

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

Raphael Henrique Falcão de Melo

**AVALIAÇÃO DA UNIÃO DE CHAPAS FINAS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE
FORMA NITI PELOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GTAW, PAW E LBW**

Campina Grande – PB

2017

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

M528a Melo, Raphael Henrique Falcão de.
Avaliação da união de chapas finas de ligas com memória de forma
NITI pelos processos de soldagem GTAW, PAW e LBW / Raphael
Henrique Falcão de Melo. – Campina Grande, 2017.
189 f. : il. color.

Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade
Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2017.

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

Referências.

1. Ligas de NiTi. 2. Ligas com memória de Forma. 3. Processos de
Soldagem. 4. Planejamento Experimental. 5. Resistência Mecânica I.
Araújo, Carlos José de. II. Maciel, Theophilo Moura. III. Título.

CDU 621.791(043)

Raphael Henrique Falcão de Melo

**AVALIAÇÃO DA UNIÃO DE CHAPAS FINAS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE
FORMA NITI PELOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GTAW, PAW E LBW**

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

Orientadores: Prof. Dr. Carlos José de Araújo

Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

Agência Financiadora: CAPES

Campina Grande – PB

2017

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico pela UFCG (2011);
- Especialização em Engenharia de Segurança contra Incêndio e Pânico pela Universidade Candido Mendes (2016);
- Mestre com distinção em Engenharia Mecânica pela UFCG (2013).

Raphael Henrique Falcão de Melo

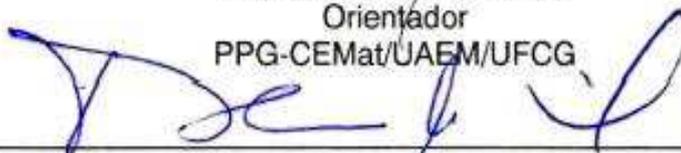
**AVALIAÇÃO DA UNIÃO DE CHAPAS FINAS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE
FORMA NITI PELOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GTAW, PAW E LBW**

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

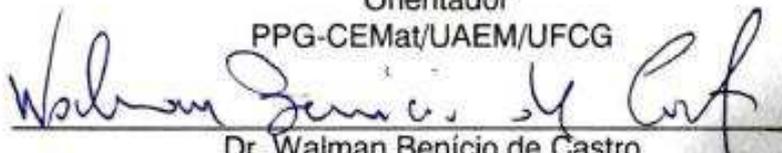
Aprovado em: 23/02/2017



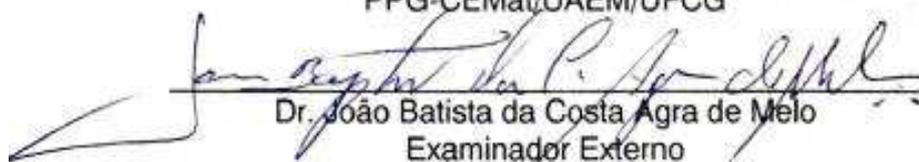
Dr. Carlos José de Araújo
Orientador
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



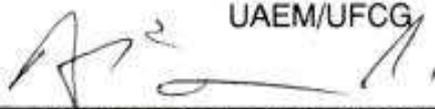
Dr. Theophilo Moura Maciel
Orientador
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



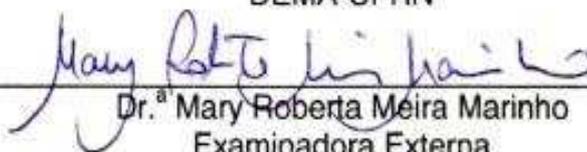
Dr. Walman Benício de Castro
Examinador Interno
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



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



Dr. Augusto José de Almeida Buschinelli
Examinador Externo
DEMA-UFRN



Dr.ª Mary Roberta Meira Marinho
Examinadora Externa
PRE/IFPB

Aos meus pais Diene e Lucas.

AGRADECIMENTOS

À Deus pelo dom da vida e oportunidade de sonhar e realizar, à Ele toda honra e glória.

Aos meus pais pela oportunidade concedida de estudar, em especial à minha mãe Diene Falcão de Melo por todos os sacrifícios e abnegação.

Ao Professor Dr. Carlos José de Araújo pela oportunidade, orientação e paciência durante este trabalho de tese.

Ao Professor Dr. Theophilo Moura Maciel pela orientação durante todos os anos em que fui pesquisador no LabSol, pelos ensinamentos técnicos, éticos e humanos que levarei comigo durante toda a vida e amizade.

Ao Professor Dr. João Bapstista da Costa Agra de Melo por toda confiança, dedicação, conselhos, atenção e amizade durante todos estes anos que trabalhei sob sua brilhante supervisão.

Ao Professor Me. Matheus José Cunha de Oliveira por todo suporte durante a elaboração deste trabalho e amizade construída durante os anos de trabalho.

Ao Professor Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima por me recepcionar no IEAv/CTA e dedicar seu tempo a me auxiliar nas soldagens pelo processo LBW.

Ao Professor Dr. Jorge Otubo pela calorosa recepção e atenção no ITA/CTA.

Aos colegas de laboratório que contribuíram para realização deste trabalho.

À minha noiva Raíra Costa pela compreensão em todas as horas que subtraí do nosso convívio para atingir este objetivo profissional.

À CAPES pela concessão de bolsa. Ao CNPq e a FINEP pelo fomento que possibilitaram a compra de equipamentos e insumos para o bom andamento e conclusão deste trabalho.

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo estudar a união de ligas de chapas finas de ligas com memória de forma (LMF) NiTi, nos estados austenítico e martensítico, pelos processos de soldagem GTAW, PAW e LBW com o auxílio da técnica do planejamento experimental fatorial. Verificou-se a influência dos parâmetros de processo e a influência do tratamento térmico pós-soldagem na resistência mecânica das juntas soldadas por meio de ensaios de tração à temperatura ambiente, nas temperaturas de transformação de fase via variação da resistência elétrica em função da temperatura (RET), na microdureza Vickers e também na microestrutura. Para realizar as soldagens pelos processos GTAW e PAW foi utilizada uma fonte de soldagem multiprocesso da IMC-SOLDAGEM, modelo Digiplus A7, nos modos de corrente contínua ou pulsada, na modalidade micro GTAW ou micro PAW. As soldagens pelo processo LBW foram realizadas com um equipamento de laser a fibra da IPG, modelo YLR-2000. Os resultados indicam que após a soldagem das LMF de NiTi austeníticas as temperaturas de transformação de fase aumentam, mas a soldagem por si só não é capaz de desbloquear as transformações de fase, sendo necessária a realização de um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para este fim. Já para as LMF de NiTi martensíticas a soldagem agiu como um tratamento térmico localizado, sendo capaz de desbloquear as transformações de fase e o TTPS promoveu ligeiros aumentos nas temperaturas de transformação de fase. As juntas soldadas pelo processo GTAW apresentaram dureza mais elevada que aquelas obtidas pelos processos PAW e LBW e a microestrutura foi sensível a pulsação da corrente, que promoveu refino de grão, e ao TTPS. As juntas soldadas pelo processo GTAW também foram capazes de suportar maiores deformações, superiores a 60% da deformação suportada pelo metal de base (MB) no estado austenítico e maior que 90% no estado martensítico. Estes resultados foram superiores aqueles obtidos com os processos PAW e LBW, que suportaram cerca de 60% da máxima deformação do MB no estado austenítico e 40% no estado martensítico. O aspecto geral da superfície de fratura foi dúctil, independentemente do processo de soldagem empregado.

Palavras-chave: Ligas de NiTi. Ligas com memória de forma. Processos de soldagem. Planejamento experimental. Resistência mecânica.

ABSTRACT

This work aims to study NiTi shape memory alloy (SMA) welded joints of thin sheets, in the austenitic and martensitic states, by the GTAW, PAW and LBW welding processes using the factorial design technique. It was verified the influence of the process parameters and the influence of the post-weld heat treatment on the mechanical strength of the welded joints by tensile tests, at room temperature, on the phase transformation temperatures via ERT, on the Vickers microhardness and also in microstructure. In order to carry out welding by GTAW and PAW processes, a multiprocess welding source of IMC-SOLDAGEM, model Digiplus A7, was used in the direct current or pulsed mode, in the micro GTAW or micro PAW mode. The welds by the LBW process used an IPG fiber laser, model YLR-2000. The results indicate that after welding of NiTi austenitic SMA the phase transformation temperatures increase, but the welding by itself can not “unblock” the phase transformations, requiring a post- welding heat-treatment (PWHT) for this purpose. On other hand, for the NiTi martensitic SMA, the welding acted as a localized heat treatment, being able to “unblock” the phase transformations and the PWHT promoted slight increases in the phase transformation temperatures. The joints welded by the GTAW process have higher hardness than those of the PAW and LBW processes and the microstructure was sensitive to current pulsation and PWHT. The joints welded by the GTAW process were also able to withstand high deformations, greater than 60% of the deformation supported by the base metal (BM) in the austenitic state and greater than 90% in the martensitic state. These results was higher than those obtained by PAW and LBW processes, which supported about 60% of the maximum deformation by the BM in the austenitic state and 40% in the martensitic state. The overall appearance of the fracture surface was ductile, regardless of the welding process used.

Keywords: NiTi alloys. Shape memory alloys. Welding processes. Factorial design. Mechanical strength.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de fases em equilíbrio do sistema NiTi (Adaptado de Massalski et al., 1996).....	34
Figura 2 – Seção do diagrama de fases do sistema NiTi (a) e diagrama de transformação isotérmica (b) (adaptado de Haberland, 2016 apud Nishida, 1996 & Bastin et al, 1974).	35
Figura 3 – Efeito de memória de forma em escala cristalográfica (a) e caminho percorrido na curva tensão x deformação x temperatura (b) (adaptado de Haberland, 2016).....	38
Figura 4 - Esquema da superelasticidade. Efeito do carregamento na estrutura cristalina (a) e na curva tensão x deformação x temperatura (b) (adaptado de Haberland, 2016).	39
Figura 5 – Esquema de uma solda de topo utilizando um processo de soldagem por fusão (adaptado de Kou, 2002).	40
Figura 6 – Esquema do processo de soldagem GTAW (Adaptado de American Welding Society, 2015a).	41
Figura 7 - Modos de transferência do arco elétrico no processo PAW (Adaptado de American Welding Society, 2015a).	45
Figura 8 - Comparação entre o arco elétrico de soldagem dos processos GTAW e PAW (Adaptado de American Welding Society, 2015a).	46
Figura 9 - Efeito da constrição na temperatura do arco elétrico de soldagem (Adaptado de American Welding Society, 2015a).	47
Figura 10 - Elementos de um laser Nd: YAG (Adaptado de American Welding Society, 2015a).....	49
Figura 11 - Curva tensão x deformação para uma junta soldada pelo processo PAW (Adaptado de Eijk et al., 2003).	51
Figura 12 - Precipitados de TiNi ₂ (a) e carbeto de Ti em uma junta soldada pelo processo PAW (Adaptado de Eijk et al., 2003).....	52
Figura 13 - Perfil de microdureza de uma junta soldada NiTi-NiTi utilizando o processo PAW (Adaptado de Eijk et al., 2003).....	52
Figura 14 - Curva tensão x deformação para uma junta soldada de fios de NiTi (Adaptado de Qiu et al., 2004).	53

Figura 15 - Curvas tensão x deformação de fios de NiTi soldadas pelo processo GTAW (Amorim et al., 2015).	54
Figura 16 - DSC de fios de NiTi íntegros e soldados tratados termicamente a 450°C e 550°C (Adaptado de Rodrigues et al., 2014).	55
Figura 17 - Curva tensão x deformação para uma junta soldada pelo processo GTAW (Adaptado de Oliveira et al., 2016).	55
Figura 18 - Curva tensão deformação para uma junta soldada NiTi-NiTi utilizando o processo LBW (Adaptado de Falvo et al., 2005).	56
Figura 19 - Perfil de microdureza em uma junta soldada NiTi-NiTi utilizando processo LBW (Adaptado de Falvo et al., 2005).	57
Figura 20 - Comportamento funcional de juntas soldadas NiTi-NiTi nos estados martensítico e austenítico (Adaptado de Tuissi et al., 1999).	57
Figura 21 - Comportamento mecânico e funcional de juntas soldadas de NiTi (Adaptado de Zeng et al., 2016).	58
Figura 22 - - Micrografias obtidas por MEV das juntas soldadas sem adição de material (a), com adição de Ce no metal de adição (b) e com adição de Nb no metal de adição (c) (Zhao et al., 2008).	59
Figura 23 - Curva tensão x deformação para juntas soldadas NiTi-NiTi utilizando diferentes metais de adição e comparada ao MB (Adaptada de Zhao et al., 2010). ..	60
Figura 24 - Superfície tridimensional de resposta do modelo de 1ª ordem (Adaptado de Cecon & Silva, 2011).	66
Figura 25 - Superfície tridimensional de resposta do modelo de 2ª ordem (Adaptado de Cecon & Silva, 2011).	67
Figura 26 - Curva de ensaio DSC para a chapa A na condição como recebida (a) e na condição tratada termicamente a 500°C por uma hora e resfriada em óleo (b). ..	69
Figura 27 - Curva de ensaio DSC para a chapa B na condição como recebida (a) e na condição tratada termicamente a 600°C por uma hora e resfriada em óleo (b). ..	69
Figura 28 - Curvas tensão x deformação para as chapas (metal de base) A e B nas condições como recebida (a) e tratada termicamente (b).	70
Figura 29 - Representação esquemática da retirada de amostras para soldagem e do metal de adição a partir de uma chapa fina de LMF de NiTi.	71
Figura 30 - Ciclo de tratamento térmico pós-soldagem executado nas juntas soldadas.	76
Figura 31 - Corpo de prova para ensaio de microdureza.	78

