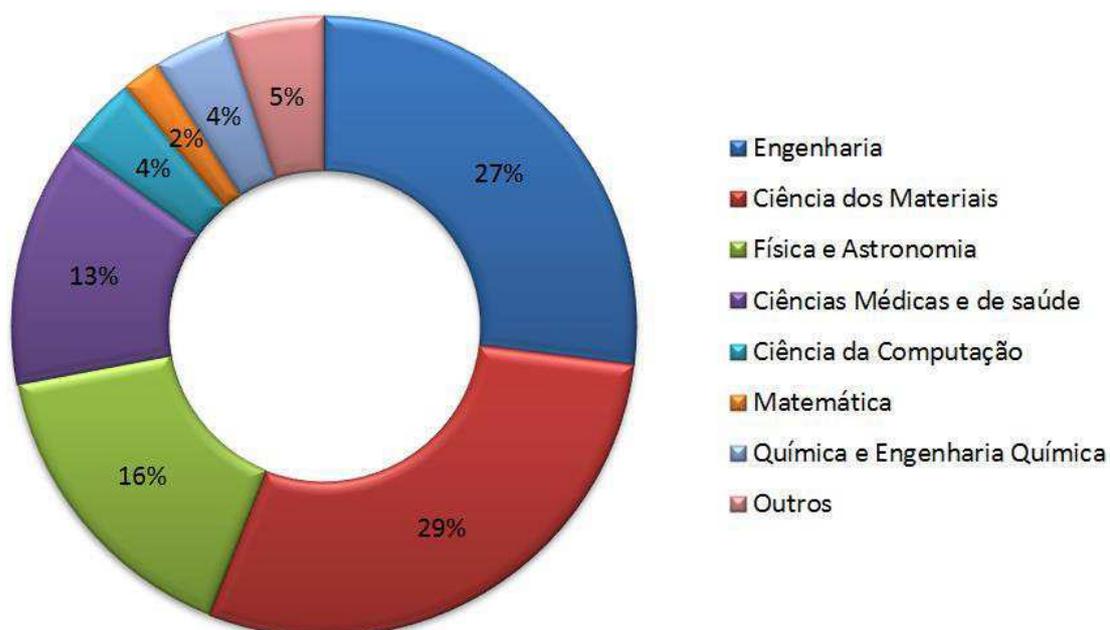


Figura 1 – Publicações sobre Ligas de Memória de Forma por área, de janeiro de 1990 até setembro de 2013 (Jani *et al.*, 2014 adaptado).

Após a década de 90 muitos pesquisadores vem analisando de forma experimental como melhorar as propriedades das LMF, alterando a composição das ligas (modificando assim as temperaturas de transformação de fase das LMF) para obter uma maior possibilidade de temperaturas de operação e melhor estabilidade do material, bem como melhorar a resposta do material com um projeto mais satisfatório e o uso de diferentes técnicas de processamento (Jani *et al.*, 2014).

Ainda segundo Jani *et al.* (2014), pesquisas reportam que o mercado global para os materiais inteligentes, classe em que as LMF se enquadram, atingiu cerca de \$19,6 bilhões em 2010 e tem previsão de ultrapassar os \$40 bilhões em 2016 com uma taxa anual de crescimento de 12,8%, de 2011 para 2016.

## 2.2 LMF DE NÍQUEL-TITÂNIO

As LMF de níquel-titânio (NiTi) foram desenvolvidas pela primeira vez no *Naval Ordnance Laboratory (NOL)*, nos Estados Unidos, e então comercializadas

sob o nome comercial de NiTiNOL (acrônimo para *Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory*).

Uma LMF, tal qual o NiTi, com uma memória termomecânica, tem como requisitos características atômicas e estruturais básicas. O primeiro requisito é uma fase sólida cristalograficamente ordenada, classicamente chamada de austenita (semelhantemente ao caso dos aços), que é estável em temperaturas mais elevadas. Em segundo lugar, a uma temperatura inferior, após resfriamento a partir da austenita, os átomos da fase austenita ordenada devem ser capazes de sofrer um “rearranjo” sólido-sólido adifusional em um complexo e novo arranjo atômico, ou fase, chamada de martensita (também semelhantemente aos aços, em homenagem ao metalúrgico alemão Adolf Martens) (Kauffman e Mayo, 1997).

As fases martensita e austenita são as duas fases comumente presentes nas LMF em geral. A martensita, diferentemente da martensita dos aços, é maleável e estável a temperaturas mais baixas que a da austenita. A austenita é uma estrutura mais rígida e estável a temperaturas mais altas que a da martensita.

Os cristais martensíticos que crescem na matriz austenítica durante a transformação de fase podem ocorrer de duas maneiras: na ausência de tensão mecânica, quando as variantes da martensita surgem sem direção preferencial e assim grãos em várias direções são observados, este tipo de martensita é chamada de martensita de auto-acomodação (*self-accommodated martensite*), martensita não-orientada ou martensita maclada (*twinned martensite*); a segunda maneira ocorre na presença de tensão mecânica, quando os grãos martensíticos crescem na direção da carga aplicada e a estrutura formada é chamada de martensita orientada (*detwinned martensite*) (Lagoudas, 2008). A Figura 2 mostra uma micrografia de estruturas de martensita de auto acomodação LMF NiTi de três pares de maclas (A, B e C) juntas formando uma morfologia triangular única ao longo da junção de três planos de maclas (linhas brancas em evidência).

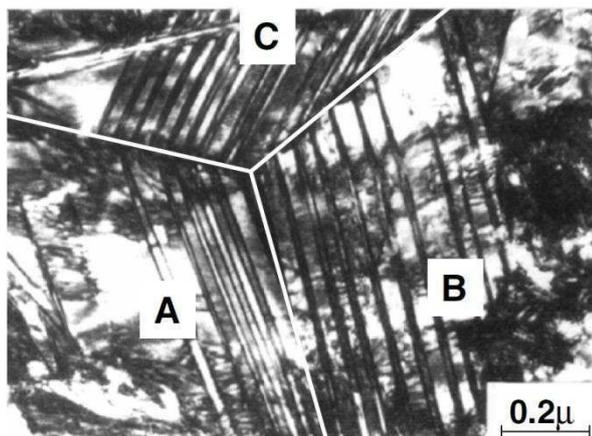


Figura 2 – Micrografia da estrutura monoclinica B19' de auto-acomodação no NiTi (Lagoudas, 2008).

A orientação preferencial da martensita com a direção da carga aplicada é função, dentre outros fatores, da direção e do nível da tensão imposta ao material. Conforme esquematizado na Figura 3, um aumento da tensão aplicada implica na orientação da estrutura com a direção do carregamento.

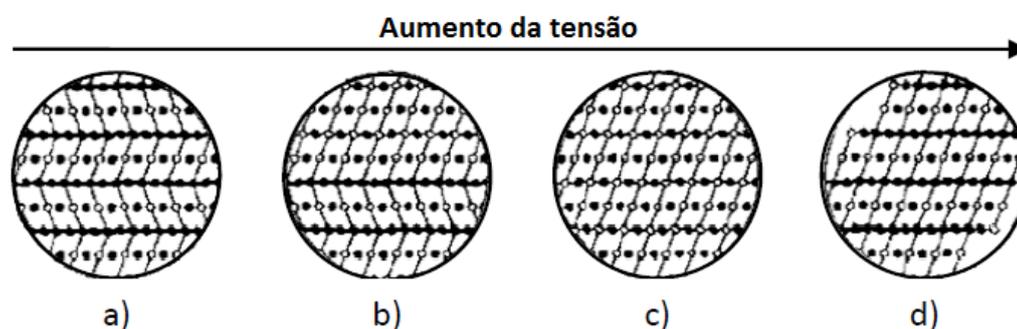


Figura 3 – Esquema de orientação microestrutural martensítica quando submetida a carga: a) Martensita maclada (não orientada). b) Martensita parcialmente maclada. c) Martensita parcialmente orientada. d) Martensita orientada (Otsuka e Ren, 2005).

No sistema binário NiTi a transformação da austenita cúbica de corpo centrado (CCC), também conhecida como fase  $\beta$  ou B2, para a martensita (em geral monoclinica) B19' (Figura 4) pode ocorrer tanto em uma única etapa, quanto em duas etapas, dependendo da composição e dos tratamentos térmicos e termomecânicos aplicados ao material, como conformação a frio e recozimento abaixo da temperatura de recristalização (da ordem de 650 °C). Os parâmetros de rede para a estrutura monoclinica da martensita para uma LMF com 49,75%at de Ni são  $a = 2,889\text{\AA}$ ,  $b = 4,120\text{\AA}$  e  $c = 4,622\text{\AA}$ , e  $\beta = 96,86^\circ$ ; e para a estrutura CCC da

austenita é  $a = b = c = 3,015\text{\AA}$  (Mcneese, 2001). A transformação martensítica em uma única etapa ocorre quando, mediante resfriamento, a LMF muda da fase austenita (alta temperatura) diretamente para a fase martensita monoclínica ou ortorrômbica (baixa temperatura). A transformação da austenita em duas etapas para formar martensita ocorre primeiro para uma martensita romboédrica (denominada de fase R) intermediária, que é formada por cisalhamento ao longo dos planos (110) e da direção [110] da fase B2 (CCC). Depois, com a continuação do resfriamento, a martensita monoclínica (B19') é obtida a partir da fase R pelo cisalhamento dos planos (001) ao longo da direção [110] (Otsuka e Ren, 2005).

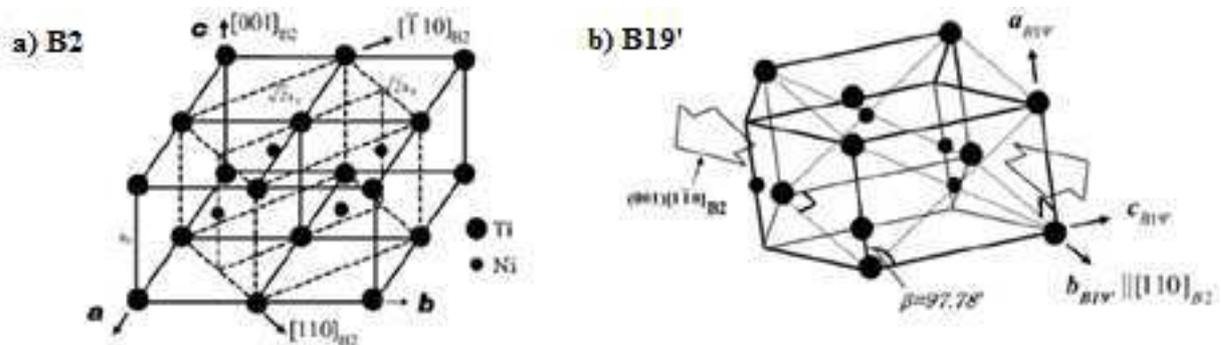


Figura 4 - Transformação martensítica: (a) Fase austenita (b) Fase martensita (Otsuka e Ren, 2005, adaptado).

De uma maneira geral existem três mecanismos de transformação da austenita em duas etapas: trabalho a frio introduzido ao material; envelhecimento das ligas com teor mais elevado de níquel; introdução de um terceiro componente à liga, em concentrações menores (Otsuka e Wayman, 1998). A formação dessa fase R é interessante do ponto de vista que a histerese em temperatura formada é estreita quando comparada a transformação completa, da fase CCC (austenita) para a fase monoclínica (martensita).

Quando deformada no estado austenítico, uma liga de NiTi apresenta classicamente deformações na região elástica da ordem de 1%, até iniciar um patamar de deformação superelástica que atinge aproximadamente 6%, correspondente a formação da fase martensítica induzida por carregamento mecânico (tensão). Nessa região, LMF é capaz de recuperar praticamente toda a deformação sofrida. Essa recuperação ocorre mesmo mediante ciclagem de

carregamento mecânico e descarregamento, podendo gerar o chamado efeito de “treinamento” do material, correspondente a tendência de estabilização do ciclo tensão vs deformação observado na Figura 5.

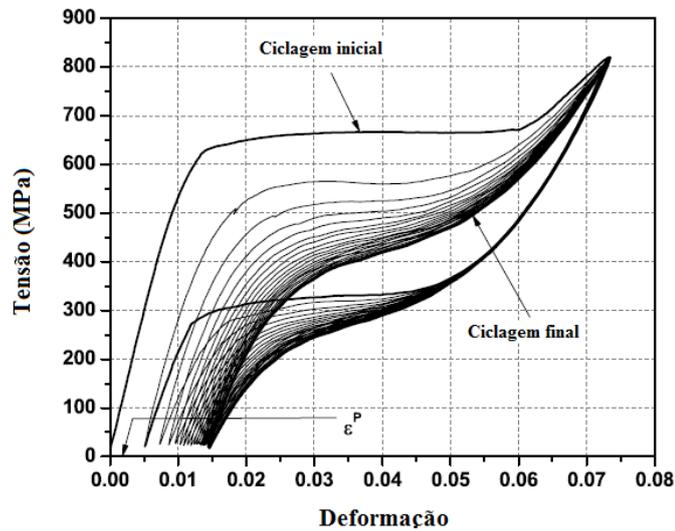


Figura 5 – Comportamento tensão vs deformação durante ciclagem mecânica no estado austenítico revelando o comportamento superelástico em LMF (Lagoudas, 2008).

Na Figura 6 é possível observar a evolução da microestrutura em relação ao comportamento mecânico de uma LMF de NiTi na fase martensítica. Inicialmente sob tensão ocorre a acomodação das maclas (até aproximadamente 1% de deformação). Com um aumento da tensão, a martensita passa a se alinhar com a direção da carga até que não se observa mais formação de contornos de macla (entre 1% e 6% de deformação, para um patamar de tensão da ordem de 170MPa).

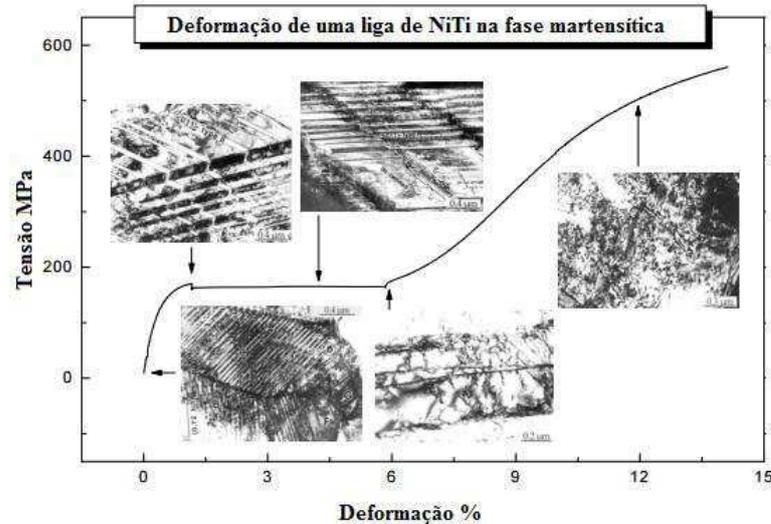


Figura 6 – Diagrama tensão vs deformação para uma LMF de NiTi revelando as mudanças microestruturais da orientação martensítica (Liu e Xie, 2007).

O comportamento único das LMF de NiTi vem possibilitando o desenvolvimento de aplicações inovadoras nos setores médico-odontológico, aeroespacial, automotivo, automação e controle, energia, processamento químico, aquecimento e ventilação, segurança, e eletrônico.

A resistência à corrosão e biocompatibilidade das ligas de NiTi, importantes principalmente para as aplicações médico-odontológicas, são atribuídas a formação de uma camada protetora de óxido de titânio que aparece na superfície do material. Como outros materiais para uso nessa área (como o aço inoxidável), as ligas de NiTi possuem uma camada passiva de óxido que aumenta a resistência a corrosão e pode diminuir a potencial liberação de íons de níquel potencialmente nocivos aos seres humanos (Pequegnat *et al.*, 2015).

### 2.3 EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA (EMF)

Durante as transformações de fases induzidas pela temperatura, entre austenita e martensita, geralmente observam-se quatro temperaturas importantes que delimitam as transformações direta (austenita – martensita) e inversa (martensita – austenita):  $A_s$ ,  $A_f$ ,  $M_s$  e  $M_f$ . Estas temperaturas são esquematizadas na Figura 7. As temperaturas  $M_s$  e  $M_f$  indicam as temperaturas de início e fim de transformação da austenita em martensita durante o resfriamento, enquanto as

temperaturas  $A_s$  e  $A_f$  dizem respeito às temperaturas de início e fim de transformação inversa, da fase martensita em austenita, durante o aquecimento da LMF.

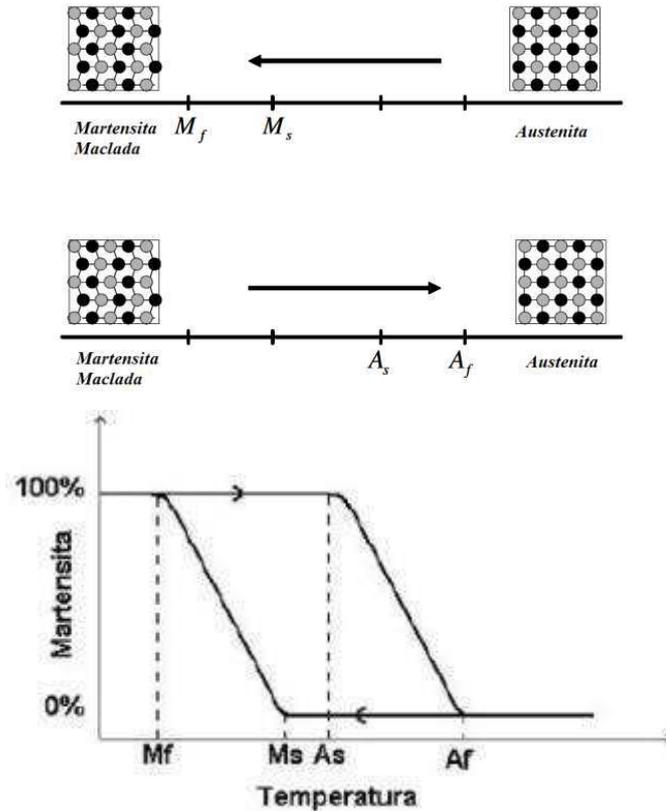


Figura 7 – Esquema ilustrativo das temperaturas de transformação de fase reversível, entre austenita e martensita (Lagoudas, 2008 adaptado).

Uma LMF exhibe o efeito de memória de forma (EMF) quando em uma temperatura abaixo de  $M_f$  é deformada na fase martensítica maclada ou de auto acomodação (passando para a fase martensita orientada), e em seguida descarregada e posteriormente reaquecida acima da temperatura  $A_f$ . Nesse caso, a LMF vai recuperar a sua forma original por transformação reversa para a fase austenítica original (Lagoudas, 2008), que é a fase estável acima de  $A_f$ . Este fenômeno pode ser visualizado na ilustração da Figura 8, cujo plano  $\sigma-\epsilon$  corresponde ao comportamento da Figura 6, até 6% de deformação. A origem do EMF está logicamente na presença da transformação reversa durante o aquecimento, conforme ilustrado pelo plano  $\epsilon-T$  na Figura 8.

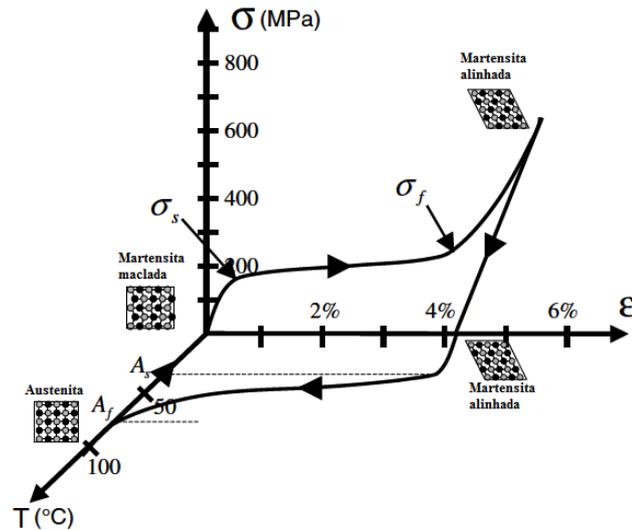


Figura 8 – Comportamento tensão – deformação – temperatura ( $\sigma$ - $\epsilon$ - $T$ ) correspondente ao efeito de memória de forma de uma LMF (Lagoudas, 2008).

De um ponto de vista ilustrativo, a Figura 9 retrata um componente de LMF em regime de EMF descrito pela Figura 8. Tendo seu formato inicial em cruz, o componente é deformado em duas de suas extremidades. Como o componente se encontrava a temperatura ambiente ( $T < M_f$ ), isto é, na fase de martensita, foi deformado sem grandes dificuldades, uma vez que esta fase é mais macia e dúctil. Ao ser aquecido para uma temperatura mais elevada ( $T > A_f$ ), o componente se transforma da fase martensita orientada para a fase austenítica, e recupera a sua forma original.

Uma vez que não há difusão envolvida, a transformação direta e reversa, entre as fases austenita e martensita, mediante resfriamento e subsequente aquecimento, é apenas dependente da temperatura e da tensão, e não do tempo como a maioria das transformações metalúrgicas.

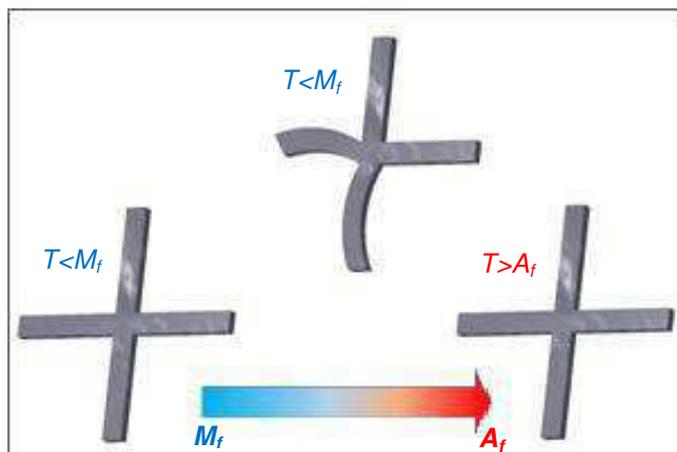


Figura 9 – Esquema ilustrativo da recuperação da forma de um componente de LMF deformado e depois aquecido.

Para LMF, a histerese térmica é uma medida da diferença das temperaturas de transição entre aquecimento e resfriamento ( $H_T = A_f - M_s$ , Figura 7). Geralmente,  $H_T$  é definida entre as temperaturas em que a LMF está em 50% transformada em austenita durante aquecimento e em 50% transformada em martensita durante resfriamento. Essa propriedade térmica é importante e requer cuidado na escolha da LMF para uma aplicação técnica específica; isto é, uma menor histerese é desejável para aplicações mais rápidas de atuação em EMF (como em robótica), já uma histerese mais larga é desejável para reter a forma pré-definida dentro de uma maior faixa de temperatura. Além do mais, as temperaturas de transição são determinantes para identificar a faixa de operação para uma aplicação. Basicamente, essas temperaturas de transição e o comportamento do laço de histerese são influenciados pela composição química da LMF e pelo processamento termomecânico do material. Essas temperaturas de transição podem ser diretamente medidas por várias técnicas de análise térmica como calorimetria exploratória diferencial (DSC), dilatometria e medidas de resistividade elétrica em função da temperatura (Jani *et al.*, 2014).

Algumas das propriedades físicas e mecânicas das LMF também variam entre as fases austenita e martensita, como por exemplo: módulo de Young, resistividade elétrica, condutividade térmica e coeficiente de expansão. A estrutura da austenita é relativamente dura e possui um módulo de elasticidade superior, enquanto a martensita é relativamente macia e mais maleável, isto é, pode ser mais facilmente deformada pela aplicação de uma força externa.

## 2.4 EFEITO DE SUPERELASTICIDADE

Um segundo fenômeno comumente observado em LMF é o efeito de superelasticidade (ou pseudoelasticidade). Esse comportamento, anteriormente revelado por meio do comportamento tensão vs deformação da Figura 5, está associado com a indução da martensita orientada por tensão a partir da austenita, e a sua subsequente reversão para austenita durante descarregamento. A transformação da austenita em martensita orientada (não-maclada) durante carregamento é semelhante a reorientação da martensita maclada (de origem térmica, por auto acomodação) em martensita não maclada (orientada, Figura 6), do ponto de vista que, em ambos os casos, deformações inelásticas recuperáveis são criadas. No entanto, no caso do efeito superelástico, a fase inicial é a austenita e existe de fato uma transformação de fase associada, sob a influência de um esforço mecânico (Hartl e Lagoudas, 2007).

Na Figura 10 é possível verificar a influência da temperatura no comportamento mecânico de monocristais de uma LMF de base cobre (CuZnSn). Quando testados a temperaturas abaixo de  $M_f$  uma deformação residual permanece após descarregamento e a recuperação acontece quando aquecidos acima de  $A_s$  (efeito de memória de forma). No entanto, quando testados acima de  $A_f$  a recuperação ocorre apenas com descarregamento (efeito superelástico) (Otsuka e Wayman, 1998).

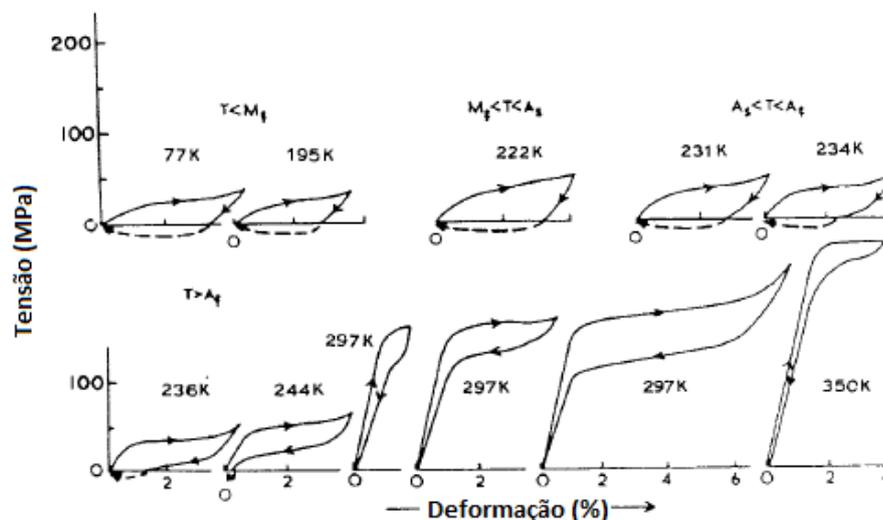


Figura 10 – Influência da temperatura no comportamento mecânico monocristais de uma LMF de base cobre (Otsuka e Wayman, 1998, adaptado).

O efeito superelástico também é influenciado por tratamentos termomecânicos aplicados às LMF. A curva tensão vs deformação e o consequente efeito superelástico para uma mesma LMF varia em função da temperatura do tratamento térmico. Nasser e Guo (2006) mostraram que uma liga de NiTi apresenta variação de energia dissipada, cujo valor corresponde à área interna do laço tensão vs deformação, bem como alteração nas temperaturas de início e fim de transformação quando muda-se a temperatura de recozimento do material para um mesmo tempo fixo de 30 minutos. Esse comportamento pode ser visualizado na Figura 11, para as curvas tensão vs deformação após tratamentos térmicos entre 200 °C e 650 °C.

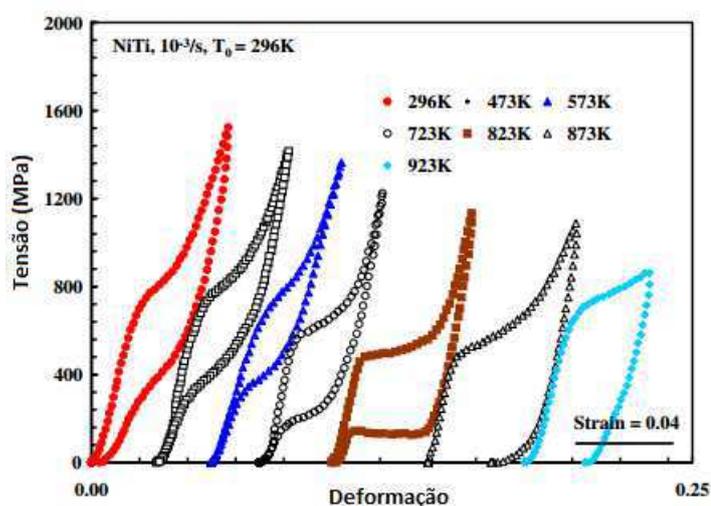


Figura 11 – Comportamento mecânico de uma LMF de NiTi em função da temperatura de recozimento. (Nasser e Guo, 2006).

## 2.5 DIAGRAMA DE FASES DA LMF NiTi

O diagrama de fases da liga NiTi pode ser observado na Figura 12. O composto intermetálico NiTi está situado em concentração próxima de 50%at de Ni. Trata-se de um composto intermetálico não-estequiométrico, tipicamente classificado como rico em níquel ou rico em titânio. No diagrama, o composto NiTi está cercado por duas fases,  $Ti_2Ni$  e  $TiNi_3$ , no entanto estudos demonstraram a existência de compostos intermetálicos metaestáveis de  $Ti_3Ni_4$  (estrutura romboédrica) e  $Ti_2Ni_3$  do lado rico em Ni, após curto tratamento térmico em temperaturas intermediárias (300°C a 600°C) (Otsuka e Ren, 2005; Tam, 2010). O limite de solubilidade do lado

rico em titânio é quase vertical com composição próxima a 50%at Ni, enquanto no lado rico em níquel a solubilidade do níquel aumenta rapidamente com o aumento da temperatura, começando em aproximadamente 500°C. Uma maior solubilidade possibilita a formação de soluções sólidas de NiTi com diferentes concentrações de Ni. No entanto, duas fases de precipitados metaestáveis foram observadas por Nishida *et al.* (1986):  $Ti_{11}Ni_4$  e  $Ti_2Ni_3$ . Esses compostos intermetálicos são coerentes com a matriz e possuem formato lenticular. Isso leva a campos de tensões internas na vizinhança, o que induz uma mudança na temperatura de transição da martensita e regiões de nucleação preferenciais.

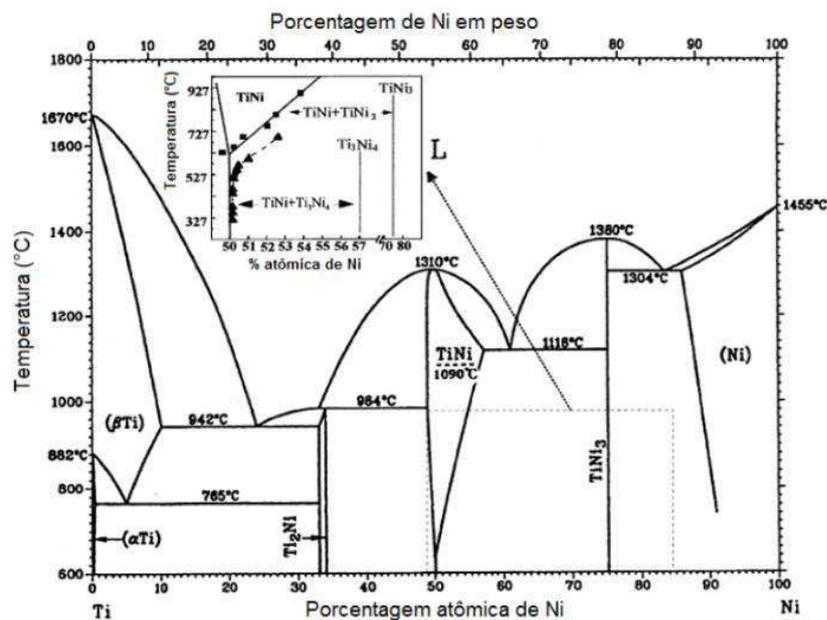


Figura 12 - Diagrama de fases binário NiTi (Otsuka e Ren, 2005).

A parte rica em níquel do diagrama de fases NiTi é mais estudada uma vez que a temperatura de transformação da martensita ( $M_s$ ) varia muito com a concentração de níquel, conforme pode-se observar na Figura 13.

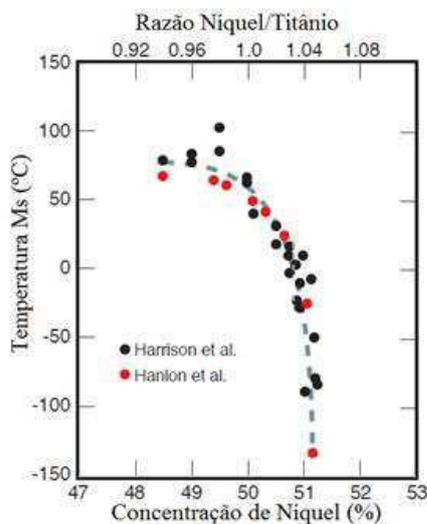


Figura 13 – Relação de concentração Ni/Ti mostrando a influência da concentração de níquel na temperatura de início de transformação martensítica (Tam, 2010).

## 2.6 AÇOS INOXIDÁVEIS (SS)

Aços inoxidáveis (SS) são ligas metálicas constituídas principalmente dos elementos Fe, Cr (no mínimo 12% de Cr) e Ni e possuem ainda adições, em menor grau, de outros elementos oriundos dos processos metalúrgicos de fabricação do aço, tais como C, Mn, Si e V. Podem existir ainda elementos adicionados intencionalmente com a finalidade de aprimorar as propriedades do aço para aplicações específicas (Al, Mo, Cu, Ti, W, Nb e Co) ou ainda elementos indesejáveis presentes como impurezas, cujos teores devem ser controlados (O, P e S). Esses aços possuem essa designação de “inoxidáveis, pois em determinados meios o aço não sofre o fenômeno de oxidação, sendo mais resistentes a corrosão. Geralmente, a proteção contra a corrosão é obtida com criação sobre a superfície do aço de uma película protetora que separa o metal base do meio corrosivo (passivação) (Chiaverini, 1984).

Após trabalho a quente, a microestrutura de um aço inoxidável dependerá basicamente da capacidade de seus diversos componentes em estabilizar a austenita ou a ferrita na microestrutura a temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis estão divididos em quatro classes com base na fase constituinte predominante na sua microestrutura, quais sejam (Pessanha, 2011; Modenesi *et al.*, 2012; Callister, 2002; Chiaverini, 1984):

- Martensíticos: ligas Fe-Cr-C com cromo variando entre 12 a 18% e carbono inferior a 1%. Possuem elevada temperabilidade possibilitando obter estrutura martensítica mesmo com resfriamento ao ar; possuem boa resistência à corrosão e elevados valores de dureza, rigidez e resistência mecânica;
- Ferríticos: ligas Fe-Cr-C com o cromo variando entre 12 a 30% e carbono inferior a 0,1%. São compostos predominantemente pela fase ferrita  $\alpha$  (CCC), e possuem ductilidade e tenacidade satisfatórias, além de boa resistência a corrosão. Não são endurecíveis por têmpera e possuem baixo coeficiente de expansão térmica;
- Duplex: ligas Fe-Cr-Ni-Mo-N com cromo variando entre 18 e 30%, níquel entre 3,5 a 8%, molibdênio entre 1,5 a 4,5% e N até 3,5%. Possuem percentuais iguais de ferrita e austenita. Apresentam elevada resistência a corrosão, resistência mecânica e soldabilidade;
- Austeníticos: essa classe de aços pode ser considerada a mais importante. Por ser o tipo de aço utilizado neste trabalho de dissertação será discutido exclusivamente na seção 2.7.

Alguns aços inoxidáveis são usados com frequência a temperaturas elevadas e em ambiente severo, uma vez que resistem bem à oxidação e mantêm sua integridade mecânica sob essas condições; o limite superior de temperatura em uma atmosfera oxidante pode ultrapassar 1000°C. Estes aços podem ser empregados em turbinas a gás, caldeiras de vapor de alta temperatura, fornos de tratamento térmico, aeronaves, mísseis, unidades geradores de energia nuclear, etc (Callister, 2002).

## **2.7 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS**

São os mais importantes dentre os aços inoxidáveis. Aços inoxidáveis austeníticos são ligas Fe-Cr-Ni com cromo variando de 16% a 26% e o níquel de 6% a 22% e incluem uma vasta gama de diferentes elementos constitucionais; os mais comuns são os ordinários 18Cr/8Ni ou suas versões ligadas com molibdênio. A introdução do níquel melhora consideravelmente a resistência a corrosão do aço e a resistência a oxidação a altas temperaturas (Chiaverini, 1984). O molibdênio que constitui provavelmente a mais útil das adições aos aços 18-8 confere resistência a

corrosão localizada por parte de soluções contendo cloretos, além de melhorar a resistência ao ataque por parte de outros reagentes químicos, como ácido sulfúrico.

Como a própria nomenclatura indica, estes aços apresentam estrutura predominantemente austenítica, não sendo endurecíveis por tratamento térmico e possuindo boa conformabilidade a frio. Na temperatura ambiente apresentam um baixo limite de escoamento, limite de resistência alto e uma elevada ductilidade. São utilizados em aplicações diversas nas indústrias petroquímica, química e alimentícia. Enquanto a resistência a corrosão é seu principal atributo, estes aços também são selecionados devido a suas excelentes propriedades mecânicas em temperaturas baixas ou elevadas. Esses aços inoxidáveis convencionais são conhecidos por serem facilmente soldáveis. A facilidade de soldagem é uma das principais razões por serem altamente utilizados. As outras razões são: elevada resistência a corrosão em ambientes diversos, facilidade de produção e conformação (Kujanpaa, 2014; Designers handbook, 1988).

Com o intuito de garantir boas propriedades de tenacidade e ductilidade a esse tipo de aço é importante que após aquecimento seja resfriado tão rápido quanto possível até a temperatura ambiente, para garantir a presença de austenita (Chiaverini, 1984). Em resfriamentos lentos ou por longa permanência em temperaturas entre 500°C e 900°C pode-se ter o fenômeno indesejável de corrosão intergranular, com precipitação de carbonetos de cromo entre os grãos do aço e a consequente perda de resistência a corrosão e ductilidade. Uma forma de prevenir a corrosão intergranular é utilizar aços inoxidáveis com quantidade de carbono inferior a 0,03%. Foi constatado que aços com pouco carbono dificilmente sofrem corrosão em torno do cordão de solda por corrosão intergranular. Pequenas quantidades de nióbio e titânio também contribuem para evitar corrosão intergranular, evitando a precipitação de carbonetos de cromo (sensitização) (Wainer *et al.*, 1992).

## **2.8 SOLDAGEM**

Conceitua-se soldagem como sendo o processo de fabricação do grupo de processos de união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão. O termo “solda” é o resultado deste processo e a soldagem é um importante processo industrial de fabricação de peças metálicas.

Processos de soldagem e processos afins são também utilizados na recuperação de peças desgastadas, para a aplicação de revestimentos de características especiais sobre superfícies metálicas, além de manutenção e corte. O sucesso da soldagem está associado a diversos fatores e, em particular, com a sua relativa simplicidade operacional. Entretanto, apesar desta simplicidade, não se pode deixar de relatar que a soldagem pode ser muitas vezes um processo prejudicial para o material, envolvendo em geral a aplicação de uma elevada densidade de energia, em forma de calor, em um pequeno volume do material, o que pode levar a importantes alterações estruturais e de propriedades dentro e próximo da região da solda (Modenesi *et al.*, 2012; Wainer *et al.*, 1992).

Caso negligenciadas essas mudanças nas propriedades do material quando submetidos a ciclos térmicos, pode resultar em problemas inesperados e, em alguns casos, graves. Estes problemas podem se refletir tanto em atrasos na fabricação ou em gastos inesperados, quando o problema é prontamente detectado; uma vez que pode ser necessário um retrabalho do material ou mesmo a troca de um componente; ou mesmo em perdas materiais e, eventualmente, de vidas, quando o problema é levado às últimas consequências, quando essas mudanças afetam as características do projeto levando a falhas prematuras e não detectáveis (Modenesi *et al.*, 2012).

Uma junta soldada, conforme pode ser visualizado na Figura 14, consiste em uma transição do metal de base (MB) para uma zona termicamente afetada (ZTA) e uma parte fundida e solidificada, resultando três regiões distintas identificadas como zona fundida, zona termicamente afetada e o metal de base. O metal de solda (MS) ou zona fundida consiste no metal de adição que pode ou não ser adicionado e de parte adjacente do metal de base.

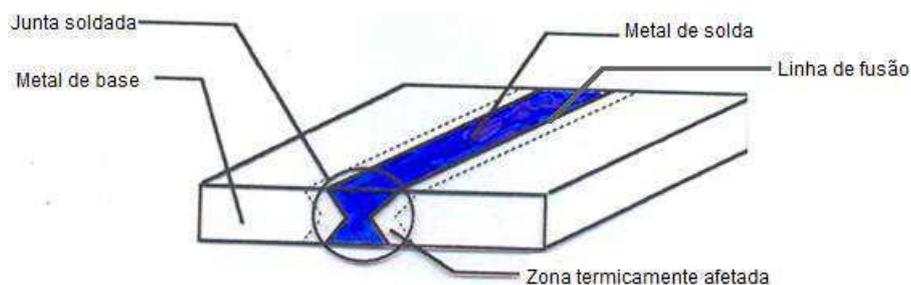


Figura 14 – Ilustração mostrando as regiões de uma junta soldada (Modenesi *et al.*, 2012, adaptado).

## 2.9 PROCESSOS USUAIS DE SOLDAGEM

Diversos são os processos de soldagem utilizados no âmbito industrial e de pesquisa. Cada processo possui características próprias, bem como vantagens, desvantagens, aplicações e limitações. Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grandes grupos: soldagem por pressão e soldagem por fusão.

Os processos de soldagem por pressão englobam principalmente os processos de soldagem por ultrassom, fricção, forjamento, resistência elétrica, difusão e explosão. A união nestes processos é obtida principalmente pela deformação do material confinada em uma região restrita às vizinhanças da junta. Para isto, em vários desses processos, essa região é aquecida em relação ao restante da peça (Modenesi *et al.*, 2012).

Os processos de soldagem por fusão são muito mais numerosos e não cabe ao presente trabalho aqui revisar todos eles. O foco estará nos principais processos de soldagem por fusão utilizados para soldar LMF: soldagem a laser (mais utilizado), soldagem a plasma e soldagem TIG. Este último processo sendo a técnica utilizada para a junção dos materiais desta dissertação receberá uma maior atenção nos próximos tópicos.

### 2.9.1 PROCESSO LBW

A denominação Laser corresponde a abreviatura inglesa do processo *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*. A soldagem com laser (LBW – *Laser Beam Welding*) é um processo que evoluiu muito nos últimos anos. Dois tipos de lasers estão sendo empregados em aplicações de soldagem: o de CO<sub>2</sub> e o de

Nd:YAG (*Neodymium – Yttrium Aluminium Garnet*). Ambos emitem radiação eletromagnética em comprimentos de ondas entre as faixas do ultravioleta e infravermelho.

Este processo de soldagem é caracterizado pela fusão localizada da junta através de seu bombardeamento por feixe de luz concentrada, de alta intensidade, capaz de fundir e até mesmo vaporizar parcialmente o material da junta no ponto de incidência, causando um furo (“*keyhole*”), que penetra profundamente no metal de base.

Esta é uma ferramenta interessante do ponto de vista energético pois pode ser usada na fabricação de peças complexas, na união de diversos materiais, em juntas formadas por partes de espessura e materiais iguais ou diferentes em alta velocidade. A energia fornecida por este processo possui concentração local muito elevada produzindo, então, reduzidos volumes de material afetados pelo calor da soldagem, resultando também em uma baixa energia total para produção da solda (Marques *et al.*, 2009). Um esquema do processo de soldagem LBW está ilustrado na Figura 15.

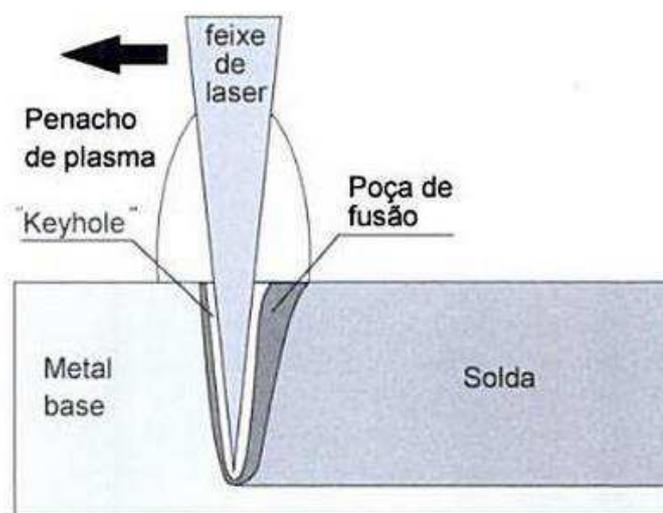


Figura 15 – Esquema ilustrativo do processo de soldagem a laser (Marques *et al.*, 2009).

Quando o feixe de Laser se move ao longo da peça, o metal fundido preenche o espaço atrás do furo e se solidifica, formando a solda. Esta técnica permite velocidades de soldagem muito altas e é necessário um controle muito preciso das variáveis operacionais (energia do feixe, distância focal, velocidade de

soldagem, duração do pulso, etc.) para que a operação tenha sucesso (Marques *et al.*, 2009).

É uma técnica muito promissora para a soldagem de LMF NiTi, uma vez que permitem soldagem de peças com espessuras pequenas devido a alta precisão e reduzida zona termicamente afetada (ZTA), e um bom controle dos parâmetros permitem reprodução satisfatória (Falvo *et al.*, 2005). No entanto é uma técnica que aumenta consideravelmente o custo do material, que já possui um valor agregado elevado.

### **2.9.2 PROCESSO PAW**

Soldagem com arco a plasma (*Plasma Arc Welding – PAW*) é um processo de soldagem utilizando gás inerte e eletrodo não-consumível de maneira a produzir um arco constrito. O processo de soldagem a plasma é uma extensão do processo TIG, onde a coluna do arco elétrico sofre uma constrição, obtida fazendo o arco passar através de um orifício de diâmetro reduzido e de parede fria (em cobre e refrigerado a água). A coalescência do metal é obtida através do aquecimento produzido pelo arco que sofre constrição.

O processo, ilustrado na Figura 16, consiste inicialmente em provocar numa coluna de gás, com o auxílio de um arco elétrico, um aumento de sua temperatura o suficiente para que os impactos entre as moléculas de gás provoquem entre si certo grau de dissociação e ionização. O gás ionizado é forçado a passar através de um orifício de parede fria e esta repentina mudança provoca um gradiente térmico entre o centro da coluna de gás e a periferia que está em contato com a parede de cobre, fazendo com que a densidade no centro da coluna diminua, favorecendo os elétrons adquirirem energia suficiente para provocar a ionização de outros átomos. Este efeito eleva de maneira sensível o grau de ionização da coluna do arco e sua temperatura, possibilitando o aumento da taxa de energia transferida para a peça a ser soldada, sendo o aumento da velocidade do plasma consequência direta da constrição (Wainer *et al.*, 1992; Designers handbook, 1988).

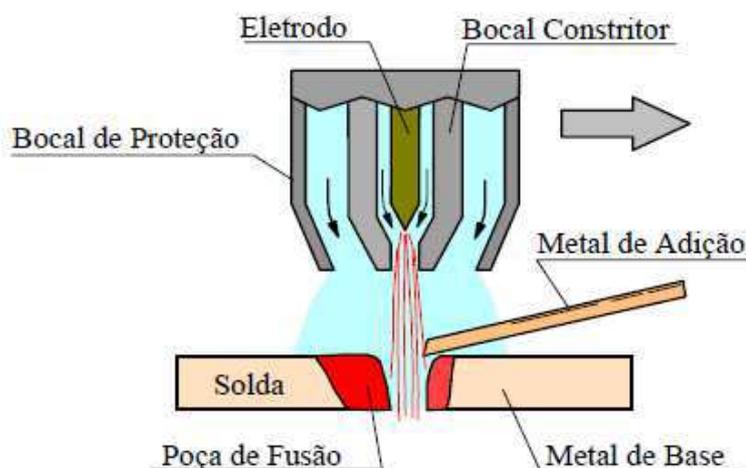


Figura 16 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem a plasma (Modenesi e Marques, 2006).

Uma das diferenças principais entre o arco a plasma e o processo GTAW é o efeito denominado *keyhole*, obtido com arco plasma quando da soldagem de juntas planas com espessura variando entre 2,4mm e 6,4mm. Um furo controlado (*keyhole*) é formado na borda dianteira da poça de fusão onde a força dos jatos de plasma desloca o metal fundido para permitir a passagem completa do arco para a peça. Com o progresso da solda, o metal fundido, preso por tensões superficiais, flui para trás do furo para formar o cordão de solda. O efeito de buraco de fechadura é um indicador positivo da completa penetração e uniformidade da solda (Designers handbook, 1988).

A soldagem com plasma requer do operador maior conhecimento do processo, quando comparado com TIG. A tocha é mais complexa, o eletrodo requer configuração e posicionamento precisos, havendo também necessidade de seleção correta do diâmetro do bocal de constrição e da vazão do gás de plasma de proteção.

### 2.9.3 PROCESSO GTAW

A soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding* – GTAW), conhecido no Brasil como TIG (*Tungsten Inert Gas*), é um processo no qual a coalescência dos metais é obtida pelo aquecimento destes por um arco estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça. A proteção do eletrodo e da zona da solda é feita por um gás inerte, normalmente o argônio, ou misturas de gases inertes (Ar e

He). Um metal de adição pode ser utilizado ou não. Classicamente o arco de descarga do processo GTAW é produzido entre um eletrodo em forma de bastão de tungstênio e um eletrodo planar, que no caso é a própria peça a ser soldada. A soldagem GTAW pode ser manual ou mecanizada (Modenesi, 2012; ASM handbook, 2003). A Figura 17 ilustra esse processo.

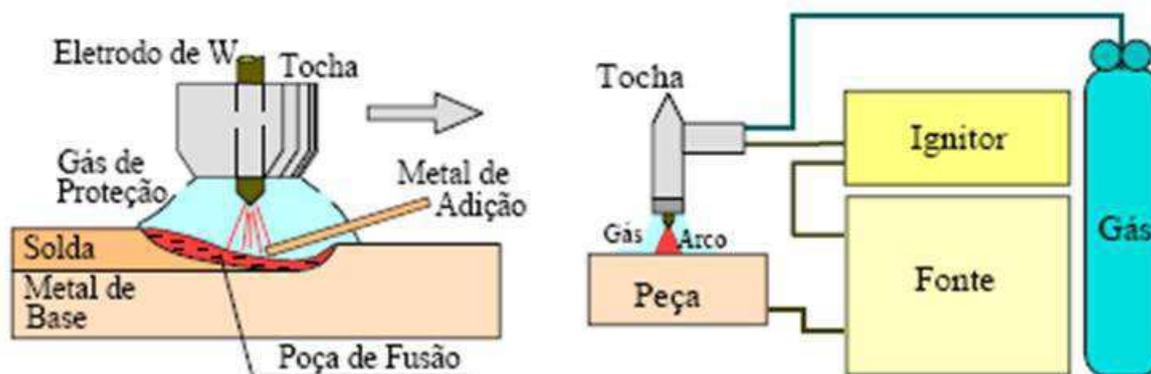


Figura 17 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem GTAW (Modenesi *et al.*, 2012).

Este processo foi patenteado no fim dos anos 20, porém só foi comercialmente utilizado em 1942, nos Estados Unidos, para a soldagem de ligas de magnésio de assentos de avião. A princípio utilizou-se o gás hélio e corrente contínua, devido à dificuldade em estabilizar o arco, posteriormente superada. Atualmente, o processo TIG é mais utilizado na soldagem de ligas de alumínio, de magnésio, de titânio, e aços inoxidáveis. A solda produzida pode ser considerada de boa qualidade (Wainer *et al.*, 1992). O processo GTAW é considerado o mais controlável dos processos cuja fonte de energia é o arco elétrico. A Tabela 1 mostra as vantagens, aplicações e limitações do processo de soldagem GTAW. As suas principais variáveis são, dentre outras:

- Corrente utilizada na soldagem;
- Composição e fluxo do gás de proteção;
- Diâmetro e forma do eletrodo;
- Composição do metal de adição

Tabela 1 – Vantagens, aplicações e limitações do processo GTAW (Modenesi *et al.*, 2012).

Vantagens	Aplicações	Limitações
Excelente controle da poça de fusão.	Soldagem de precisão ou de elevada qualidade.	Produtividade relativamente baixa.
Permite soldagem sem uso de metal de adição (soldagem autógena).	Soldagem de peças de pequenas espessuras e tubulações de pequeno diâmetro.	Custo dos consumíveis e do equipamento relativamente elevado.
Pode ser usada para soldar a maioria dos metais.	Execução do passe de raiz em tubulações	
Produz solda de alta qualidade e acabamento.	Soldagem de ligas especiais, não ferrosas e materiais inovadores.	
Gera pouco ou nenhum respingo.		
Exige pouca ou nenhuma limpeza após soldagem.		
Permite soldagem em qualquer posição.		

## 2.10 SOLDAGEM DISSIMILAR: GENERALIDADES

A aplicação de qualquer material inovador não depende somente de suas características intrínsecas, mas depende também da capacidade de subverter problemas e desenvolver tecnologias aliadas de processamento. Como resultado, o uso de um material pode estar restringido a condições específicas, a menos que a união desse material a si mesmo ou a outros materiais seja facilitada. A possibilidade de juntar de modo eficaz os materiais abre um leque de possibilidades a serem exploradas. No entanto, segundo a literatura, unir LMF NiTi tem sido um trabalho árduo devido a sua alta sensibilidade a tratamentos termomecânicos e a deterioração dos efeitos de superelasticidade e memória de forma na região de solda quando comparado ao metal de base, devido as mudanças metalúrgicas existentes (Mirshekari *et al.*, 2013).

Existem dois tipos de dissimilaridades envolvidos em soldagem de metais distintos que tem importantes consequências na formação da microestrutura da solda. Primeiro, dissimilaridade em termos de propriedades termo-físicas como condutividade térmica ( $k$ ) e coeficiente de temperatura da tensão superficial ( $d\gamma/dT$ ): enquanto as diferentes condutividades dos metais de base controlam indiretamente

a composição média da poça de fusão através de transporte de calor assimétrico (o que leva a fusão assimétrica), a diferença no  $dy/dT$  influencia a tensão superficial no escoamento do fluido (o que governa a mistura). O segundo tipo de dissimilaridade é a origem metalúrgica (química) que se manifesta através da formação de fases de estruturas cristalinas diferentes, oriundos da fusão heterogênea (Chatterjee *et al.*, 2008).

No que consiste a soldagem dissimilar, a motivação no desenvolvimento de técnicas de soldagem entre materiais diferentes vem crescendo continuamente. O NiTi e os aços inoxidáveis (em geral os austeníticos) possuem características diferentes. A rigidez de LMF NiTi é baixa quando comparada a do aço inoxidável. Assim, a título de exemplo, quando se produzem fios e arcos ortodônticos monolíticos de NiTi de baixa rigidez para movimentação dentária, ocorre perda de ancoragem. Em contraste, o uso de fios rígidos de aço inoxidável causa tensão ortodôntica excessiva, impedindo que os dentes tratados se movam, devido à absorção alveolar do osso. Ao serem utilizados fios unidos de NiTi e SS em tratamentos ortodônticos, o aço inoxidável e o NiTi promoveriam ancoragem e tratamento, respectivamente, o que reduziria o desconforto, diminuiria em elevado grau o tempo de tratamento dentário e aprimoraria a qualidade do tratamento. A mesma situação pode ser expandida no caso de cabos guia, onde se tornam necessárias partes manipuláveis e extremidades rígidas, de aço rígido e NiTi elástico, respectivamente (Zhou, 2008; Zhang *et al.*, 2014).

Outro exemplo de aplicação comercial na soldagem dissimilar de NiTi pode ser visualizado na Figura 18. Um marcador radiopaco, como um marcador de tântalo, pode ser unido com *stents* de LMF NiTi pelo processo de soldagem a laser. Devido a massa elevada desses marcadores a visibilidade aos raios-X desses *stents* se torna excelente. Contudo, nesta união forma-se uma interface frágil entre os materiais.

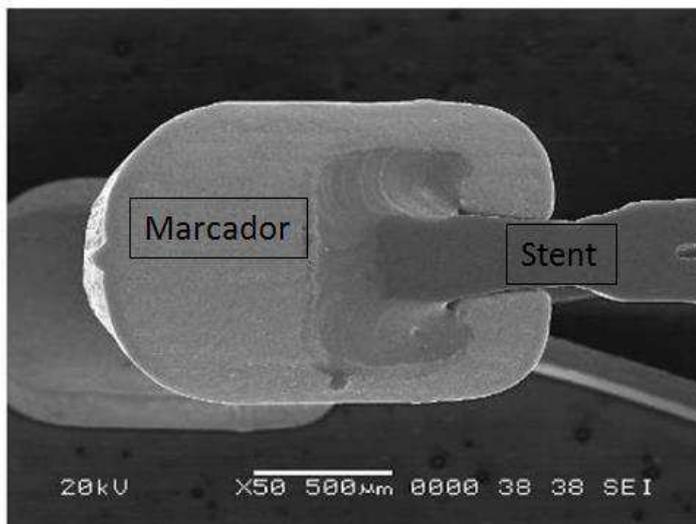


Figura 18 - Imagem em microscopia eletrônica de varredura de um componente biomédico obtido por soldagem a laser entre *stents* de NiTi e marcador de tântalo (Ghodssi e Lin, 2011).

Essa interface frágil pode ser supostamente minimizada ao se fazer uso de camadas de materiais com propriedades intermediárias entre aqueles que são unidos por soldagem (LMF NiTi e SS, por exemplo).

## 2.11 SOLDAGEM DISSIMILAR NiTi-SS: ESTADO DA ARTE

Nos últimos anos tem-se dado grande atenção para a influência do processamento de soldagem na microestrutura e propriedades de juntas soldadas similares de LMF NiTi. Por outro lado, juntas de NiTi com outras ligas metálicas não tem sido devidamente consideradas. Nesse contexto, aços inoxidáveis (SS) são largamente utilizados em diferentes aplicações, conforme discutido na seção anterior. Logo, juntas obtidas da união de LMF NiTi com SS são desejáveis. É importante observar que criar juntas dissimilares entre esses dois materiais é um processo complicado devido à grande diferença em suas propriedades físicas e químicas. Já tem sido reportado na literatura que a formação de compostos intermetálicos frágeis, como o  $TiFe_2$ , promove uma junta dissimilar altamente frágil (Rao, 2015, Mirshekari *et al.*, 2013).

Na Figura 19 é possível visualizar o diagrama ternário para o ferro, níquel e titânio, indicando a formação de compostos intermetálicos em 1173K (900°C), temperatura próxima àquela observada durante a solidificação após soldagem. Para

fins de simplificação, o cromo foi negligenciado, uma vez que este está presente em menor quantidade que os outros elementos e a sua influência é semelhante àquela do titânio (Vannod, 2011, Brandal *et al.*, 2013). A maior parte dos intermetálicos leva à fratura frágil, tendo pouca tolerância à formação de trinca; as estruturas complexas desses compostos possuem grandes vetores de Burgers, logo requerem menos energia para fratura do que para deslocamento durante deformação.

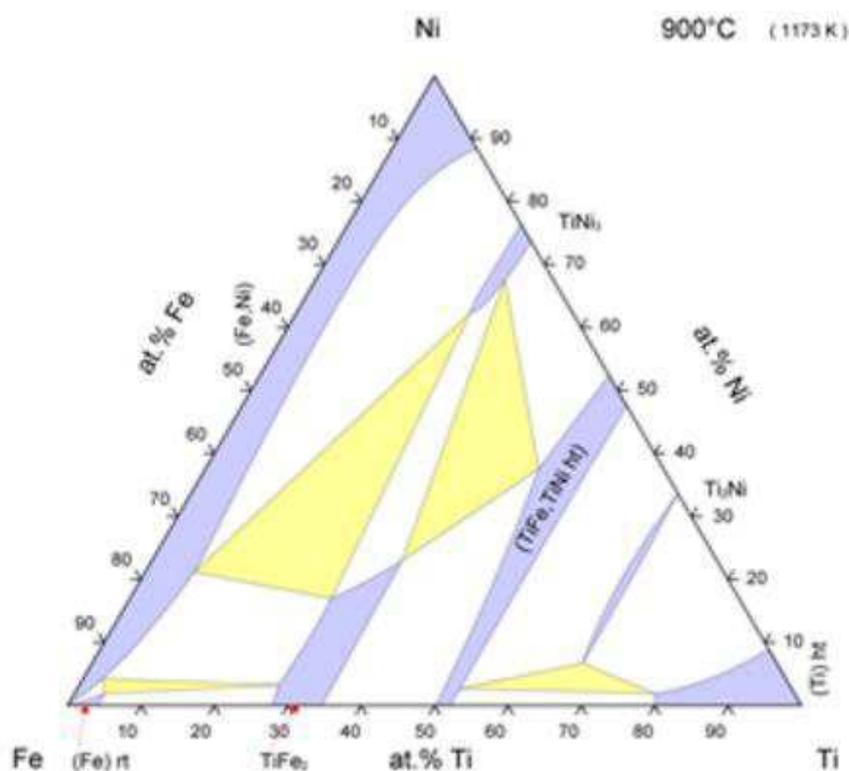


Figura 19 – Diagrama de fase ternário Fe-Ni-Ti (Gupta, 1990).

O diagrama da Figura 19 permite verificar que uma liga com maior concentração de ferro e níquel tende a se solidificar com fases majoritárias de  $\gamma$ -Fe(Ni), mais dúcteis. As fases ricas em ferro e titânio são altamente prejudiciais para a junta soldada uma vez que a fase  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  formada possui estrutura hexagonal frágil; e a fase FeTi reduz drasticamente a resistência mecânica da junta. Segundo Vannod (2011), uma liga supostamente contendo  $\text{Fe}_{50}\text{Ti}_{25}\text{Ni}_{25}$  vai primeiro formar dendritas de  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  seguida de um crescimento acoplado de  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  e Fe- $\gamma$ .

Ao realizar uma soldagem a plasma (PAW) entre fios de NiTi e SS 304, Vondrous *et al.* (2012) não conseguiram obter uma junta livre de trincas, mesmo utilizando uma energia mínima na união. Esta dificuldade está aliada à formação de

uma estrutura muito frágil após a soldagem. Na Figura 20 é possível visualizar a micrografia contendo trincas nessa junta.

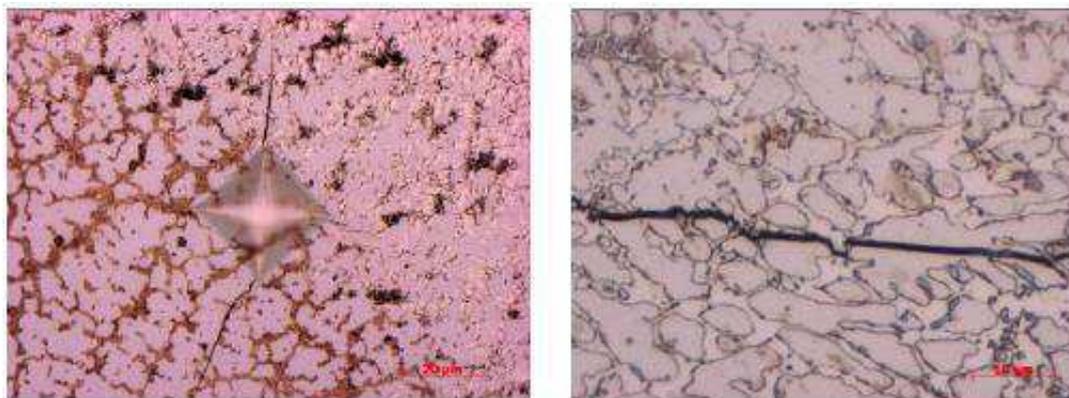


Figura 20 – Formação de trincas após soldagem de NiTi com SS 304 (Voundrous *et al.*, 2012).

No que se refere a propriedades mecânicas de uma junta dissimilar NiTi/SS 316L soldada pelo processo LBW, Ng *et al.* (2015) estudaram o efeito de se adicionar quantidades do elemento tântalo (Ta) como camada intermetálica. Ao realizar a soldagem sem a presença do metal de camada, o resultado foi uma tensão de ruptura de 134 MPa com apenas 0,63% de deformação. Ao se adicionar 25 µm de Ta a resistência passou para 154 MPa e 0,71% de deformação. Com uma adição de 50 µm de tântalo como camada intermetálica os pesquisadores conseguiram o melhor resultado em termos de propriedade mecânica, aumentando a resistência da junta em 120 MPa com relação a condição de soldagem sem adição (um aumento de quase 100%).

Um estudo comparativo da soldagem a laser pelo processo Nd:YAG de fios de NiTi com NiTi (similar) e NiTi com SS (dissimilar) foi realizado por Mirshekari *et al.* (2013). As juntas soldadas com materiais similares apresentou comportamento próximo ao do metal virgem, enquanto as juntas NiTi/SS soldadas apresentaram comportamento mecânico muito inferior. Esse resultado pode ser observado na Figura 21.

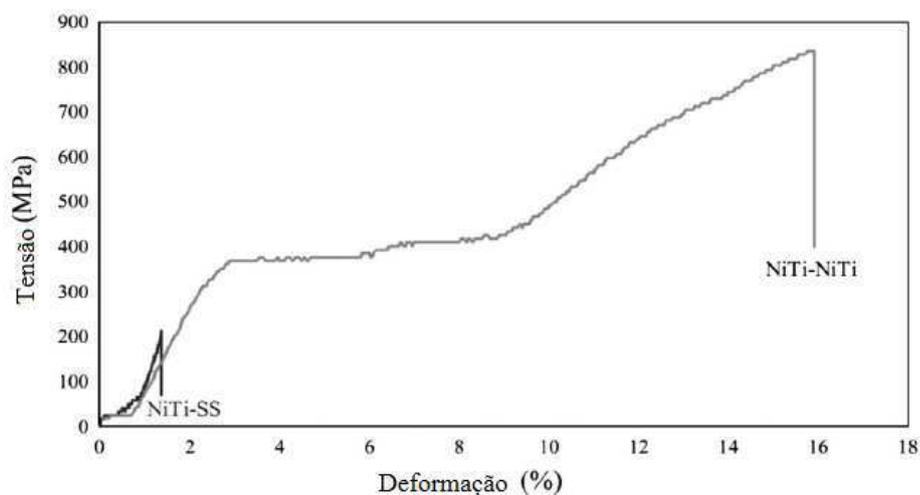


Figura 21 – Comportamento tensão vs deformação para juntas similares de fios NiTi-NiTi e dissimilares NiTi-SS soldados pelo processo LBW (Mirshekari *et al.*, 2013).

Os autores concluíram que a fratura observada nas juntas similares dos fios NiTi-NiTi apresentou característica dúctil com presença de *dimples* enquanto os fios NiTi-SS apresentaram comportamento frágil com presença de clivagem transgranular (Figura 22).

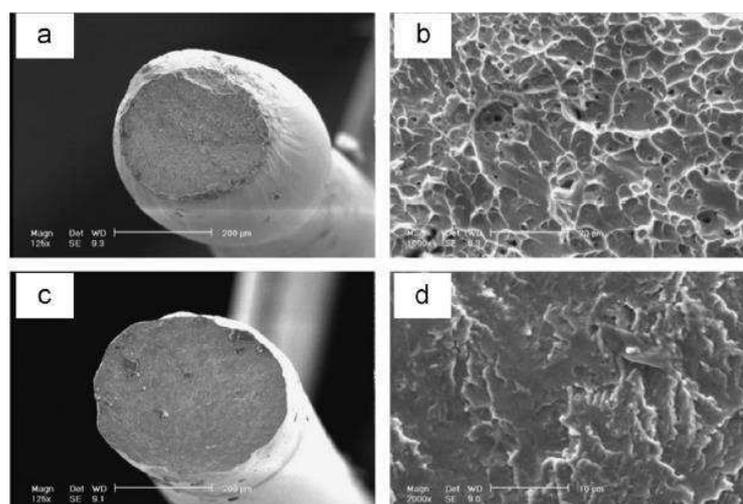


Figura 22 – Comparação da superfície de fratura de juntas de fios soldados NiTi-NiTi (a e b) e NiTi-SS (c e d) (Mirshekari *et al.*, 2013).

Outro estudo comparando a eficiência da soldagem pelo processo LBW de fios de NiTi similar e dissimilar NiTi-SS foi realizado por Gugel *et al.* (2008) sem adição de camada intermetálica. Os resultados da microestrutura formada podem ser observados na Figura 23. A junta similar de NiTi/NiTi apresentou grãos mais

grosseiros com tamanhos de aproximadamente  $50\mu\text{m}$  na região central da zona de fusão e grãos menores com estrutura colunar nas regiões adjacentes. O detalhe da Figura 23(a) revela uma cristalização epitaxial à linha de fusão e um crescimento na direção do maior gradiente de temperatura. Na zona termicamente afetada (ou *heat-affected zone* - HAZ), além da linha de fusão são observados grãos equiaxiais. Já na junta dissimilar (Figura 23-b), são observados grãos similares na região do lado do NiTi e não se observa formação de grãos grosseiros na zona de fusão.

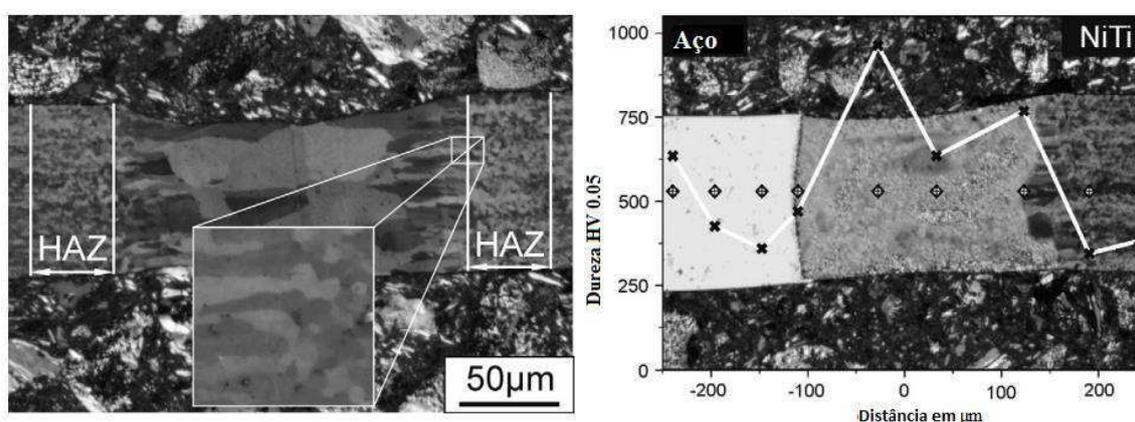


Figura 23 – Micrografias comparando as estruturas de solidificação de LMF NiTi após soldagem: (a) similar e (b) dissimilar NiTi-SS (Gugel *et al.*, 2008, adaptado).

Observa-se ainda que o perfil não uniforme de dureza na junta dissimilar sugere a formação de outros compostos ou fases, responsáveis pela fragilidade da junta.

Foi estudado também o comportamento mecânico dos fios pelos mesmos autores. A comparação foi feita com os fios íntegros (NiTi e aço), e com solda similar (NiTi-NiTi) e dissimilar (NiTi-SS). O resultado pode ser observado na Figura 24. É possível concluir que a soldagem similar apresentou comportamento próximo ao do fio de LMF NiTi sem solda, com uma tensão de ruptura do fio soldado em aproximadamente 70% da tensão do fio original. No caso dos fios com juntas de NiTi-SS, o comportamento mecânico é inferior ao dos fios de NiTi ou do aço puro. Uma das causas desta fratura prematura é a formação de carbeto de titânio (TiC) precipitado na junta, cuja dureza e fragilidade elevadas comprometem as propriedades mecânicas.

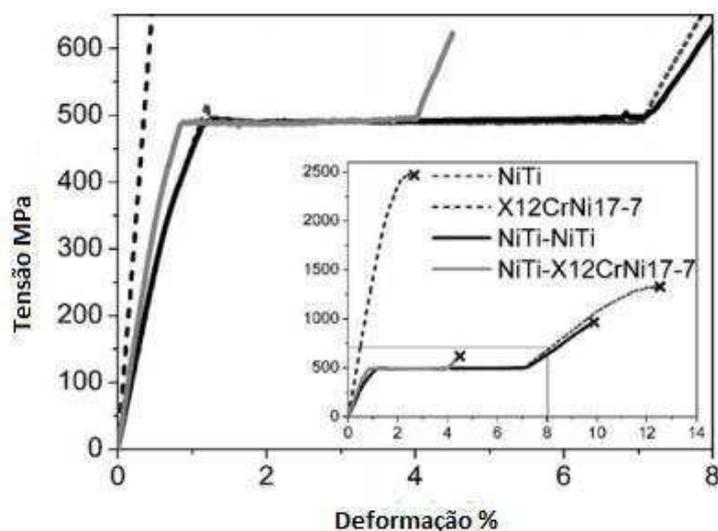


Figura 24 – Comportamento mecânico de juntas soldadas similar NiTi-NiTi e dissimilare NiTi-SS (Gugel *et al.*, 2008).

Em estudos mais aprofundados, Vannod *et al.* (2011) estudaram o aparecimento de fissuras em fios soldados a laser de NiTi com SS e observaram que a principal origem dos defeitos se dava pela concentração de tensões na região da solda, perto do perímetro da interface. Segundo os autores, a nucleação das trincas começava na periferia da região soldada, perto da interface NiTi. A trinca inicialmente se propagava de maneira frágil por todo o fio na região superelástica, e ao final desse patamar ocorreu a ruptura dúctil pela propagação das trincas no fio de NiTi. Foi mostrado que esse comportamento teve origem em três mecanismos concomitantes: a forma geométrica da solda que foi maior na superfície e mais estreita no meio do fio; a maior rigidez da região de solda quando comparada ao fio de NiTi; a contração radial do fio de NiTi associada à transformação isovolumétrica da martensita.

A união direta em micro soldas de LMF NiTi com aços inoxidáveis devido a formação de compostos intermetálicos frágeis e aparecimento de trincas é o principal motivo pelo qual usam-se camadas intermediárias de um metal próprio, conforme mencionado anteriormente. O uso dessas camadas visa mitigar esses efeitos e conferir propriedades e resistência desejadas nas juntas. Li *et al.* (2013) utilizaram camadas de cobalto entre os fios de NiTi e SS durante a soldagem a laser. O cobalto, tendo coeficiente linear de expansão intermediário aos dois metais de base, atua aliviando as tensões na junta, e reduzindo a formação de fases

indesejáveis. Os mesmos pesquisadores, em outro trabalho (Li *et al.*, 2013), também avaliaram a influência da espessura de uma camada intermediária de cobre durante a união de NiTi com SS e concluíram que a adição controlada desse elemento melhora as propriedades de dobramento dos fios soldados e impacta diretamente as propriedades mecânicas, uma vez que menos compostos fragilizantes são formados. As Figuras 25 e 26 permitem avaliar alguns dos resultados obtidos por estes pesquisadores. Verifica-se que o aumento da espessura da camada interfacial de cobre entre 20 e 80  $\mu\text{m}$  tem um efeito extremamente positivo no aumento da resistência mecânica e deformação da junta dissimilar NiTi-SS.

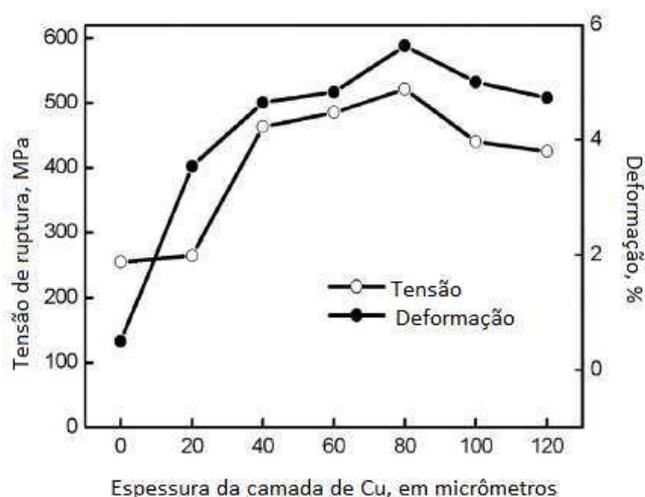


Figura 25 - Influência da espessura de camadas intermediárias de Cu no comportamento mecânico da união entre NiTi e aço inoxidável (Li *et al.*, 2013).

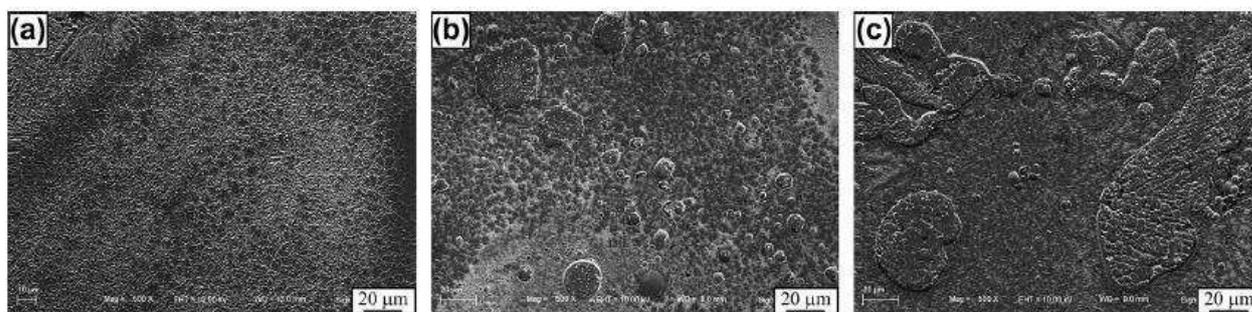


Figura 26 – Influência da espessura de camadas intermediárias de Cu na microestrutura da junta dissimilar, onde (a) 40 $\mu\text{m}$  (b) 80 $\mu\text{m}$  (c) 120 $\mu\text{m}$  (Li *et al.*, 2013).

Este comportamento está associado ao fato de que um aumento da espessura da camada interfacial de cobre promove uma mudança microestrutural na

região de fusão. Quando a espessura da camada de cobre foi de 40 $\mu$ m (Figura 26-a), a poça de fusão teve características de grãos finos e exibiu estrutura dendrítica equiaxial. Quando a espessura da camada foi aumentada, observou-se a formação de glóbulos de diferentes tamanhos, e uma análise de EDS revelou que estes glóbulos são fases de soluções sólidas de cobre. Em estudo posterior, Zhang *et al.* (2014) avaliariam a resistência a corrosão desses fios, desta vez soldados com o uso de camadas de níquel, em ambiente contendo fluoretos (aplicações ortodônticas). Os autores concluíram que estes fios soldados estão em possível acordo com os requerimentos estabelecidos para usos clínicos.

Além das camadas intermediárias de Cu e Co, Pouquet *et al.* (2012) avaliaram a influência de uma camada intermediária de níquel na soldagem de chapas finas de NiTi com SS e concluíram que a fragilidade da junta depende majoritariamente da composição da poça de fusão; a adição de níquel na junta diminui a formação de intermetálicos frágeis como Fe<sub>2</sub>Ti uma vez que a solidificação ocorre primeiramente entre as fases FeNi e Ni<sub>3</sub>Ti. Resultado semelhante foi observado por Li *et al.* (2012), que ao realizarem soldagem pelo processo LBW de fios de NiTi com SS usando uma camada intermediária com espessura variável de níquel, notaram primeiramente que a poça de fusão apresentou-se não-uniforme devido ao rápido resfriamento promovido pelo processo LBW; e que a adição de Ni aumenta a formação de  $\gamma$ -Fe (fase mais dúctil) e reduz a formação de intermetálicos frágeis (TiFe<sub>2</sub> e TiCr<sub>2</sub>) melhorando, assim, as propriedades mecânicas da junta soldada.