Figura 32 - Ciclo térmico de resfriamento e aquecimento no ensaio de RET.	79
Figura 33 - Esquema de medição da queda de tensão para aferição da variação da resistência elétrica junto ao metal de solda.	80
Figura 34 - Método das tangentes para determinação das temperaturas de transformação de fase em LMF a partir de um ensaio RET.	80
Figura 35 - (a) Esquema da junta soldada indicando o local de onde foi retirado o corpo de prova para ensaio de tração. (b) Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.	81
Figura 36 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo GTAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).	82
Figura 37 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo PAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).	83
Figura 38 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo LBW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).	83
Figura 39 – Efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento no comportamento de transformação de fase de ligas austeníticas de NiTi (Zheng et al., 2008).	90
Figura 40 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) utilizando o processo GTAW.	92
Figura 41 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) utilizando o processo PAW.	92
Figura 42 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) utilizando o processo LBW.	92
Figura 43 - Perfil de microdureza em uma junta soldada de uma liga austenítica de NiTi (Amorim, 2014).	95
Figura 44 - Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo GTAW.	95
Figura 45 - Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo PAW.	96
Figura 46 – Ensaio de EDS realizado em várias posições da junta soldada C1 utilizando o processo PAW.	97

Figura 47 – Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo LBW.....	98
Figura 48 - Microestrutura das juntas soldadas C4 (a) e C8 (b) utilizando o processo GTAW.....	99
Figura 49 - Microestrutura das juntas soldadas C5 (a) e C8 (b) utilizando o processo PAW.....	99
Figura 50 – Microestruturas das juntas soldadas C5 com 50 vezes de aumento (a) e com 100 vezes de aumento (b) utilizando o processo LBW.	100
Figura 51 – Ensaio de EDS realizado em várias posições da junta soldada C8 utilizando o processo PAW.	100
Figura 52 - Detalhe da microestrutura observada na junta soldada C5 utilizando o processo PAW.	102
Figura 53 - Interface entre o metal de solda e o metal de base da junta soldada C1 utilizando o processo GTAW.....	102
Figura 54 – Detalhe da linha de fusão da junta soldada C4 utilizando o processo LBW.....	103
Figura 55 - Presença de vazios no interior do metal de solda da condição da junta soldada C8 utilizando o processo GTAW.....	103
Figura 56 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo GTAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).....	104
Figura 57 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo PAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).....	104
Figura 58 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo LBW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).....	105
Figura 59 – Representação esquemática da geometria dos cordões de solda de união obtidos pelos processos de soldagem em estudo.	106
Figura 60 – Curva tensão x deformação para as juntas soldadas pelo processo GTAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).....	107
Figura 61 – Curva tensão x deformação para as juntas soldadas pelo processo PAW (a) e LBW (b).	107
Figura 62 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.....	111
Figura 63 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.....	112

Figura 64 – Influência do TTPS e do tipo da corrente de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.....	112
Figura 65 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.....	113
Figura 66 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.	113
Figura 67 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.	114
Figura 68 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.	114
Figura 69 – Influência do TTPS e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.	115
Figura 70 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.	115
Figura 71 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.	116
Figura 72 – Influência do TTPS e do tipo de corrente sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.....	116
Figura 73 – Influência da potência média e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.	120
Figura 74 – Influência da potência média e da velocidade de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.....	121
Figura 75 – Influência do TTPS e da velocidade de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.....	121
Figura 76 – Influência da potência média e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.	122
Figura 77 – Influência da potência média e da velocidade de soldagem sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.	122
Figura 78 – Influência do TTPS e da velocidade de soldagem sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.....	123

Figura 79 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo GTAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.....	126
Figura 80 - Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo PAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.....	127
Figura 81 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo LBW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.....	128
Figura 82 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C1 (a) e C7 (b) do processo PAW.....	129
Figura 83 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C1 (a) e C5 (b) do processo LBW.....	130
Figura 84 – Ensaio de EDS na superfície de um vazio (a) e na superfície de fratura (b) da condição de soldagem C7 do processo LBW.....	131
Figura 85 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo GTAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).....	132
Figura 86 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo PAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).	133
Figura 87 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo LBW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).	133
Figura 88 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) pelo processo GTAW.....	139
Figura 89 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) pelo processo PAW.....	140
Figura 90 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) pelo processo LBW.....	140
Figura 91 – Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo GTAW.....	142
Figura 92 – Microestruturas das juntas soldadas C4 (a) e C5 (b) utilizando o processo PAW.....	142

Figura 93 – Composição química da condição de soldagem C5 do processo PAW obtida via EDS.	143
Figura 94 – Microestruturas das juntas soldadas C1 ($V_s = 900$ mm/min) (a) e C4 ($V_s = 1500$ mm/min) (b) utilizando o processo LBW.	144
Figura 95 – Microestruturas das juntas soldadas C5 ($V_s = 900$ mm/min) (a) e C8 ($V_s = 1500$ mm/min) (b) utilizando o processo LBW.	145
Figura 96 – Composição química da condição de soldagem C1 do processo LBW obtida via EDS.	145
Figura 97 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo GTAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).	146
Figura 98 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo PAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).	147
Figura 99 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo LBW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).	147
Figura 100 – Curva tensão-deformação para as juntas soldadas pelo processo GTAW.	149
Figura 101 – Curva tensão-deformação para as juntas soldadas pelo processo PAW (a) e LBW (b).	150
Figura 102 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.	154
Figura 103 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.	154
Figura 104 – Influência do tipo de corrente e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.	155
Figura 105 – Influência do tipo de corrente e da corrente média sobre a máxima deformação suportada das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.	155
Figura 106 – Influência da corrente média e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.	156
Figura 107 – Influência do tipo de corrente e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.	156
Figura 108 – Influência do tipo de corrente e da corrente média sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.	157
Figura 109 – Influência da corrente média e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.	157

Figura 110 – Influência do tipo de corrente e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.	158
Figura 111 – Influência da corrente média e do TTPS sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.	158
Figura 112 – Influência da corrente média e do tipo de corrente sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.	159
Figura 113 – Influência do TTPS e do tipo de corrente sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.	159
Figura 114 – Influência da potência média de soldagem e da velocidade de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.	162
Figura 115 – Influência da potência média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.	162
Figura 116 – Influência da velocidade de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.	163
Figura 117 – Influência da velocidade de soldagem e da potência média de soldagem sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.	163
Figura 118 – Influência do TTPS e da potência média de soldagem sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.	164
Figura 119 – Influência do TTPS e da velocidade média de soldagem sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.	164
Figura 120 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo GTAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.	166
Figura 121 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo PAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.	167
Figura 122 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo LBW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.	168
Figura 123 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C2 do processo GTAW.	169

Figura 124 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C2 (a) e C3 (b) do processo PAW.....	170
Figura 125 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C1 (a) e C5 (b) do processo LBW.....	171
Figura 126 – Ensaio de EDS em diferentes regiões da superfície de fratura da condição de soldagem C4 do processo GTAW.....	172

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais propriedades termofísicas e mecânicas de fios de NiTi com EMF (Adaptado de Duerig et al., 1990).....	37
Tabela 2 - Matriz de planejamento de um experimento 2 ³ (Adaptado de Colombari, 2004).....	64
Tabela 3 - ANOVA de um experimento fatorial com n fatores (Adaptado de Montgomery, 2005).	65
Tabela 4 - Composição química em peso das chapas de LMF de NiTi.	68
Tabela 5 - Níveis reais e codificados dos fatores para o processo GTAW.	75
Tabela 6 - Níveis reais e codificados dos fatores para o processo PAW.	75
Tabela 7 - Níveis reais e codificados dos fatores para o processo LBW.	75
Tabela 8 - Parâmetros de execução dos tratamentos térmicos pós-soldagem.....	76
Tabela 9 - Matriz de experimentos 2 ³ mais uma réplica de todas as condições de soldagem para o processo de soldagem GTAW.	76
Tabela 10 - Matriz de experimentos 2 ³ mais uma réplica de todas as condições de soldagem para o processo de soldagem PAW.....	77
Tabela 11 - Matriz de experimentos 2 ³ mais uma réplica de todas as condições de soldagem para o processo de soldagem LBW.	77
Tabela 12 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo GTAW.....	85
Tabela 13 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo PAW.	86
Tabela 14 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo LBW.....	87
Tabela 15 – Variação da temperatura de início e fim de transformação da fase R...	90
Tabela 16 – Valores médios de dureza no MS para as condições de soldagem C1, C4, C5 e C8 dos processos GTAW, PAW e LBW.	94
Tabela 17 – Composição química (em peso) de diferentes posições no metal de solda da condição de soldagem C1 do processo PAW.	97
Tabela 18 – Composição química (em peso) de diferentes posições no metal de solda da condição de soldagem C8 do processo PAW.	101
Tabela 19 – Resumo das propriedades mecânicas de todas as condições de soldagem.	108

Tabela 20 – Nível de significância dos fatores de controle dos processos GTAW e PAW sob as variáveis de resposta.	109
Tabela 21 – Nível de significância dos fatores de controle do processo LBW sob as variáveis de resposta.	109
Tabela 22 – Análise de variância (ANOVA) para o limite de resistência.	110
Tabela 23 – Análise de variância (ANOVA) para a máxima deformação suportada.	111
Tabela 24 – Comparativo entre as propriedades mecânicas em tração das juntas soldadas neste trabalho e as juntas obtidas por diversos autores.	124
Tabela 25 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C1 e C7 do processo PAW.	130
Tabela 26 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C1 e C5 do processo LBW.	131
Tabela 27 – Composição química na superfície de fratura da condição de soldagem C7 do processo LBW.	132
Tabela 28 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo GTAW.	134
Tabela 29 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo PAW.	135
Tabela 30 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo LBW.	136
Tabela 31 – Variação da temperatura de início e fim de transformação da fase R das juntas soldadas C1 a C4.	139
Tabela 32 – Variação da temperatura de início e fim de transformação da fase R nas juntas C5 a C8.	139
Tabela 33 – Valores médios de dureza no MS para as condições de soldagem C1, C4, C5 e C8 dos processos GTAW, PAW e LBW.	141
Tabela 34 – Composição química (em peso) de diferentes posições no metal de solda da condição de soldagem C5 do processo PAW.	144
Tabela 35 – Composição química (em peso) próxima ao defeito no metal de solda da junta soldada C1 utilizando o processo LBW.	146
Tabela 36 – Resumo das propriedades mecânicas de todas as condições de soldagem.	150

Tabela 37 – Nível de significância dos fatores de controle dos processos GTAW e PAW sob as variáveis de resposta.	151
Tabela 38 – Nível de significância dos fatores de controle processo LBW sob as variáveis de resposta.	152
Tabela 39 – Análise de variância (ANOVA) para a tensão de ruptura.	153
Tabela 40 – Análise de variância (ANOVA) para a deformação total.	153
Tabela 41 – Composição química em um vazio no metal de solda sob a superfície de fratura da condição de soldagem C2 do processo GTAW.	169
Tabela 42 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C2 e C3 do processo PAW.	170
Tabela 43 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C1 e C5 do processo LBW.	171
Tabela 44 – Composição química na superfície de fratura da condição de soldagem C4 do processo GTAW.	172

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASM – American Society for Metals;

ASTM – American Society for Testing Materials;

ANOVA – Analysis of variance;

B2 – Fase austenítica;

B19' – Fase martensítica;

CC – Corrente convencional;

CCC – Cúbica de corpo centrado;

CNC – Comando numérico computadorizado;

CP – Corrente pulsada;

CTA – Centro de Tecnologia Aeroespacial;

CTT – Com tratamento térmico;

CTTPS – Com tratamento térmico pós-soldagem;

DedALO – Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica

DOE – Design of experiments;

DSC – Differential Scanning Calorimetry;

E – Módulo de elasticidade;

EBW – Electrom beam welding;

EDS – Espectroscopia de energia dispersiva;

EMF – Efeito de memória de forma;

FCAW – Flux cored arc welding;

GL – Graus de liberdade;

GMAW – Gas metal arc welding;

GTAW – Gas tungsten arc welding;

h – Horas;

HV – Hardness Vickers

IEAv – Instituto de Estudos Avançados

I_m – Corrente média;