Um estudo comparativo da soldagem dissimilar de LMF NiTi com SS A240 e Hastelloy C276 com a soldagem similar de NiTi-NiTi, utilizando o processo de soldagem a plasma, foi feito por Ejik *et al.* (2004). No que diz respeito à soldagem dissimilar, estes pesquisadores observaram que ao unir NiTi com Hastelloy C276 origina-se a formação de fases distintas, constatando também a formação de uma zona mista que se estende até 0,5mm após a zona de fusão. A soldagem dissimilar com aço inoxidável foi feita de duas maneiras: sem adição de qualquer camada e com adição de uma camada intermediária a base de níquel. No caso da soldagem sem adição de camada intermediária observou-se múltiplas trincas na região da solda próxima ao NiTi, conforme pode ser observado na Figura 27-a. Os coeficientes de expansão térmica para os compostos intermetálicos formados no lado do NiTi

difere daqueles do aço em aproximadamente  $5 \times 10^{-6}/K$ , o que leva a fratura das fases frágeis na zona mista. Ao utilizarem um filamento metálico a base de níquel entre os fios de aço e os de NiTi durante a soldagem não foi possível evitar a formação das fases frágeis na zona de mistura e uma avaliação pela técnica de EDS (Figura 27b) indicou a formação de três fases distintas: mistura de Ni, Ti e Fe (espectro 1), fase rica em Ni (espectro 2), e carbonitreto de Ti (espectro 3).

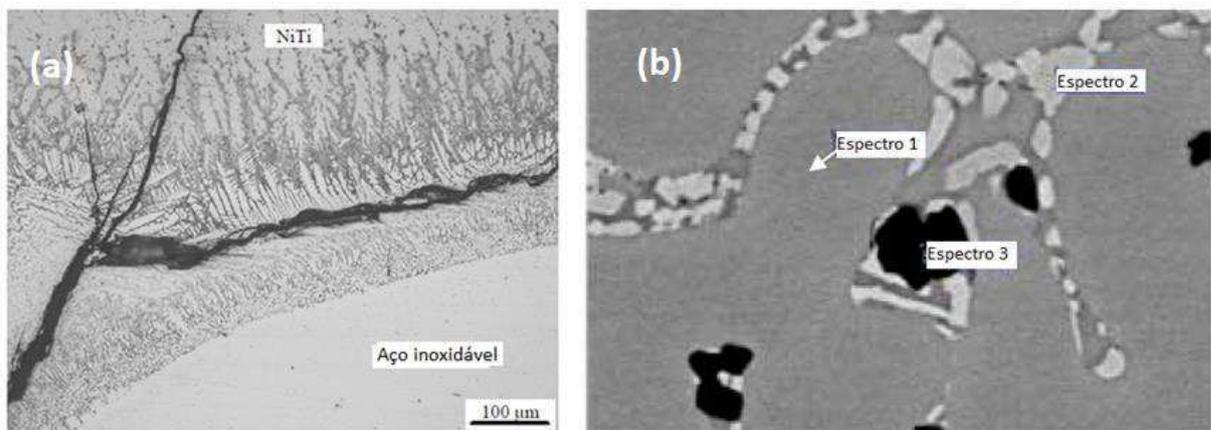


Figura 27 – Micrografias mostrando fissuração múltipla após soldagem NiTi-SS em (a) e identificação de fases formadas por EDS em (b) (Ejik *et al.*, 2004, adaptado).

Um outro estudo foi feito por Quintino e Miranda (2012), voltado para a união de chapas finas de NiTi com SS por soldagem a laser. Um teste inicial foi variar o tempo de pulso e a energia de soldagem utilizada. Foi observado que um pulso mais curto e com menor energia leva ao surgimento de múltiplas fissuras na poça de fusão, o que não ocorreu ao aumentar esses parâmetros, conforme pode ser visualizado na Figura 28.

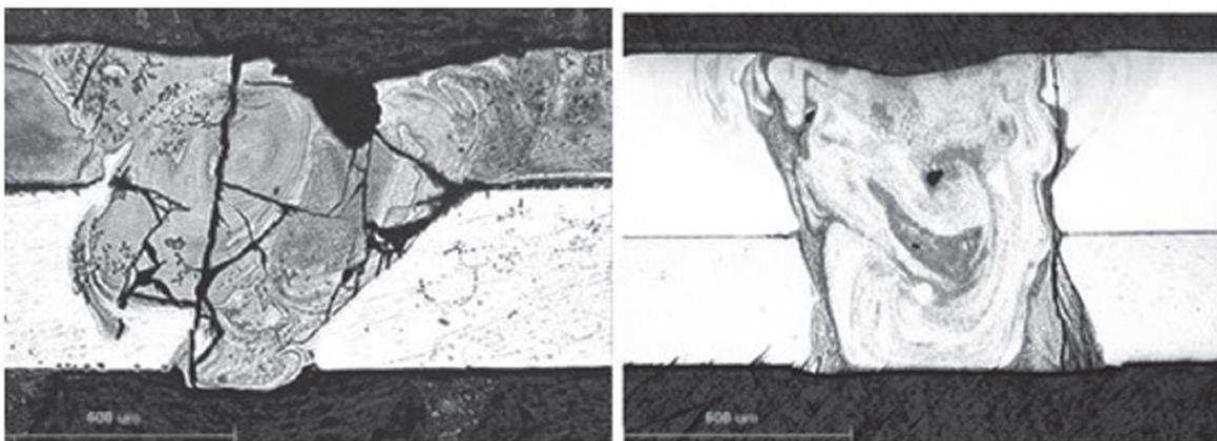


Figura 28 – Influência de parâmetros de soldagem a laser na formação de trincas na união dissimilar de NiTi com aço (a) duração do pulso, 10ms; energia 12,6 J (b) duração do pulso, 50ms; energia 30,3 J (Quintino e Miranda, 2012).

Os autores avaliaram ainda a influência da sequência do empilhamento das chapas de NiTi e SS, colocando uma ou outra no topo durante operação de soldagem e fixando os parâmetros. Foi constatado que o formato da poça de fusão variou consideravelmente, uma vez que o NiTi tem uma temperatura de fusão inferior (1240-1310°C) comparado ao aço inoxidável (1300-1400°C) e a difusividade térmica do NiTi é apenas metade da do aço (5 e 9m<sup>2</sup>/s, respectivamente). Assim, o calor é dissipado mais lentamente pela chapa de NiTi do que pelo aço inox e o resultado pode ser observado na Figura 29.

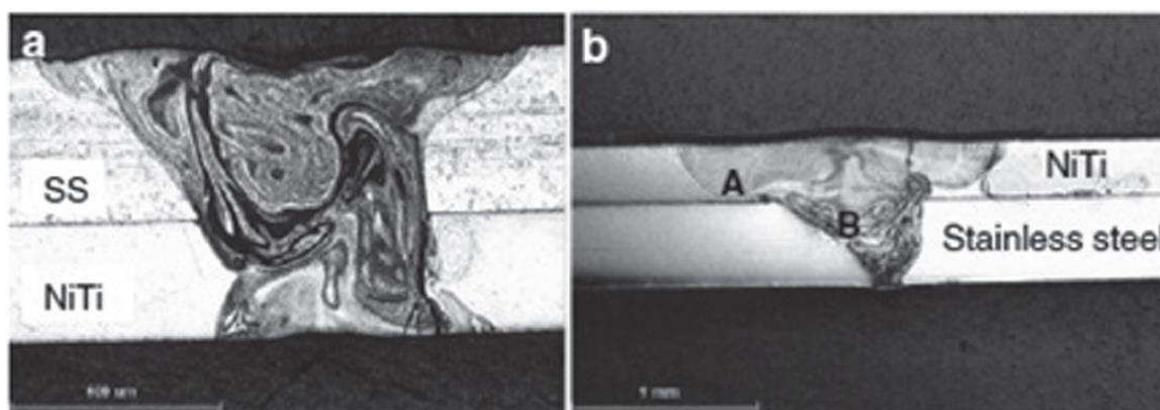


Figura 29 – Influência da condutividade térmica dos metais soldados no formato da poça de fusão: a) SS em cima b) NiTi em cima (Quintino e Miranda, 2012).

Devido a grande dificuldade observada na literatura em se obter juntas dissimilares com elevada resistência mecânica, muitos trabalhos são encontrados sem a realização de ensaios mecânicos. Pesquisadores como Cheng *et al.* (2004), Chiu *et al.* (2005), Eijk *et al.* (2004), Quintino *et al.* (2012), Pouquet *et al.* (2012) não relatam o comportamento mecânico de juntas dissimilares NiTi-SS.

Com a finalidade de se observar exclusivamente a microestrutura após realizar uma soldagem dissimilar entre chapas finas de 1mm de espessura de NiTi com SS (AISI 304) pelo processo de soldagem a laser Nd:YAG, Gugel *et al.* (2009) observaram a formação de grãos com morfologia distinta e compostos intermetálicos, pelos métodos EDS e MET. Na Figura 30 é possível visualizar a estrutura granular da junta soldada em um mapa de cores. Na interface da zona de fusão com o aço, conforme se visualiza na Figura 31, foi constatada a formação de fase intermetálica  $Fe_2Ti$  (em azul).

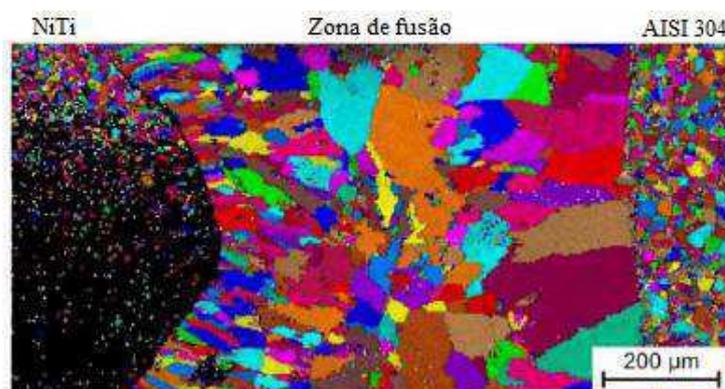


Figura 30 – Mapa da distribuição do tamanho e morfologia de grão em uma soldagem dissimilar a Laser de chapas de 1 mm de NiTi-SS304 (Gugel *et al.*, 2009).

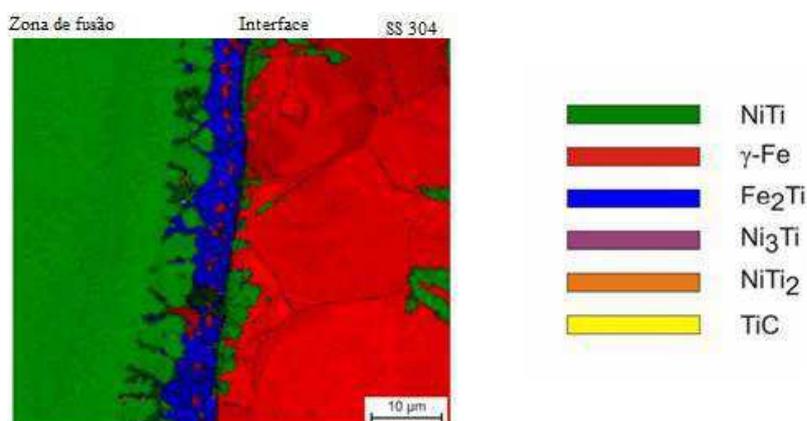


Figura 31 – Identificação de fases intermetálicas presentes na soldagem dissimilar de NiTi-SS304 (Gugel *et al.*, 2009).

Um estudo mais avançado da composição química e metalúrgica da região de solda em uma junta soldada entre NiTi e SS pelo processo de soldagem a laser Nd:YAG foi realizado por Burdet *et al.* (2013). Em sua análise, os pesquisadores fizeram uso de técnicas simultâneas de feixe de íons localizados (FIB) combinado com microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectrometria por dispersão de energia (EDS) para obter um mapeamento químico de um volume da junta e identificar as fases formadas após solidificação da união. A região analisada está esquematizada na Figura 32, assim como o diagrama ternário avaliado pelos autores.

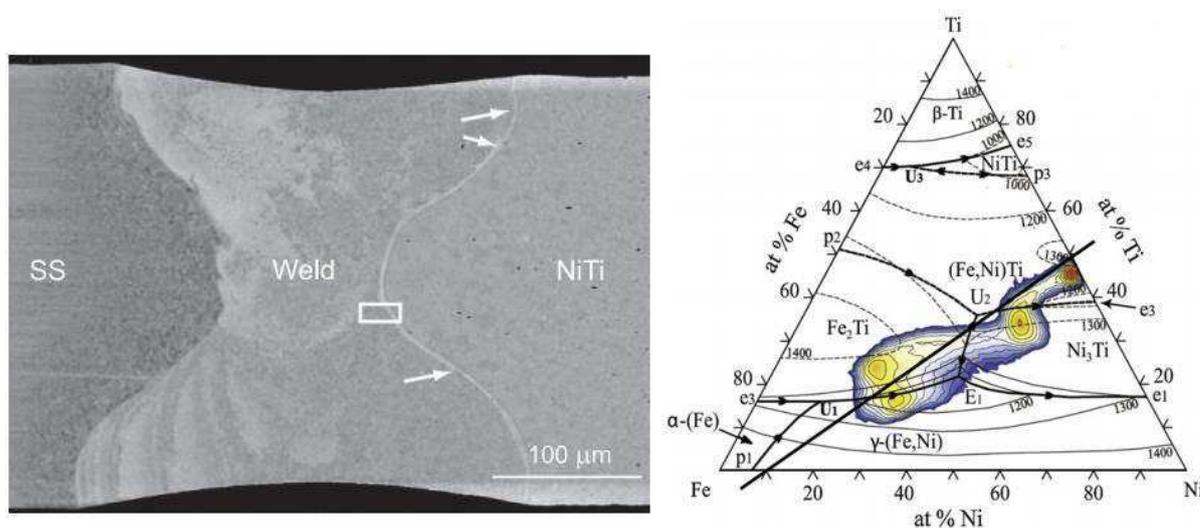


Figura 32 – Análise feita na interface entre o metal de base de NiTi com a poça de fusão na união dissimilar com aço inoxidável, correlacionando com o diagrama ternário Fe-Ni-Ti (Burdet *et al.*, 2013).

A região assinalada pela linha branca próxima da interface da região do metal NiTi foi escolhida pelos autores por concentrar a maior formação de compostos intermetálicos. Por meio de ensaio mecânico, a fratura, conforme explicado por Vannod *et al.* (2011), ocorre prioritariamente nesta região. A região da análise se encontra identificada pelo retângulo branco e pode ser extrapolada para a junta como um todo. O resultado desta análise feita por EDS se encontra na Figura 33.

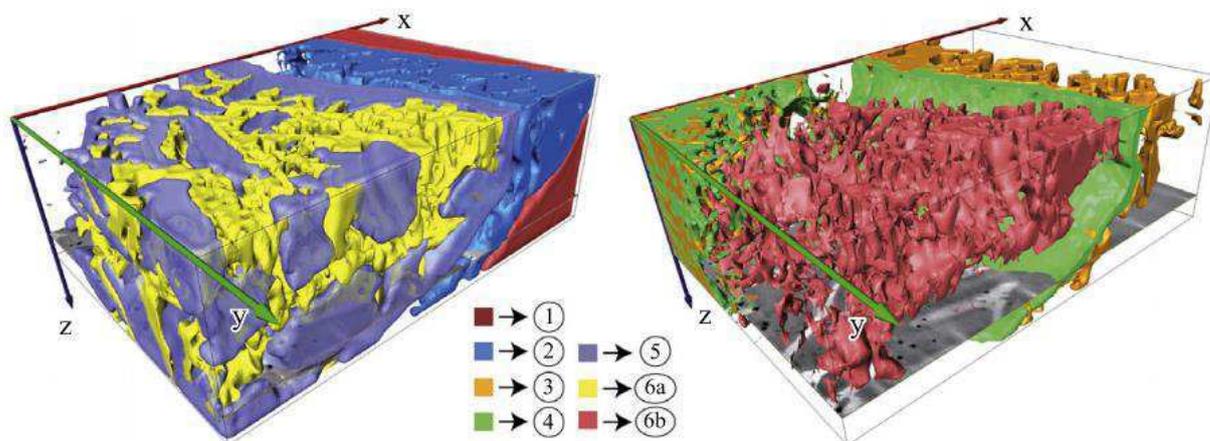


Figura 33 – Mapeamento utilizando a técnica EDS 3D para determinação de elementos intermetálicos formados entre o metal de solda e o NiTi (Burdet *et al.*, 2013).

Os pesquisadores concluíram o estudo ao observarem seis regiões principais com formação de fases distintas. A região 1, em vermelho, representa o fio de NiTi não fundido. A região 2, em azul, mostra uma formação de dendritas de  $(\text{Fe,Ni})\text{Ti}$ . Na região 3, em laranja, é formada a fase  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , pelo ponto eutético. A região 4, em verde, é uma região delgada com uma possível mistura de fases correspondendo ao ponto eutético ternário E1 no diagrama da Figura 32. A região 5, em roxo, corresponde a formação de dendritas de  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ . A região 6 é uma mistura do eutético do  $\gamma\text{-(Fe,Ni)}$ , em amarelo, e do  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ , em rosa.

Em termos de aplicação da soldagem dissimilar, Lu *et al.* (2013) realizaram uma combinação de solda TIG e a laser para unir fios de NiTi com um tubo de aço inoxidável para a construção de um oclisor médico. Com o auxílio da Figura 34 é possível analisar o experimento realizado por estes autores, bem como o dispositivo construído.

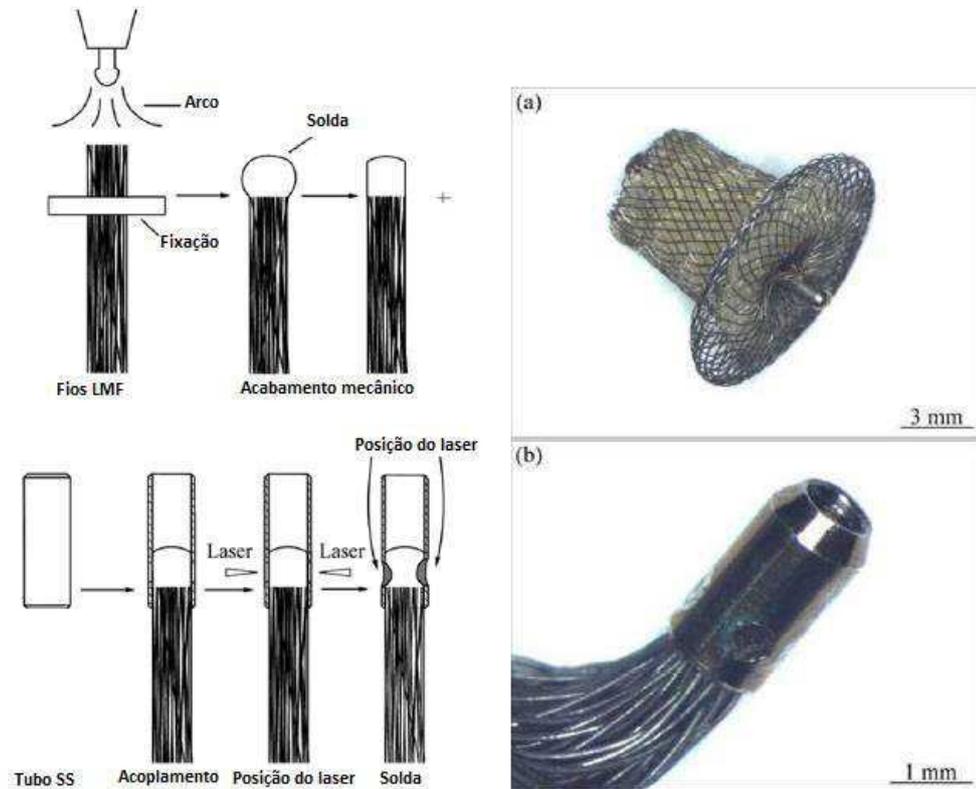


Figura 34 – Produção de um oclisor médico obtido por soldagem dissimilar entre NiTi-SS (Lu *et al.*, 2013, adaptado).

Assim, diversas técnicas são adotadas para minimizar a fragilização nas juntas NiTi-SS, sendo uma delas a utilização de camadas intermediárias metálicas que minimizam a formação de compostos frágeis e promovem um aumento de ductilidade na junta.

Apesar de avanços no estudo da soldabilidade de LMF NiTi com aços inoxidáveis, muitos trabalhos ainda são necessários para melhorar o comportamento mecânico da junta e possibilitar futuras aplicações tecnológicas (Oliveira *et al.*, 2015).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

Para o desenvolvimento deste trabalho de soldagem dissimilar foram utilizadas duas chapas de 1mm de espessura: uma de LMF NiTi proveniente da empresa *Sunrise Titanium Technology Co.* (China) com propriedade de efeito de memória de forma a temperatura ambiente e outra de aço inoxidável austenítico AISI 304 adquirida na empresa Cometal Ltda (Campina Grande – PB). Além das chapas mencionadas, utilizou-se também fios comerciais da liga AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) como metal de adição em algumas condições específicas para a soldagem dissimilar. A Tabela 2 informa a composição nominal da chapa de LMF NiTi martensítica disponibilizada pelo fabricante.

Tabela 2 – Composição química em peso da chapa NiTi disponibilizada pela *Sunrise Titanium Technology Co.*

Ti	Ni	C	O	N	H	Co	Cr	Cu	Nb	Fe
Balanço	55,0 -55,3	<0,05	<0,05	<0,05	<0,005	<0,05	<0,01	<0,01	<0,025	<0,05

#### 3.2 METODOLOGIA

##### 3.2.1 PROCESSOS E PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM

As características operacionais do equipamento Digiplus A7 da IMC – Soldagem utilizado na realização das soldagens (Figura 35) são apresentadas a seguir:

- Fonte de soldagem eletrônica multiprocesso capaz de realizar soldagens nos processos GTAW e PAW, ambos em corrente convencional ou pulsada na modalidade de micro GTAW ou micro plasma, com corrente máxima de 100A;
- Sistema de aquisição de dados para acompanhar os sinais de tensão e corrente;
- Tocha GTAW convencional.



Figura 35 - Fonte de soldagem Digiplus A7 da IMC – Soldagem.

Para a soldagem dissimilar das juntas em modo de operação GTAW partiu-se de dois planejamentos operacionais. No primeiro utilizou-se tiras da LMF NiTi retiradas da própria chapa NiTi como metal de adição. No segundo utilizou-se fios da liga AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) como metal de adição. Em cada planejamento operacional, quatro condições foram variadas: influência de se utilizar ou não um amanteigamento com Inconel 625 antes da soldagem, e a influência de se utilizar ou não um tratamento térmico pós-soldagem nas juntas. O tratamento térmico consistiu em aquecer as juntas a 500°C durante 120 minutos, com taxa de aquecimento de 20°C/min, e resfriamento dentro do forno. As amostras submetidas a esse tratamento foram identificadas por CTTPS e as que não foram submetidas ao tratamento por STTPS, conforme indicado na Figura 36.

Foram preparadas, então, oito condições de soldagem. Estas condições estão identificadas na Figura 36. Na última coluna é possível notar a simbologia adotada para identificação das amostras. Adotou-se primeiramente a letra “M” para todas as amostras para identificar que se trata de ligas com EMF. O segundo número foi adotado de acordo com o processo de soldagem, isto é, o número 16 para identificar que as amostras foram soldadas utilizando amanteigamento e o número 25 para representar as amostras soldadas sem amanteigamento. A próxima letra identifica o metal de adição utilizado, assim as amostras soldadas utilizando NiTi como metal de adição foram identificadas por “N” e as amostras soldadas utilizando Inconel 625 como metal de adição por I. Por fim a última letra identifica se houve ou não

tratamento térmico pós-soldagem; “S” significa sem tratamento térmico e “C” com tratamento térmico.

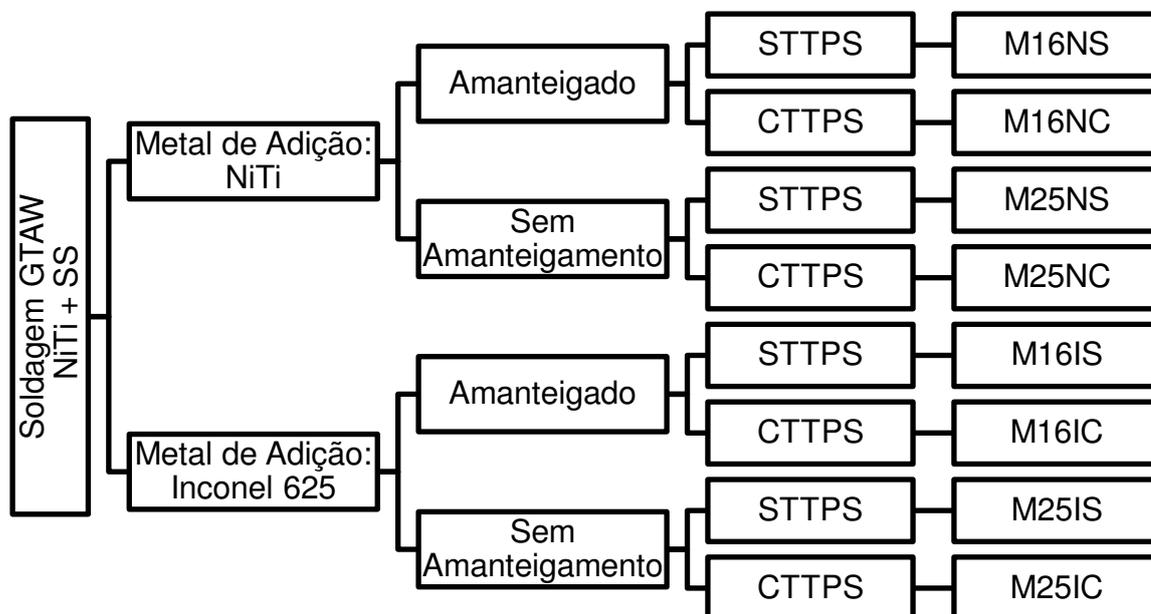


Figura 36– Fluxograma ilustrativo das condições de soldagem dissimilar utilizadas no presente trabalho.

Na Figura 37 visualiza-se o local de retirada das chapas de NiTi e SS para realização das soldagens (chapas de 20mm x 20mm). As chapas não foram retiradas das bordas, pois havia irregularidades nessa região, comum do processo de laminação. Também pode ser observado nesta figura o local de retirada das varetas de NiTi (1mm de largura) para uso como metal de adição em algumas condições de soldagem.

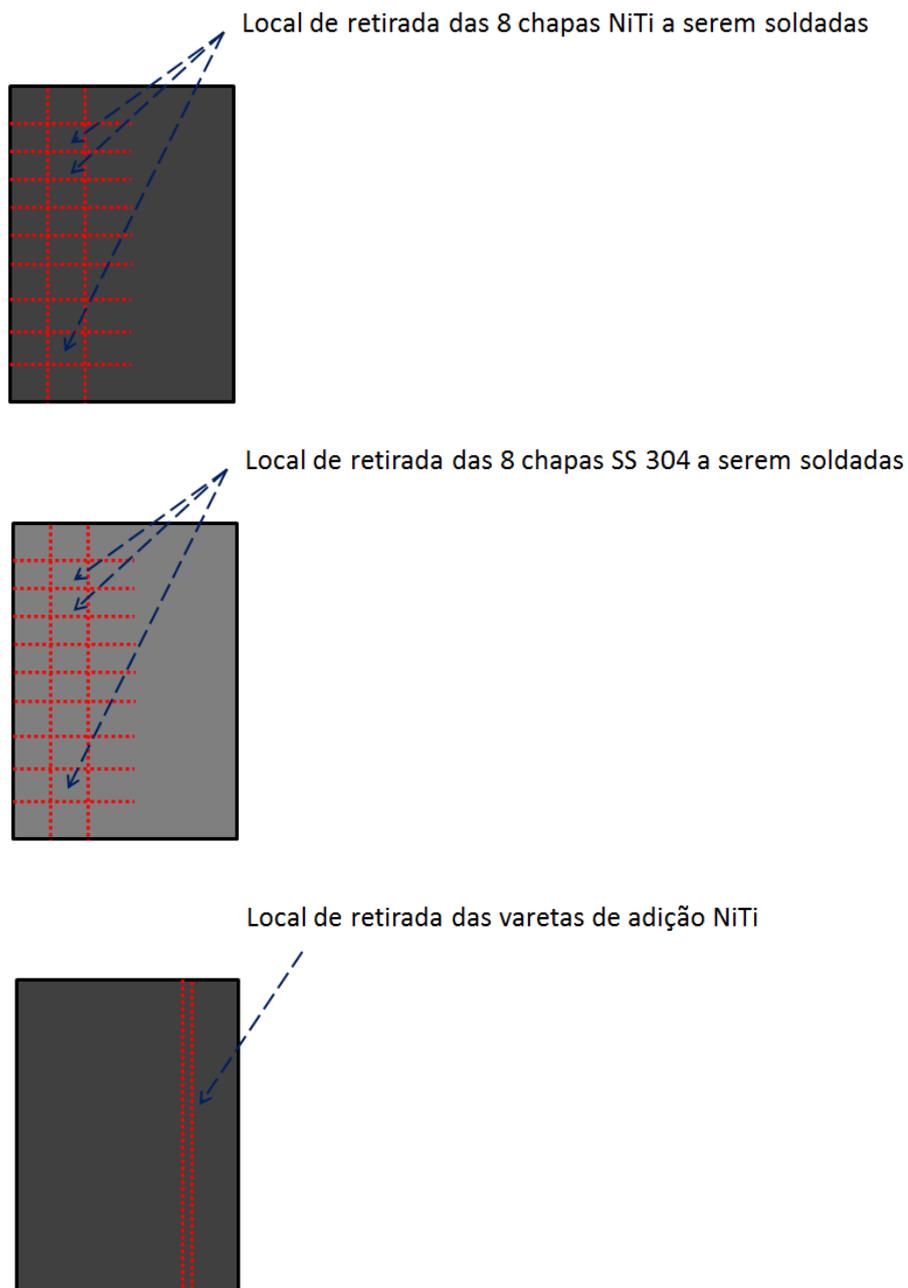


Figura 37 – Esquema representativo dos locais de retirada nas chapas de 1mm dos materiais utilizados na soldagem.

Com a finalidade de minimizar o efeito da formação de elementos fragilizantes na junta soldada, foi utilizada como metal de adição, em algumas condições, a liga Inconel 625. Trata-se de uma liga a base de cromo e níquel, com boa soldabilidade e excelentes propriedades mecânicas. Materiais de adição à base de níquel-cromo são comumente utilizados para soldar aços inoxidáveis uma vez que possuem propriedades térmicas semelhantes às destes aços. O uso dessa liga foi feito de duas maneiras distintas para verificar sua influência na ZF. Em algumas condições

(Figura 36) a liga foi depositada como uma “almofada” sobre a face do aço inoxidável a ser soldada, processo conhecido por revestimento de chanfro, ou ainda, amanteigamento, utilizando uma corrente de 16A para esta finalidade, conforme indicado na Tabela 2. Em outras condições, adicionou-se diretamente o Inconel 625 como metal de adição entre o aço e o NiTi, sem amanteigamento. Todos os procedimentos de soldagem estão ilustrados esquematicamente na sequência das Figuras 38 a 40.

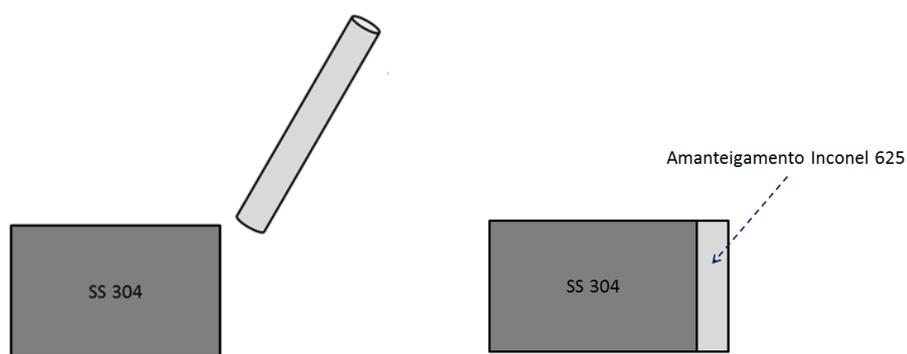


Figura 38 - Esquema representativo do procedimento de soldagem utilizado para as juntas amanteigadas. Amostras M16NS, M16NC, M16IS, M16IC na Figura 36.

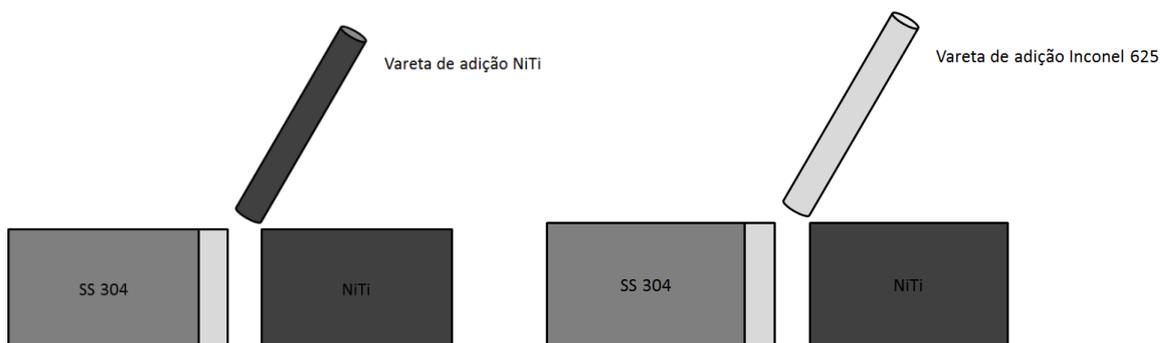


Figura 39 - Esquema representativo do procedimento de soldagem utilizado para as juntas amanteigadas, soldadas adicionando: (a) NiTi como metal de adição (amostras M16NS e M16NC na Figura 36). (b) Inconel 625 como metal de adição (amostras M16IS e M16IC na Figura 36).

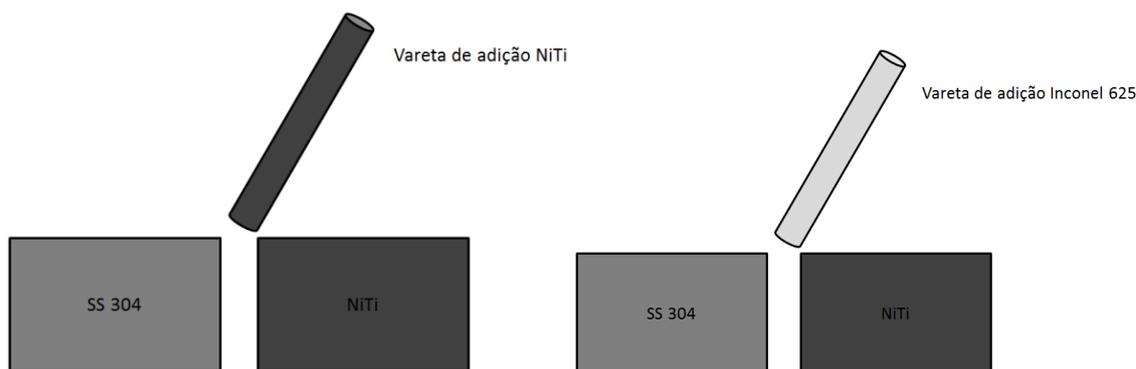


Figura 40 - Esquema representativo do procedimento de soldagem utilizado para as juntas soldadas sem amanteigamento adicionando: (a) NiTi como metal de adição (amostras M25NS e M25NC na Figura 36). (b) Inconel 625 como metal de adição (amostras M25IS e M25IC na Figura 36).

As chapas para juntas de topo não foram chanfradas e a distância entre elas foi de aproximadamente 1mm para realização da soldagem. Uma imagem ilustrativa das amostras soldadas pode ser observada na Figura 41.

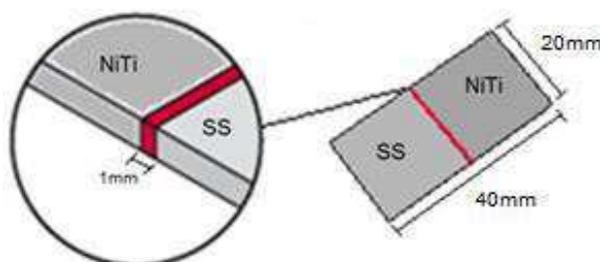


Figura 41 – Esquema ilustrativo das juntas de topo soldadas neste trabalho.

As soldagens foram realizadas manualmente no sentido de “avanço” comumente utilizado em soldas de união com modo de corrente em polaridade direta e vazão de gás fixa utilizando gás argônio comercialmente puro. Foram selecionadas as melhores condições de soldagem, ou seja, aquelas que apresentaram menores quantidades de defeitos observáveis a olho nu em testes preliminares. As condições de processo utilizadas estão resumidas na Tabela 3.

Tabela 3 – Variáveis de processo utilizadas para soldagem GTAW.

Variável	Valor
Tipo de corrente	CC-
Corrente de deposição ( $I$ )	25 A
Corrente de amateigamento ( $I'$ )	16 A
Fluxo de gás argônio ( $\varphi$ )	12 l/min

Na Figura 42 são mostradas algumas imagens do soldador realizando a soldagem pelo processo GTAW com metal de adição.



Figura 42 – Soldador realizando a obtenção das juntas NiTi-SS pelo processo GTAW.

### 3.2.2 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA DAS JUNTAS SOLDADAS

O objetivo básico da preparação metalográfica é revelar de forma correta a estrutura real do material, deixando-o numa condição apropriada para as análises de microscopia. As etapas básicas desse processo foram:

- Corte: retirar a amostra da peça a ser analisada;
- Embutimento: facilitar o manuseio das amostras durante a preparação da análise;

- Lixamento: aprimorar a superfície da amostra, retirando os defeitos provenientes do corte. A amostra é lixada por uma sequência de lixas com abrasividade progressiva (granulação 200 a 1200);
- Polimento: melhorar o acabamento, deixar a superfície da amostra espelhada e sem nenhum arranhão a fim de garantir resultado satisfatório. O polimento foi realizado com alumina de diferentes granulometrias passando de 1 $\mu$ m até 0,2 $\mu$ m.
- Ataque: realizado com soluções químicas de natureza ácida. O ataque foi realizado com uma mistura de ácido clorídrico e nítrico (água régia) adicionado de ácido fluorídrico, HF com 2% de concentração. O ataque foi feito por imersão durante tempo necessário para revelação da microestrutura. Esse tempo variou de 20 a 50 segundos.

### **3.2.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL**

A observação da seção da junta utilizando microscopia ótica fornece informações valiosas sobre a formação e características da junta soldada, como formação da poça de fusão e a penetração da solda, bem como a microestrutura das regiões do MB, ZTA e ZF. O equipamento utilizado para esse fim foi um microscópio metalúrgico BX-51 da Olympus.

A microestrutura da junta soldada foi analisada mais detalhadamente utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca TESCAN, modelo VEGA 3 SBH. Aliada a técnica de MEV, foram realizadas análises de energia de dispersão (EDS) para avaliar a composição das fases e elementos químicos presentes no material. As principais áreas de interesse analisadas nesse trabalho foram: localização dos intermetálicos à base de Ti e Fe e a interseção da camada intermediária de Inconel 625 com o metal de base de NiTi e SS (regiões onde o material falha mecanicamente).

Uma linha de análise foi delimitada de modo a cruzar toda a junta soldada, passando pelo MB do NiTi até o MB do SS de modo a varrer a composição de toda a junta, principalmente nas áreas de interesse descritas anteriormente.