ITA – Instituto Tecnológico de Aeronáutica;

K – Kelvin;

LE – Limite de escoamento;

LBW – Laser beam welding;

LMF – Ligas com memória de forma;

LRT – Limite de resistência à tração;

L/min – Litros por minuto;

MA – Metal de adição;

MB – Metal de base;

MBTT – Metal de base tratado termicamente;

MEMS – Microelectro-mechanical systems;

MEV – Microscopia eletrônica de varredura;

MO – Microscopia óptica;

MPa – Mega Pascal;

MS – Metal de Solda;

Nd-YAG – Níodmio Ytrium Aluminium Garnet

NOL – Naval ordnance laboratory;

OFW – Oxi fuel welding;

PAW – Plasma arc welding;

P_m – Potência média;

R – Fase pré-martensítica com distorção romboédrica no ângulo α ;

R^2 – Coeficiente de Correlação;

RET – Resistência elétrica versus temperatura;

QM – Quadrados médios;

SE – Superelasticidade;

SMAW – Shielded metal arc welding;

SQ – Soma dos Quadrados;

STT – Sem tratamento térmico;

STTPS – Sem tratamento térmico pós-soldagem;

TC – Tipo de corrente;

TTPS – Tratamento térmico pós-soldagem

TTS – tearing topography surface;

V_s – Velocidade de soldagem;

ZTA – Zona termicamente afetada;

μm – Micrometro;

LISTA DE SÍMBOLOS

$^{\circ}\text{C}$ – Graus Celsius;

ΔT_r – Variação de temperatura entre o início e o fim da transformação da fase R;

ρ – Densidade;

k – Condutividade térmica;

ρ_{el} – Resistividade elétrica;

ε_r – Deformação residual recuperável;

ε_{tot} – Máxima deformação suportada;

σ_{rup} – Limite de resistência;

A_s – Temperatura de início de transformação da fase austenítica;

A_f – Temperatura de fim de transformação da fase austenítica;

M_s – Temperatura de início de transformação da fase martensítica;

M_f – Temperatura de fim de transformação da fase martensítica;

R_s – Temperatura de início de transformação da fase R;

R_f – Temperatura de fim de transformação da fase R;

Al – Alumínio;

c – calor específico;

C – Carbono

Ce – Cério;

Cu – Cobre;

Fe – Ferro;

H – Hidrogênio;

H_2 – Gás hidrogênio;

Mg – Magnésio;

Mn – Manganês;

mm – Milímetros;

Nb – Nióbio;

Ni – Níquel;

O – Oxigênio;

O₂ – Gás oxigênio;

Si – Silício;

T_f – Temperatura de fusão;

Ti – Titânio;

W – Tungstênio;

Zn – Zinco.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	29
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	32
2.1 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA: O CASO DO NITI.....	32
2.1.1 PRINCIPAIS PROPRIEDADES DE LMF DE NITI.....	36
2.1.2 O EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA E A SUPERELASTICIDADE	37
2.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM	39
2.2.1 PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW.....	41
2.2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM PAW	45
2.2.3 PROCESSO DE SOLDAGEM LBW.....	48
2.3 SOLDABILIDADE DAS LMF DE NITI.....	50
2.4 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL FATORIAL.....	60
2.4.1 DIRETRIZES PARA O PLANEJAMENTO E DESENVOLVIMENTO DE EXPERIMENTOS	61
2.4.2 TIPOS DE PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	63
2.4.3 ANÁLISE DA VARIÂNCIA DOS EFEITOS DO EXPERIMENTO FATORIAL 2 ^K	65
2.4.4 METODOLOGIA DA SUPERFÍCIE DE RESPOSTA.....	65
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	68
3.1 MATERIAIS DE CONSUMO	68
3.1.1 METAL DE BASE E METAL DE ADIÇÃO.....	68
3.1.2 GASES TÉCNICOS DE SOLDAGEM	71
3.2 EQUIPAMENTOS E ACESSÓRIOS	72
3.2.1 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NAS SOLDAGENS	72
3.2.2 EQUIPAMENTOS EMPREGADOS NA PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	72
3.2.3 EQUIPAMENTO PARA ENSAIO DE MICRODUREZA	73

3.2.4 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA MICROSCOPIA E CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA	73
3.2.5 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE.....	73
3.2.6 EQUIPAMENTO UTILIZADO NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	73
3.3 METODOLOGIA	74
3.3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL PARA AS SOLDAGENS PELOS PROCESSOS GTAW, PAW E LBW	74
3.3.2 PREPARAÇÃO METALOGRAFICA, ENSAIOS DE MICRODUREZA, MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) E ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	78
3.3.3 ENSAIOS DE VARIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA (RET)	79
3.3.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO	80
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	82
4.1 SOLDAGEM DE LMF DE NITI AUSTENÍTICAS	82
4.1.1 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE.....	82
4.1.2 MICRODUREZA E MICROESTRUTURA	91
4.1.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS SOLDADAS	104
4.1.4 AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA.....	125
4.2 SOLDAGEM DE LMF DE NITI MARTENSÍTICAS	132
4.2.1 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE.....	132
4.2.2 MICRODUREZA E MICROESTRUTURA	139
4.2.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS SOLDADAS	146
4.2.4 AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA.....	165
5. CONCLUSÕES	173
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	175
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	176

APÊNDICE	189
----------------	-----

1. INTRODUÇÃO

Devido as suas propriedades funcionais especiais de recuperação de grandes deformações pseudo-elásticas, denominadas de efeito de memória de forma (EMF) e superelasticidade (SE), as ligas com memória de forma (LMF) tem possibilitado a concepção de várias aplicações desde sua descoberta em 1932 para uma liga de AuCd. Esse desenvolvimento foi impulsionado em especial com a descoberta das ligas do sistema NiTi, tendo em vista principalmente a sua excelente biocompatibilidade e resistência à corrosão (Rice, 2002; Otsuka & Wayman, 1998). O efeito de memória de forma nas ligas do sistema NiTi foi observado inicialmente na década de 1960. As aplicações mais conhecidas, tanto para o EMF quanto para a SE, são em produtos médicos e odontológicos, bem como na indústria automotiva, aeroespacial, na construção civil e no setor de óleo e gás (Wolfgang *et al.*, 2008; Lagoudas, 2008). Estes fenômenos estão intimamente associados a uma transformação de fase não-difusional no estado sólido, do tipo martensítica, cristalograficamente reversível (Otsuka & Wayman, 1998). No caso do EMF, uma deformação residual, após descarregamento, permanece no material na fase de baixa temperatura (martensita) e um simples aquecimento é capaz de transformar o material para a fase de alta temperatura (austenita) resultando na recuperação dessa deformação (Otsuka & Ren, 1999).

Devido a seu bom desempenho funcional e boa resistência à fadiga e corrosão, o uso das LMF de NiTi têm crescido também no campo dos sistemas microeletro-mecânicos (microelectro-mechanical systems, MEMS) (Chan *et al.*, 2013). De uma maneira geral, as LMF quando submetidas a aquecimento por corrente elétrica podem realizar deslocamentos previamente determinados e, neste caso, o material é considerado um “atuador elétrico”. Porém, se o acionamento da LMF for realizado por meio de carregamentos térmicos, como a convecção forçada, o material passa a ser considerado um “atuador térmico”. Assim, uma LMF pode ser projetada para ser um atuador “eletro-termomecânico”, que converte energia térmica em um deslocamento acompanhado ou não da realização de um trabalho mecânico. O deslocamento por EMF pode corresponder a uma deformação introduzida, e recuperável por simples aquecimento, de até 8%, contrária e muitíssimo superior a dilatação térmica comumente verificada em ligas metálicas convencionais. Atualmente existem três grandes grupos de LMF que vem sendo estudadas: base NiTi

(NiTi, NiTiNb, NiTiFe,...), base cobre (sistemas CuZn e CuAl) e base ferro (sistema FeMnSi) (Otsuka & Wayman, 1998). Este trabalho de tese focará nas LMF de NiTi.

Devido a dificuldades de conformação mecânica e usinagem das LMF do sistema NiTi, torna-se necessário desenvolver técnicas de união permanente para fabricação de atuadores termomecânicos de geometrias mais complexas (Song *et al.*, 2008). Entretanto, o uso de processos convencionais de soldagem por fusão, como o processo GTAW, pode levar a uma perda acentuada da ductilidade (Falvo *et al.*, 2005; Pouquet *et al.*, 2012; Man & Zhao, 2006).

Este comportamento se deve a formação de eutéticos de baixo ponto de fusão no metal de solda (MS), que promovem a formação de trincas de solidificação associadas à microestrutura dendrítica do MS e a precipitação de fases deletérias como Ni₄Ti₃, Ni₃Ti₂, Ni₃Ti e NiTi₂ na zona termicamente afetada (ZTA) da junta (Yan *et al.*, 2007).

Espera-se que as barreiras existentes para a comercialização de produtos com geometria complexa baseados em LMF possam ser reduzidas pelo desenvolvimento de processos efetivos de união (Akselsen, 2010). Por exemplo, pela união de duas LMF com diferentes composições e, conseqüentemente, diferentes temperaturas de transformação, um complexo amortecedor de vibrações, o qual pode trabalhar em diferentes faixas de temperatura, pode ser produzido como um componente simples (Akselsen, 2010). Uma análise da literatura internacional permite detectar a existência de uma quantidade ainda limitada de trabalhos sobre soldagem de LMF NiTi, basicamente usando os processos GTAW – Gas Tungsten Arc Welding (Ikai *et al.*, 1996; Amorim, 2014; Rodrigues *et al.* 2014; Amorim *et al.*, 2015; Rodrigues, 2016; Oliveira *et al.*, 2016), PAW – Plasma Arc Welding (Eijk *et al.*, 2003; Qiu *et al.*, 2004; Vondrous *et al.*, 2012) e LBW – Laser Beam Welding (Hsu *et al.*, 2001; Tuissi *et al.*, 1999, Falvo *et al.* 2005; Yan *et al.*, 2006a; *et al.*, 2006b; *et al.*, 2006c; Yan *et al.*, 2007a; Yan *et al.*, 2007b; Falvo *et al.*, 2008; Gugel *et al.*, 2008; Song *et al.*, 2008; Zhao *et al.*, 2008a; Zhao *et al.*, 2008b; Zhao *et al.*, 2010; Alberty Vieira *et al.*, 2011; Gong *et al.*, 2011; Chan *et al.*, 2012a; Chan *et al.*, 2012b; Chan *et al.*, 2012c; Quintino & Miranda, 2012; Chan & Man, 2013; Chan *et al.*, 2013; Mirshekari *et al.*, 2013; Zeng *et al.*, 2016).

O processo LBW, apesar do seu maior custo inerente, é o mais utilizado para produzir juntas soldadas de LMF de NiTi. Por outro lado, os processos de soldagem GTAW e PAW são de menor custo e largamente utilizados para produzir juntas soldadas de metais ferrosos e não-ferrosos com reconhecida qualidade e resistência mecânica. Assim, pode-se esperar algum sucesso na soldagem de LMF de NiTi por estes processos, mas a literatura ainda não é bem estabelecida neste sentido. Além disso, a maior parte dos trabalhos publicados além de fazerem uso do processo LBW, correspondem a união de fios finos de LMF NiTi (diâmetros até 1mm) (Chan *et al.*, 2012a; Chan *et al.*, 2012b; Chan *et al.*, 2012c; Chan & Man, 2013; Chan *et al.*, 2013; Zeng *et al.*, 2016). Existem poucos trabalhos realizados com chapas finas (espessuras entre 0,5 mm e 1 mm) de LMF NiTi, a maior parte deles sendo bastante recentes (Zhao *et al.*, 2010; Alberty Vieira *et al.*, 2011; Chan *et al.*, 2011; Gong *et al.*, 2011; Quintino & Miranda, 2012; Wang *et al.*, 2014).

Neste contexto, este trabalho tem por objetivo avaliar técnicas de união de chapas finas de LMF de NiTi, nos estados austenítico e martensítico, pelos processos de soldagem GTAW, PAW e LBW. Busca-se fundamentalmente verificar a influência dos parâmetros de processo e a influência do tratamento térmico pós-soldagem na resistência mecânica das juntas NiTi-NiTi por meio de ensaios de tração, além de determinar a influência destes parâmetros nas temperaturas de transformação de fase, microdureza e microestrutura. Portanto, o tema em estudo constitui desafio tecnológico atual, além de caráter original e pioneiro no tocante a soldagem de chapas finas de LMF de NiTi pelos processos de soldagem GTAW e PAW, uma vez que a literatura técnica nacional e internacional é voltada basicamente para a união de fios, utilizando principalmente o processo de soldagem LBW.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA: O CASO DO NITI

Ligas com memória de forma (LMF) são uma classe única de materiais metálicos que se diferenciam dos metais comuns devido à sua habilidade de recuperar sua forma original após serem submetidas a grandes deformações aparentemente plásticas e posterior aquecimento. Este fenômeno termomecânico é conhecido por Efeito de Memória de Forma (EMF) e ocorre devido às características termoelásticas da fase martensítica, de mais baixa temperatura, na qual o carregamento mecânico é aplicado. Desde a primeira observação deste fenômeno na década de 1930 é sabido que várias ligas binárias, ternárias e quaternárias apresentam propriedades de memórias de forma (Haberland *et al.*, 2016 *apud* Ölander, 1932; Haberland *et al.*, 2016 *apud* Chang & Read, 1951; Anson, 1999). No entanto, poucas destas ligas apresentaram importância tecnológica suficiente para desenvolvimento prático (Van Humbeeck, 2001), diferentemente das LMF do sistema NiTi. A observação do EMF nas ligas do sistema NiTi ocorreu na década de 1960 pelo engenheiro metalúrgico William F. Buehler e colaboradores do *Naval Ordnance Laboratory* (NOL) e ficaram conhecidas pelo acrônimo Nitinol®, em função do local da descoberta (NOL) e da liga em avaliação (NiTi) (Duerig *et al.*, 1990; Haberland *et al.*, 2016 *apud* Buehler *et al.*, 1963; Haberland *et al.*, 2016 *apud* Wang *et al.*, 1965).

A razão fundamental da existência do comportamento único das LMF de NiTi é a ocorrência de uma transformação fase martensítica. Originalmente este termo foi cunhado para descrever uma transformação de fase cristalográfica no sistema Fe-C, quando submetidas a resfriamento brusco. No entanto, com o passar dos anos o entendimento dos mecanismos subjacentes da transformação de fase martensítica fez com que este conceito fosse estendido para outras ligas (FeNi ou CuNi). De uma maneira geral esta transformação de fase cristalográfica ocorre no estado sólido, quando o material é resfriado da fase de alta temperatura (fase β , austenita) e se transforma em uma fase de baixa temperatura (fase α , martensita) de maneira não-difusional, podendo ocorrer a baixas temperaturas. Devido ao caráter não-difusional da transformação a composição química local não sofre modificações. Geralmente, a mudança da estrutura cristalina neste tipo de transformação ocorre por mecanismos de cisalhamento, que pode ser descrito como um movimento coordenado e cooperado dos átomos na rede cristalina (Otsuka & Wayman, 1998; Haberland *et al.*, 2016).

Em materiais policristalinos a transformação de fase martensítica é tipicamente um processo de nucleação heterogêneo que se inicia em pontos favoráveis de nucleação como contorno de grão e de fase, defeitos cristalinos e precipitados. É importante frisar que materiais que apresentem este tipo de transformação não apresentam, necessariamente, o EMF. Isto deve-se principalmente aos elevados níveis de tensões residuais que são gerados neste processo, que para serem compensadas promovem o escorregamento de planos cristalinos da rede, tornando o processo irreversível. Em ligas que possuem propriedades de memória de forma a transformação de fase martensítica é reversível, pois as tensões residuais geradas durante o processo de transformação são compensadas pelo processo de maclação e auto acomodação das variantes principais da martensita (Otsuka & Wayman, 1998; Haberland *et al.*, 2016).

Os fenômenos de “memória de forma” ocorrem basicamente de três maneiras, a saber: os efeitos de memória de forma simples e duplo, induzidos termicamente, e a pseudoelasticidade ou superelasticidade. Vários fatores são decisivos para ocorrência de um ou outro destes fenômenos, mas dentre eles pode-se destacar como principal a composição química. Os demais fatores são a forma de processamento da liga, a microestrutura e a temperatura do ambiente (Saburi *et al.*, 1982; Otsuka & Ren, 2005).

Para as LMF de NiTi a fase de alta temperatura é a austenita (B2) com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), que quando resfriado transforma-se em martensita monoclinica (B19'). Nas ligas binárias de NiTi os efeitos de memória de forma simples e duplo e a superelasticidade só ocorrem em uma estreita faixa de composição química, próxima ao equilíbrio estequiométrico, onde a fase intermetálica NiTi (B2) pode ocorrer sem a existência de outras fases em condições de equilíbrio, como é apresentado na Figura 1.

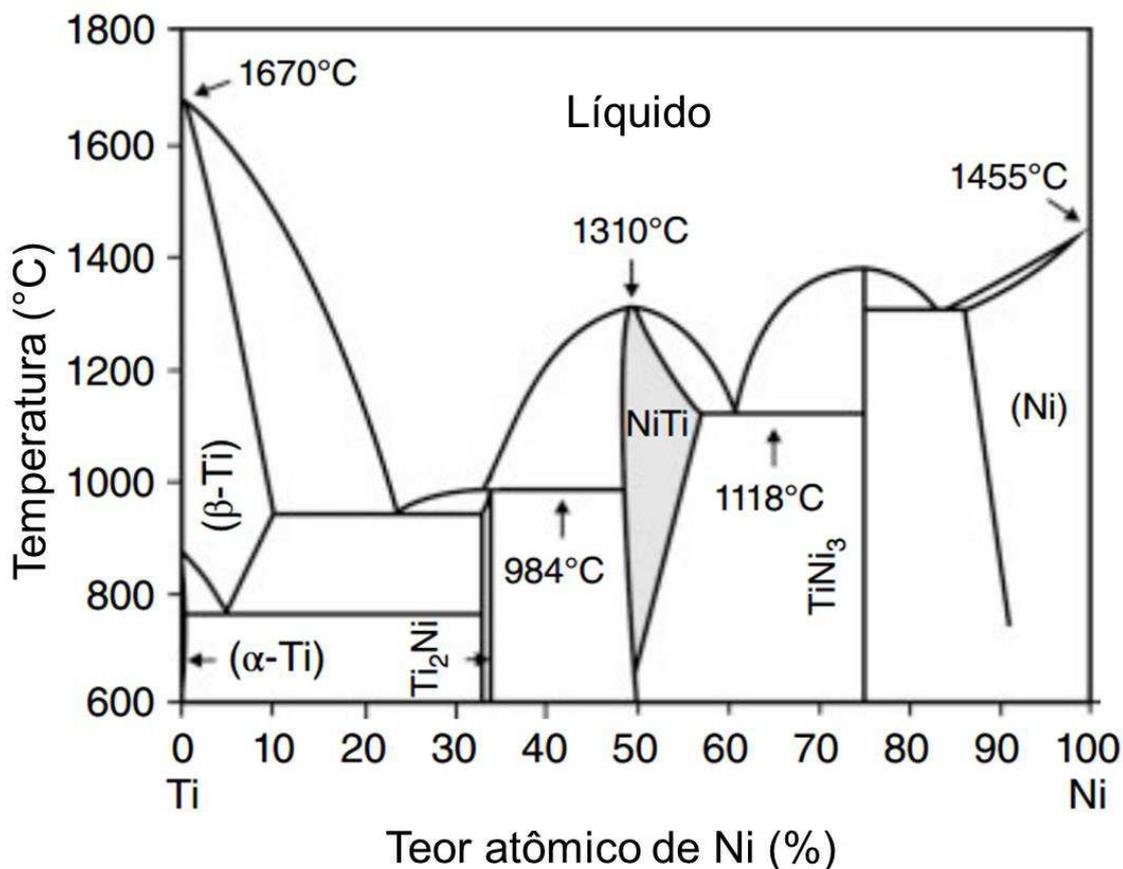


Figura 1 – Diagrama de fases em equilíbrio do sistema NiTi (Adaptado de Massalski et al., 1996).

Pode-se afirmar que o NiTi possui solubilidade limitada do titânio a teores inferiores a 51% e praticamente não varia com o aumento da temperatura. Já o teor máximo de Ni não pode exceder 57%, a 1118°C. Abaixo desta temperatura a solubilidade do níquel diminui com o abaixamento da temperatura e a temperaturas mais baixas é impossível obter o intermetálico de NiTi sem a existência de outras fases, quando do resfriamento lento. No entanto, ao realizar a têmpera desta liga é possível “congelar” a fase B2 e o material se aproxima de um estado metaestável, sem a presença de fases secundárias (Haberland *et al.*, 2016). Porém, se a liga no estado metaestável for submetida a tratamento térmico, ela irá tender a um estado de equilíbrio termodinâmico com processos de difusão complexos e de precipitação (Nishida *et al.*, 1986). A temperatura do tratamento e o tempo de permanência nesta temperatura são fundamentais na determinação das fases que irão compor a microestrutura da liga, formando uma matriz de NiTi com a presença de uma segunda

fase rica em Ni, como é apresentado na Figura 2, onde há um detalhe do diagrama de fases e um diagrama de transformação isotérmica da liga $\text{Ni}_{52}\text{Ti}_{48}$. Vale salientar que o diagrama Temperatura-Tempo-Precipitação (TTP) só é válido para esta composição química e após soldagem ou tratamento térmico a cinética de precipitação pode mudar.

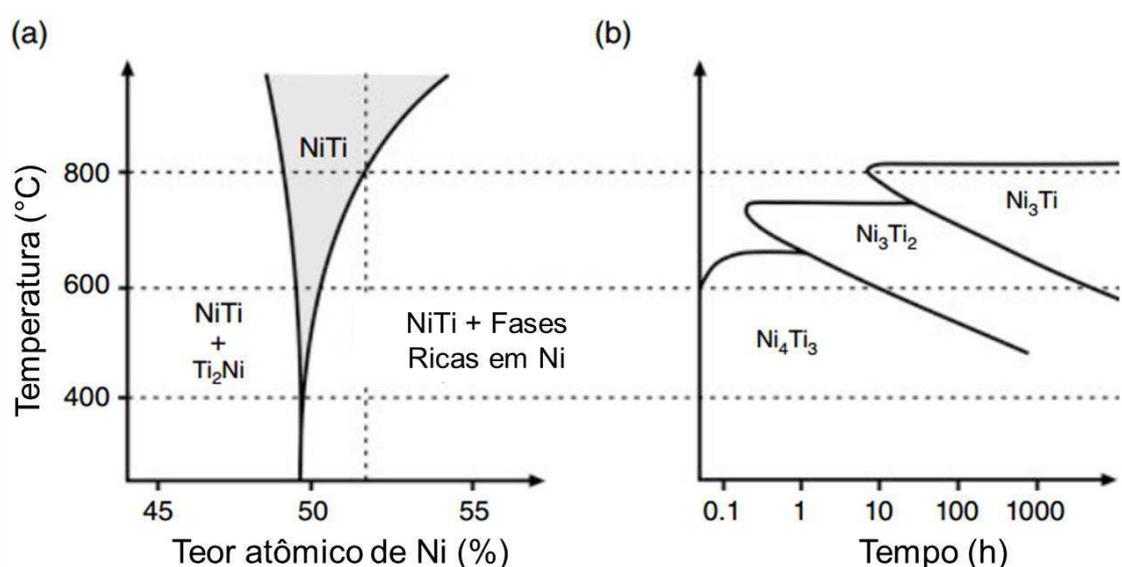


Figura 2 – Seção do diagrama de fases do sistema NiTi (a) e diagrama de transformação isotérmica (b) (adaptado de Haberland, 2016 apud Nishida, 1996 & Bastin et al, 1974).

A baixas temperaturas e curtos tempos de tratamento ocorre a precipitação de Ni_4Ti_3 . Com o aumento da temperatura e do tempo de tratamento é possível observar a formação da fase Ni_3Ti_2 . A precipitação da fase Ni_3Ti só ocorre com tratamentos muito longos, com tempos de tratamento superiores a 20 horas. O precipitado Ni_4Ti_3 influencia de maneira significativa a transformação de fase martensítica, pois com a formação destes precipitados o campo de tensão aumenta na estrutura do cristal, resultando em uma transformação de fase em mais de um estágio, ou seja, a transformação B2 para B19' passa a ser B2 para R e então para B19', onde R é uma fase trigonal pré-martensítica com distorção romboédrica no ângulo α (Lúkas *et al*, 2002). Além disso, a presença destes precipitados serve como pontos de nucleação da nova fase, fazendo com que as tensões críticas de transformação diminuam. No entanto, a presença de partículas de Ni_4Ti_3 dificulta o movimento da rede, agindo como elemento endurecedor do material (endurecimento por precipitação), promovendo aumento da rigidez e como resultado processos

irreversíveis que são geralmente associados a deformações são reduzidos (Otsuka & Wayman, 1998; Haberland *et al.*, 2016).

Além disso, o efeito de fases correlacionadas com impurezas como carbono, oxigênio e nitrogênio também deve ser considerado, principalmente quando as ligas de NiTi forem processadas a elevadas temperaturas como nos processos de soldagem, devido a reatividade característica do Ti (Saburi, 1999). O oxigênio, como impureza intersticial, fica dissolvido na fase Ti_2Ni formando uma fase estável do tipo $Ti_4Ni_2O_x$ (Saburi, 1999; Haberland *et al.*, 2016 *apud* Nevitt, 1960; Olier *et al.*, 1997). A formação destes precipitados ricos em Ti faz com que a matriz do material fique pobre em Ti, modificando a razão Ti/Ni, modificando assim o comportamento termomecânico da liga de NiTi. Devido a isto deve-se ter atenção redobrada na execução de operações de fabricação a temperaturas elevadas para modificar o mínimo possível o comportamento mecânico da liga após o processamento.