### 3.2.4 ENSAIOS DE MICRODUREZA

Nos ensaios de microdureza as amostras de juntas soldadas foram testadas pelo método de microdureza Vickers (HV) com penetrador de diamante em forma piramidal, com aplicação de uma carga de 300 gramas-força (gf) durante 15 segundos. O equipamento utilizado para o ensaio foi um microindentador Future Tech, modelo FM-700.

O espaçamento entre as impressões foi de aproximadamente 0,2mm, passando por toda a extensão das amostras das juntas dissimilares, MB-NiTi, ZTA, MS, ZTA e MB-SS. Na Figura 43 está ilustrado um esquema representativo dos pontos de medição nos ensaios de dureza.

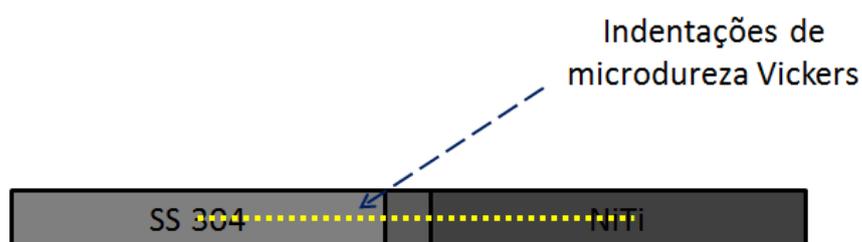


Figura 43 – Esquema representativo da análise de dureza ao longo da junta soldada NiTi-SS304.

### 3.2.5 ANÁLISE TÉRMICA POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

Para medir as temperaturas de transformação de fase da chapa de LMF NiTi foram realizados ensaios de análise térmica via Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) usando um calorímetro modelo Q20, da TA Instruments. As temperaturas máxima e mínima do ensaio foram 100°C e -60°C, respectivamente. A taxa de aquecimento utilizada foi 10°C/min, utilizando gás nitrogênio com vazão de 50mL/min.

### 3.2.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração uniaxial foi realizado nas amostras soldadas, à temperatura ambiente ( $\sim 27^{\circ}\text{C}$ ), utilizando uma máquina universal de ensaios da INSTRON, modelo 3369, disponibilizada pelo CERTBIO da UAEMa/CCT/UFCG. A norma utilizada para o ensaio foi a ASTM F2516-14.

As amostras foram obtidas por corte pelo processo de eletroerosão, usando o equipamento Electrocut - AR1300. Na Figura 44 é possível verificar a geometria e as dimensões dos corpos de prova obtidos após o corte por eletroerosão.

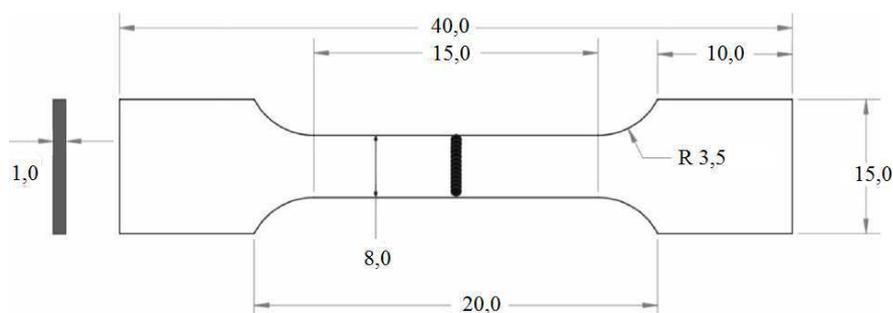


Figura 44 – Formato e dimensões dos corpos de prova para ensaios de tração após o corte das chapas soldadas.

### 3.2.7 FRACTOGRAFIA - ANÁLISE DE SUPERFÍCIES DE FRATURA

As análises fractográficas tiveram como objetivo avaliar as superfícies dos corpos de prova rompidos durante os ensaios de tração e identificar as características de fratura. Para essas análises utilizou-se o MEV TESCAN (VEGA 3 SBH) mencionado anteriormente, com ampliações de 150x, 500x, 1000x, 3000x e 5000x.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO DAS CHAPAS

#### 4.1.1 ANÁLISE SEMI QUANTITATIVA POR EDS

As chapas de LMF NiTi e de aço inoxidável AISI 304 foram caracterizadas por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) com a finalidade de quantificar a proporção de níquel e titânio para a chapa de LMF e os elementos de liga presentes na chapa de aço. Analisou-se também a composição química do arame AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) utilizado como metal de adição em algumas condições de soldagem. O resultado dessa análise semi quantitativa dos materiais encontra-se na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química das chapas de NiTi, aço inoxidável AISI 304 e arame Inconel 625 utilizados neste trabalho.

	%Ni (at.)	%Ti (at.)	%Fe (at.)	%Cr (at.)	%Mn (at.)	%Mo (at.)
Chapa NiTi	49,9	50,1	-	-	-	-
Chapa AISI 304	7,1	-	72,4	19,1	1,4	-
Arame Inconel 625	66,8	-	4,2	21,4	-	7,6

Verifica-se primeiramente pela Tabela 4 a proporção quase equiatômica da chapa de LMF NiTi. Adicionalmente, observa-se que a liga Inconel 625 é efetivamente uma liga à base de níquel-cromo com presença de pequena quantidade de ferro e molibdênio. Outros elementos como nióbio, tântalo, alumínio e titânio foram desconsiderados por estarem presentes em menor quantidade. A chapa de aço AISI 304 apresenta aproximadamente quantidade esperada de níquel e cromo (tipo 18-8). Os outros elementos como carbono, nitrogênio, fósforo e enxofre presentes no aço inoxidável em quantidades muito pequenas não foram possíveis de serem detectados devido à limitação técnica do instrumento de medição.

#### 4.1.2 ANÁLISE TÉRMICA POR DSC

A chapa de LMF NiTi foi termicamente caracterizada pela técnica de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC), inicialmente no estado como recebida. Este ensaio permite determinar as temperaturas de início e fim de transformação de fase, assim como as entalpias de transformação. Uma vez que as fases austenítica e martensítica levam a comportamentos diferenciados, é importante relacionar a fase presente com a temperatura de trabalho do material.

A análise foi feita para a chapa de LMF NiTi no estado bruto (como recebida) e após ser tratada termicamente. O tratamento térmico consistiu em aquecer a chapa até 500°C, com taxa de aquecimento de 20°C/min, durante 120 minutos, e resfriamento dentro do forno. Esse tratamento teve por objetivo promover o recozimento da chapa através do alívio das tensões geradas pelo encruamento do processo de fabricação por laminação. O resultado comparativo pode ser observado na Figura 45.

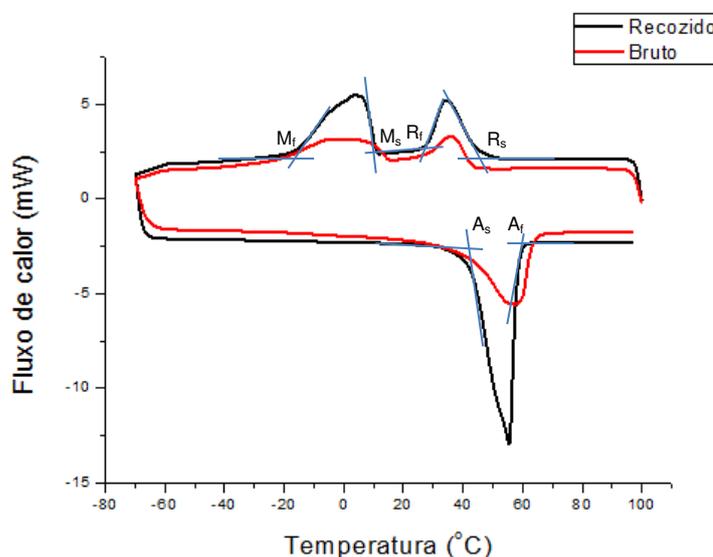


Figura 45 – Curva DSC da chapa de LMF NiTi como recebida (bruta) e tratada termicamente em 500°C por 120min.

O que se observa pela Figura 45 é que o encruamento da chapa como recebida afeta a energia de transformação das fases uma vez que os picos de transformação para as chapas no estado bruto foram muito menores do que aqueles

observados para as chapas no estado recozido. Por outro lado, o tratamento apesar de aumentar as energias de transformação, praticamente não afeta as temperaturas de transformação. A Tabela 5 resume as temperaturas de início e fim de transformação de fase para as três fases presentes: martensita, austenita e fase-R.

Tabela 5 – Temperaturas de início e fim de transformação de fase analisadas pela técnica DSC.

	<b>M<sub>s</sub> (°C)</b>	<b>M<sub>f</sub> (°C)</b>	<b>A<sub>s</sub> (°C)</b>	<b>A<sub>f</sub> (°C)</b>	<b>R<sub>s</sub> (°C)</b>	<b>R<sub>f</sub> (°C)</b>
Bruta (como recebida)	12,2	-15,9	40,4	65,4	43,5	28,4
Recozida	10,2	-16,0	39,9	58,6	46,0	28,3

A transformação da austenita para fase-R em LMF de NiTi durante o resfriamento é bastante evidente principalmente após tratamentos térmicos ou termomecânicos (Lagoudas, 2008; Otsuka e Wayman, 1998). Observa-se pouca influência do tratamento térmico nos valores das temperaturas de início e fim de transformação. A variação mais acentuada ocorre para a temperatura de fim de formação da fase austenita ( $A_f$ ), que diminui aproximadamente 7°C após tratamento térmico. Constata-se também que o material efetivamente encontra-se na fase martensítica inicial (fase-R) na temperatura ambiente, possuindo potencial de propriedades de efeito de memória de forma. Na Tabela 6 são resumidos os valores de entalpia de transformação obtidos da integração dos picos da Figura 45. Os valores mostrados na Tabela 6 revelam a baixa entalpia de transformação liberada pela formação de fase-R a partir da austenita, quando comparada as fases martensita e a reversão da austenita por aquecimento. Confirma-se, de fato, o aumento nas entalpias de transformação das fases após o tratamento térmico, indicando que a transformação ocorre mais facilmente na chapa recozida.

Tabela 6 – Valores de entalpia de transformação para a chapa NiTi nas condições bruta (como recebida) e após tratamento térmico de recozimento.

Chapa NiTi	Entalpia de transformação, $\Delta H$ (J/g)		
	Austenita - Fase-R (resfriamento) $\Delta H_{A-R}$	Fase-R – Martensita (resfriamento) $\Delta H_{R-M}$	Martensita – Austenita (aquecimento) $\Delta H_{M-A}$
Bruta (como recebida)	3,50	8,14	14,26
Recozido	6,13	9,7	19,7

### 4.1.3 ANÁLISE MECÂNICA

Na Figura 46 estão ilustrados o comportamento mecânico das chapas de NiTi no estado como recebida (bruta) e após tratamento térmico (recozida) submetidas ao ensaio de tração. O comportamento da curva tensão x deformação da chapa de aço inoxidável AISI 304 está mostrado na Figura 47.

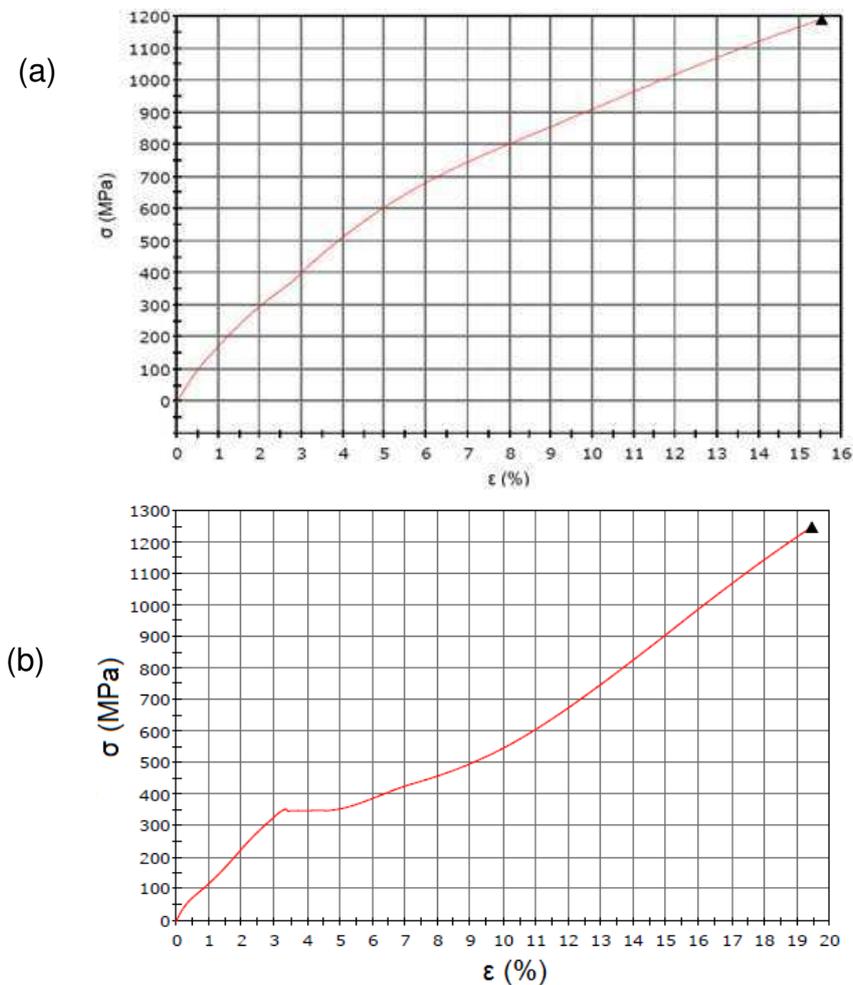


Figura 46 – Curva tensão x deformação das chapas de NiTi (a) como recebida (b) tratada termicamente a 500°C durante 120 min.

Observa-se na Figura 46, como esperado, a influência do tratamento térmico na transformação de fase do material. A chapa após tratamento térmico exibiu o patamar de tensão de orientação de martensita mais nitidamente na faixa de 340 MPa do que a chapa sem tratamento térmico, o que está de acordo com o resultado representado na Tabela 6. A chapa recozida rompeu com tensão limite de ruptura de 1246 MPa e deformação de 19,4%.

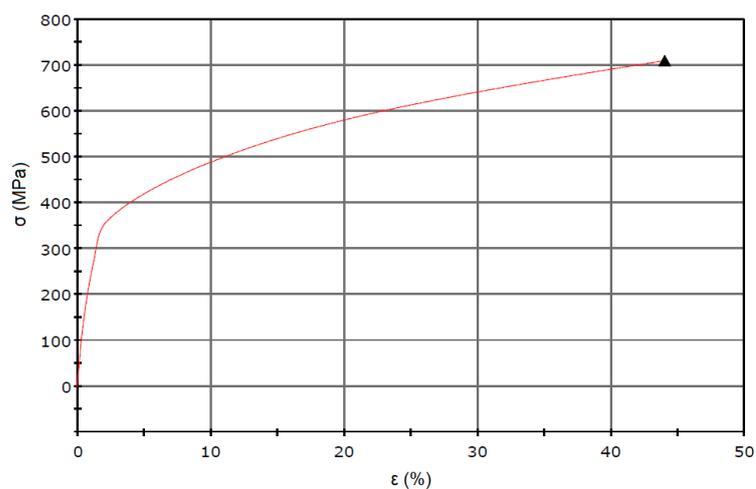


Figura 47 – Curva tensão x deformação da chapa de aço inoxidável AISI 304 (SS) usada neste trabalho.

A chapa do aço inoxidável AISI 304 apresentou resultados esperados pela literatura (Chiaverini, 1984) com tensão limite de ruptura de 709 MPa e deformação final de 43,9%. A chapa de aço inoxidável já se encontrava recozida, logo não foi necessário realizar tratamento térmico da chapa antes da soldagem.

## 4.2 SOLDAGEM UTILIZANDO NiTi COMO METAL DE ADIÇÃO

### 4.2.1 ANÁLISE MACROSCÓPICA DA JUNTA SOLDADA

Na Figura 48 é possível visualizar o resultado da soldagem em diferentes condições utilizando NiTi como metal de adição. É possível notar o aparecimento de uma camada de óxido recobrendo toda a superfície do metal fundido na soldagem. Essa característica é comum no processo de soldagem GTAW.

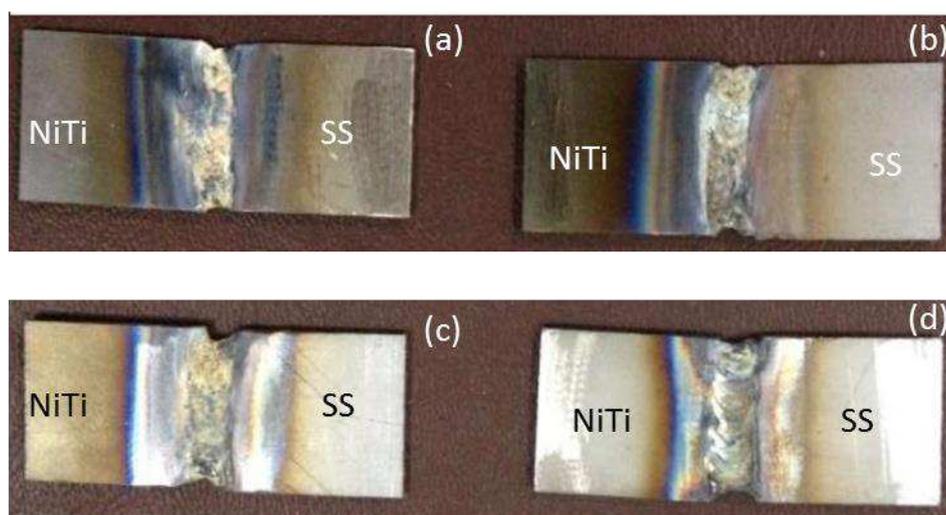


Figura 48 – Juntas soldadas NiTi-SS utilizando-se NiTi como metal de adição (a) M25NS (b) M25NC (c) M16NS (d) M16NC.

As juntas não apresentaram defeitos macroscópicos de soldagem significativos após inspeção visual, como trincas, poros e inclusões. O que se observou, no entanto, foi distorção, em algumas condições, devido ao elevado coeficiente de expansão térmica do aço inoxidável austenítico e baixa condutividade térmica quando comparado a LMF NiTi.

Foi calculada a energia de soldagem para cada junta NiTi-SS produzida. O resultado desse cálculo encontra-se resumido no Apêndice I. Não se observa variação muito significativa da energia entre as condições de soldagem. O valor médio das energias de soldagem foi calculado como sendo  $H = 1,87 \text{ kJ/cm}$ .

#### 4.2.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As Figuras 49, 51, 52 e 54 mostram as microestruturas das juntas soldadas utilizando-se NiTi como metal de adição.

Ao observar as imagens de microscopia ótica da Figura 49 é possível notar que a amostra da junta M25NS apresenta microestruturas dissimilares ao longo de toda a junta, formando uma interface bastante evidente entre o aço inoxidável e o metal de solda (Figura 49-a). Não é possível observar essa interface entre o MB NiTi e o MS (Figura 49-b), notando-se no entanto uma região com morfologia diferente localizada acima do MB NiTi (Figura 49-b). A Figura 50 mostra a região de análise da distribuição qualitativa dos elementos químicos presentes na amostra M25NS obtida pela técnica de EDS. As regiões assinaladas em branco representam a presença do elemento, contrastando a ausência, em preto. E na Figura 51 está o resultado da análise semi quantitativa realizada próximo ao metal de solda, na região assinalada da Figura 49-b. Os principais elementos presentes são, como esperado, Ti, Cr, Fe e Ni. Não foi possível identificar, ainda, formação de zonas termicamente afetadas devido a não revelação do ataque químico.

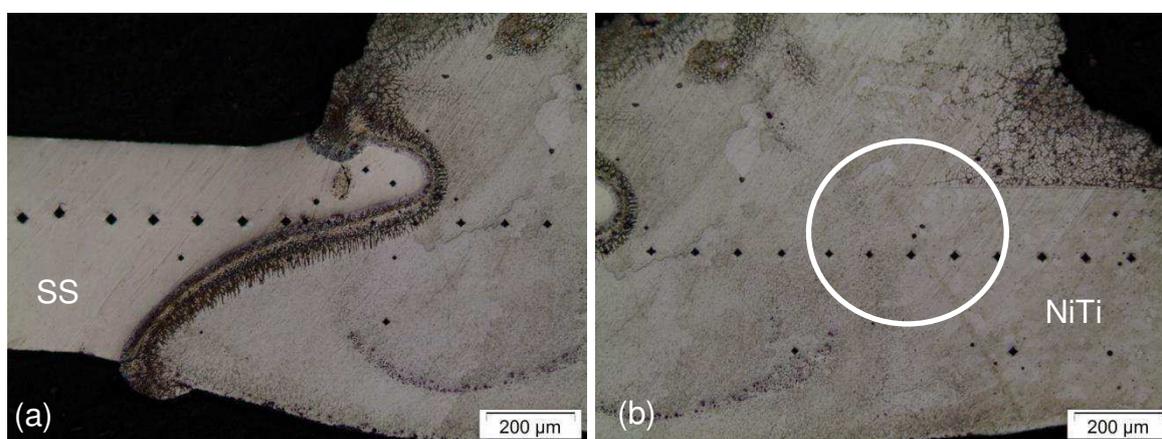


Figura 49 – Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M25NS (a) MB SS + MS (b) MS + MB NiTi.

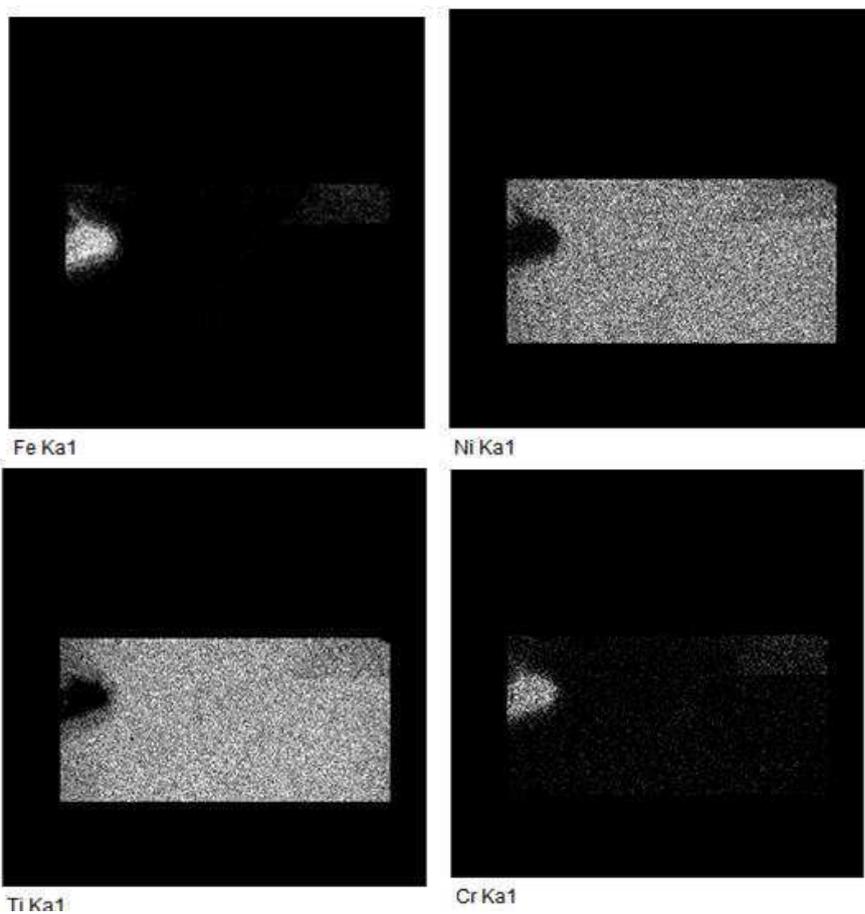
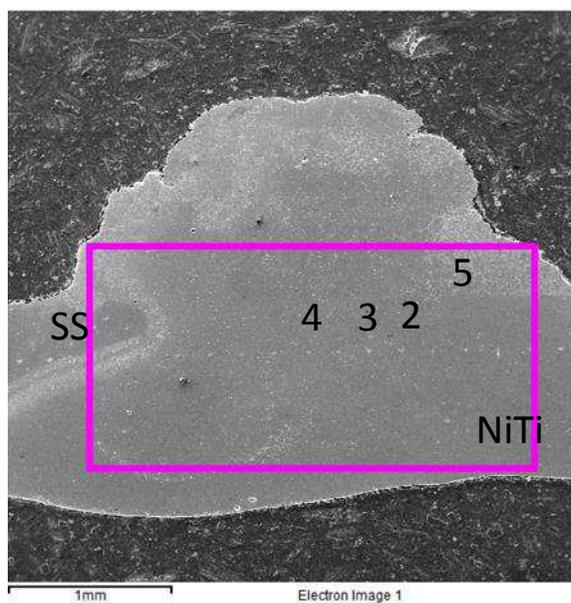
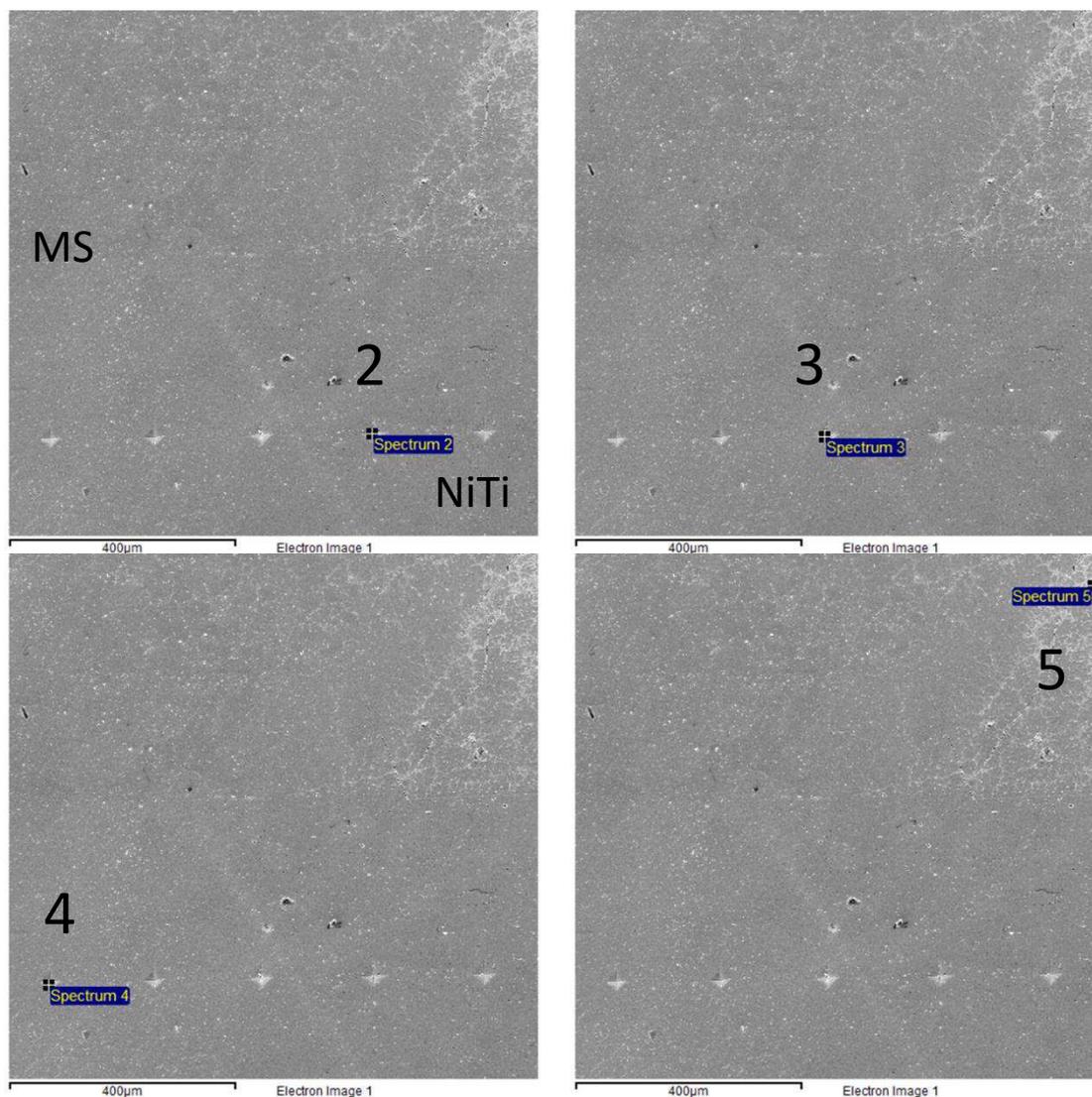


Figura 50 – Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M25NS.

O MS é constituído quase exclusivamente de Ni e Ti (Figuras 50 e 51), com presença de concentrações baixas de Fe e Cr. Ainda pode-se concluir que a microestrutura formada na região superior do MB NiTi (Figura 49-b) é uma microestrutura constituída dos quatro elementos presentes (Figuras 50 e 51), pois possivelmente durante o soldagem parte do aço fundido se deslocou para esta região, juntamente ao Ni-Ti do MB. Parte do aço fundido não se misturou bem com o metal de adição na poça de fusão.



Elemento	Atômico (%) 2	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5
Ti	49,60	49,40	48,90	42,23
Cr	0,00	0,00	0,23	3,32
Fe	0,00	0,00	0,96	14,13
Ni	50,40	50,60	49,92	40,32

Figura 51 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na amostra M25NS.

Na Figura 52 é possível observar a microestrutura da amostra de junta M25NC, que sofreu tratamento térmico pós-soldagem. Os grãos na região do MS são levemente mais observáveis (Figura 52-b) com relação a amostra M25NS. Não há presença de uma região com microestrutura diferente nas interfaces do MS com MB NiTi nem com o MB SS, contrariamente a amostra de junta M25NS, sem tratamento. Não foi possível identificar também a formação de zonas termicamente afetadas devido aos motivos já discutidos anteriormente.

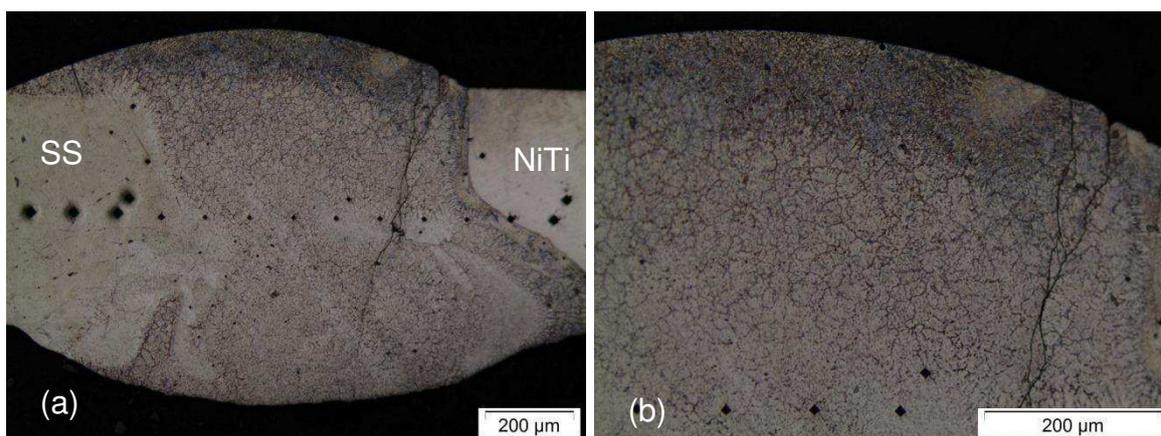


Figura 52 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M25NC (a) MB SS + MS + MB NiTi (b) Região superior do MS.

Uma microestrutura diferente é observada ao realizar a soldagem utilizando-se amanteigamento com Inconel 625, como pode ser verificado na Figura 53 para a amostra M16NS. Nota-se uma heterogeneidade microestrutural pronunciada ao longo de todo o metal de solda. Na região central do MS formam-se dendritas de coloração branca sobre uma região de coloração escura. Nas interfaces MB NiTi e MB SS as dendritas crescem em direção ao metal de solda pelo fenômeno de epitaxia. Com o crescimento das dendritas há a rejeição do soluto nos espaços interdendríticos com possível formação de intermetálicos. Pode-se constatar também que as trincas presentes na junta preferencialmente se propagam pelas dendritas (Figura 53-c). Ainda, é possível observar a presença de regiões brancas (não reveladas) que se estendem a partir do MB SS até a região central do MS. Na interface do MB SS com o MS é possível notar o amanteigamento realizado antes da soldagem (Figura 53-a). A Figura 54 mostra o mapa de distribuição dos elementos químicos presentes na junta soldada. Pode-se concluir que as regiões brancas

presentes no MS são constituídas efetivamente de Ni-Cr-Fe, possivelmente oriundos do amanteigamento.

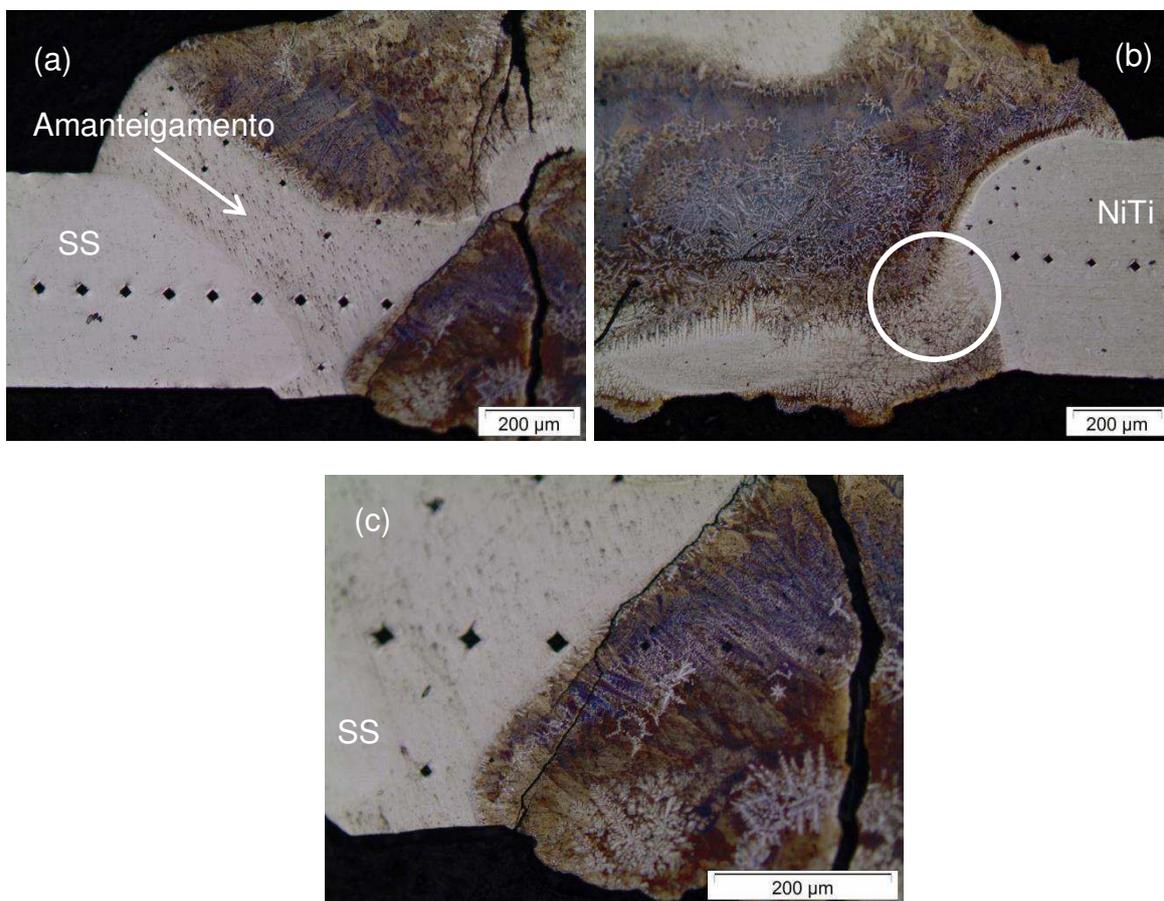


Figura 53 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M16NS (a) MB SS + MS (b) MS + MB NiTi (c) trinca na região de formação de dendritas.

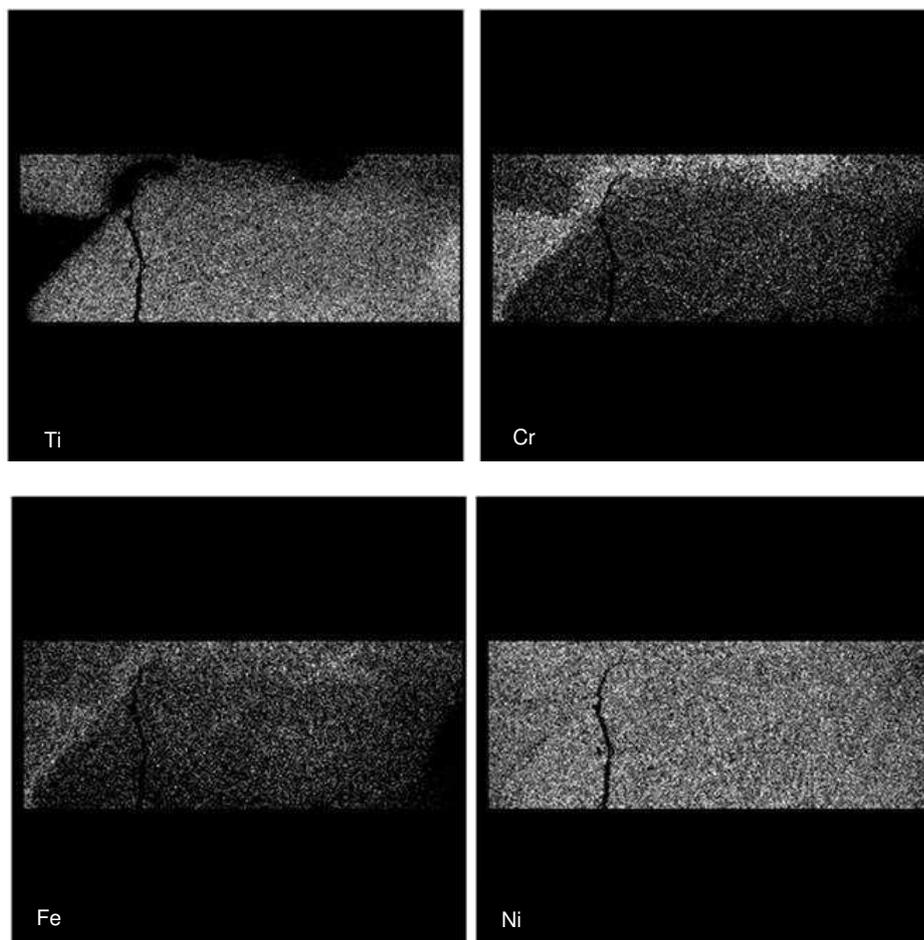
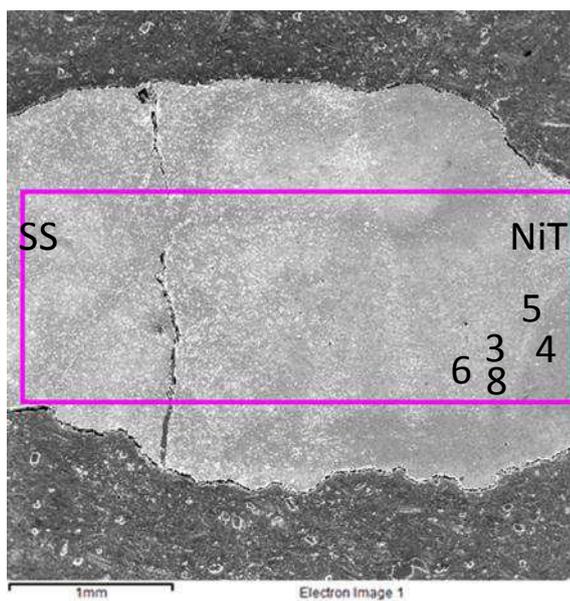
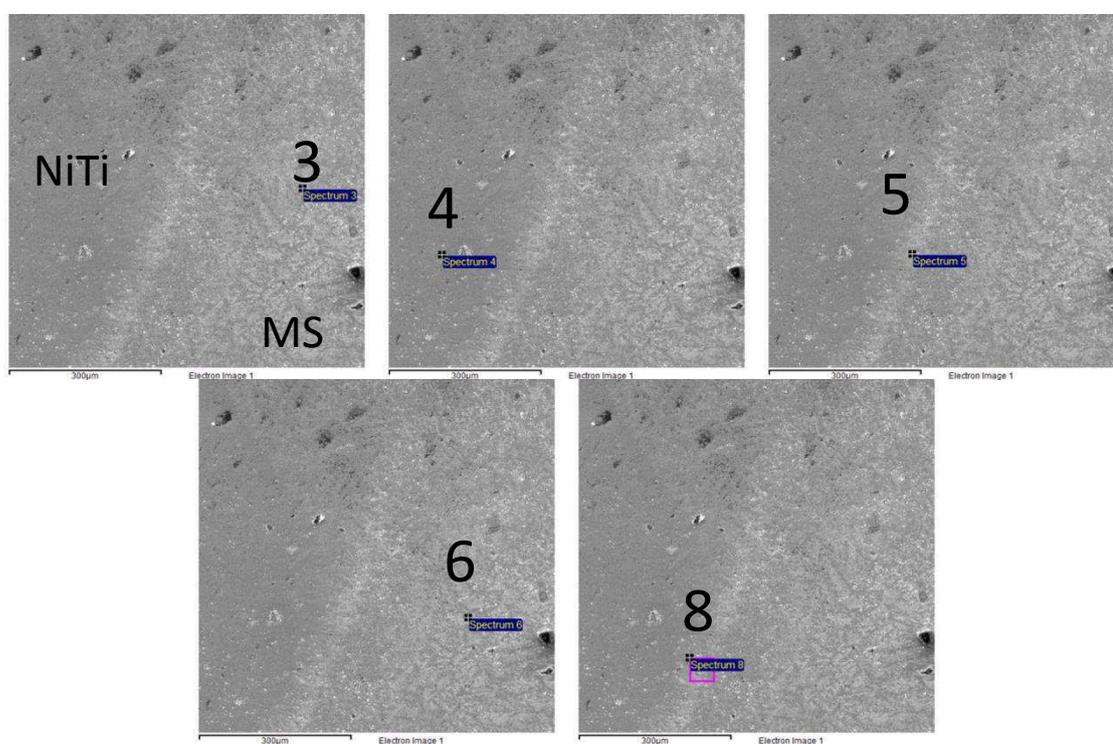


Figura 54 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M16NS.