2.1.1 PRINCIPAIS PROPRIEDADES DE LMF DE NITI

As principais propriedades termofísicas de uma LMF de NiTi e algumas de suas características mecânicas no estado austenítico (B2), na condição recozida, são apresentadas na Tabela 1. Enfatiza-se que estes valores dizem respeito a fios da liga de NiTi equiatômica para a qual a temperatura de fim de transformação austenítica (A_f) se situa em 110°C (Sato, 1988). O encruamento por deformação a frio (até 50% de redução, em muitos casos), seguido de tratamento térmico adequado, pode conduzir a uma maior facilidade de deformação da martensita, ao mesmo tempo em que a austenita apresenta uma maior resistência. Tratamentos termomecânicos adequados podem também viabilizar a manifestação do efeito de memória de forma duplo. Um dos maiores desafios neste sistema de ligas consiste em desenvolver os procedimentos de tratamento mais adequados para a obtenção das características pretendidas (Sato, 1988).

Devido a sua excelente biocompatibilidade, boa resistência à corrosão e módulo de elasticidade (E) próximo ao do osso humano, as ligas de NiTi vêm sendo utilizadas como biomaterial em diferentes aplicações da área da saúde, como: fios ortodônticos, materiais ortopédicos, fios guias, *stents*, filtros e componentes para a realização de cirurgias menos invasivas. Em outras áreas é utilizada para a confecção

de chaves eletrônicas, armações para óculos, aplicação em controladores, junção de tubos, conectores eletrônicos, dentre outras aplicações (Sato, 1988).

Tabela 1 – Principais propriedades termofísicas e mecânicas de fios de NiTi com EMF (Adaptado de Duerig *et al.*, 1990)

PROPRIEDADES TERMOFÍSICAS		PROPRIEDADES MECÂNICAS			
T_F (°C)	1310	E (GPa)			
		Austenita	80		
		Martensita	25 a 40		
ρ (g/cm ³)	6,48	LE (MPa)			
		Austenita	195 a 690		
		Martensita	70 a 140		
k (W/m K)		LRT (MPa)	895		
				Austenita	18
				Martensita	8,5
ρ_{el} ($\mu\Omega$ cm)		Histerese Térmica (°C)	15 a 25		
				Austenita	100
				Martensita	70
c (J/ kg K)	400	ϵ_R no EMF (%)	8,5		

2.1.2 O EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA E A SUPERELASTICIDADE

O efeito de memória de forma, apresentado na Figura 3, é a capacidade destas ligas recuperarem uma certa quantidade de deformação não recuperável, quando aquecida. O EMF ocorre quando o material é carregado de tal modo que a estrutura alcança a fase da martensita orientada e depois é descarregada enquanto a temperatura permanece abaixo da temperatura de início de transformação austenítica (A_s). Aquecer o material ao estado austenítico resultará na recuperação de deformação e o material retornará a forma original.

O fenômeno do efeito de memória de forma pode ser melhor explicado com o diagrama da Figura 3 b. O material encontra-se inicialmente na fase α^+/α^- , martensita maclada, e após ser submetido a carregamento mecânico este inicia o processo de orientação da martensita ($\alpha^+/\alpha^- \rightarrow \alpha^+$) antes de atingir o limite de escoamento do material (LE) (Otsuka e Wayman, 1998; Haberland *et al.*, 2016). Ao aquecer o material

este inicia uma transformação de fase da martensita orientada para a austenita ($\alpha^+ \rightarrow \beta$) até uma temperatura superior a A_f . Finalmente inicia-se o resfriamento do material, promovendo a transformação da austenita em martensita maclada auto acomodada ($\beta \rightarrow \alpha^+/\alpha^-$), sem aparente modificação da forma.

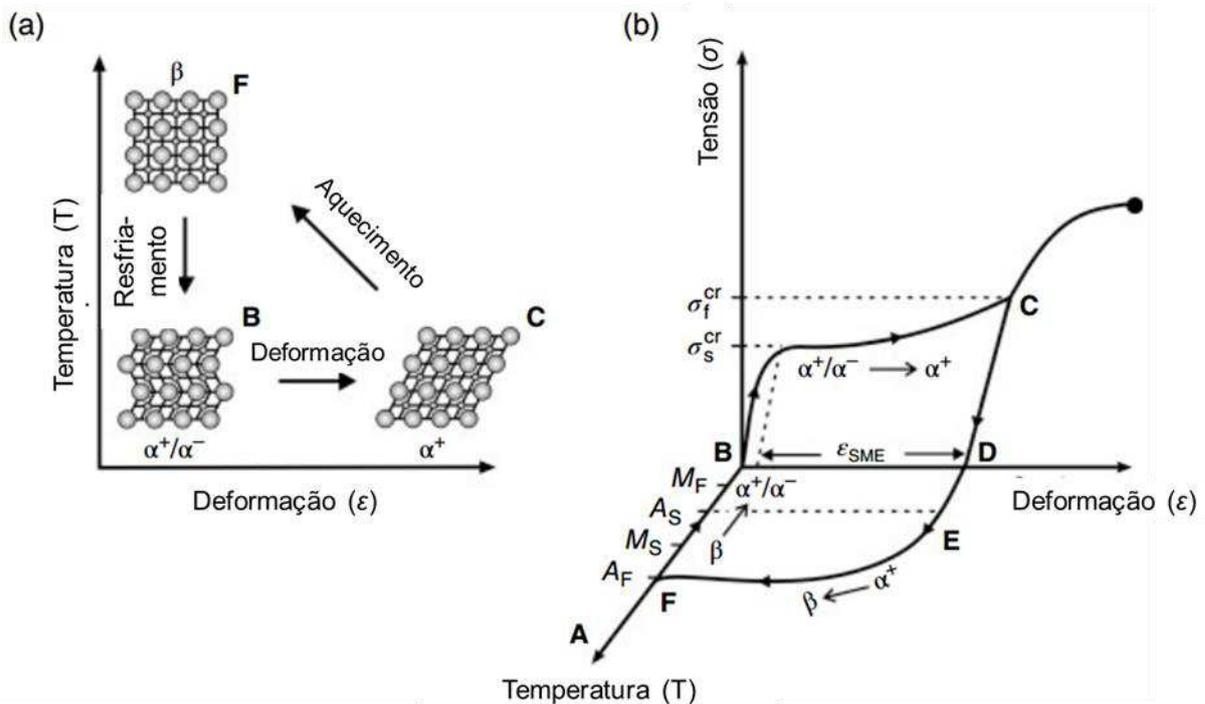


Figura 3 – Efeito de memória de forma em escala cristalográfica (a) e caminho percorrido na curva tensão x deformação x temperatura (b) (adaptado de Haberland, 2016).

Em contraste aos efeitos termicamente ativados, na superelasticidade, variações de temperaturas não são necessárias. No entanto, um carregamento mecânico é utilizado para induzir a transformação de fase. Neste fenômeno a austenita transforma-se diretamente em martensita orientada ($\beta \rightarrow \alpha^+$) e para completar o ciclo o material é descarregado antes de atingir o limite de escoamento (LE), como apresentado na Figura 4. Já que neste processo não há a necessidade de ativação térmica, a temperatura em que o carregamento/descarregamento ($T_{c/d}$) deve ocorrer deve ser $A_f < T_{c/d} < M_d$, onde M_d é a temperatura em que não é possível obter martensita induzida por tensão, pois a fase de alta temperatura (austenita) é totalmente estável (Otsuka e Wayman, 1998; Haberland *et al.*, 2016).

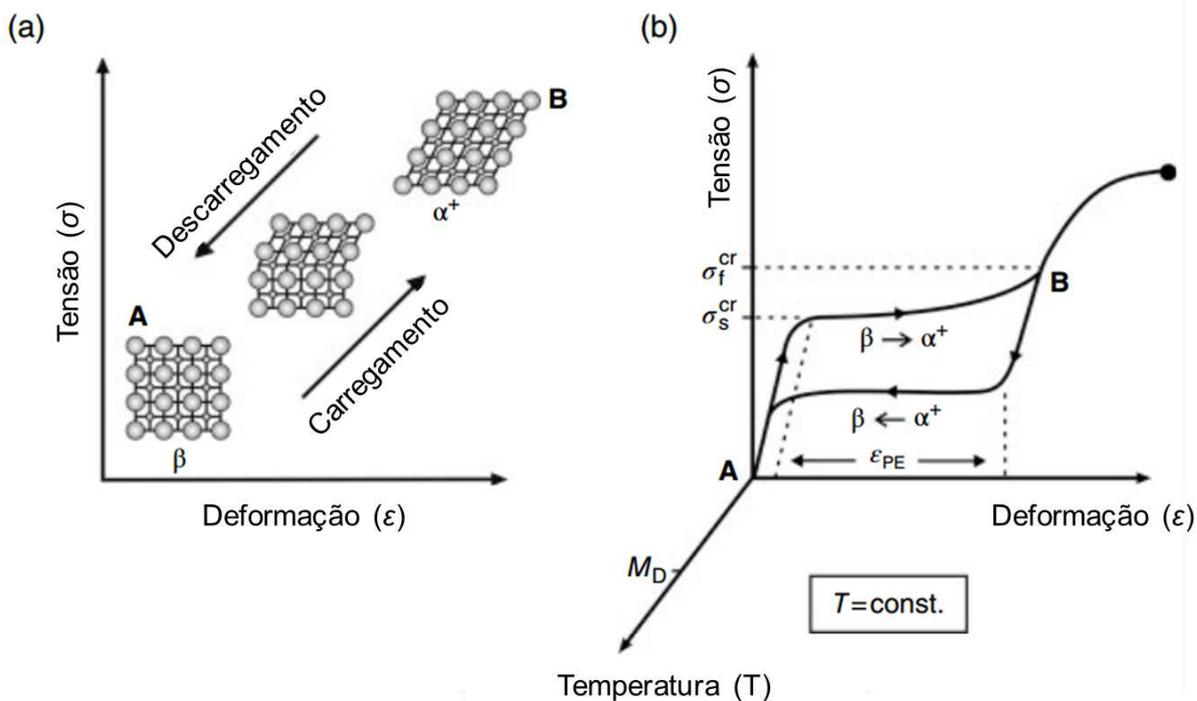


Figura 4 - Esquema da superelasticidade. Efeito do carregamento na estrutura cristalina (a) e na curva tensão x deformação x temperatura (b) (adaptado de Haberland, 2016).

2.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM

Um grande número de processos utilizados na fabricação e recuperação de peças e equipamentos é abrangido pelo termo soldagem. Classicamente, a soldagem pode ser considerada como um método de união de materiais, porém, muitos processos de soldagem ou variações destes, são usados para a deposição de material sobre a superfície de outro, visando a recuperação de peças desgastadas ou a formação de um revestimento com características especiais (Marques *et al.*, 2005).

O conjunto soldado consiste de três regiões distintas identificadas como metal de base, seguida de uma transição chamada de zona termicamente afetada (ZTA) e uma zona fundida e solidificada conhecida como metal de solda (Kou, 2002), como apresentado na Figura 5.

O metal de solda ou zona fundida (ZF) é o resultado da fusão do metal de base (MB) com ou sem metal de adição (MA) produzindo uma zona com composição química, frequentemente, ligeiramente diferente do metal de base. Por isto a junta soldada pode ser susceptível a corrosão galvânica macroscópica (*American Society*

for Metals, 1993). A região do metal de base que tem sua estrutura e/ou propriedades alteradas pelo calor da soldagem é a ZTA. Cada posição da ZTA relativa à linha de fusão possui uma única experiência térmica durante a soldagem, em termos de temperatura máxima e taxa de resfriamento. Sendo assim, cada posição possui suas próprias características microestruturais e susceptibilidade à corrosão (American Society for Metals, 1993).