Não foi possível distinguir com exatidão na Figura 54 a distribuição química presente na interface do MB NiTi com o MS. Realizou-se, então, um EDS nesta região para análise semi quantitativa (Figura 55) e comparou-se a concentração de Ti, Cr, Fe e Ni na interface com as concentrações observadas nas regiões do MS e do MB. O resultado ilustrado na Figura 55 mostra que a interface MB NiTi com o MS (espectros 5 e 8) é constituída de cerca de 80% de Ni e Ti, com predominância do Ni, e apenas pequena proporção de Fe e Cr difundidos nesta região. A mesma relação é apresentada na região do MS (espectros 3 e 6). Por fim o espectro 4 mostra a proporção de Ni e Ti no metal de base, com ausência de Fe e Cr.



Elemento	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5	Atômico (%) 6	Atômico (%) 8
Ti	30,98	48,85	32,32	31,98	33,75
Cr	6,80	0,00	6,49	7,74	6,79
Fe	8,36	0,00	7,90	8,64	8,32
Ni	53,87	51,15	53,29	51,64	51,14

Figura 55 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na amostra M16NS.

Na Figura 56 a micrografia da amostra de junta M16NC permite visualizar também a presença de dendritas brancas em um fundo escuro distribuídas por todo o metal de solda (Figura 56-c). Nas extremidades do metal de solda é possível observar a direção de crescimento das dendritas para a região central. Assim como observado anteriormente, a trinca supostamente se propaga preferencialmente na região das dendritas. A Figura 57 permite verificar a distribuição feita por EDS dos principais elementos químicos presentes na região assinalada. Primeiramente nota-se a presença de um constituinte incomum na região central do metal de solda, não visível na Figura 56. Observa-se ainda (Figura 57) que os elementos Ni e Ti estão distribuídos mais uniformemente no MS. Contudo, na região superior do metal de solda há uma maior concentração de Cr e Fe, além de Ni e Ti. Justamente nessa região é onde se observa o maior crescimento de dendritas.

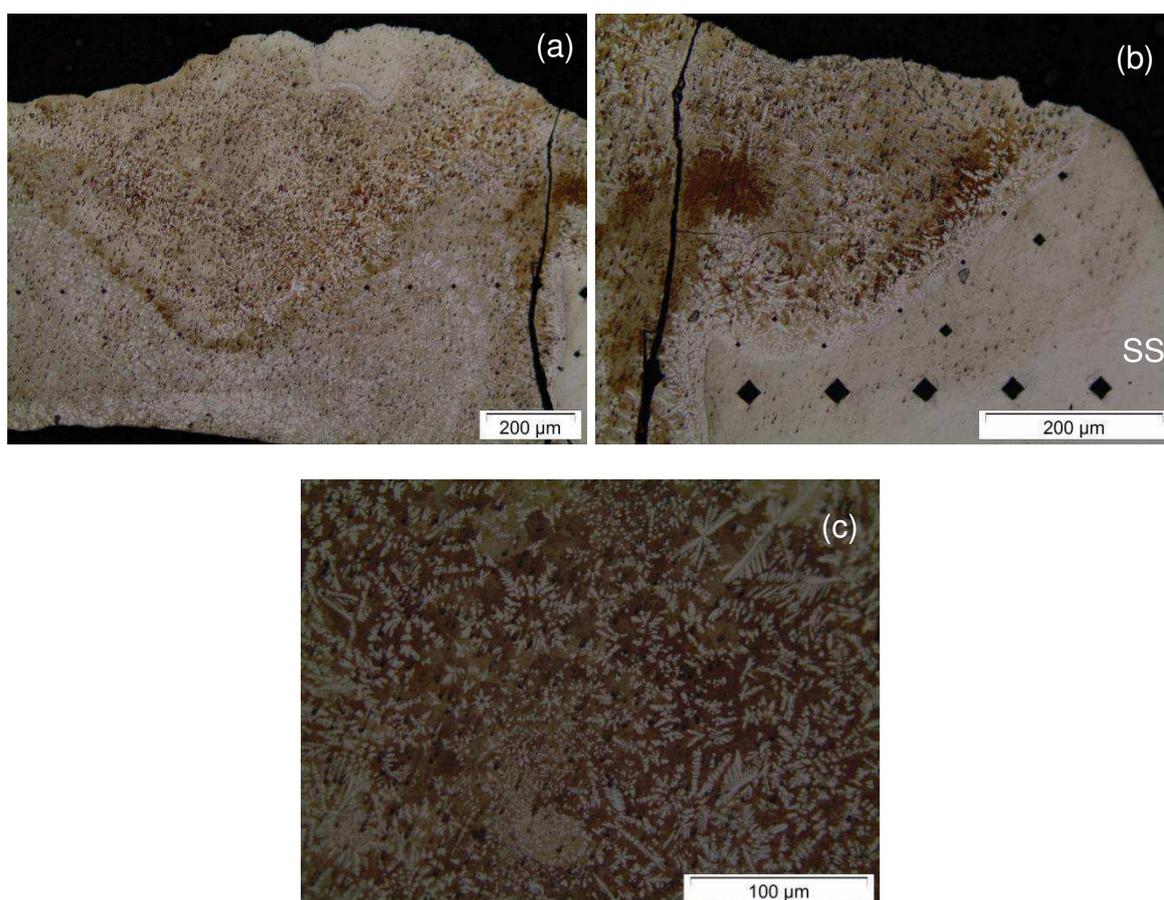


Figura 56 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M16NC (a) MS (b) MS + MB SS (c) dendritas na região do MS.

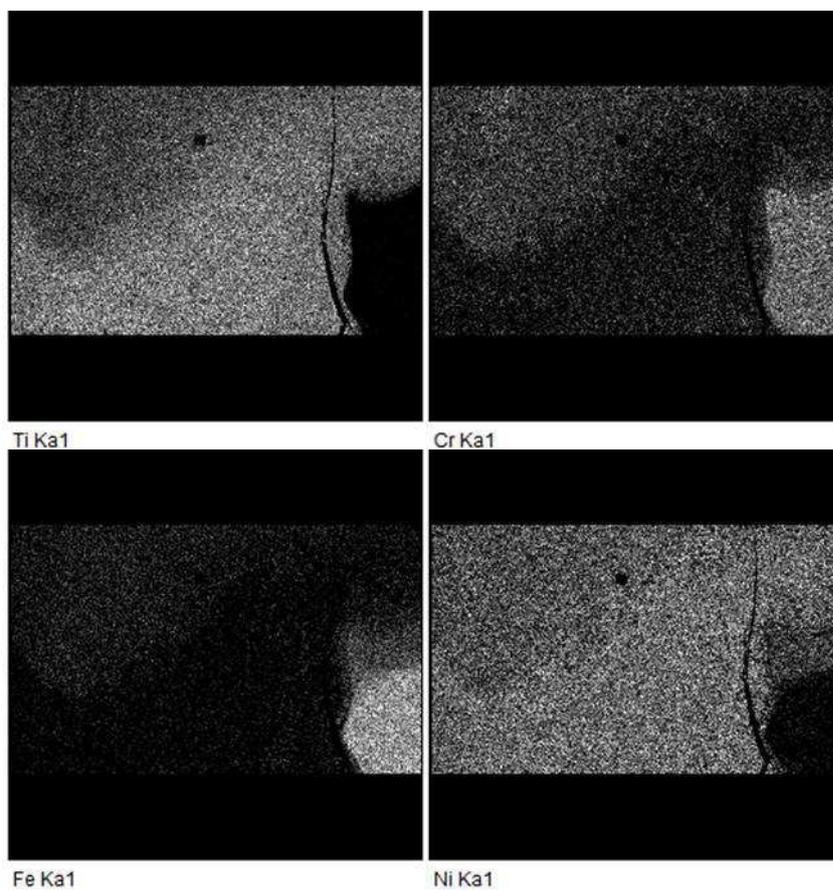
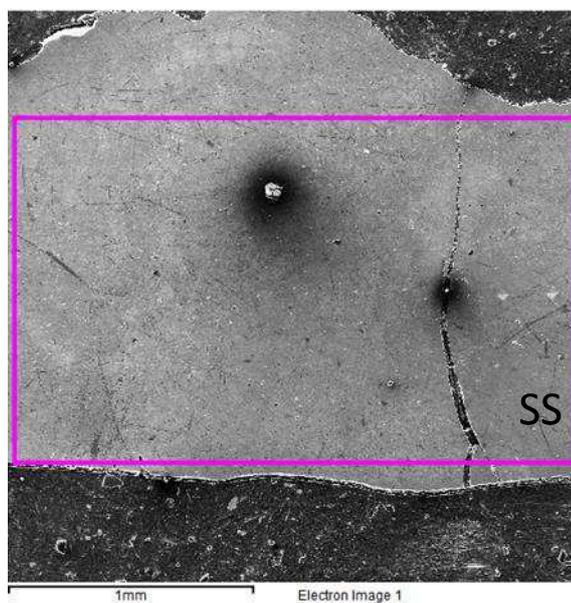
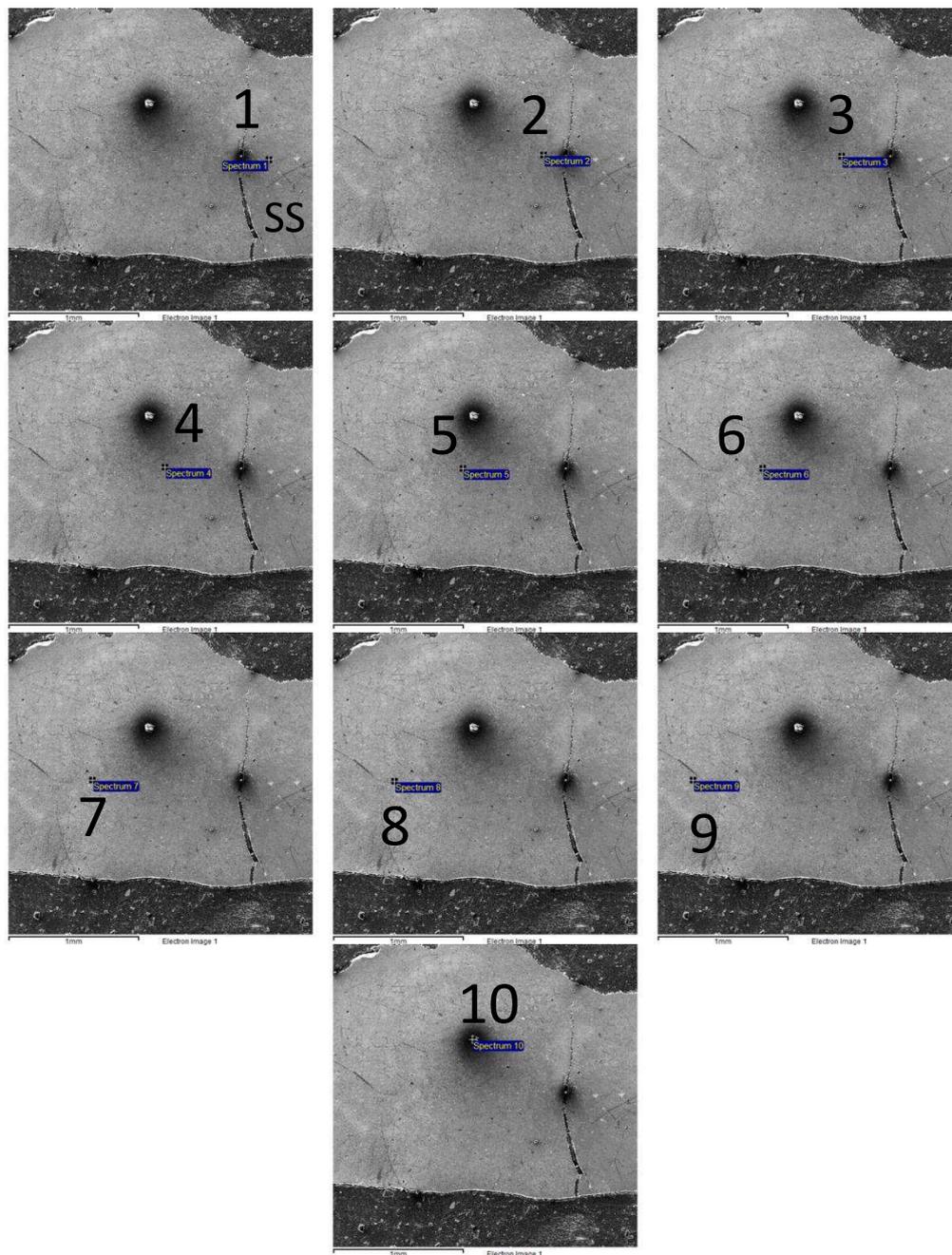


Figura 57 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M16NC.

Com o objetivo de quantificar a proporção de Ti, Cr, Fe e Ni no metal de solda, além de determinar a composição do constituinte incomum presente na Figura 55 foram realizadas análises semi quantitativas por EDS em 10 diferentes pontos da

região, conforme indicado pela Figura 58. O espectro 1 localizado do lado do SS indica a ausência de Ti. Conforme se caminha ao longo do MS percebe-se o aparecimento de Ti com a consequente queda de concentração de Fe e Cr. A partir da região central do MS (espectro 5) é possível observar que o Ni compreende aproximadamente 50% da região, e o outro 50% é constituído em proporções semelhantes de Ti, Fe e Cr. Esta proporção sofre pouca alteração até o último espectro medido, espectro 9, próximo ao MB NiTi. O espectro 10, realizado exatamente no constituinte incomum, revela ausência dos 4 principais elementos, sendo constituído quase exclusivamente de Si e Al, além provavelmente do oxigênio não-detectável, constituindo assim, uma impureza alojada no MS durante a fase de metalização da superfície e não um defeito de soldagem.



Elemento	Atômico (%) 1	Atômico (%) 2	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5	Atômico (%) 6	Atômico (%) 7	Atômico (%) 8	Atômico (%) 9	Atômico (%) 10
Ti	0,00	31,89	40,44	34,76	34,27	28,36	25,70	22,94	21,30	1,08
Cr	25,40	6,32	5,15	11,30	4,86	7,62	11,18	12,07	13,80	0,00
Fe	39,05	10,49	9,58	14,76	8,96	12,47	17,02	18,37	21,69	3,74
Ni	35,55	51,30	44,83	39,18	51,90	51,55	46,10	46,61	43,21	1,30

Figura 58 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na amostra M16NC.

Por fim, não foi possível estimar a formação dos intermetálicos  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ ,  $\text{FeTi}$ ,  $\text{TiNi}_3$ , dentre outros, uma vez que a técnica utilizada fornece informações apenas qualitativas e semi quantitativas. Precisar a formação de determinada fase poderia levar a possível erro. Além do fato da ferramenta utilizada não permitir observar o carbono presente. Esses elementos intermetálicos quando presentes promovem desordenamento atômico em longa distância. Os reticulados desordenados diminuem a mobilidade das discordâncias e processos de difusão atômica (em altas temperaturas) gerando tensões internas na estrutura e aumentando sua fragilidade (Callister, 2002). Ainda assim a técnica permitiu obter informações satisfatórias com relação ao mapeamento dos principais elementos presentes para auxiliar na compreensão da microestrutura formada e do comportamento mecânico das juntas. Nas soldagens sem amanteigamento observa-se majoritariamente Ni e Ti no metal de solda, além de ter sido observada uma interface com morfologia diferente entre o MS e o MB SS. Nas soldagens utilizando amanteigamento com Inconel 625 o que se observou, no entanto, foi grande heterogeneidade de composição ao longo do MS, sendo este constituído de aproximadamente 50% de Ni e 50% dos outros três elementos (Fe, Cr, Ti) proporcionalmente distribuídos. Ainda, ao utilizar amanteigamento observou-se a formação de dendritas no MS orientadas a partir das interfaces desta região com os metais de base em direção a região central da solda.

O mapeamento semi quantitativo dos principais elementos presentes na junta dissimilar NiTi-SS é reportado na literatura. Na Figura 59 verifica-se o resultado do mapeamento feito por Pouquet *et al.* (2012) identificando os principais elementos químicos em duas regiões presentes no metal de solda. Na região A, próxima ao NiTi, é possível observar a presença de Fe e Cr difundidos nesta região, além do Ni e Ti. O cromo e o ferro encontram-se presentes em grande parte do metal de solda. Essa proporção grande de ferro não foi observada no MS das amostras deste trabalho. Na região B a composição é praticamente aquela do SS, com uma concentração baixa de titânio difundido nesta região.

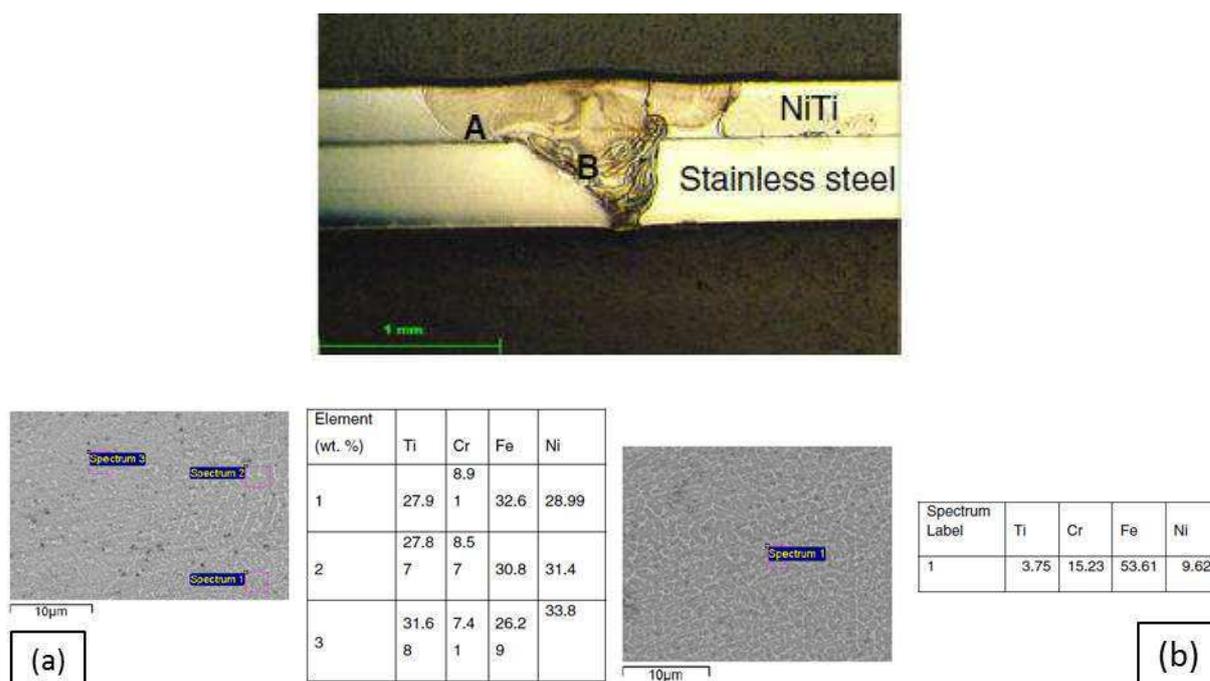


Figura 59 – Mapeamento da composição química presente no metal de solda de uma junta NiTi-SS. (a) Região A. (b) Região B (Pouquet *et al.*, 2012).

#### 4.2.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS JUNTAS SOLDADAS

O ensaio de tração das juntas NiTi-SS teve como objetivo principal avaliar a resistência mecânica das uniões obtidas utilizando NiTi como metal de adição. O ensaio consistiu em carregar mecanicamente os corpos de prova (Figura 44) até a ruptura e registrar a tensão suportada até a fratura e a deformação sofrida. Nas Figuras 60 e 61 estão apresentados os resultados.

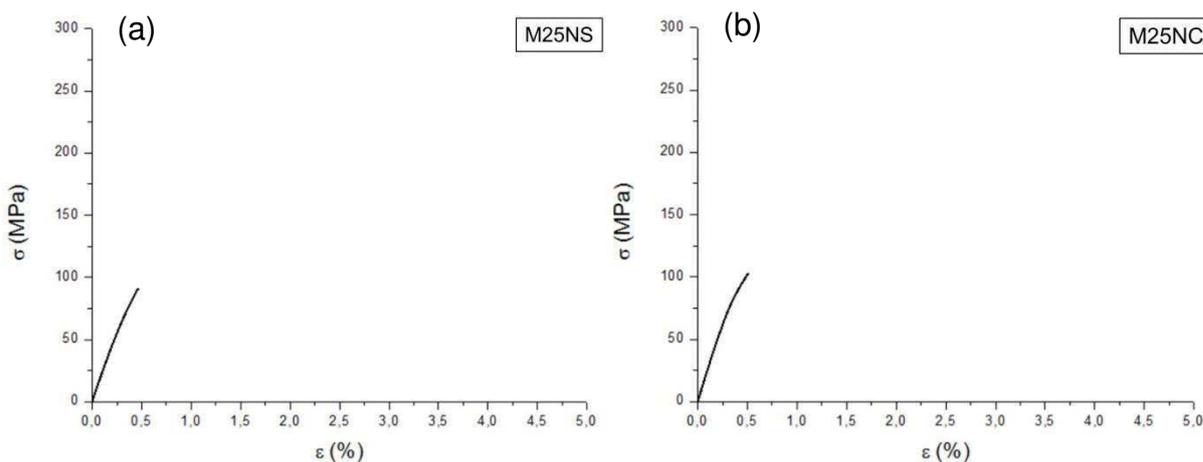


Figura 60 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas sem amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem – M25NS. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem – M25NC.

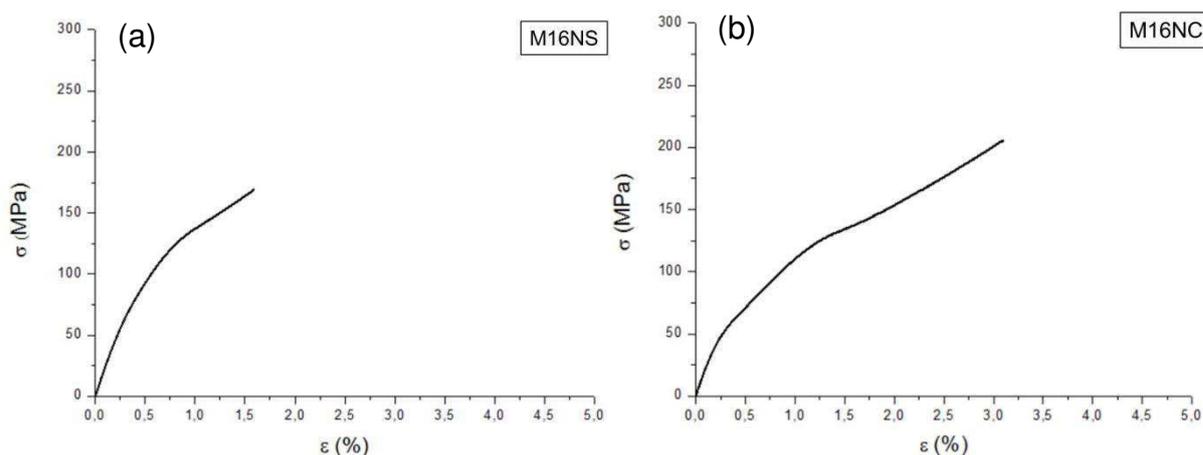


Figura 61 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas com amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem – M16NS. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem – M16NC.

O que se observa na Figura 60 é que as juntas soldadas utilizando diretamente o NiTi como metal de adição romperam prematuramente ao atingir tensões da ordem de apenas 100 MPa, com deformação final inferior a 0,5%. Por outro lado, as juntas que foram amanteigadas, conforme pode ser observado na Figura 61, apresentaram comportamento mecânico diferenciado. A junta M16NS falhou com tensão de ruptura da ordem de 170 MPa e 1,6% de deformação. A junta que sofreu tratamento térmico pós-soldagem (M16NC) falhou em tensão limite de ruptura ligeiramente superior (210 MPa) e deformação de aproximadamente 3,1%. Esse comportamento mecânico superior da junta M16NC em relação a M16NS é

atribuído ao fato do tratamento térmico pós-soldagem ter aliviado as tensões residuais da junta após solidificação e ter proporcionado a ausência de uma interface entre o metal de solda e os metais de base com microestrutura dissimilar.

O comportamento distinto entre as juntas soldadas com e sem utilização de amanteigamento (Figura 61 e 60, respectivamente) é evidente. O Inconel 625 utilizado no amanteigamento permitiu que as juntas se deformassem até seis vezes mais com tensões de ruptura superiores. Esse resultado é devido principalmente ao amanteigamento ter favorecido o carregamento em uma interface mais dúctil entre os materiais dissimilares (NiTi e SS).

#### 4.2.4 ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA

Na sequência de Figuras 62 a 65 é possível visualizar as imagens de MEV referentes aos aspectos microscópicos das regiões de fratura, observados pelo lado da chapa de LMF NiTi. Conforme resumido na Tabela 7, as juntas falharam primordialmente na interface entre o metal fundido na soldagem e o metal de base do lado do NiTi, ou seja, na interface entre essas duas regiões. Essa característica é comum para juntas soldadas que falham por fratura frágil, geralmente ocasionadas devido à presença de defeitos de soldagem ou a formação de compostos intermetálicos precipitados nessa região.

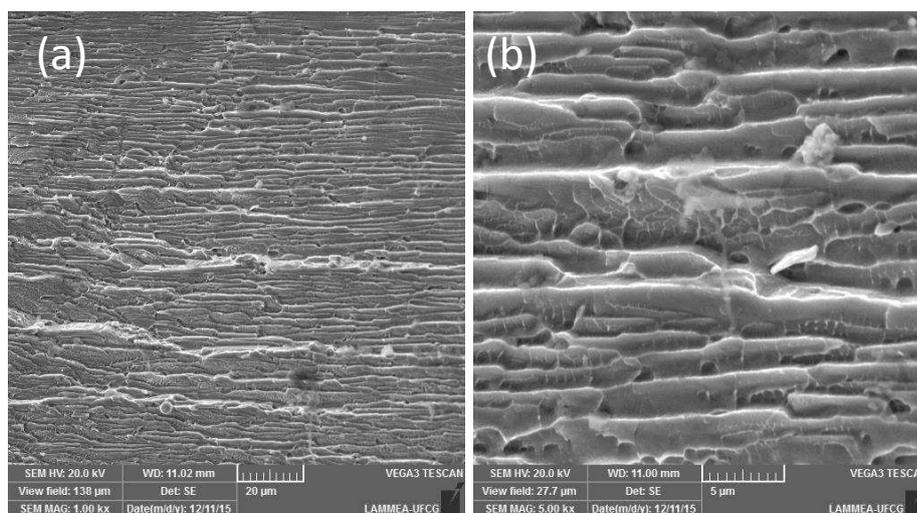


Figura 62 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M25NS.

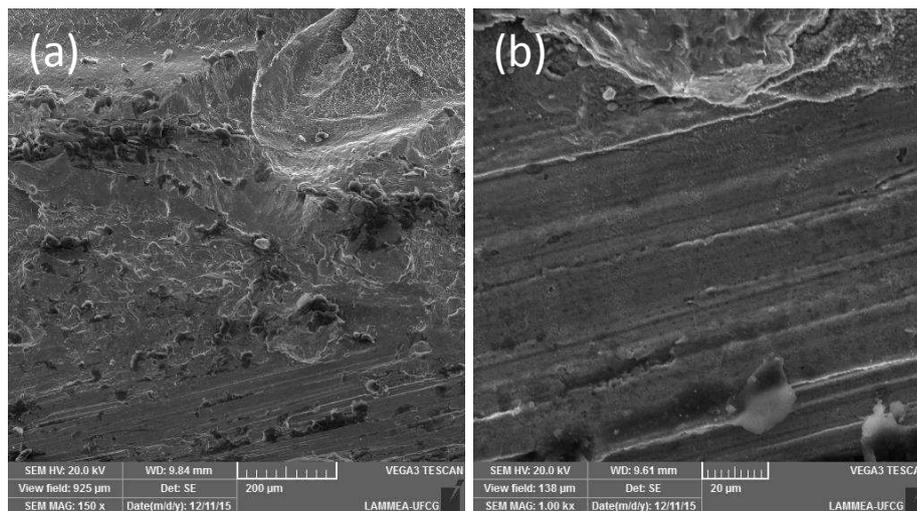


Figura 63 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M25NC.

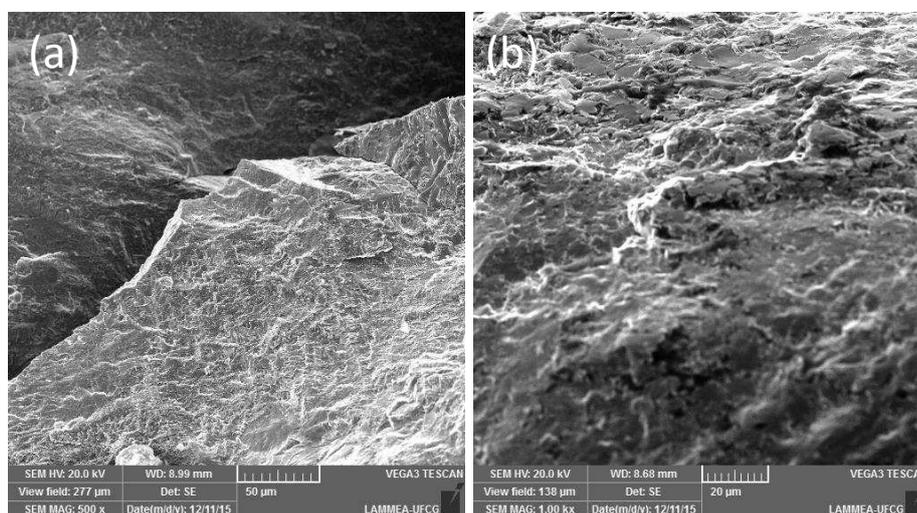


Figura 64 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M16NS.

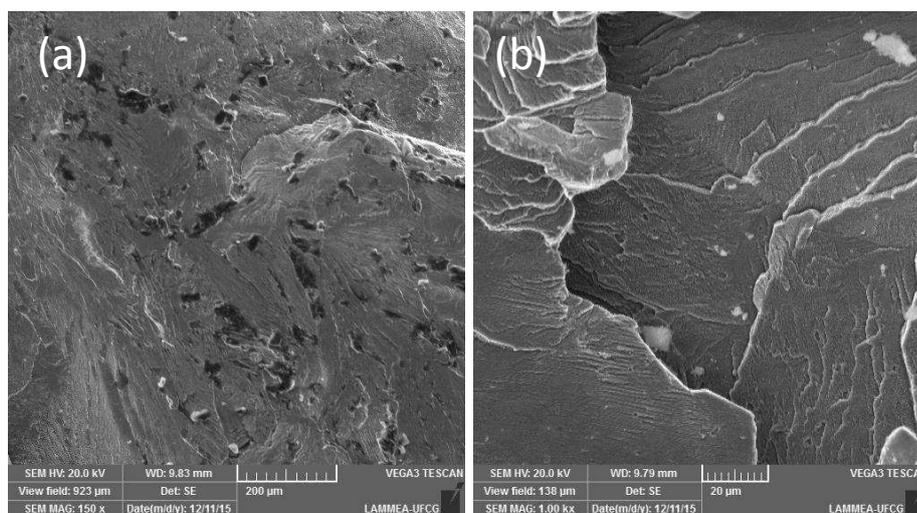


Figura 65 – Imagens de MEV das superfícies de fratura da junta M16NC.

O micro aspecto destas superfícies indica que o mecanismo de fratura foi predominantemente por clivagem. É possível observar planos de diferentes alturas ao longo das superfícies de fratura, caracterizando o tipo de fratura frágil (Mirshekari *et al.*, 2013). A Tabela 7 resume a região preferencial de ruptura dos corpos de prova.

Tabela 7 – Local de ruptura das juntas soldadas utilizando NiTi como metal de adição submetidas ao ensaio de tração.

<b>Junta</b>	<b>Local de ruptura</b>
M25NS	Interface SS / MS
M25NC	Interface NiTi / MS
M16NS	Interface NiTi / MS
M16NC	Interface NiTi / MS

Conforme observado na Tabela 7, a junta M25NS se diferencia das outras, rompendo na interface com o aço inoxidável, justamente na região próxima a linha de fusão. Conforme já observado na Figura 49-a, uma região com microestrutura dissimilar foi formada nesta interface. Uma análise mais detalhada desta região será realizada em seção posterior.

#### **4.2.5 ANÁLISE DE DUREZA AO LONGO DA JUNTA SOLDADA**

As Figuras 66 e 67 mostram a distribuição de microdureza na escala Vickers ao longo de toda a junta soldada para cada condição de soldagem utilizando NiTi como metal de adição. As regiões delimitadas pelas linhas tracejadas separam o metal de solda (MS) das zonas termicamente afetadas (ZTA) e dos metais de base (MB). Tratou-se ZTA + MB devido ao fato de não terem sido observadas ZTA definidas nas micrografias, conforme discutido anteriormente.

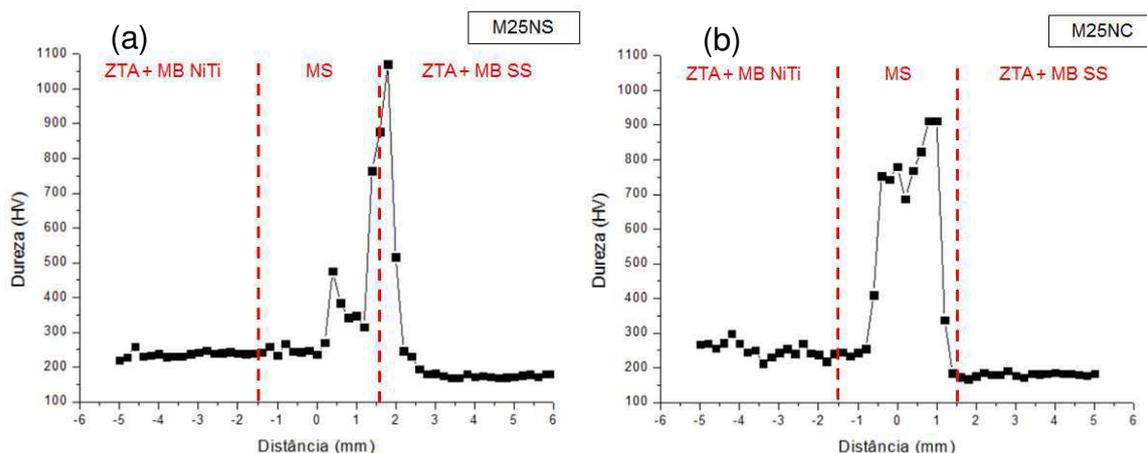


Figura 66 – Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas sem amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem.

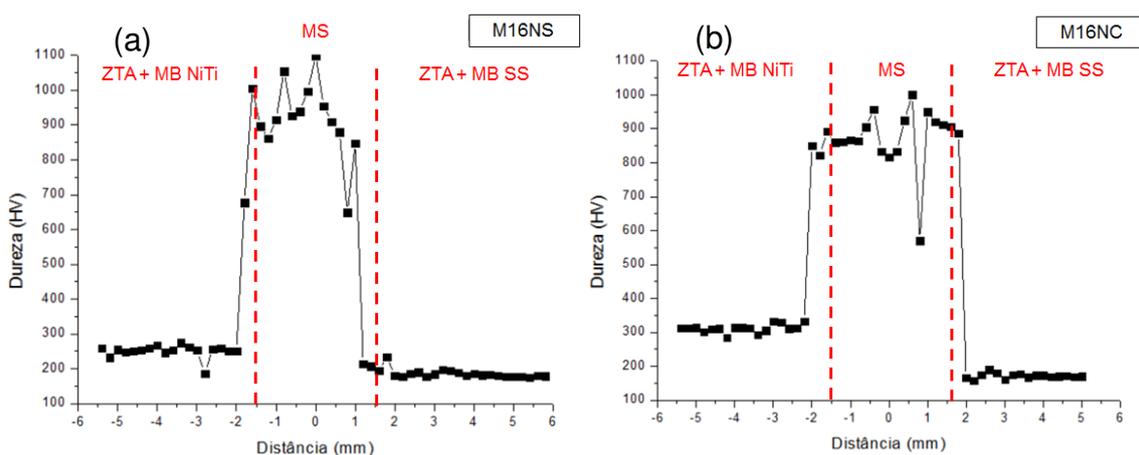


Figura 67 - Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas com amanteigamento e com NiTi como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem.

Os perfis de microdureza observados nas Figuras 66 e 67 evidenciam grande heterogeneidade ao longo da seção transversal das juntas soldadas. O que se observa, de maneira geral, é que a dureza aumenta consideravelmente na região do metal de solda (MS) e diminui consideravelmente na ZTA + MB para os dois lados da junta, atingindo valores esperados de dureza para ambos os metais de base. Esses picos de elevada dureza presentes no MS estão relacionados a formação de intermetálicos devido ao grande número de elementos de liga diferentes presentes na matriz do aço (Fe, Cr, Ni, C) e da LMF NiTi (Ni, Ti) (Li *et al.*, 2013, Gugel *et al.*, 2009).

Observa-se ainda que a junta M25NS apresentou os maiores picos de dureza na interface entre o metal de solda e aço inoxidável. Como já observado na seção anterior, nesta interface foi formada uma região com características diferenciadas entre o MS e o SS e os maiores picos de dureza foram preferencialmente formados.