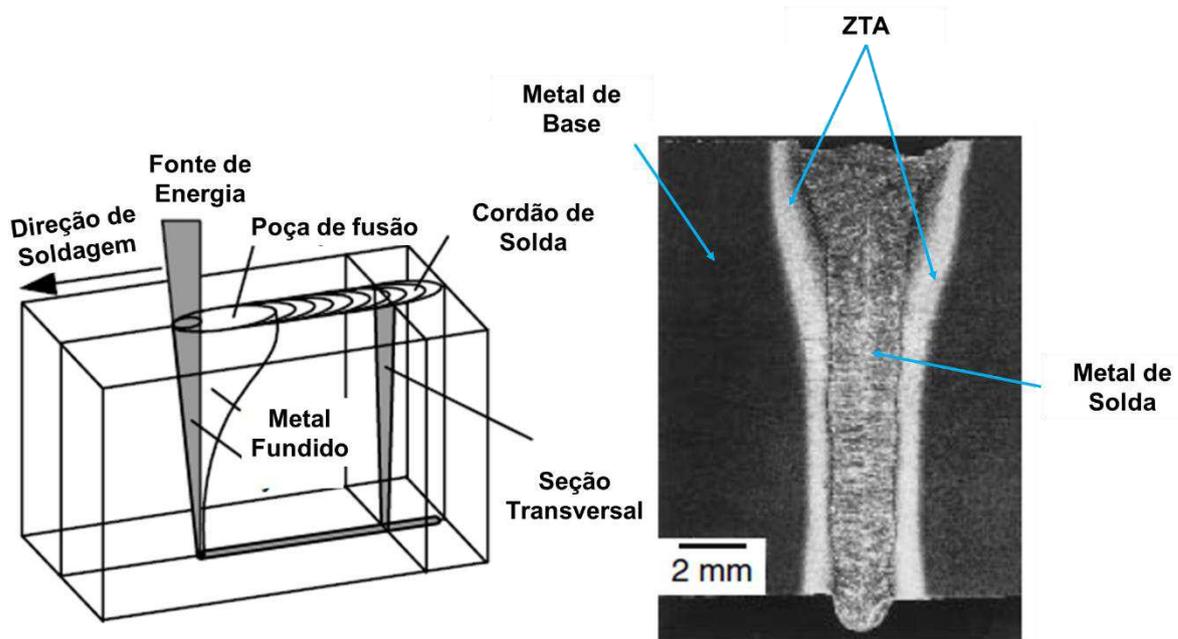


Figura 5 – Esquema de uma solda de topo utilizando um processo de soldagem por fusão (adaptado de Kou, 2002).

Como a soldagem consiste na união de materiais por fusão ou pressão, ou ainda a junção destas duas fontes de energia, com ou sem a utilização de metal de adição (Wainer *et al.*, 2000), pode-se dividir os processos de soldagem em processos de soldagem por fusão e por pressão. Este trabalho foca nos processos de soldagem por fusão que podem ser utilizados para realizar a união de LMF de NiTi. Dentre os principais processos de soldagem por fusão podemos citar os processos OFW, SMAW, GMAW, FCAW, EBW, GTAW, PAW e LBW, sendo os três últimos processos àqueles que estão em análise neste estudo.

2.2.1 PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW

O processo de soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa (GTAW – Gas Tungsten Arc Welding) utiliza um arco elétrico que se estabelece entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça de trabalho, formando a poça de fusão (Phillips, 2016). O processo requer proteção gasosa, com argônio ou hélio, e sem aplicação de pressão e pode utilizar ou não metal de adição (Machado, 1996). Devido à alta qualidade das juntas soldadas obtidas por este processo, o mesmo se tornou indispensável para as principais empresas de manufatura globais, inclusive nos setores aeroespaciais, nuclear, marinho, petroquímico e em indústrias de semicondutores (*American Welding Society, 2015*), além de ser utilizado na indústria de equipamentos médicos e eletrônicos (Phillips, 2016). Na Figura 6 é apresentado o princípio de funcionamento do processo de soldagem GTAW.

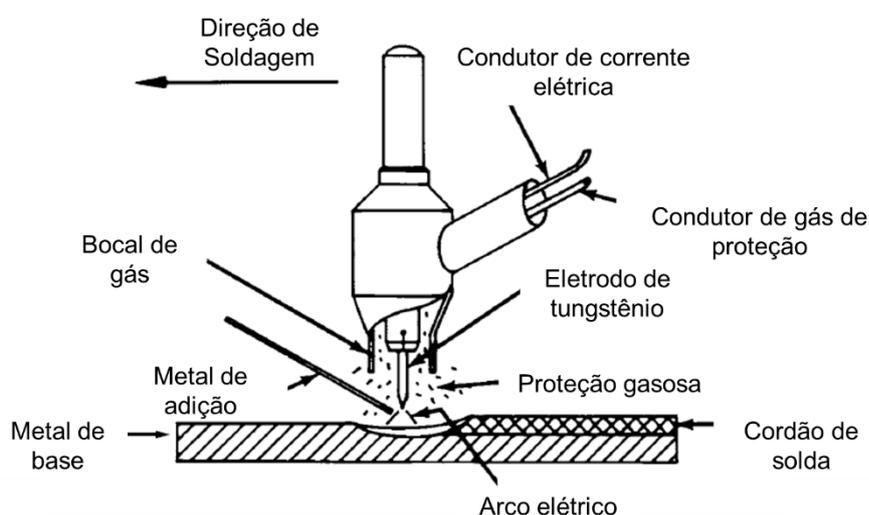


Figura 6 – Esquema do processo de soldagem GTAW (Adaptado de *American Welding Society, 2015a*).

As principais vantagens do processo de soldagem GTAW, de acordo com Phillips (2016) e a *American Welding Society* (2015a), são:

- i. Vasta aplicabilidade na soldagem de materiais diversos, devido a possibilidade da utilização de parte do metal de base (MB) como metal de adição (MA);
- ii. Facilidade de ser automatizado;

- iii. Excelente qualidade das juntas soldadas devido ao controle da fonte de calor e do metal de adição de forma independente, possibilitando maior controle do calor de soldagem transferido a peça e evitando respingos, já que o arco elétrico não passa diretamente pelo MA;
- iv. Possibilidade de realizar soldagem em várias posições diferentes da plana;
- v. Possibilidade de realizar soldagens sem adição de MA, chamada de soldagem autógena;
- vi. Custo da fonte de soldagem é baixíssimo se comparado com processos que garantam no mínimo a mesma qualidade da junta soldada.

As seguintes limitações do processo GTAW, de acordo com Phillips (2016) e a *American Welding Society* (2015a), devem ser levadas em consideração quando for realizar a seleção de um processo de soldagem para aplicação específica:

- i. Taxas de deposição menores que os demais processos de soldagem ao arco elétrico;
- ii. Exige maior destreza do soldador do que nos processos GMAW e SMAW;
- iii. A baixa tolerância à contaminantes tanto no MB quanto no MA;
- iv. A soldagem de chapas com espessura menor do que 10 mm com o processo GTAW é mais cara que com outros processos de soldagem ao arco elétrico, no entanto, produz soldas de qualidade igual ou superior aos demais processos de soldagem;
- v. A soldagem em locais abertos torna a proteção da poça de fusão inapropriada, fazendo com que as juntas soldadas tenham baixa resistência mecânica.

As principais variáveis do processo de soldagem GTAW são a tensão de soldagem (intimamente ligada com o comprimento do arco elétrico), a corrente de soldagem, a velocidade de soldagem, a taxa de alimentação do MA, o gás de proteção utilizado e sua vazão, o diâmetro do bocal de gás e com comprimento do eletrodo não consumível para fora do bocal de gás (também chamado de recuo do eletrodo) (Phillips, 2016; *American Welding Society*, 2015a e Machado, 1996). A quantidade de energia produzida pelo arco elétrico de soldagem é diretamente proporcional a tensão

e a corrente de soldagem. A quantidade dessa energia que é transferida por unidade de comprimento da solda é inversamente proporcional a velocidade de soldagem. A soldagem com gás hélio geralmente concentra mais calor e, conseqüentemente, promove maior penetração do que soldagens realizadas na mesma condição utilizando o gás argônio. Como todas estas variáveis interagem entre si de forma muito forte, é impossível tratar cada uma delas de maneira independente (*American Welding Society*, 2015a), logo um estudo da influência das variáveis de soldagem utilizando a técnica do planejamento experimental fatorial é adequado para um correto entendimento da influência destes sobre as propriedades das juntas soldadas.

A corrente de soldagem controla a penetração da soldagem e o efeito da corrente de soldagem na penetração é diretamente proporcional, se não exponencial (*American Welding Society*, 2015a). Além disso, a corrente de soldagem influencia na tensão de soldagem, de maneira diretamente proporcional, logo maiores correntes de soldagem implicam em maiores comprimentos do arco elétrico. A soldagem pelo processo GTAW pode ser realizada em corrente contínua, em corrente pulsada ou em corrente alternada e a escolha de cada uma destas técnicas conexas está intimamente ligada ao material a ser soldado.

A tensão de soldagem geralmente é proporcional ao comprimento do arco elétrico e pode variar em função dos demais parâmetros de soldagem, na seguinte ordem de importância:

- i. A distância entre o eletrodo de tungstênio e a peça de trabalho;
- ii. A corrente de soldagem;
- iii. O tipo de gás de proteção;
- iv. O perfil da ponta do eletrodo;
- v. A pressão do ar ambiente.

A tensão de soldagem influencia diretamente no tamanho da poça de fusão e, conseqüentemente, na largura do cordão de solda e contribui para uma menor extensão, menor penetração e maior reforço do cordão.

A velocidade de soldagem influencia diretamente a penetração e largura do cordão de soldagem. No entanto, o seu efeito na largura do cordão é mais pronunciado do que na penetração (*American Welding Society*, 2015a). Em várias aplicações a velocidade de soldagem é selecionada com um fim específico, seja para aumentar a

produtividade, manter um padrão mínimo de continuidade e qualidade nas soldagens ou conferir determinada geometria ao cordão de solda. Independentemente do objetivo, a velocidade de soldagem só é geralmente fixada em processos de soldagem mecanizados.

A fonte de energia é similar à utilizada no processo de soldagem SMAW, mas devido às características do processo GTAW, deve apresentar uma melhor precisão no ajuste da corrente e permitir a soldagem com menores níveis de corrente (até cerca de 5A). O processo é mais utilizado com corrente contínua e o eletrodo de W no polo negativo (CC-). Esta configuração garante uma fusão mais eficiente do MB e um menor aquecimento do eletrodo. Equipamentos modernos de soldagem GTAW apresentam recursos como o uso de corrente contínua pulsada e de corrente alternada com onda retangular (não senoidal). Na primeira técnica, a cada pulso de corrente, a poça de fusão cresce para as suas dimensões esperadas e se contrai ao final do pulso. Este efeito permite um melhor controle da poça de fusão na soldagem de peças de pequena espessura ou fora da posição plana. A segunda técnica é usada na soldagem de ligas de Al ou de Mg e dispensa a necessidade de se manter o ignitor de alta frequência operando continuamente para manter o arco funcionando a cada inversão de polaridade (Modenesi, 2000). Com todas estas características apresentadas o processo de soldagem GTAW é extremamente indicado para a soldagem de aços ligados, aços inoxidáveis e ligas não ferrosas, com espessuras inferiores a 10,0 mm e mais comumente entre 0,2 e 3,0 mm (Machado, 1996).

A solução para alguns potenciais problemas que podem ocorrer na soldagem utilizando o processo GTAW advém do reconhecimento que o processo tem pouca tolerância à contaminantes no MB e no MA. Logo, as soluções tornam-se evidentes quando o problema é devidamente reconhecido e os principais problemas que são observados neste processo são:

- i. Inclusão de tungstênio no MS devido a toque na peça de trabalho ou fusão parcial do eletrodo não consumível;
- ii. Contaminação do MS caso não exista proteção adequada ao MA proporcionada pela coluna de gás de proteção que envolve a poça de fusão;

- iii. Contaminação ou porosidade pode ocorrer no MS devido à baixa qualidade do gás de proteção, proteção reduzida, ou vazamento do líquido refrigerante em tochas de soldagem refrigeradas;
- iv. Possibilidade de conexões folgadas ou defeituosas na tocha de soldagem, possibilitando a aspiração de ar atmosférico para o interior do fluxo de gás, contaminando a poça de fusão.

2.2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM PAW

O processo de soldagem à plasma (PAW – Plasma Arc Welding) é um processo onde a coalescência dos metais é produzida por um arco constrito entre em eletrodo não consumível e a peça de trabalho, chamado de plasma de arco transferido, ou entre o eletrodo e o bocal constritor, chamado de plasma de arco não transferido (*American Welding Society, 2015a*). Neste processo de soldagem pressão não é aplicada e a utilização de metal de adição é facultativa, possibilitando a realização de soldagens autógenas (Modenesi, 2000). O arco é concentrado em uma coluna de plasma ionizado a partir da tocha. O gás de plasma promove uma proteção débil da poça de fusão e usualmente utiliza-se uma fonte suplementar de gás com a finalidade de protegê-la, esse é o chamado gás de proteção, que pode ser um gás inerte ou uma mistura desses, como pode ser visto na Figura 7.

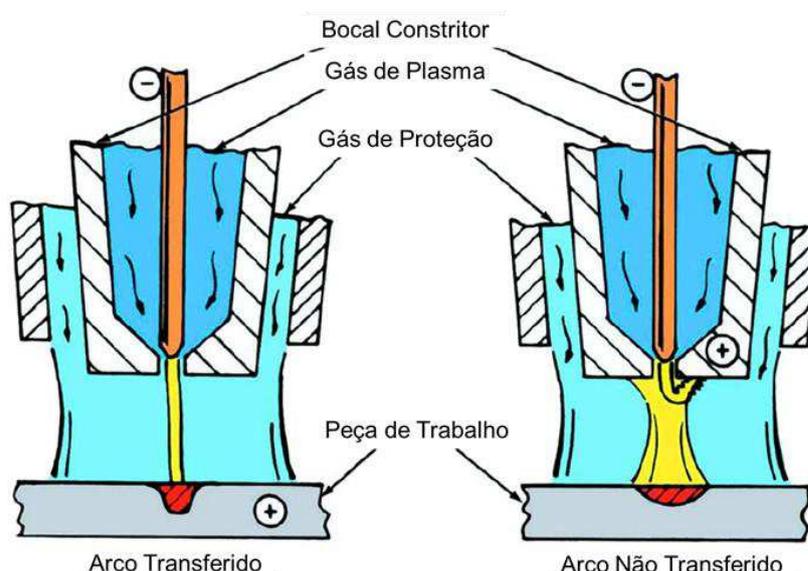


Figura 7 - Modos de transferência do arco elétrico no processo PAW (Adaptado de American Welding Society, 2015a).

A soldagem a plasma é essencialmente uma extensão do processo de soldagem GTAW, mas utiliza um mecanismo ligeiramente diferente para realizar a transferência de calor as peças a serem soldadas, como apresentado na Figura 8, pois no processo GTAW o eletrodo projeta-se para fora do bocal do gás de proteção, enquanto que no processo PAW o eletrodo está no interior de uma câmara envolto em gás de plasma. Além disso, o processo também utiliza um eletrodo não consumível. No entanto, a tocha de soldagem do processo PAW difere da tocha do processo GTAW, pois sua tocha possui uma câmara de gás que envolve o eletrodo não consumível e o arco elétrico por sua vez aquece este gás até o ponto que este se torna ionizado e capaz de conduzir eletricidade. O arco elétrico produzido pela coluna de plasma é constricto e estreito, permitindo uma excelente maneabilidade, controle e excelente relação entre a profundidade e largura do cordão de solda.

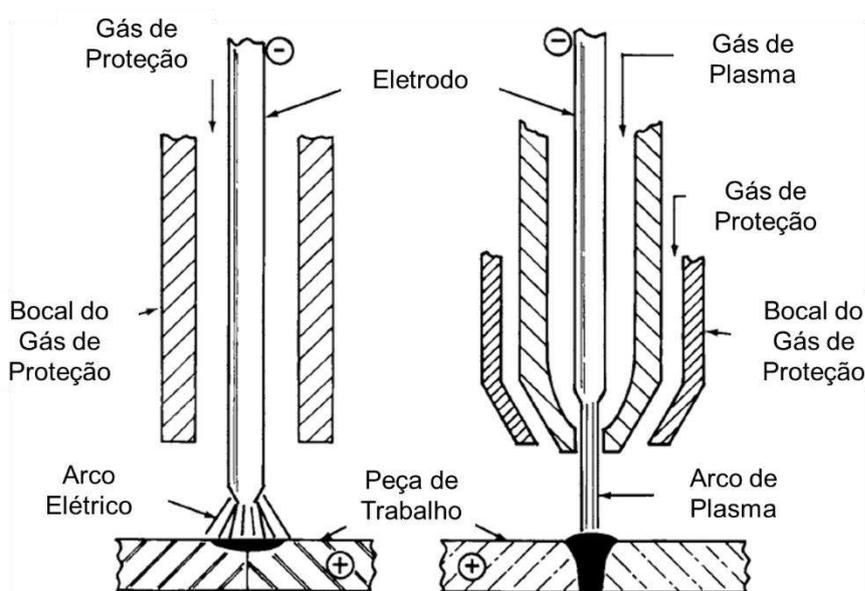


Figura 8 - Comparação entre o arco elétrico de soldagem dos processos GTAW e PAW (Adaptado de American Welding Society, 2015a).

É possível citar várias melhorias no desempenho do processo de soldagem que estão atreladas a constrição do arco elétrico, mas a mais pronunciada delas é a estabilidade direcional do arco elétrico, como já citado, pois o arco elétrico do processo GTAW pode facilmente sofrer deflexão por sopro magnético devido a presença de campos magnéticos fracos, enquanto que a coluna de plasma do processo PAW é

mais rígida tendendo a não ser afetada por campos magnéticos (Phillips, 2016, *American Welding Society*, 2015a e Reis & Scotti, 2007). Além disso, altas densidades de corrente e concentrações de energia são promovidas pela constrição do arco, resultando em maiores temperaturas na coluna de plasma, como pode ser visto na Figura 9, que evidencia o efeito da constrição do arco na temperatura da coluna de plasma para as mesmas condições operacionais.

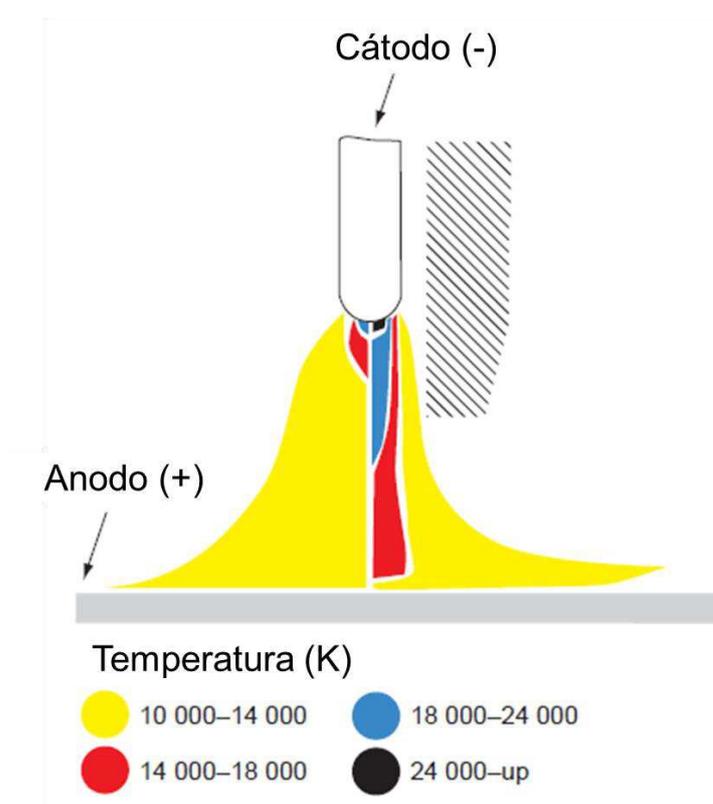


Figura 9 - Efeito da constrição na temperatura do arco elétrico de soldagem (Adaptado de American Welding Society, 2015a).

O processo PAW é utilizado em várias indústrias para aplicações especiais, como o seu predecessor GTAW, mas suas características especiais de constrição do arco e concentração da fonte de calor faz com que ele seja a escolha de diferentes segmentos da indústria. A indústria automotiva utiliza o processo PAW para realizar soldagens em componentes de *air-bags*, soldagem de sistemas de escapamento de alta performance e conversores de torque. Já a indústria aeroespacial utiliza o processo PAW para a montagem de chassis da aeronave, vasos de pressão para

acúmulo de combustível e para realizar reparos nas turbinas das aeronaves. Já no setor médico, cateteres, ferramentas cirúrgicas e outros componentes são corriqueiramente fabricados (*American Welding Society*, 2015a).

Segundo Phillips (2016), comparado ao processo GTAW, o processo PAW oferece as seguintes vantagens e limitações:

- i. A alta densidade da coluna de plasma promove maior penetração, possibilidade de soldar com maiores velocidades de soldagem e menor quantidade de calor na peça de trabalho;
- ii. Devido ao perfil colunar do arco no processo GTAW, a temperatura do arco é menos sensível a variações do comprimento do arco;
- iii. A contaminação da poça de fusão pelo eletrodo é muito menor, pois ele está enclausurado em uma câmara de gás de plasma, fazendo com que seu desgaste seja menor;
- iv. O equipamento custa mais caro;
- v. A soldagem manual pode ser de difícil execução em alguns modos de soldagem, como o *keyhole*;
- vi. A tocha de soldagem é mais robusta.

2.2.3 PROCESSO DE SOLDAGEM LBW

O processo de soldagem laser (LBW – Laser Beam Welding) produz a coalescência dos materiais a soldar com a colisão de um feixe laser na junta soldada (*American Welding Society*, 2015a). Ocasionalmente pode-se utilizar metal de adição, mas o processo de soldagem é essencialmente autógeno.

Laser é um acrônimo para amplificação de luz por emissão estimulada de radiação. Segundo Phillips (2016) um laser é um dispositivo que utiliza sistemas de ressonância ótica com meios sólidos, líquidos ou gasosos que são excitados para produzir um feixe monocromático de luz, espelhos refletivos e lentes para amplificar e sincronizar ondas de luz em um feixe coerente, como apresentado na Figura 10. Como os feixes de laser são coerentes e monocromáticos, eles têm baixo ângulo de divergência. Consequentemente, os feixes de luz podem ser transmitidos a relativamente longas distâncias antes de serem concentrados nas lentes ou refletidos

nos espelhos, gerando feixes de elevada densidade de potência (*American Welding Society, 2015a*).

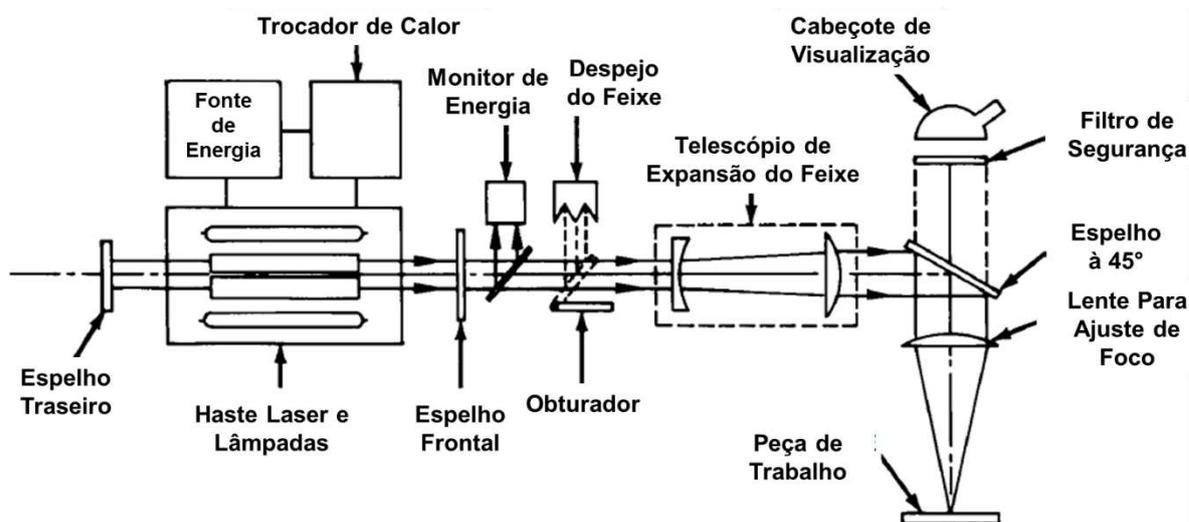


Figura 10 - Elementos de um laser Nd: YAG (Adaptado de *American Welding Society, 2015a*).

Dois tipos de laser são predominantemente utilizados na indústria para soldar, cortar e realizar outros processamentos de materiais. O laser de Nd:YAG, com o íon de neodímio como meio sólido e com comprimento de onda de $1,06 \mu\text{m}$ e o laser de CO_2 , que utiliza as moléculas de dióxido de carbono como meio ativo, com $10,6 \mu\text{m}$ de comprimento de onda. Estas fontes de soldagem são capazes de unir chapas de até 15 mm de espessura em um único passe.

No processo LBW não há contato entre a fonte de energia e a peça de trabalho, pode-se utilizar gás de proteção para evitar reações indesejadas da poça de fusão, evitando a contaminação por oxigênio e evitando a formação da pluma de plasma que se forma na superfície do material devido a interação deste com o feixe.

Segundo a *American Welding Society* (2015a) e Phillips (2016) o processo de soldagem à laser possui as seguintes vantagens e limitações:

- i. A energia de soldagem é próxima da mínima necessária para fundir o material. Poucas distorções induzidas pelo calor são observadas e efeitos metalúrgicos indesejados na ZTA são minimizados;

- ii. Possibilidade de unir materiais em um único passe de soldagem;
- iii. Não é necessária a utilização de eletrodo evitando a contaminação da poça de fusão;
- iv. O feixe laser pode ser colimado em pequenos pontos, possibilitando a união de peças pequenas e em espaços limitados;
- v. Uma grande variedade de materiais pode ser soldada, inclusive a produção de juntas soldadas dissimilares;
- vi. É de fácil automação;
- vii. A soldagem a laser não é influenciada pela presença de campos magnéticos;
- viii. Não gera raios X quando comparado a alguns processos de soldagem a arco;
- ix. As juntas precisam ser posicionadas, pois o processo tem pouca tolerância a erros dimensionais;
- x. Quando for realizar a soldagem as juntas precisam estar mecanicamente forçadas umas contra as outras;
- xi. Metais com alta reflexibilidade e condutividade térmica têm a soldabilidade reduzida quando se utiliza o processo LBW;
- xii. O processo LBW tem baixa eficiência energética;
- xiii. O custo do equipamento é alto, sendo o fator mais limitador de sua aplicabilidade.