O comportamento qualitativo dos perfis de dureza observados nas Figuras 66 e 67 pode ser também encontrado na literatura (Mirshekari *et al.*, 2013, Vieira, 2010, Gugel *et al.*, 2008). Picos de dureza elevados são observados na extensão da zona de fusão da junta dissimilar NiTi-SS. Na Figura 68 observa-se o perfil de dureza obtido por Mirshekari *et al.* (2013) de uma junta dissimilar NiTi-SS (AISI 304) soldada pelo processo LBW sem metal de adição e na Figura 69 o perfil de dureza determinado por Vieira (2010).

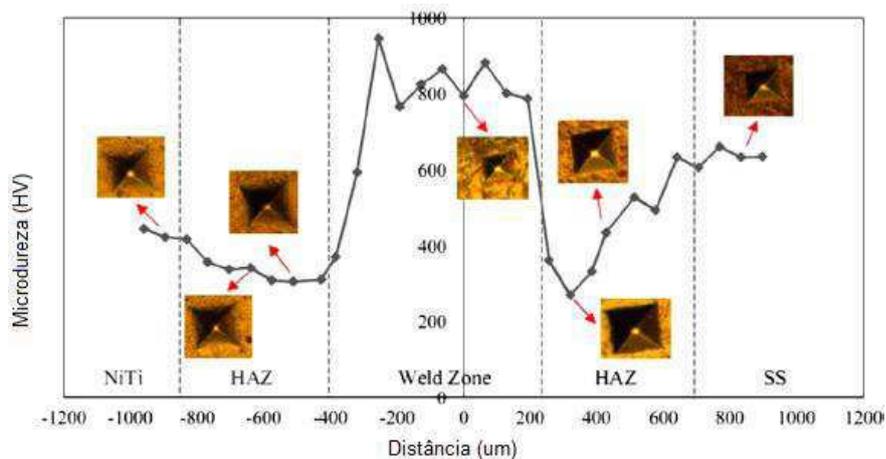


Figura 68 - Distribuição de microdureza Vickers ao longo de uma junta NiTi-SS soldada pelo processo LBW (Mirshekari *et al.*, 2013).

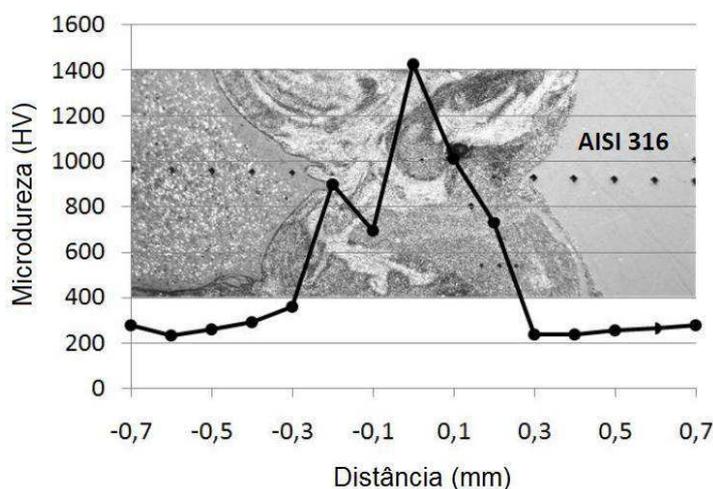


Figura 69 - Distribuição de microdureza Vickers ao longo de uma junta NiTi-SS soldada pelo processo LBW (Vieira, 2010).

Considerando ambos os casos da literatura, verificam-se picos de dureza situados entre 800HV e 1400HV, compatíveis com aqueles obtidos neste trabalho (Figuras 66 e 67).

#### 4.2.6 ANÁLISE DA LINHA DE FUSÃO

Em função da grande diferença de composição química entre os materiais dissimilares (NiTi e SS) observa-se a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD) ao longo da linha de fusão em uma das condições de soldagem (M25NS). Essas regiões com morfologia do tipo banda estreita são denominadas “praias”. A sua extensão variou cerca de aproximadamente 25 $\mu$ m a 45 $\mu$ m para a junta M25NS. A Figura 70 permite identificar a ZPD observada nessa junta M25NS. Nota-se ainda a presença de uma trinca percorrendo o contorno dessa ZPD. Não foram observadas ZPD nas juntas tratadas termicamente, M25NC e M16NC, nem na M16NS.

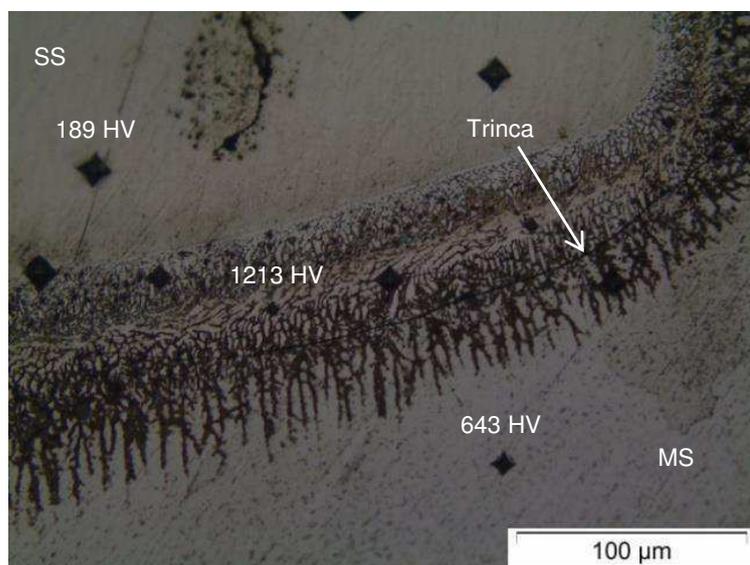


Figura 70 – Formação de ZPD observada por microscopia ótica da junta M25NS.

Essa morfologia de ZPD foi também observada por Silva *et al.* (2010) ao realizar soldagem de aços dissimilares. Os autores soldaram pelo processo GMAW com duplo arame e o metal de adição AWS E317L sobre metal de base ASTM A516 Gr 60 com diferentes energias de soldagem. A Figura 71 mostra a morfologia do tipo

praia da ZPD observada em algumas condições de soldagem, bem como a diferença dos valores de dureza observados para essa região.

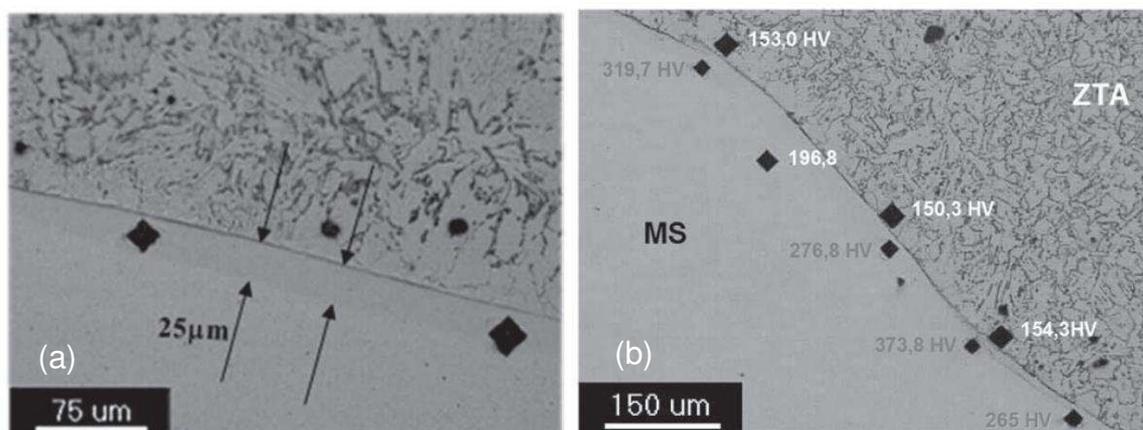


Figura 71 – Zonas parcialmente diluídas (ZPD) na soldagem dissimilar com arame AWS E317L sobre o aço ASTM A516 Gr 60. (a)  $H = 1170\text{kJ/m}$ . (b)  $H = 1530\text{kJ/m}$  (Silva *et al.*, 2010).

Segundo Silva *et al.* (2010), a formação de ZPD é função tanto da composição química quanto das condições de soldagem. A manipulação do arco elétrico e as variações na turbulência da poça de fusão têm uma influência significativa na formação destas ZPD.

Com a finalidade de determinar a composição química da zona parcialmente diluída foi realizado um ensaio de microdureza Vickers na região da ZPD mostrada na Figura 70, bem como nas regiões adjacentes, isto é, metal de base e metal de solda. É possível observar a variação de dureza entre o MB SS (189 HV), a ZPD (1213 HV) e o MS (643 HV). Os diferentes valores de dureza observados entre essas regiões acontecem devido aos gradientes de composição química existentes, uma vez que nesta região há uma mistura parcial entre o MS e o MB durante a solidificação. Assim, com o intuito de se aprofundar na composição química da ZPD foi realizada uma análise semi quantitativa por EDS. Nas Figuras 72 e 73 é possível observar os resultados dessas análises.

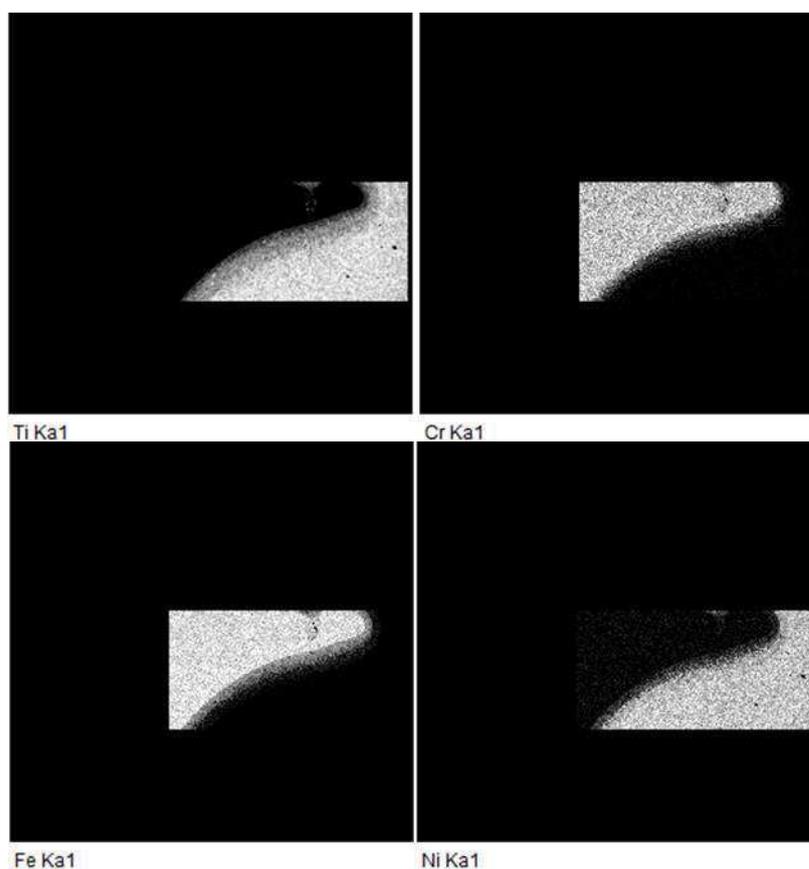
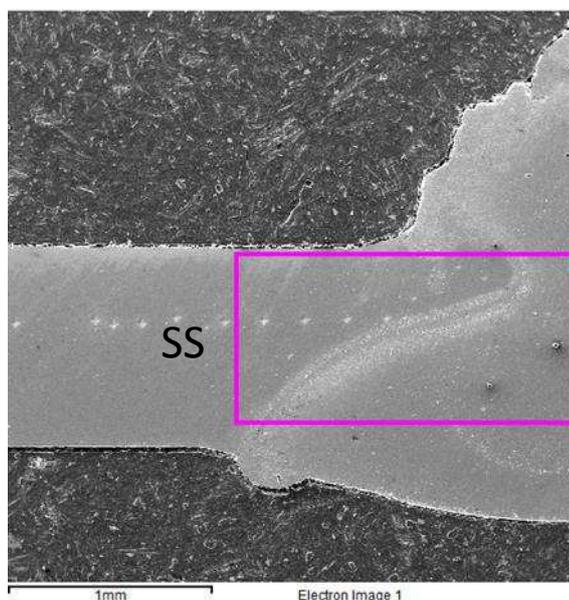
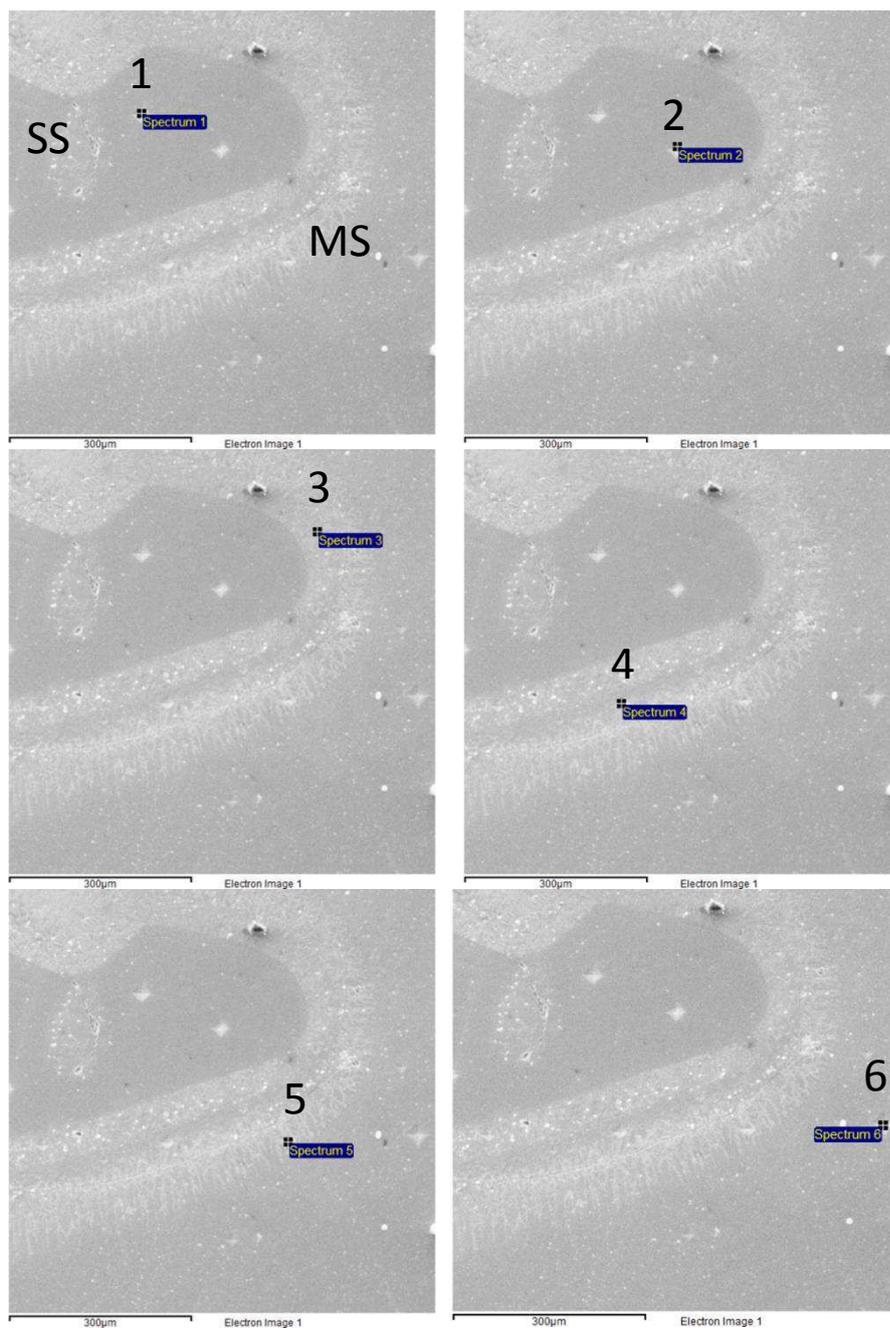


Figura 72 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25NS.

Observa-se na Figura 72, pela distribuição dos elementos químicos presentes na região da ZPD que esta é constituída principalmente de Fe e Ti. Provavelmente nesta interface houve a formação esperada de  $Fe_2Ti$ . Este resultado está de acordo

com Gugel *et al.* (2009) que observaram uma interface com este mesmo comportamento (Figura 31). Na Figura 73 verifica-se o resultado da análise semi quantitativa por EDS de alguns pontos desta região. Nota-se que nos pontos 1 e 2 a região indicada é do aço, enquanto a ZPD está identificada no ponto 3. O ponto 4 está indicado na transição desta zona com o MS enquanto os pontos 5 e 6 encontram-se já no MS. De fato a composição química do ponto 3 apresenta-se intermediária aos dos outros pontos, sendo constituída majoritariamente de Fe (em maior proporção) e de Ti.



Elemento	Atômico (%) 1	Atômico (%) 2	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5	Atômico (%) 6
Ti	0,00	0,00	29,50	34,11	41,82	49,53
Cr	20,86	20,60	12,86	5,06	1,98	0,00
Mn	1,64	1,52	0,76	0,44	0,00	0,00
Fe	70,07	69,78	42,20	22,10	11,07	0,36
Ni	7,43	8,09	14,68	38,28	45,13	50,11

Figura 73 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25NS.

### 4.3 SOLDAGEM UTILIZANDO INCONEL 625 COMO METAL DE ADIÇÃO

#### 4.3.1 ANÁLISE MACROSCÓPICA DA JUNTA SOLDADA

Na Figura 74 visualizam-se as juntas soldadas utilizando-se Inconel 625 como metal de adição. Assim como no planejamento utilizando-se NiTi como metal de adição, por inspeção visual não se observam defeitos de soldagem significativos além de distorções.

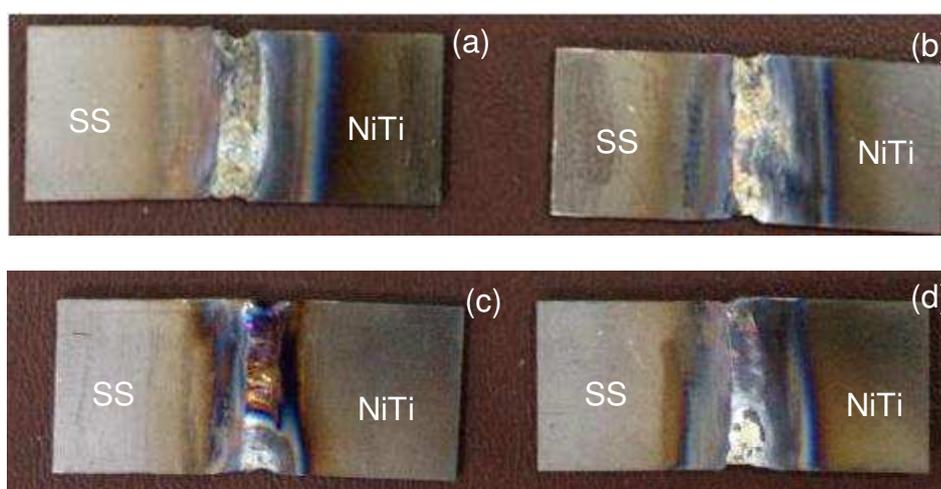


Figura 74 – Juntas soldadas NiTi-SS usando Inconel 625 como metal de adição (a) M25IS (b) M25IC (c) M16IS (d) M16IC.

O cálculo médio da energia de soldagem das juntas nesta condição se encontra no Apêndice I. O valor médio da energia de soldagem foi  $H = 1,83$  kJ/cm, valor muito próximo ao calculado para as juntas soldadas utilizando-se NiTi como metal de adição.

#### 4.3.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

O resultado da análise microestrutural por microscopia ótica da junta M25IS pode ser observado na Figura 75. Nota-se uma interface bastante evidente entre o MS e MB NiTi. O metal de solda apresenta regiões com microestruturas diferentes. Na região inferior do MS é possível observar uma microestrutura menos reagente ao ataque químico, que se irradia para a região central do MS. A região superior, no entanto, apresenta grãos com diferentes tamanhos e também é possível observar a

formação de dendritas (Figura 75-c), conforme discutido na soldagem utilizando NiTi como metal de adição e amanteigamento com Inconel 625.

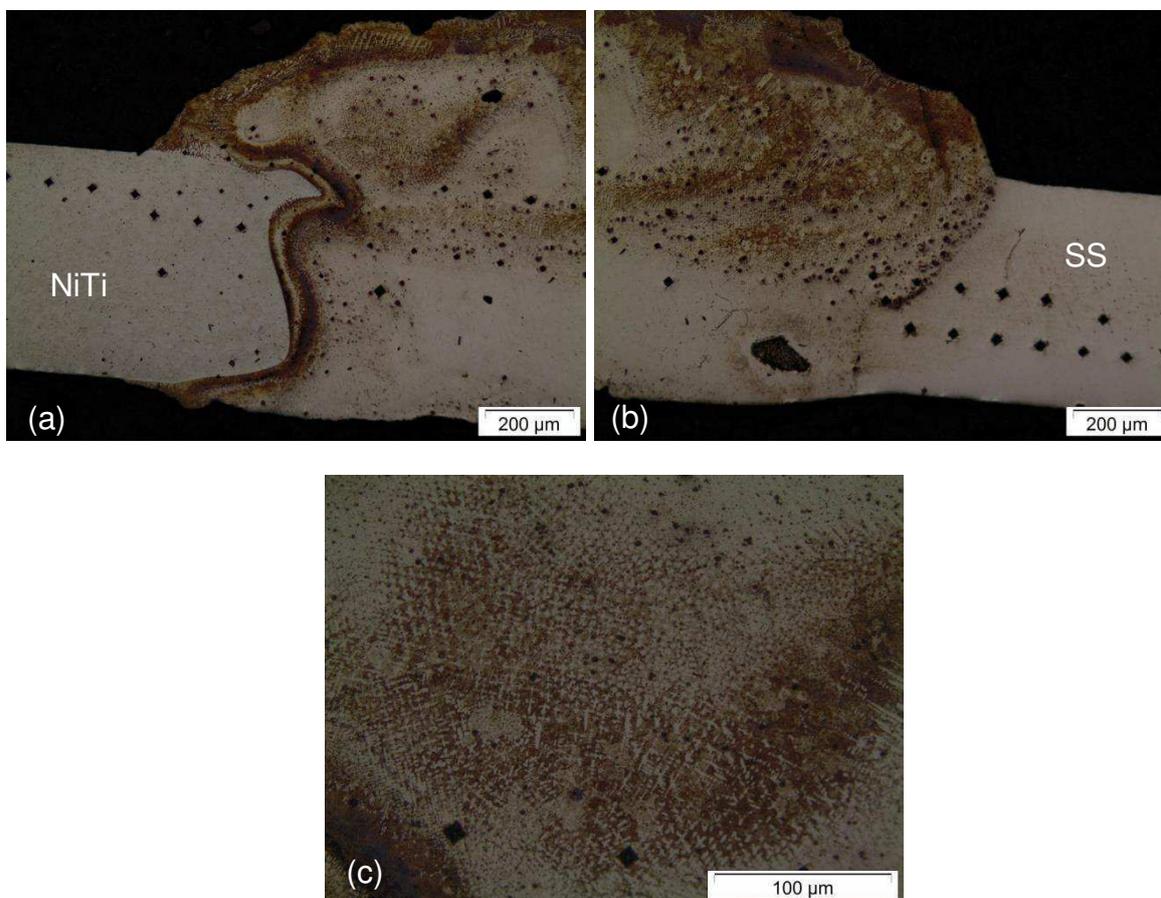


Figura 75 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M251S (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS (c) dendritas no MS.

Com o objetivo de facilitar a compreensão das diferentes regiões presentes no MS foi realizado uma análise por EDS para avaliar a distribuição dos principais elementos presentes, quais sejam: Ti, Cr, Fe e Ni. A Figura 76 mostra a região analisada bem como a distribuição qualitativa dos elementos. Observa-se a distribuição não uniforme dos elementos de uma forma geral. Na região inferior do MS (região mais clara do MS na Figura 75), o que se observa é uma concentração maior de Ni e Cr, oriundos do metal de adição Inconel 625. O Fe encontra-se principalmente concentrado em duas regiões: próximo a interface NiTi, na região inferior do MS e na região superior do MS, principalmente distribuído juntamente ao cromo. A região central do MS é constituída de uma mistura dos 4 elementos, predominando o Ni.

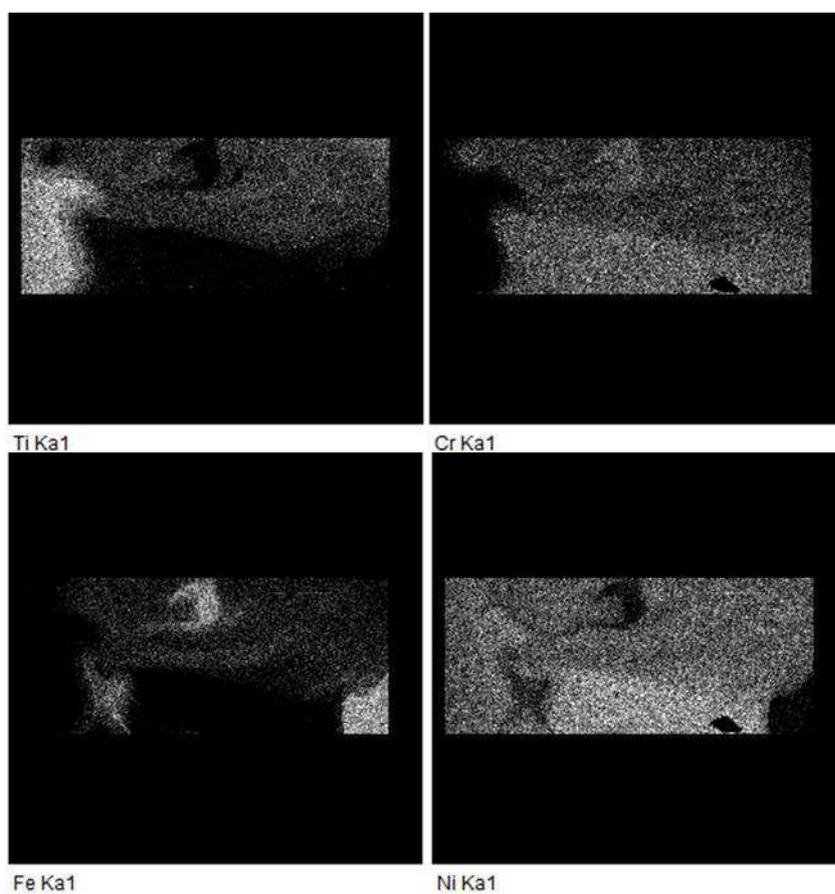
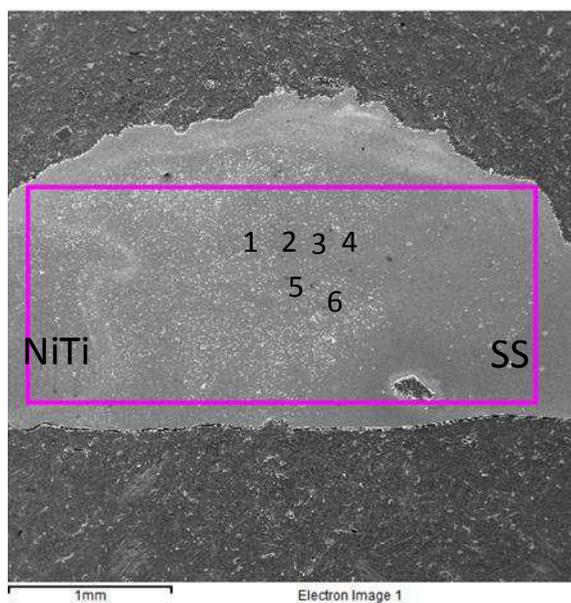
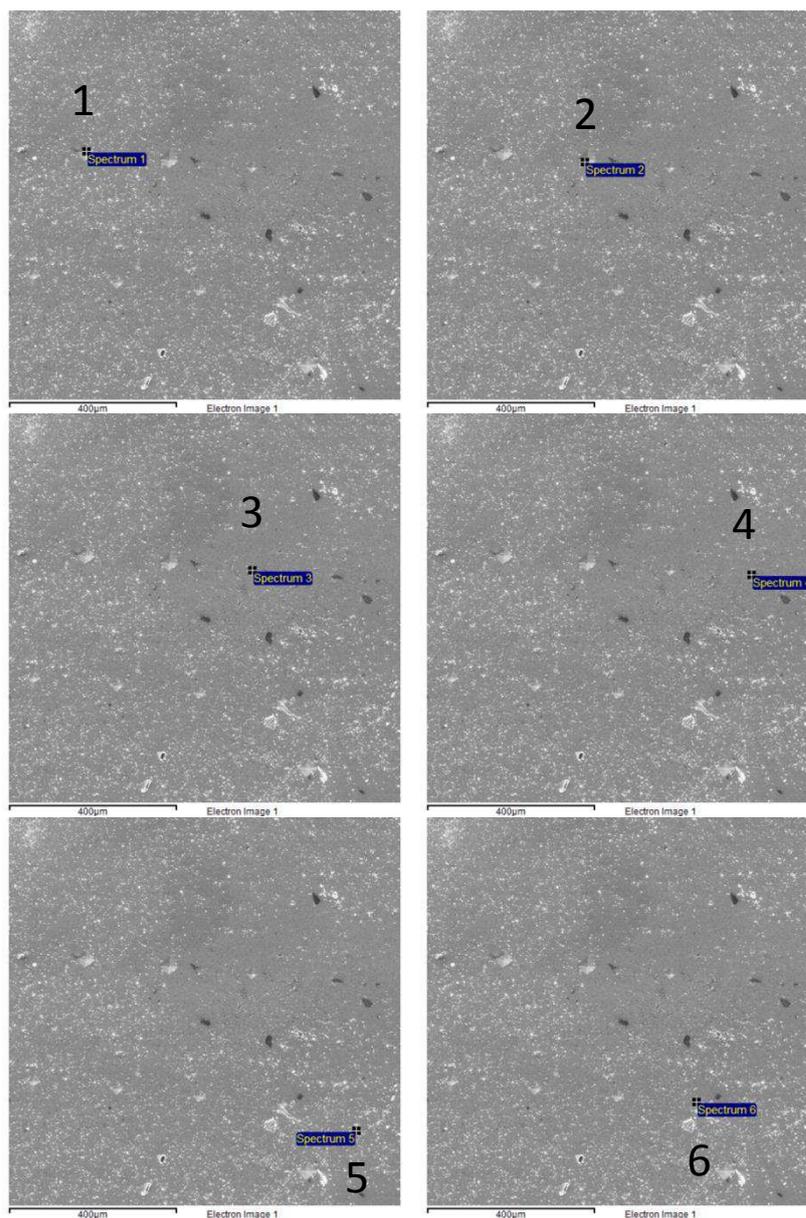


Figura 76 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na amostra M25IS.

Com a finalidade de verificar a dispersão e a concentração dos elementos presentes na região central do MS, foi realizado uma análise por EDS semi

quantitativa. O resultado desta análise encontra-se na Figura 77. O que se constata, de fato, é que há certo equilíbrio composicional nesta região. A predominância do Ni é evidente, com concentrações variando de 30 a 55%. O Fe encontra-se disperso em quantidade inferior, variando de 15 a 40%, enquanto o Cr possui variação menor com concentrações próximas a 20%. O Ti aparece com concentrações inferiores, revelando pouca difusividade no metal de solda, com concentrações variando de 5 a 15%. Em alguns pontos ainda observou-se o aparecimento de Mn, provenientes do aço. Os pontos 1 e 2 se diferenciam dos demais pontos (3 a 6). Nestes pontos o Fe encontra-se em maior quantidade, devido justamente as medições terem sido realizadas na região de segregação de Fe, conforme discutido.



Elemento	Atômico (%) 1	Atômico (%) 2	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5	Atômico (%) 6
Ti	6,24	5,05	13,30	16,73	12,81	13,47
Cr	20,58	21,70	17,86	16,44	17,84	18,38
Mn	0,88	0,89	0,59	0,00	0,00	0,00
Fe	40,69	39,82	24,82	20,41	14,10	20,68
Ni	31,61	32,54	43,43	46,42	55,26	47,47

Figura 77 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na junta M25IS.

A microestrutura da amostra M251C pode ser observada na Figura 78. A microestrutura é semelhante aquela observada para a amostra M251S (Figura 75). Não se observa, no entanto, uma interface com microestruturas dissimilares entre o MS e os metais de base. Na Figura 79 verifica-se o mapeamento da distribuição dos quatro principais elementos químicos constituintes do metal de solda. Como notado para a amostra M251S, também observa-se aqui a segregação de pequenas regiões ricas em Fe e Cr no MS. A região inferior do metal de solda apresenta uma concentração levemente superior de Ni e Ti. Assim, excetuando-se as regiões citadas, os quatros elementos encontram-se dispersos por todo o MS. Na Figura 80 verifica-se o resultado semi quantitativo de alguns pontos da região central do MS, para revelar de maneira mais precisa essa proporção.

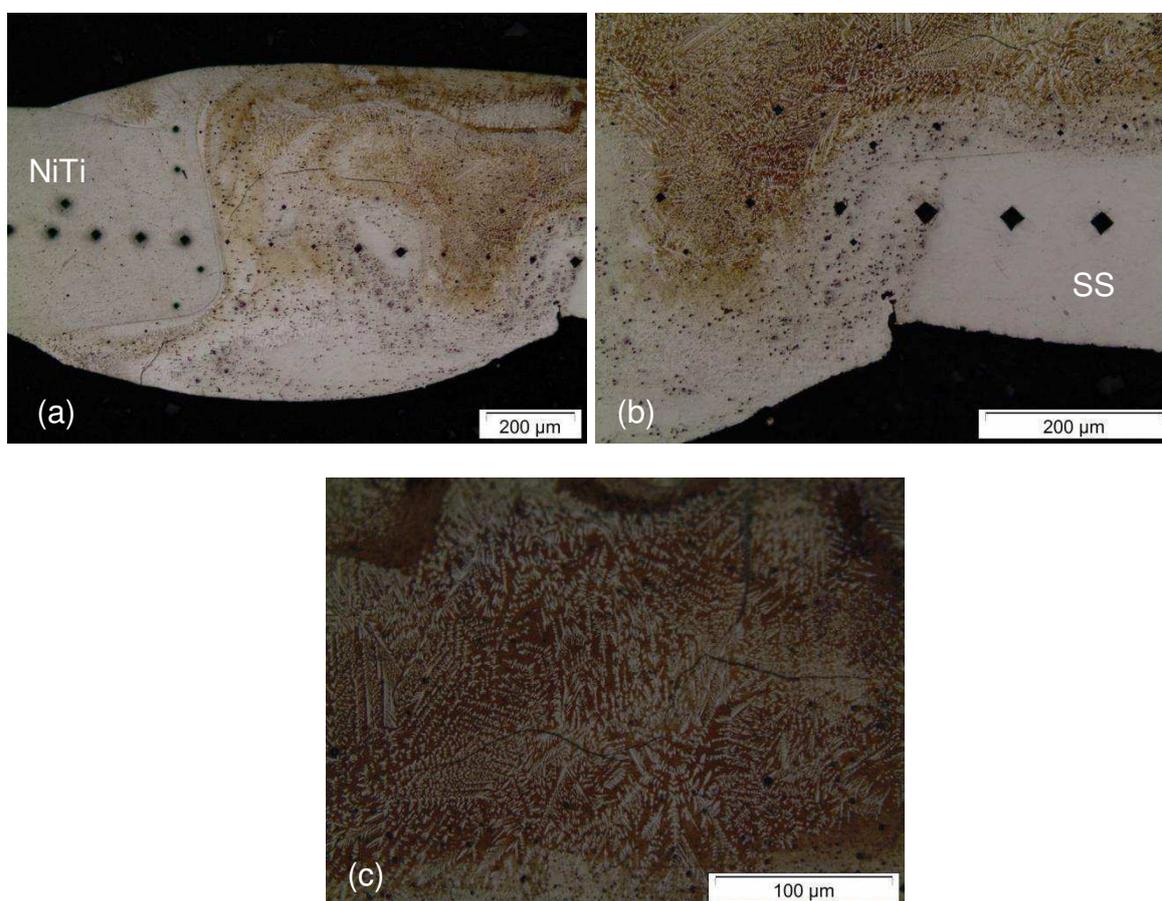


Figura 78 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M251C (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS (c) dendritas no MS.

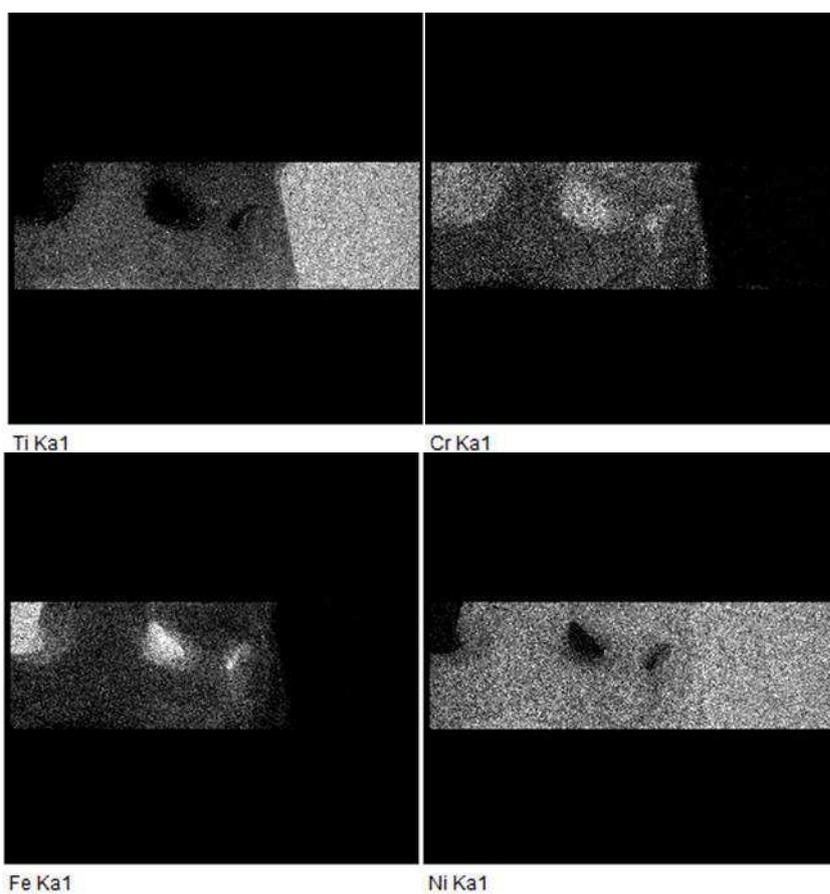
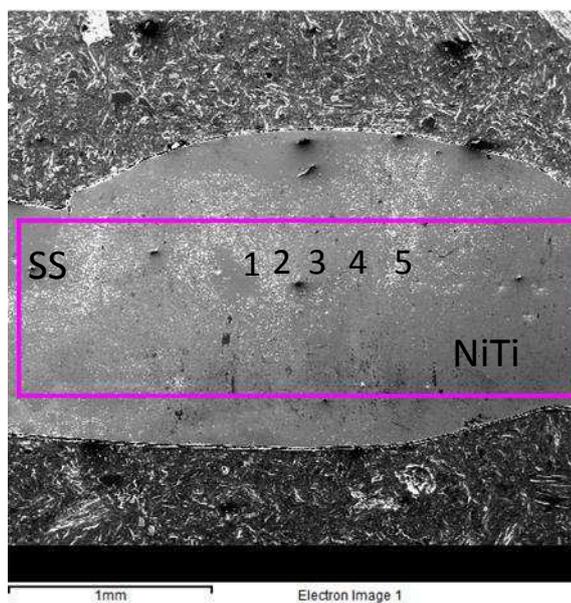
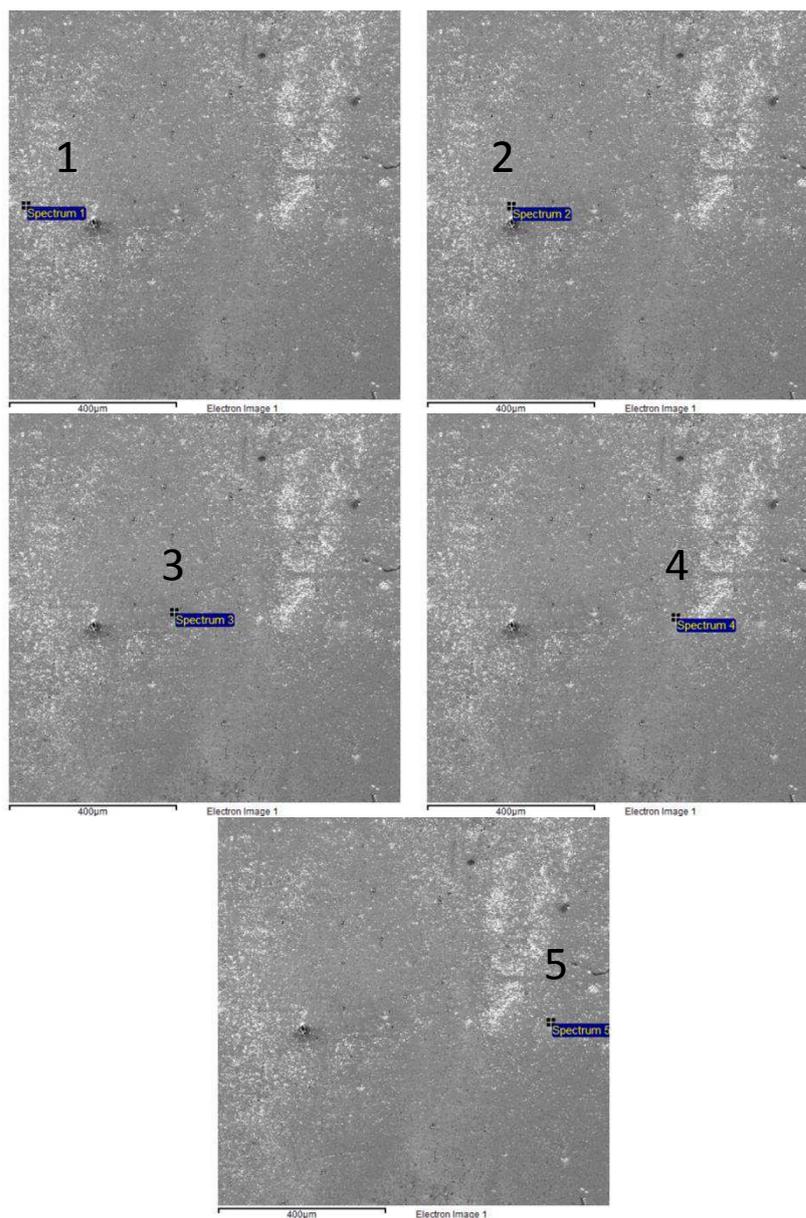


Figura 79 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na junta M25IC.

Conclui-se que, semelhantemente a junta M25IS, o mapeamento revela uma concentração de Ni da ordem de 50% (espectros 2 e 4) e proporção equilibrada de

Fe, Cr e Ti, com o Cr apresentando concentração inferior. O ponto 3 foi selecionado justamente na região com segregação de Fe e Cr. Assim, estes dois elementos estão em concentração superiores com relação aos outros espectros medidos. O espectro 5 foi selecionado na região do metal de base NiTi, mostrando ausência de Fe e Cr.



Elemento	Atômico (%) 1	Atômico (%) 2	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5
Ti	27,16	20,86	16,55	24,73	51,02
Cr	18,86	13,35	20,95	11,13	0,00
Mn	0,68	0,48	0,77	0,00	0,00
Fe	23,91	20,10	34,93	14,92	0,00
Ni	29,39	45,21	26,80	49,23	48,98

Figura 80 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na junta M25IC.

Na Figura 81 é possível observar a microestrutura da amostra M16IS, e na Figura 82 a análise por EDS da região central do metal de solda assinalada na Figura 81-b. É possível observar, novamente, a formação de uma microestrutura diferente na interface entre o MB NiTi e o MS (Figura 81-a) O MS apresenta microestrutura semelhante as microestruturas já observadas ao utilizar Inconel 625 como metal de adição. Observa-se a formação de dendritas na região central do MS, porém menos presentes na região inferior do metal de solda.

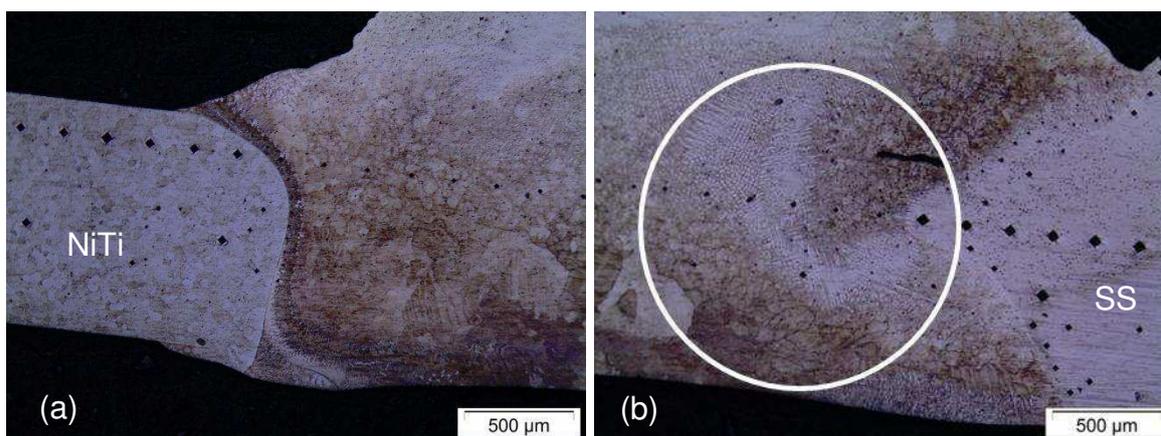
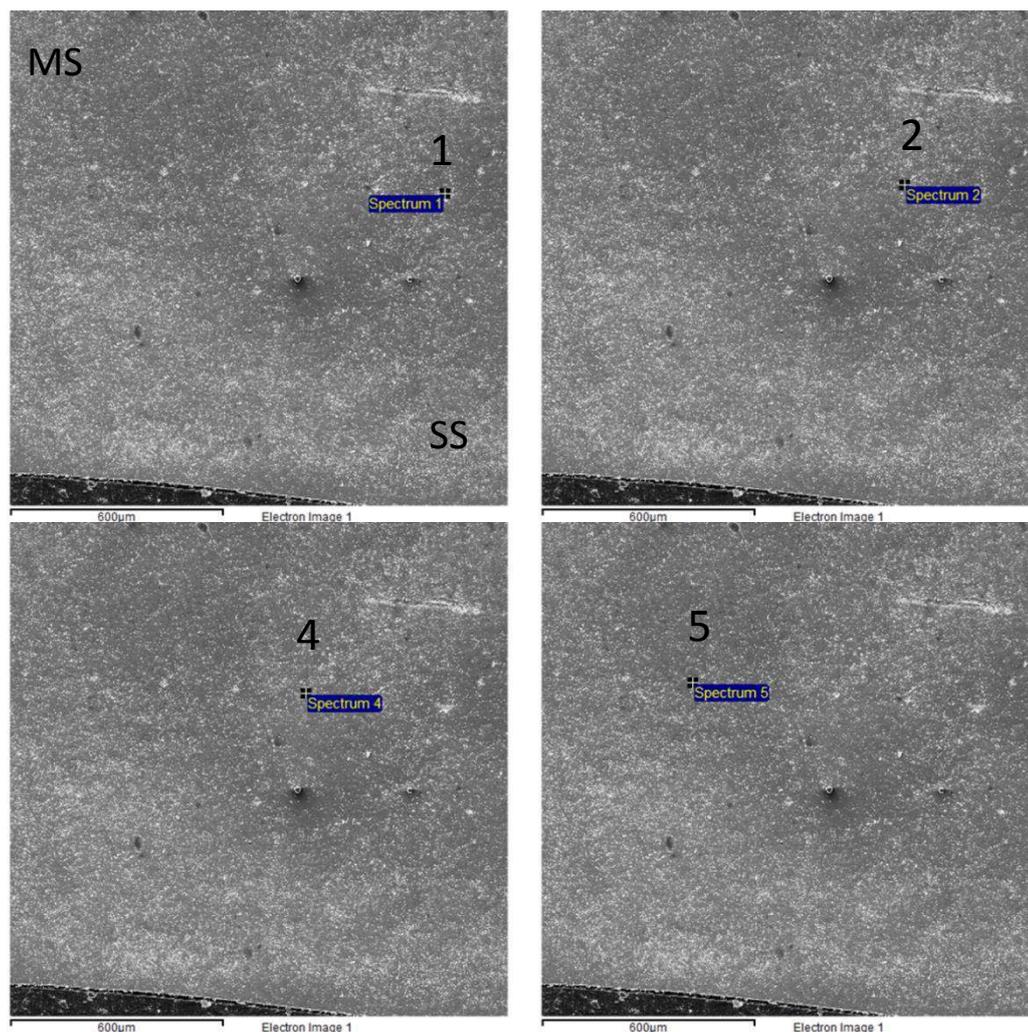


Figura 81 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M16IS (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS.

A análise por EDS representada na Figura 82 mostra a composição química de quatro pontos na região do MS. A composição do ponto 1 está relacionada possivelmente a mistura do SS com a liga Inconel 625, por possuir concentrações elevadas de Fe e Ni, além de estar situado na região do amantecimento. A composição dos pontos 2 e 4, indicados na região escura do MS, revelam a mistura dos quatro elementos, sendo o Ni o de maior concentração. Esta proporção está comumente presente também, como já discutido, nas outras amostras soldadas utilizando Inconel 625 como metal de adição. Por fim, o ponto 5, localizado próximo a formação da dendrita, mostra uma composição um pouco distinta, com menores teores de Ni e Ti e maiores teores de Fe e Cr.



Elemento	Atômico (%) 1	Atômico (%) 2	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5
Ti	0,69	16,41	15,36	7,64
Cr	24,33	13,32	15,49	23,01
Fe	40,84	15,70	16,28	24,09
Ni	34,14	54,56	52,88	45,26

Figura 82 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na junta M16IS.

Finalmente, a Figura 83 permite visualizar a imagem obtida por microscopia ótica da amostra M16IC. Novamente aqui observa-se microestrutura semelhante às observadas para as amostras já discutidas nesta seção. Não se observa, novamente, microestrutura diferenciada nas interfaces do MS com os metais de base, como observado para todas as amostras que sofreram tratamento térmico pós-soldagem. Na Figura 84 observa-se o mapeamento por EDS da região do MS.

De maneira geral, os elementos Ti, Cr, Fe e Ni encontram-se distribuídos de maneira homogênea. Observa-se apenas uma maior concentração de Ti na região inferior do MS, enquanto na região superior há uma pequena concentração de Fe. O Ni e o Cr encontram-se distribuídos na totalidade do MS, com uma segregação de ambos na região próxima a interface MS com MB NiTi. Essa segregação está representada por uma região branca não revelada na Figura 83, justamente a região do amantecimento com Inconel 625.

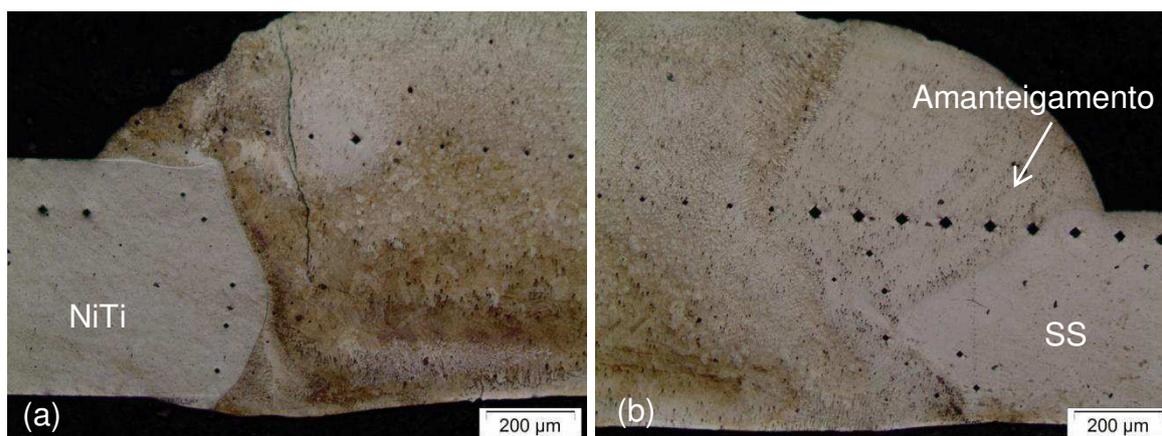


Figura 83 - Micrografia obtida por microscopia ótica da amostra M161C (a) MB NiTi + MS (b) MS + MB SS.

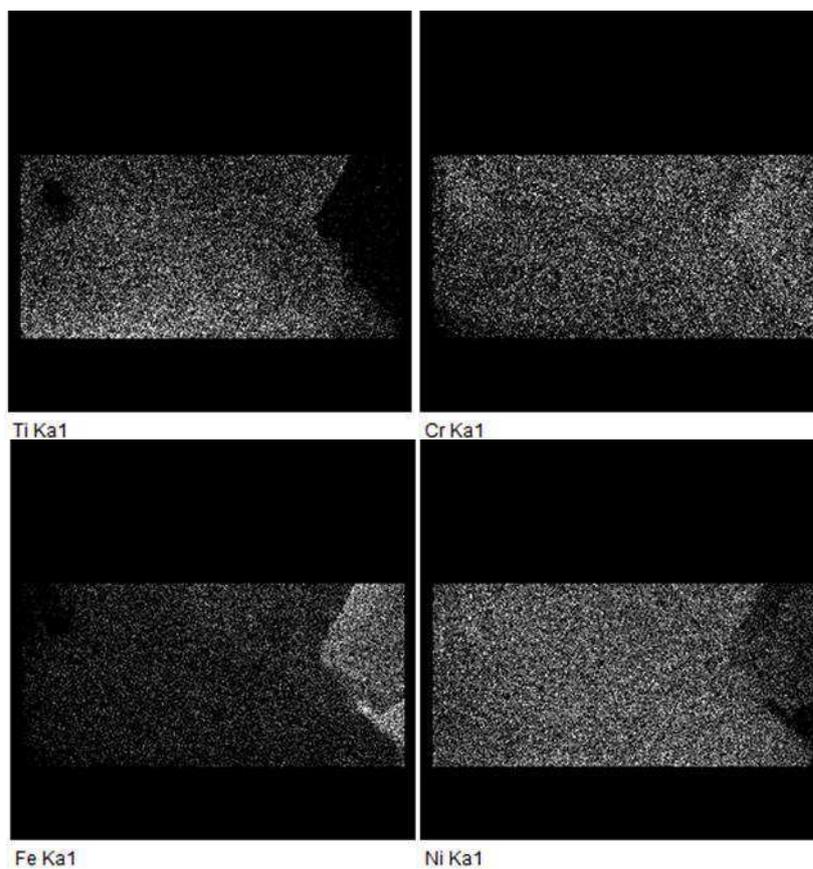
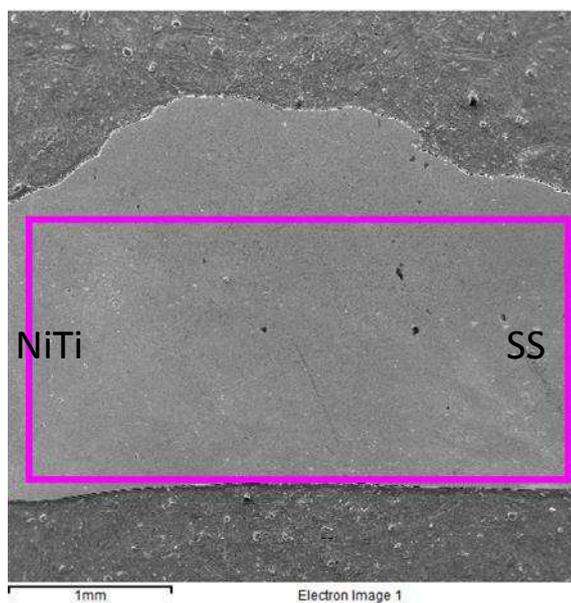


Figura 84 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos na junta M161C.

### 4.3.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS JUNTAS SOLDADAS

Nas Figuras 85 e 86 estão apresentados os resultados do ensaio de tração até a ruptura das juntas soldadas utilizando Inconel 625 como metal de adição.

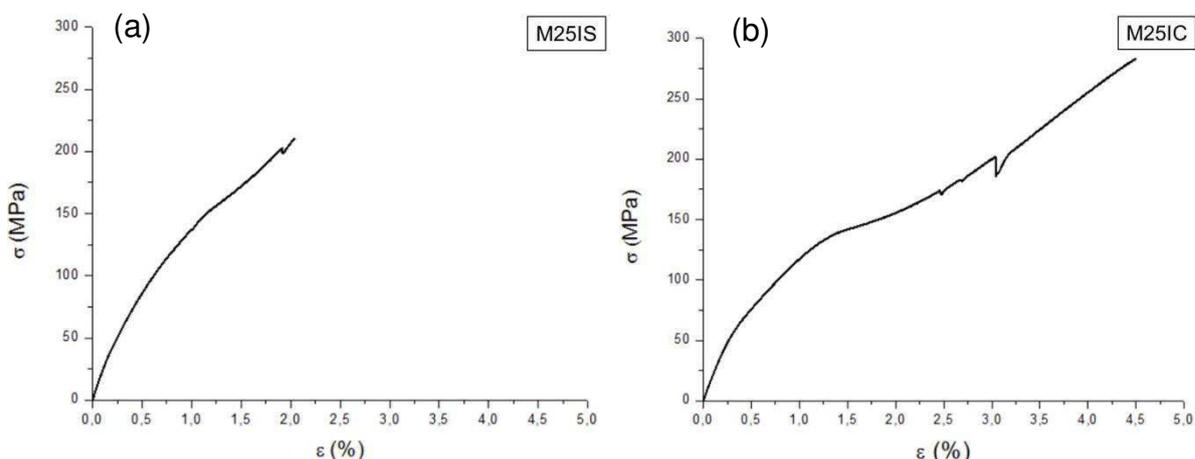


Figura 85 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas sem amanteigamento e com adição de Inconel 625. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem.

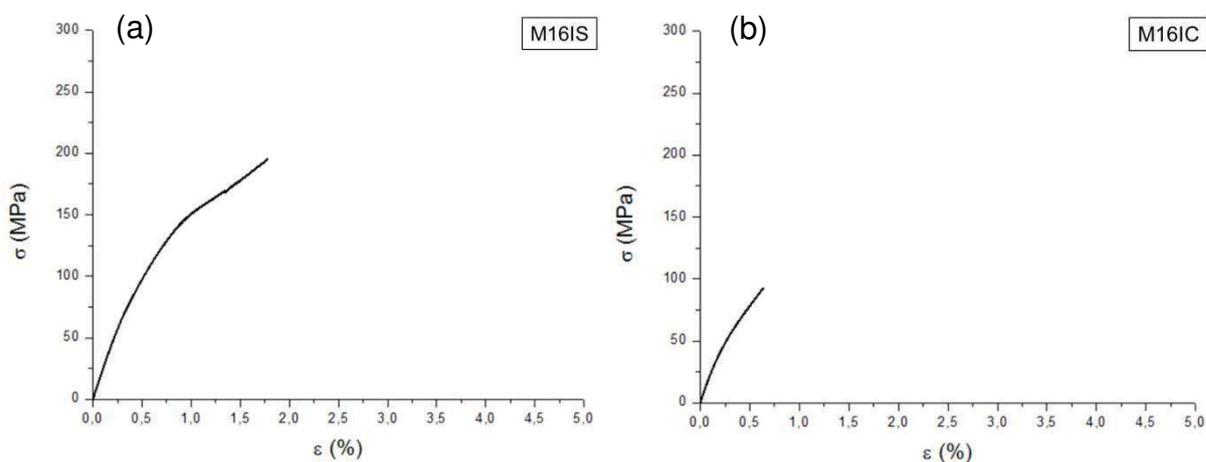


Figura 86 - Curva tensão x deformação das chapas soldadas com amanteigamento e com adição de Inconel 625. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem.

Ao analisar as curvas das Figuras 85 e 86, o que se observa é que as juntas romperam com valores de tensão limite de ruptura diferenciados. Para essas juntas soldadas utilizando Inconel 625 como metal de adição, a pior condição de soldagem observada foi aquela em que foi realizado o amanteigamento e o tratamento térmico pós-soldagem (M16IC), enquanto o melhor comportamento mecânico observado foi

aquele da condição de soldagem M251C, onde a junta foi soldada utilizando diretamente o Inconel 625 como metal de adição, sem realizar amanteigamento, e realizando um tratamento térmico pós-soldagem resultando, para esta condição, uma tensão limite de ruptura de 286 MPa com 4,5% de deformação final. Importante ressaltar que nesta junta não se observou uma microestrutura dissimilar na interface do metal de solda com os metais de base. Ainda, por se tratar de uma soldagem com NiTi na condição martensítica (fase R) o que se observa, para a melhor condição de soldagem (M251C) é que a ruptura ocorreu após o início da formação de um patamar de tensão correspondente a reorientação da estrutura martensítica, que ocorre a partir de uma faixa de aproximadamente 150 a 200 MPa.

Comportamento semelhante foi observado em estudos recentes por Ng *et al.* (2015) ao soldar fios de NiTi com aço inoxidável 316L pelo processo LBW utilizando interfaces com espessuras diferentes de tântalo puro. A caracterização mecânica realizada pelos autores pode ser observada por meio das curvas tensão x deformação da Figura 87.

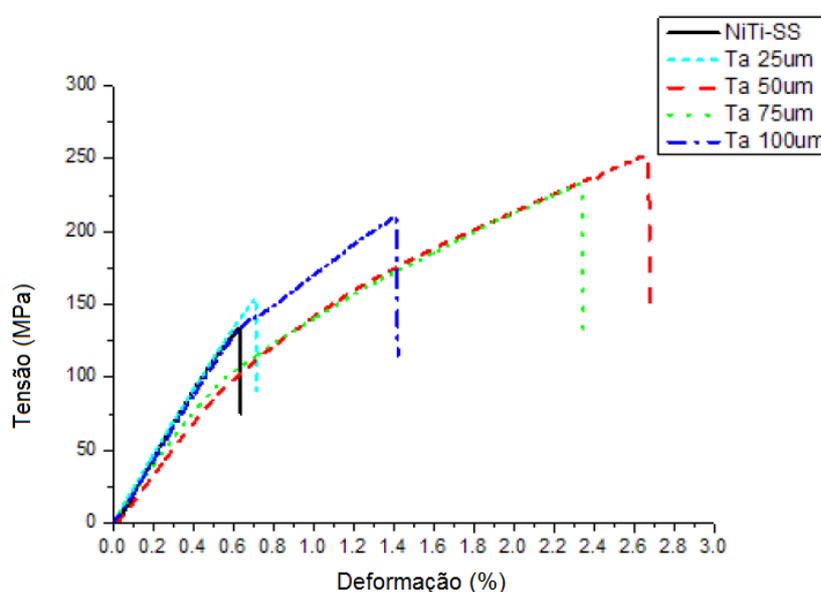


Figura 87 – Comportamento tensão x deformação de juntas NiTi-SS soldadas por LBW utilizando-se camada intermediária com espessuras variáveis de tântalo (Ng *et al.*, 2015).

Assim, no que concerne a integridade mecânica das juntas soldadas, de uma forma geral, o resultado obtido é comparável a alguns dos melhores resultados encontrados na literatura. A Tabela 8 resume essa comparação.

Tabela 8 – Comparação das propriedades mecânicas de juntas soldadas entre aços inoxidáveis e LMF NiTi.

Processo de soldagem	Geometria	Tipo de aço (AISI)	Metal de adição	Tensão de ruptura (MPa)	Deformação (%)	Referência
GTAW	Chapa 1mm	304	Inconel 625	286	4,5	Este trabalho
LBW	Fios $\phi$ 1mm	316L	Ta puro: 25 $\mu$ m/ 50 $\mu$ m	154/254	0,71/2,67	Ng <i>et al.</i> , 2015
LBW	Fios $\phi$ 0,36mm	304	-	190	1,7	Mirshekari <i>et al.</i> , 2013
LBW	Fios $\phi$ 0,48mm	304	Ni puro: 10 $\mu$ m/ 50 $\mu$ m	228/372	2,47/4,4	Li <i>et al.</i> , 2012
LBW	Fios $\phi$ 0,3mm	304L	-	600	3,8	Vannod <i>et al.</i> , 2011
PAW	Fios $\phi$ 0,40 mm	321	-	141	-	Qiu <i>et al.</i> , 2004

Apesar de não ter se obtido resultados mecanicamente excelentes, é importante ratificar que o processo utilizado para as soldagens deste trabalho foi o GTAW manual, que é um processo consideravelmente mais econômico que os processos LBW e PAW, automáticos ou semiautomáticos. O aço inoxidável 304 também é um aço mais barato que o 316 e sua variante com menos carbono (304L). Uma vez que um dos focos deste trabalho é a possível substituição de parte da LMF NiTi de componentes mecânicos por metais convencionais de engenharia para redução com gastos de produção e fabricação, o fator econômico é um importante ponto a ser considerado.

Além disso, por se tratar de uma liga comercialmente utilizada, o Inconel 625 é de muito interesse para substituir a adição de qualquer material metálico puro como interface ou metal de adição de soldagem, como é encontrado na literatura (Ni, Ta, Co) (Li *et al.*, 2012, Ng *et al.*, 2015, Li *et al.*, 2013).

Por fim, um último fator a ser considerado é a geometria dos corpos de prova. A literatura reporta quase que exclusivamente a soldagem dissimilar apenas entre fios de LMF NiTi e SS (Tabela 8). A soldagem de geometrias diferentes, como as chapas finas do presente trabalho, pode permitir a abertura de um leque de possibilidades de aplicações para esses materiais.

O que se constata, então, até o presente momento é que a soldagem dissimilar entre de LMF NiTi com aços inoxidáveis ainda encontra desafios de um ponto de vista de resistência mecânica. O que se espera, em teoria, é que a solda possa aliar a resistência do aço com a deformação do NiTi e assim produzir juntas capazes de suportar altas tensões com grandes deformações. Na prática, esse desafio ainda não foi possível de ser vencido. Em um cenário menos exigente, portanto, pode-se direcionar a utilização do material soldado nas aplicações das propriedades das LMF de NiTi, tal qual a capacidade de ser deformada e recuperar sua forma mediante aquecimento. O EMF, conforme já discutido em seções anteriores, pode ser induzido pela orientação da fase martensítica. Para o comportamento  $\sigma \times \epsilon$  da junta M25IC, repetido na Figura 88, esta orientação começaria a partir de 110 MPa, no início de formação do patamar de deformação, e poderia se trabalhar com o material em deformações de até 3%, com segurança.

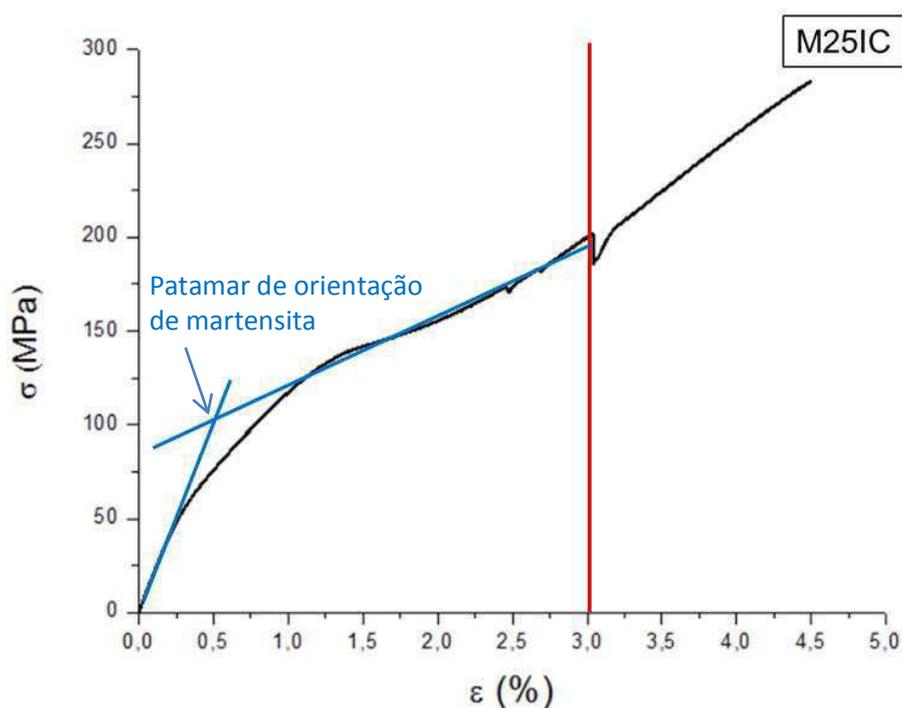


Figura 88 – Curva  $\sigma \times \epsilon$  da junta soldada com adição de Inconel 625, sem amanteigamento e submetida a tratamento térmico pós-soldagem – M25IC mostrando o patamar de orientação de martensita.

A descontinuidade observada na curva da Figura 88, próximo a 3%, ocorre devido a presença de trincas formadas durante o ensaio de tração.

#### 4.3.4 ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA

A sequência de Figuras 89-92 permite identificar os aspectos micrográficos das fraturas após ensaio de tração à ruptura. Como já esperado pelos resultados observados nas curvas de tensão x deformação, as superfícies de fratura apresentaram em sua totalidade características de fratura frágil para todas as juntas.

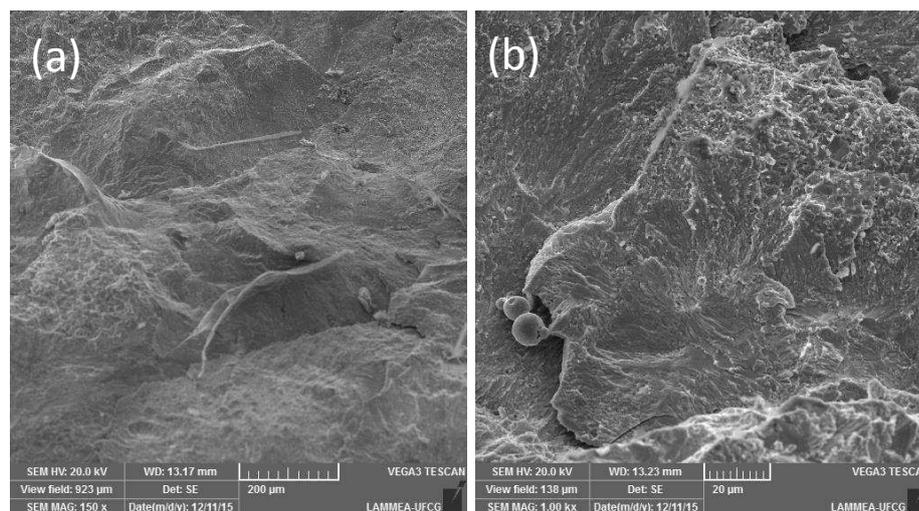


Figura 89 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M25IS.

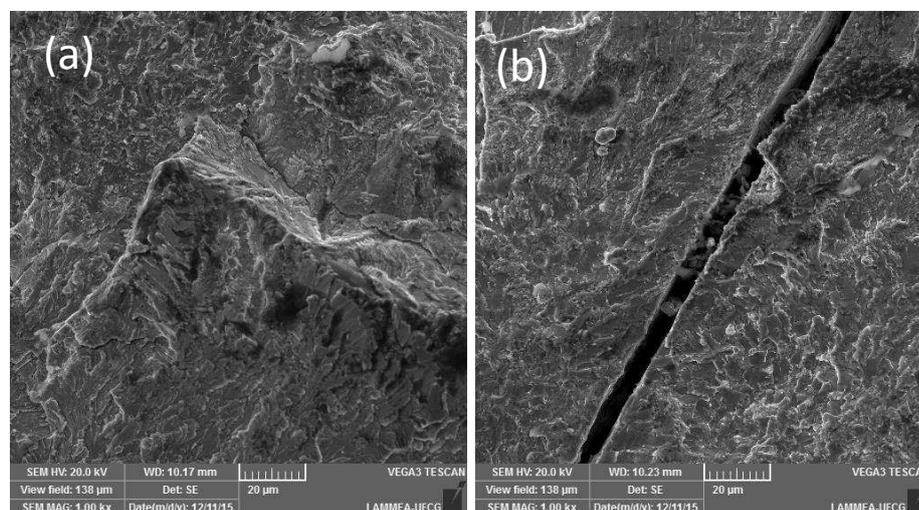


Figura 90 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M25IC.

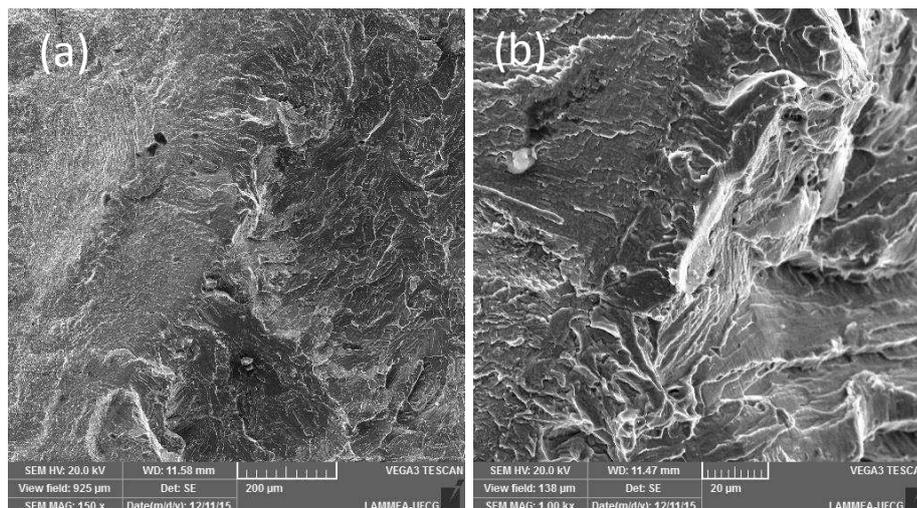


Figura 91 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M16IS.

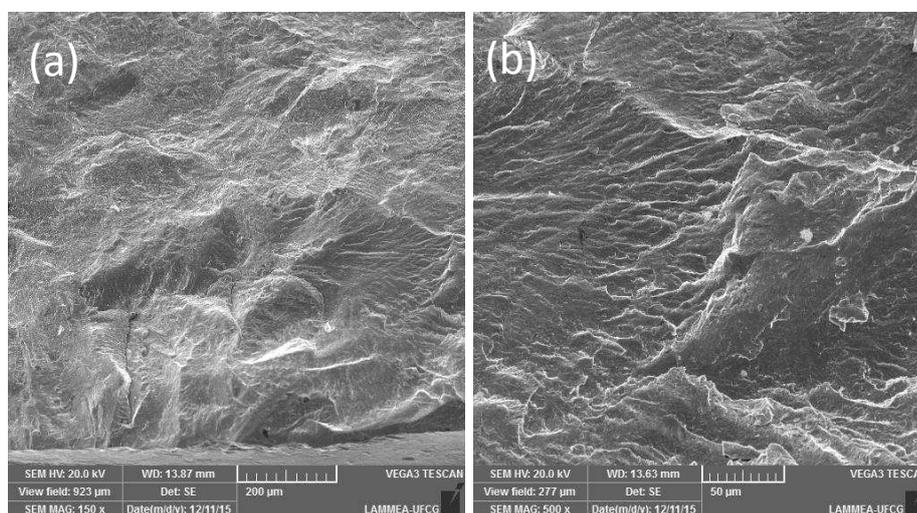


Figura 92 - Micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura da amostra M16IC.

Com base no aspecto geral da superfície de fratura da junta M25IC (Figura 90) constata-se que o mecanismo predominante de fratura desta junta também 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 facetada, como resultado de mudanças de orientação dos planos de clivagem de um grão para outro. Este tipo de fratura foi observado também para as outras juntas. No entanto, ainda para a junta M25IC, verifica-se a presença de trinca secundária na região de fratura que sugere início de fratura dúctil (Figura 90-b), tendo em vista que o resultado do ensaio mecânico de tração sugere um comportamento dúctil inicial para esta amostra, com deformação final de 4,5%. O local de ruptura foi na interface do MS com o MB NiTi, conforme revela a Tabela 9. Para as demais juntas a ruptura

ocorreu nesta mesma região, com exceção da M16IC que rompeu na interface com o aço inoxidável.

Tabela 9 – Local de ruptura das juntas soldadas utilizando Inconel 625 como metal de adição submetidas ao ensaio de tração.

Amostra	Local de ruptura
M25IS	Interface NiTi
M25IC	Interface NiTi
M16IS	Interface NiTi
M16IC	Interface SS

#### 4.3.5 ANÁLISE DE DUREZA AO LONGO DA JUNTA SOLDADA

Nas Figuras 93 e 94 são mostradas a distribuição de microdureza na escala Vickers ao longo de toda a junta soldada para cada condição de soldagem utilizando Inconel 625 como metal de adição. As regiões delimitadas pelas linhas tracejadas separam o metal de solda (MS) das zonas termicamente afetadas (ZTA) e dos metais de base (MB).

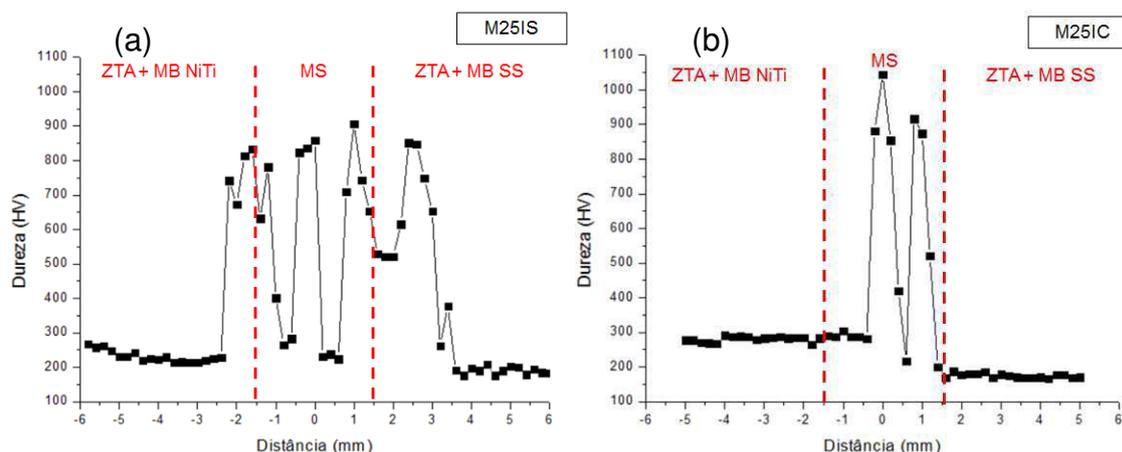


Figura 93 - Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas sem amanteigamento e com adição de Inconel 625 como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem.

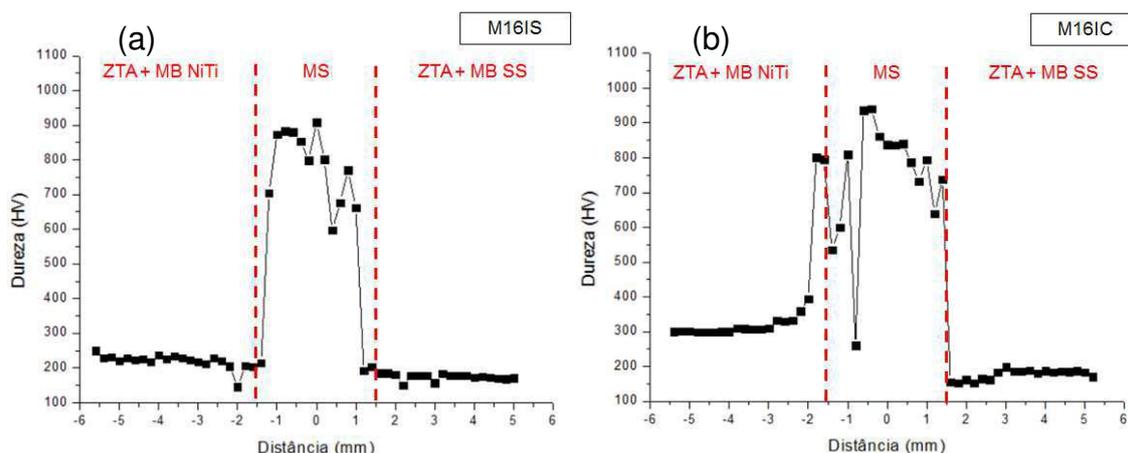


Figura 94 - Distribuição de microdureza Vickers das chapas soldadas com amanteigamento e com adição de Inconel 625 como metal de adição. (a) Sem tratamento térmico pós-soldagem. (b) Com tratamento térmico pós-soldagem.

O mesmo perfil de dureza observado para as juntas soldadas utilizando NiTi como metal de adição foi observado quando utilizou-se Inconel 625 como metal de adição, isto é, picos de dureza elevados são formados principalmente na região do metal de solda. Este perfil foi observado para todas as condições de soldagem.

No entanto, dois comportamentos se desviam do padrão. Na junta M251S é possível notar uma faixa mais extensa de picos de dureza, porém alternam-se valores elevados da ordem de 800 HV com valores menores da ordem de 350 HV. Esta alternância está relacionada ao fato de ter havido regiões ricas em Fe e Cr no MS, conforme já discutido, de menor dureza. Ainda, observam-se picos de dureza no MB NiTi. Provavelmente, houve a formação de precipitados a base de Ni e Ti (não detectou-se Fe e Cr no MB) com dureza elevada.

A outra junta com características diferenciadas com relação ao perfil de dureza é a M251C. Nesta junta são observados apenas alguns poucos picos de dureza elevada na região central do MS. Os valores de dureza medidos são menores nas regiões adjacentes a linha central do MS, contrariamente às outras amostras onde a faixa de dureza elevada é mais extensa. Este resultado está relacionado também ao fato de que o MS apresentou extensão menor na região central das marcações de dureza. Esta amostra foi também a que apresentou melhor comportamento mecânico no ensaio de tração.

De maneira geral, então, o Inconel 625 não se diferenciou muito do NiTi como metal de adição com relação a minimização de pontos duros na junta soldada; durezas da ordem de 1000 HV foram observadas com ambos os metais de adição.

Na Figura 95 está mostrado o perfil de microdureza obtido por Li *et al.* (2012) na soldagem de NiTi-SS pelo processo LBW utilizando camada intermediária de Ni metálico puro. Picos de dureza elevada são observados também na região do metal de solda. O que se observa, no entanto, é que quantidades intermediárias de níquel (50 $\mu$ m) foram eficazes em minimizar a formação de intermetálicos e consequentemente obteve-se um perfil de dureza menor. No processo GTAW manual o controle de espessuras dessa magnitude é impraticável.

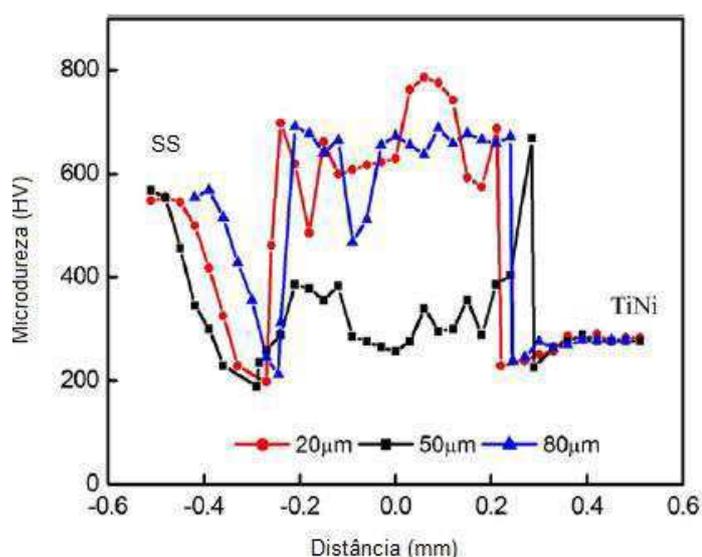


Figura 95 - Distribuição de microdureza Vickers de uma junta NiTi-S soldada pelo processo LBW utilizando camada intermediária de níquel (Li *et al.*, 2012).

#### 4.3.6 ANÁLISE DA LINHA DE FUSÃO

As zonas parcialmente diluídas (ZPD) também foram observadas nas condições de soldagem em que se utilizou Inconel 625 como metal de adição. Novamente, as únicas juntas que apresentaram estas ZPD evidentes foram aquelas que não sofreram tratamento térmico pós-soldagem, isto é, M25IS e M16IS. Pode-se então esperar que o tratamento térmico seja eficiente na eliminação das ZPD para as juntas dissimilares NiTi-SS nas condições de soldagem utilizadas. Na Figura 96 é possível identificar as regiões das ZPD observadas.

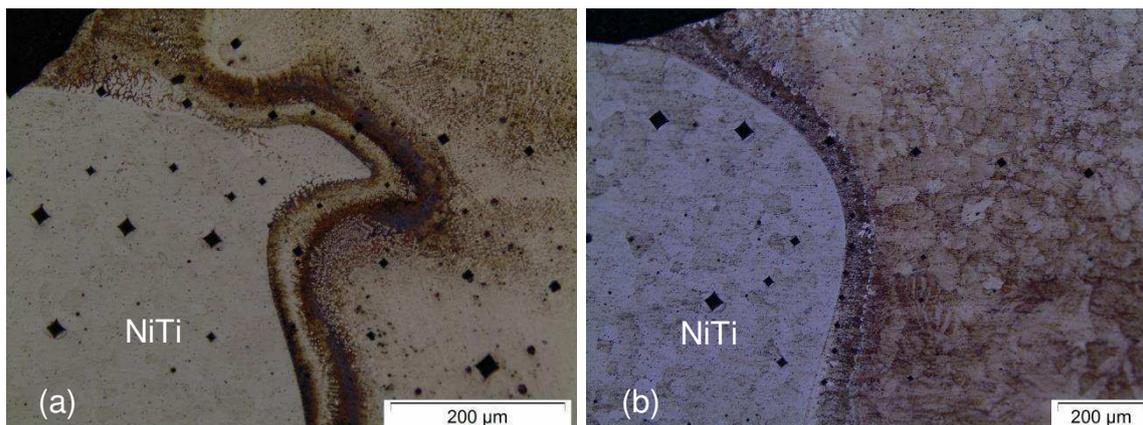


Figura 96 – Imagens de microscopia ótica de ZPD nas juntas sem tratamento térmico. (a) M25IS. (b) M16IS.

A verificação da distribuição e da proporção dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25IS está apresentada nas Figuras 97 e 98, respectivamente. Na Figura 97 observa-se que a interface entre o MS e o MB NiTi apresenta-se com maior concentração de Ni e Ti. O Ni tem concentração superior na interface. O Fe e o Cr encontram-se distribuídos no MS como já discutido em seções anteriores. A constatação da concentração superior de Ni na interface NiTi e MS está mostrada na Figura 98.

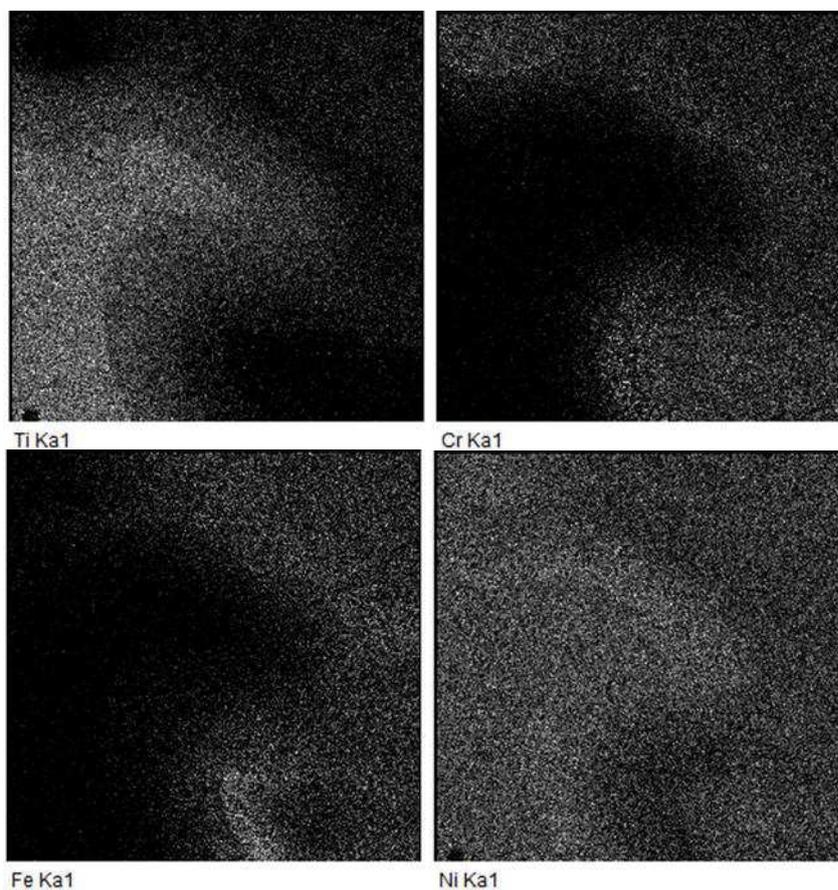
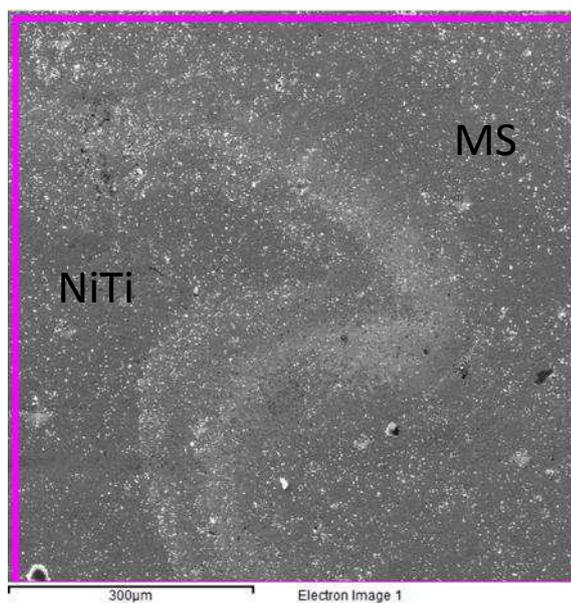
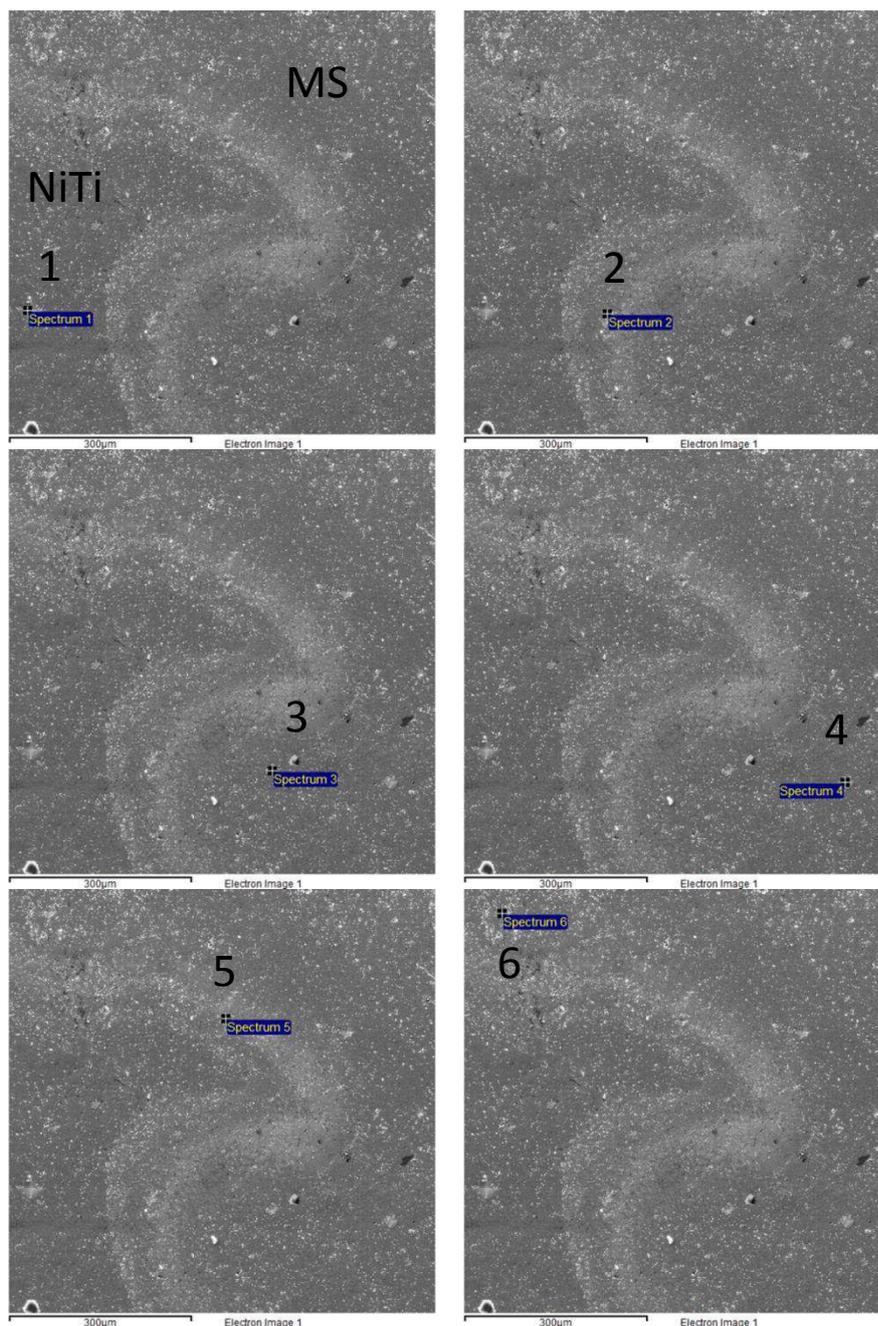


Figura 97 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25IS.

Seis pontos para análise de composição foram definidos na Figura 98. O ponto 1 encontra-se na região do MB NiTi, revelando uma composição quase equiatômica de Ni e Ti. Os pontos 3 e 4 encontram-se no MS, sendo o ponto 3

localizado próximo a ZPD. Nota-se que a composição química destes dois pontos foi semelhante, sendo constituídos de aproximadamente 50% de Ni e os outros 50% dos três elementos de maneira quase proporcional, sendo o Fe encontrado em proporção ligeiramente superior ao Cr e Ti. O ponto 6 foi definido em uma região próxima a ZPD com segregação de Cr, observável na Figura 96-a. Por fim, os pontos localizados na ZPD foram os pontos 2 e 5. A concentração de ambos foi semelhante, sendo constituídos majoritariamente de Ni (em maior proporção) e Ti.



Elemento	Atômico (%) 1	Atômico (%) 2	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5	Atômico (%) 6
Ti	48,53	33,30	17,19	14,46	30,09	3,53
Cr	0,00	5,41	14,31	17,50	5,39	25,49
Fe	0,00	4,09	21,91	21,52	8,09	4,31
Ni	51,47	57,21	46,59	46,52	55,82	66,66

Figura 98 - Região de análise EDS da concentração dos elementos químicos presentes na ZPD da junta M25IS.

De acordo com o diagrama binário NiTi, a reação entre Ni e Ti pode resultar em  $TiNi_3$ ,  $TiNi$  (B19') e  $Ti_2Ni$ . Além disso, segundo Zhang *et al.* (1999) a ordem decrescente de produção é  $TiNi_3 > TiNi > Ti_2Ni$ . Pode-se estimar que tenha sido formado nessa interface uma região contendo principalmente  $TiNi_3$ .

A análise por EDS da ZPD da junta M16IS encontra-se nas Figuras 99 e 100. O mapeamento da distribuição dos elementos na Figura 99 sugere comportamento semelhante ao observado na amostra M25IS. Ou seja, na região da ZPD é possível observar uma maior concentração de Ni e Ti, sendo o Ni o elemento aparentemente mais presente.

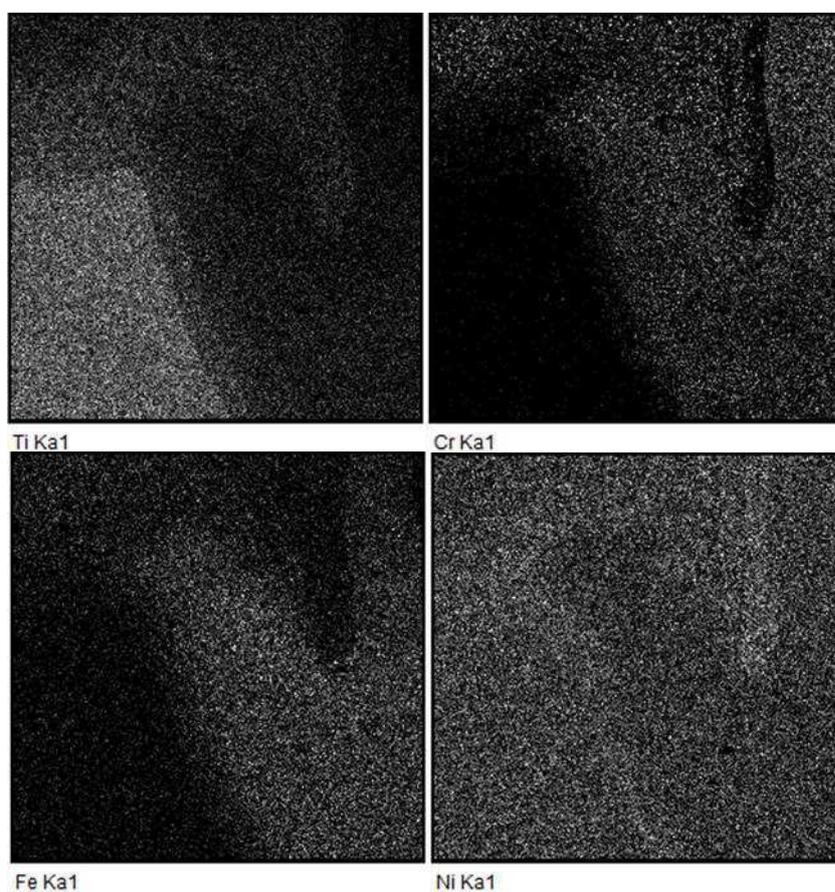
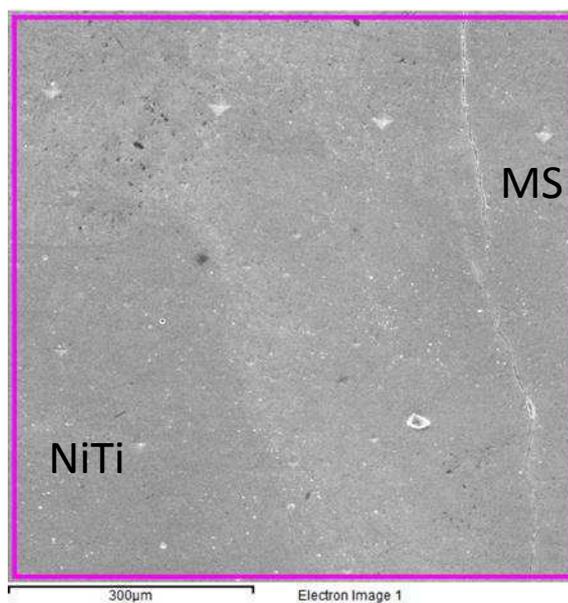
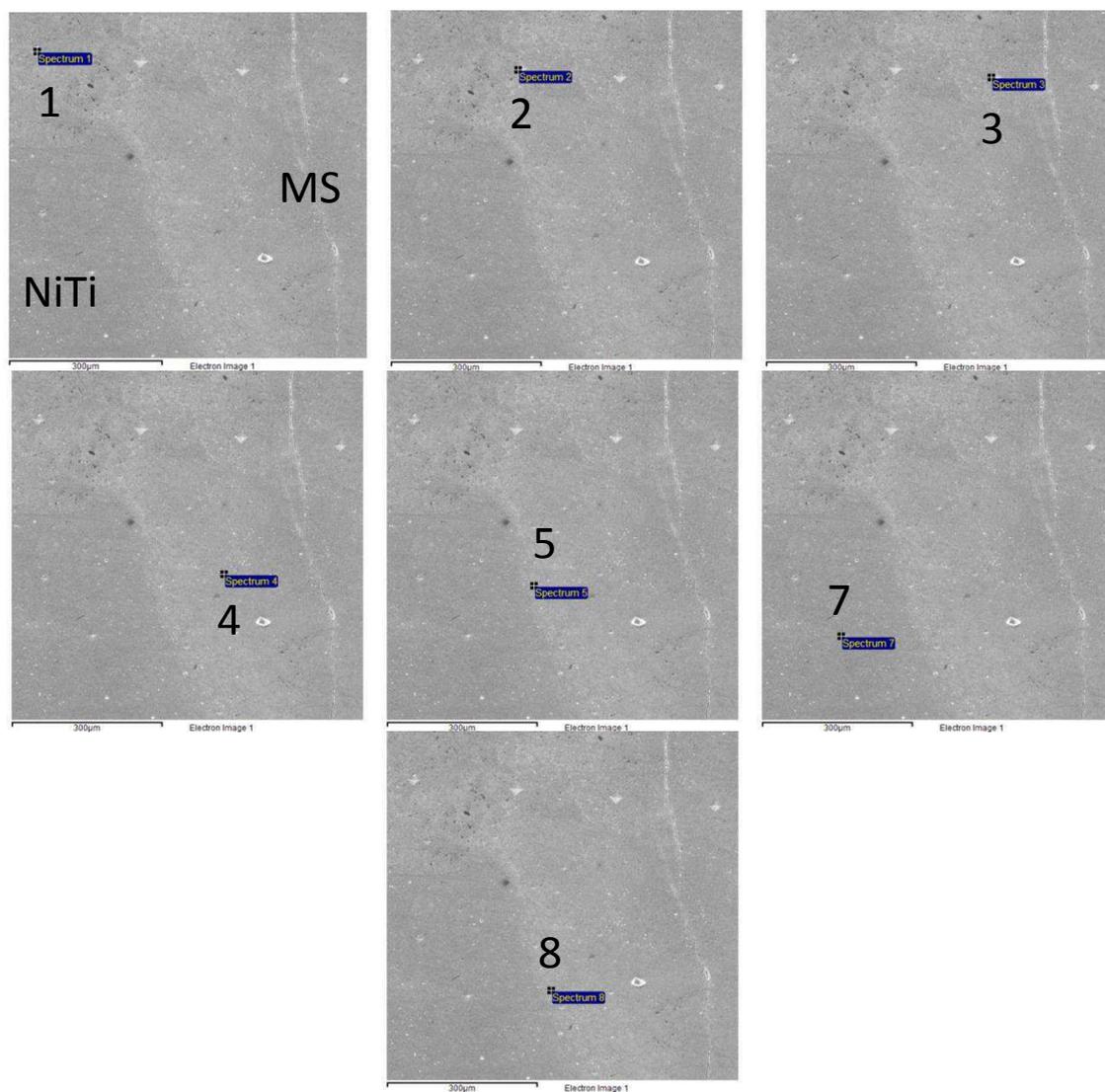


Figura 99 - Região de análise EDS da distribuição dos elementos químicos presentes na ZPD da amostra M16IS.

Observa-se efetivamente pela Figura 100 que a região da ZPD da amostra M16IS possui composição semelhante à região da ZPD da amostra M25IS. Os pontos 5 e 8 (Figura 100) localizados na região da ZPD possuem concentração majoritária de Ni e Ti com proporção maior de Ni. Os pontos 1, 2 e 3 encontram-se

em uma projeção da ZPD em direção ao MS com uma proporção ainda maior de Ni nesta região. Por fim, o ponto 4 encontra-se dentro do MS com proporção esperada de aproximadamente 50% Ni e 50% Fe+Cr+Ti; e o ponto 7 encontra-se na região do MB NiTi com proporção quase equiatômica de Ni e Ti.



Elemento	Atômico (%) 1	Atômico (%) 2	Atômico (%) 3	Atômico (%) 4	Atômico (%) 5	Atômico (%) 7	Atômico (%) 8
Ti	19,43	24,06	22,29	16,15	36,31	48,09	32,24
Cr	29,47	9,42	5,38	18,05	5,95	0,00	6,62
Fe	6,10	4,30	2,04	13,81	4,15	0,00	4,11
Ni	45,00	62,22	70,28	51,99	53,59	51,91	57,03

Figura 100 - Região de análise da concentração dos elementos químicos presentes por espectroscopia de energia dispersiva da ZPD na amostra M16IS.

Fica evidenciada, assim, a existência de ZPD para as juntas soldadas utilizando Inconel 625 como metal de adição sem tratamento térmico pós-soldagem, e que estas ZPD são formadas principalmente de fases constituídas de Ni e Ti com maior proporção de Ni.

## 5. CONCLUSÕES

Neste trabalho foi realizado um estudo sobre o efeito da soldagem dissimilar pelo processo micro GTAW de chapas finas de NiTi com aço inoxidável AISI 304 no comportamento mecânico das juntas e em aspectos metalúrgicos envolvidos na soldagem.

As juntas NiTi-SS foram soldadas em oito condições de soldagem diferentes. Nenhuma delas apresentou defeitos de soldagem observáveis após inspeção visual. Apenas pequenas distorções foram constatadas. As condições de soldagem foram consideradas interessantes quando contrastadas às usadas na literatura especializada para soldagem dissimilar SS-NiTi, majoritariamente baseadas em LBW.

Os ensaios de microdureza Vickers permitiram identificar picos de dureza elevada, da ordem de 1000HV no metal de solda em todas as condições de soldagem. Esta dureza elevada está associada provavelmente a formação de fases distintas e precipitação de intermetálicos de elevada dureza, como FeTi, Fe<sub>2</sub>Ti, TiC, TiNi<sub>3</sub>.

Através das análises microestruturais pôde-se notar que o metal de solda apresenta-se com microestrutura e composição química distinta entre as condições de soldagem. Ao soldar as chapas utilizando NiTi como metal de adição observou-se concentração mais homogênea de Ni e Ti ao longo do metal de solda. Ao realizar as soldagens com Inconel 625 como metal de adição, o metal de solda apresentou composição química mais heterogênea. Foi possível observar ainda a formação de zonas parcialmente diluídas em algumas condições de soldagem com composição química intermediária às do metal de base e do metal de solda. A fratura das juntas que apresentaram estas zonas ocorreu nestas regiões.

Ao avaliar o comportamento mecânico das juntas pelo ensaio de tração foi possível perceber que para todas as condições de soldagem ocorreram falhas em baixas tensões. Foram verificados valores distintos de tensão de ruptura entre as condições de soldagem. De maneira geral, as juntas soldadas utilizando-se Inconel 625 como metal de adição falharam com tensões limites de ruptura superiores. Dentre estas a melhor condição de soldagem foi aquela que se realizou tratamento

térmico pós-soldagem. Essa junta apresentou valores limites de tensão e deformação de 286 MPa e 4,5%, respectivamente.

A análise das superfícies de fratura revelou que a ruptura das juntas ocorreu de maneira frágil, pelo fato das superfícies analisadas apresentarem predominantemente planos de clivagem. As juntas, apesar de apresentarem um comportamento frágil, revelaram comportamento mecânico comparável a alguns resultados encontrados na literatura.

Conclui-se, finalmente, que a soldagem dissimilar NiTi-SS ainda encontra desafios a serem superados para possibilitar aplicações práticas mais extensas. Contudo, ao se compreender os fenômenos metalúrgicos envolvidos nessa soldagem dissimilar, bem como a utilização de consumíveis adequados para soldagem, pode possibilitar contornar este desafio.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Otimizar o processo de soldagem micro GTAW utilizando processo automatizado com controle preciso das variáveis de processo;
- Estudar a influência do ciclo do tratamento térmico nas propriedades mecânicas das juntas soldadas;
- Realizar estudos de corrosão nas juntas em ambientes que simulem as aplicações das LMF (setor biomédico e odontológico).

## REFERÊNCIAS

- ASM HANDBOOK. **Welding, Brazing and Soldering**. Volume 6, ASTM International, 1993.
- BRANDAL, G.; SATOH, G.; YAO, Y. L.; NAVEED, S. Beneficial interface geometry for laser joining of NiTi to stainless steel wires. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 135, p. 1006-1–1006-10, 2013.
- BURDET, P.; VANNOD, J.; WYSER, A. H.; RAPPAZ, M.; CANTONI, M. Three-dimensional chemical analysis of laser-welded NiTi-stainless steel wires using a dual-beam FIB. **Acta Materialia**, v. 61, p. 3090-3098, 2013.
- CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. John Wiley & Sons, Inc, 2012.
- CHATTERJEE, S.; ABINANDANAN, T. A.; CHATTOPADHYAY, K. Phase formation in Ti/Ni dissimilar welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 490, p. 7-15, 2008.
- CHENG, F. T.; LO, K. H.; MAN, H. C. A preliminary study of laser cladding of AISI 316 stainless steel using preplaced NiTi wire. **Materials Science and Engineering A**, v. 380, p. 20-29, 2004.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. Publicação da Associação Brasileira de Metais, 1984.
- CHIEN, C. L.; LIOU, H. Crystalline and amorphous FeTi and Fe<sub>2</sub>Ti. **Research Papers in Physics and Astronomy**, v. 31, p. 8238-8241, 1985.
- CHIU, K. Y.; CHENG, F. T.; MAN, H. C. A preliminary study of cladding steel with NiTi by microwave-assisted brazing. **Materials Science and Engineering A**, v. 407, p. 273-281, 2005.
- DESIGNERS HANDBOOK. **Welding of stainless steels and other joining methods**. American Iron and Steel Institute, distribuído por Nickel Development Institute, 1988.
- EJIK, C.; FOSTERVOLL, H.; ZUHAIR, K.; SALLOM Z.; AKSELEN, O. M. Plasma welding of NiTi to NiTi, Stainless steel and Hastelloy C276. Proc. Int. Advanced Metallic Materials and their Joining, International Institute of Welding, Bratislava, 2004.
- FALVO, A.; FURGIUELE, F. M.; MALETTA, C. Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behavior. **Materials Science and Engineering A**, v. 412, p. 235-240, 2005.
- GHDSSI, R.; LIN, P. **MEMS Materials and Processes Handbook**. Springer Science & Business Media, LLC, 2011.
- GUGEL, H.; SCHUERMANN, A.; THEISEN, W. Laser welding of NiTi wires. **Materials Science and Engineering A**, v. 481-482, p. 668-671, 2008.
- GUGEL, H.; THEISEN, W. Microstructural investigations of laser welded dissimilar Nickel-Titanium-steel joints. ESOMAT 2009, 05009-1 – 05009-6, 2009.

- GUPTA, K. P. The Fe-Ni-Ti (iron-nickel-titanium) system. **Indian Institute Metals**, 1990.
- HARTL, D. J.; LAGOUDAS, D. C. Aerospace applications of shape memory alloys. **Journal of Aerospace Engineering**, v. 221, p. 535-552, 2007.
- JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials and Design**, v. 56, p. 1078-1113, 2014.
- KAUFFMAN, G. B.; MAYO, I. The story of Nitinol: The serendipitous discovery of the memory metal and its applications. **The Chemical Educator**, v. 2, p. 1-21, 1997.
- KUJANPAA, V. Thick-section laser and hybrid welding of austenitic stainless steels. **Physics Procedia**, v. 56, p. 630-636, 2014.
- LAGOUDAS, D. C. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**. Texas: Springer, 2008.
- LI, H.; SUN, D.; CAI, X.; DONG, P.; GU, X. Laser welding of TiNi shape memory alloy and stainless steel using Co filler metal. **Optics & Laser Technology**, v. 45, p. 453-460, 2013.
- LI, H.; SUN, D. S.; GU, X.; DONG, P.; LV, Z. Effects of the thickness of Cu filler metal on the microstructure and properties of laser-welded TiNi alloy and stainless steel joint. **Materials and Design**, v. 50, p. 342-350, 2013.
- LI, H. M.; SUN, D. Q.; CAI, X. L.; DONG, P.; WANG, W. Q. Laser welding of TiNi shape memory alloy and stainless steel using Ni interlayer. **Materials and Design**, v. 39, p. 285-293, 2012.
- LU, S. X.; YANG, Z. L.; DONG, H. G. Welding of shape memory alloy to stainless steel for medical occluder. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, v. 23, p. 156-160, 2013.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem – fundamentos e tecnologia**. Editora: UFMG, 2009.
- MCNEESE, M. D.; LAGOUDAS, D. C.; POLLOCK, T. C. Processing of Ni-Ti from elemental powders by hot isostatic pressing. **Materials Science and Engineering**, v. 280, p. 334-348, 2011.
- MIRSHEKARI, G. R.; SAATCHI, A.; KERMANPUR, A.; SANDRNEZHAAD, S. K. Laser welding of NiTi shape memory alloy: Comparison of the similar and dissimilar joints to AISI 304 stainless steel. **Optics & Laser Technology**, v. 54, p. 151-158, 2013.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução a Metalurgia da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2012.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Introdução aos processos da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2006.
- NASSER, S. N.; GUO, W.G. Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures. **Mechanics of Materials**, v. 38, p. 463-474, 2006.

- NG, C. H.; MOK, S. H. E.; MAN, H. C. Effect of Ta interlayer on laser welding of NiTi to AISI 316L stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 226, p. 69-77, 2015.
- NISHIDA, M.; WAYMAN, C. M.; HOMMA, T. Precipitation process in near-equiatomic TiNi shape memory alloys. **Met Trans A**, v. 17, p. 1505-1515, 1986.
- OLIVEIRA, M. J. C.; MELO, R. H. F.; OLIVEIRA, P. V. I.; MACIEL, T. M.; DE ARAÚJO, C. J. Soldabilidade de Ligas com Memória de Forma Níquel-Titânio com Aços Inoxidáveis. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 10 n. 3, p. 102-110, 2015.
- OTSUKA, K.; REN, X. Physical Metallurgy of Ti-Ni based shape memory alloys. **Progress in Materials Science**, v. 50, p. 511-678, 2005.
- OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape Memory Materials**. Editado por K. Otsuka e C. M. Wayman, Cambridge University Press, Cambridge, Reino Unido, 1998.
- PEQUEGNAT, A.; MICHALE, A.; WANG, J.; LIAN, K.; ZHOU, Y.; KHAN, M. I. Surface characterizations of laser modified biomedical grade NiTi shape memory alloys. **Materials Science and Engineering**, v. 50, p. 367-378, 2015.
- PESSANHA, E. C. **Quantificação da ferrita delta e avaliação da relação microestrutura/propriedades de um aço inoxidável austenítico 347 soldado**. Dissertação de mestrado submetida ao Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes-RJ, Brasil, 2011.
- POUQUET, J.; MIRANDA, R. M.; QUINTINO, L.; WILLIAMS, S. Dissimilar laser welding of NiTi to stainless steel. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 61, p. 205-212, 2012.
- QIU, X. M.; SUN, D. Q.; LI, M. G.; LIU, W. H. Microstructures and properties of welded joint of TiNi shape memory alloy and stainless steel. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, v. 14, p. 475-479, 2004.
- QUINTINO, L.; MIRANDA, R. M. Welding shape memory alloys with NdYAG lasers. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, p. 210-217, 2012.
- RAO, A.; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N. **Design of Shape Memory Alloys (SMA) Actuators**. Springer, 2015.
- SILVA, M. M.; OLIVEIRA, W. C.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A.; MOTTA, M. F. Caracterização de solda de revestimento de AWS 317L depositados por GMAW duplo arame em aços ASTM a 516 gr 60 para uso na indústria do petróleo. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 3, p. 225-233, 2010.
- SUN, L.; HUANG, W. M. Nature of Multistage transformation in shape memory alloys upon heating. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 51, p. 7-12, 2009.
- TAM, B. **Micro-Welding of Nitinol Shape Memory Alloy**. Dissertação de mestrado submetida a Waterloo, Universidade de Waterloo, Ontario, Canadá, 2010.
- VANNOD, J. **Laser Welding of Nickel-Titanium and Stainless Steel Wires: Processing, Metallurgy and Properties**. Tese de doutorado submetida a École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Suíça, 2011.
- VANNOD, J.; BORNERT, M.; BIDAUX, J. E.; BATAILLARD, L.; KARIMI, A.; DREZET, J. M.; RAPPAZ, M.; HESSLER-WYSER, A. Mechanical and microstructural

integrity of nickel-titanium and stainless steel laser joined wires. **Acta Materialia**, v. 59, p. 6538-6546, 2011.

VIEIRA, L. M. A. **Laser welding of Shape Memory Alloys**. Dissertação de mestrado submetida a Lisboa, Universidade Nova de Lisboa, Portugal, 2010.

VOUNDOUS, P.; KOLARIK, L.; KOLARIKOVA, M. Plasma arc welding of NiTi and 304 steel. Anais do 23<sup>rd</sup> International DAAAMS Symposium, v. 23, 2012.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem processos e metalurgia**. Editora Edgard Blucher Ltda, 1992.

WU, Y.; WU, X.; QIN, S.; YANG, K. Compressibility and phase transition of intermetallic compound Fe<sub>2</sub>Ti. **Journal of Alloy and Compounds**, v. 558, p. 160-163, 2013.

ZHANG, C.; ZHAO, S.; SUN, X.; SUN, D.; SUN, X. Corrosion of layer-welded NiTi shape memory alloy and stainless steel composite wires with a copper interlayer upon exposure to fluoride and mechanical stress. **Corrosion Science**, v. 82, p. 404-409, 2014.

ZHANG, H. P.; ZHOU, J. H.; LI, R. L. Diffusion bonding technology of a titanium alloy to a stainless steel web with a Ni interlayer. **Materials Characterization**, v. 43, p. 287-292, 1999.

ZHOU, Y. N. **Microjoining and Nanojoining**. Publicado por Woodhead Limited, Inglaterra, 2008.

## APÊNDICE I

A energia de soldagem é definida como sendo a energia liberada pela fonte de calor por unidade de comprimento da solda, é útil na avaliação dos efeitos metalúrgicos da operação de soldagem sobre o material soldado e na comparação de diferentes procedimentos de soldagem. A energia de soldagem é definida como sendo:

$$H = \frac{\eta \times V \times I}{v}$$

Onde H = energia líquida de soldagem, em J/cm; V é a tensão de soldagem, em Volts; I é a corrente de soldagem, em Ampères; v é a velocidade de soldagem, em cm/s; e  $\eta$  é um fator adimensional de rendimento, que depende dentre outros fatores do processo de soldagem.

Foi calculado a energia de soldagem para todas as amostras soldadas neste trabalho. Os dados coletados e o valor da energia de soldagem calculado encontram-se na Tabela 10.

Tabela 10 – Variáveis de soldagem medidas para cálculo da energia de soldagem.

Junta	Corrente média (A)	Tensão média (V)	Tempo de soldagem (s)	Energia de soldagem (kJ/cm)
M25NS	25	8,9	24	1,73
M25NC	25	9,1	25	1,85
M16NS	25	9,3	25	1,89
M16NC	25	8,9	28	2,02
M25IS	25	8,8	26	1,86
M25IC	25	9,6	22	1,72
M16IS	25	8,6	29	2,03
M16IC	25	9,1	23	1,70