2.3 SOLDABILIDADE DAS LMF DE NITI

Segundo Popescu *et al.* (sem data) os principais problemas encontrados na soldagem por fusão de ligas de NiTi são a fragilidade das juntas devido à alta solubilidade do oxigênio, hidrogênio e nitrogênio no metal de solda, perda dos efeitos de superelasticidade, e efeito de memória de forma simples e duplo na ZTA e a formação de compostos intermetálicos como o Ti_2Ni ou $TiNi_3$, que são frágeis e não apresentam o efeito de memória de forma, além de modificar o balanço local da composição química no MS. Logo, o desafio em unir ligas com memória de forma consiste em combinar as propriedades do MB com as propriedades obtidas no MS após a soldagem, sendo estas propriedades extremamente dependentes da composição química e da microestrutura, que ditam a resposta de memória de forma (Akselsen, 2010). É neste ponto, fundamentalmente, que a união destas ligas difere

da união dos materiais convencionais de engenharia, pois para as ligas convencionais é possível obter juntas soldadas de elevada qualidade mesmo com microestrutura e composições químicas diferentes entre o MS, ZTA e MB. Portanto, para obtermos juntas soldadas de elevada qualidade de LMF de NiTi é necessário preservar o máximo possível a composição química e microestruturas originais do metal de base e fazer com que o metal de solda se aproxime o máximo possível destas mesmas condições, mesmo que seja necessário a utilização de técnicas conexas como tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS).

Dentre os vários tipos de processo de soldagem ao arco elétrico existentes, poucos deles foram utilizados para unir LMF de NiTi, principalmente devido à ausência de consumíveis de soldagem adequados (Akselsen, 2010). Dentre os processos de soldagem a arco àqueles que foram utilizados para unir estas ligas foram os processos GTAW (Ikai *et al.*, 1996) e PAW (Eijk *et al.*, 2003; Qiu *et al.*, 2004; Vondrous *et al.*, 2012). Ao realizar a união de fios de LMF de NiTi pelo processo de soldagem PAW Eijk *et al.* (2003) verificaram uma drástica redução da ductilidade da junta, como pode ser observado na Figura 11. Resultados semelhantes foram obtidos para juntas soldadas pelo processo GTAW por Ikai *et al.* (1996) e PAW por Vondrous *et al.*, (2012).

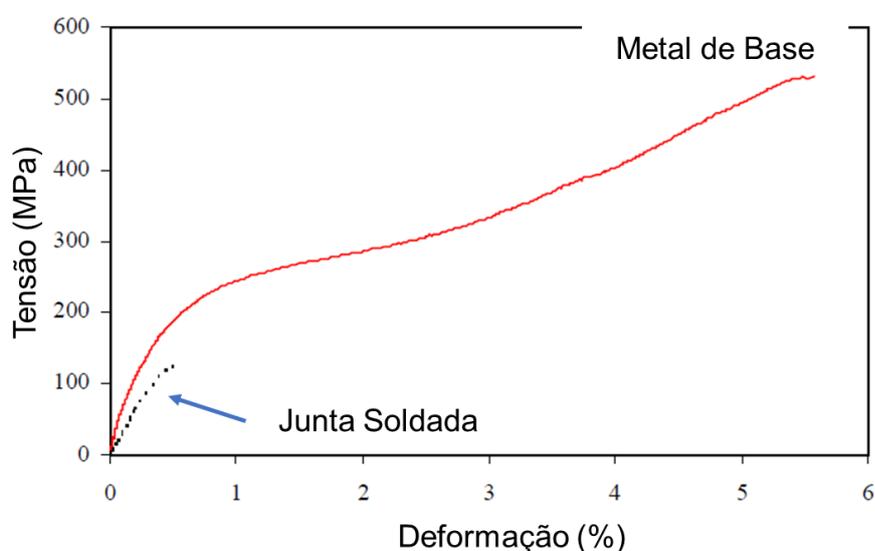


Figura 11 - Curva tensão x deformação para uma junta soldada pelo processo PAW (Adaptado de Eijk *et al.*, 2003).

Eijk *et al.* (2003) atribuíram a grande perda de ductilidade a precipitação de compostos como $TiNi_2$ e carbeto de Ti, como pode ser observado na Figura 12.

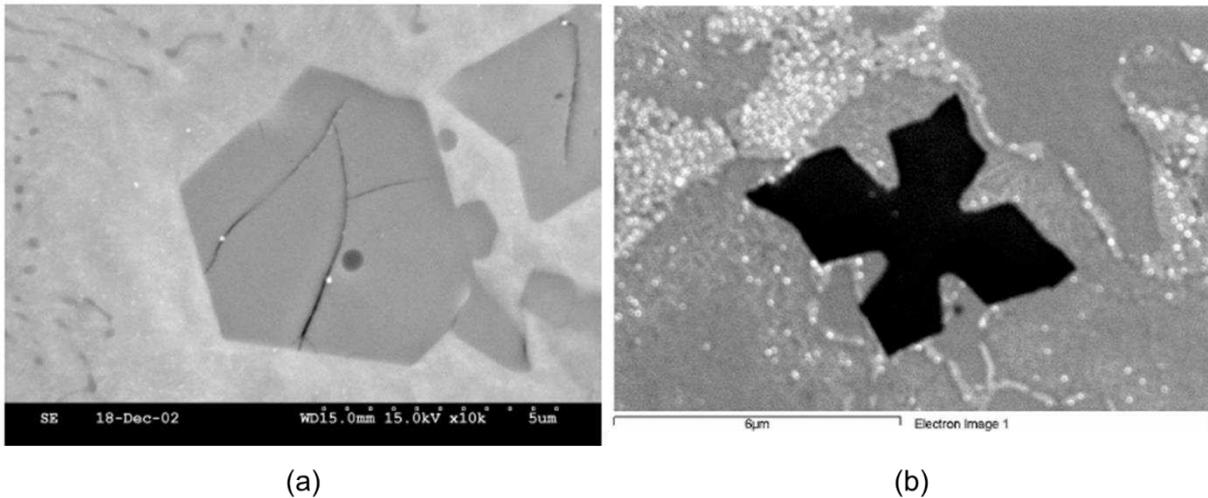


Figura 12 - Precipitados de $TiNi_2$ (a) e carbeto de Ti (b) em uma junta soldada pelo processo PAW (Adaptado de Eijk *et al.*, 2003).

O perfil de microdureza observado nestas juntas soldadas, Figura 13, indica que houve um ligeiro aumento dos valores de dureza do MS em relação ao MB.

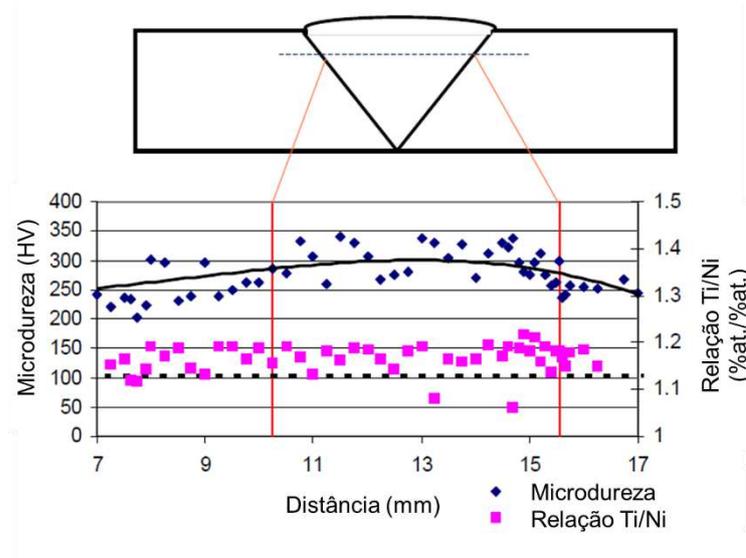


Figura 13 - Perfil de microdureza de uma junta soldada NiTi-NiTi utilizando o processo PAW (Adaptado de Eijk *et al.*, 2003).

Ainda segundo Eijk *et al.* (2003) o metal de solda inicia a transformação em martensita a temperaturas maiores (65°C) que o metal de base (53°C), indicando uma maior predominância de Ti no metal de solda, já que este é o elemento estabilizador da martensita a temperatura ambiente.

Qiu *et al.* (2004) soldaram fios de NiTi pelo processo PAW e obtiveram juntas com resistência mecânica superior, mas com perda da propriedade de memória de forma como é possível verificar na Figura 14. É possível afirmar que houve degradação das propriedades de memória de forma após a soldagem, pois não é possível verificar nenhuma transformação de martensita induzida por tensão ou processo que se assemelhe a orientação da martensita na curva tensão x deformação.

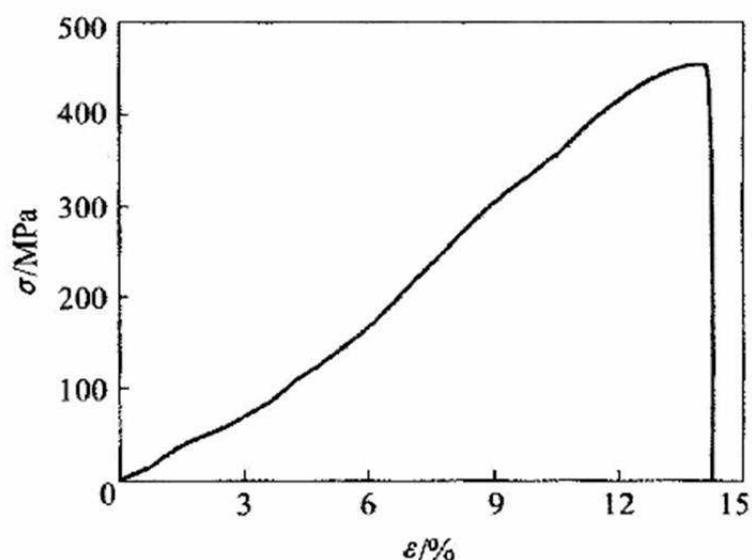


Figura 14 - Curva tensão x deformação para uma junta soldada de fios de NiTi (Adaptado de Qiu *et al.*, 2004).

Rodrigues *et al.* (2014) soldando fios de NiTi no estado martensítico e Amorim *et al.* (2015) soldando fios de NiTi no estado austenítico também demonstraram que é possível obter juntas de boa qualidade e com resistência mecânica suficiente para preservar o efeito de memória de forma, como apresentado na Figura 15. Amorim *et al.* (2015) verificaram que os fios soldados na condição como recebido (NiTiA) foram capazes de suportar 60% da deformação do metal de base sem solda.

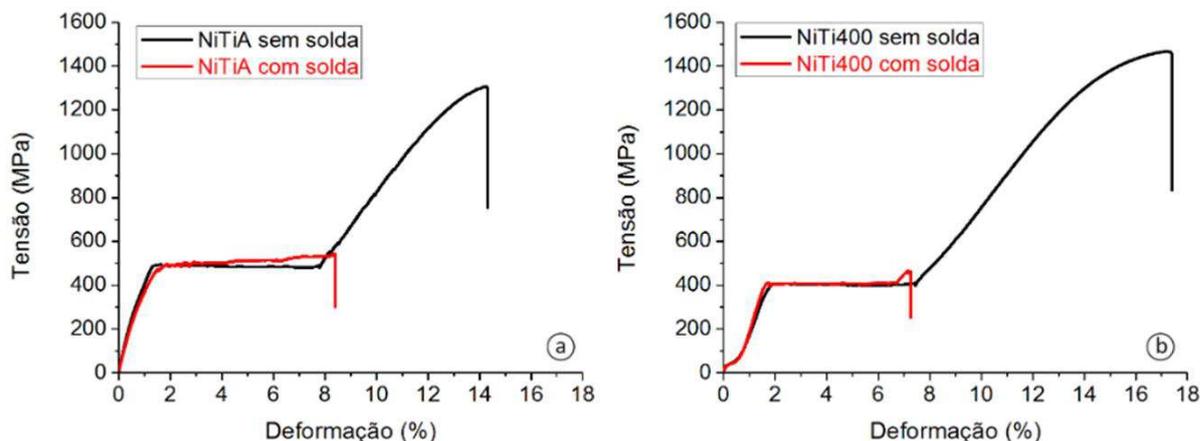


Figura 15 - Curvas tensão x deformação de fios de NiTi soldadas pelo processo GTAW (Amorim et al., 2015).

Os fios que foram submetidos ao tratamento térmico de envelhecimento a 400°C (NiTi400) e então foram soldados só foram capazes de suportar cerca de 45% da deformação do metal de base sem solda. Os autores atribuíram este comportamento a fenômenos como crescimento de grão e presença de defeitos metalúrgicos oriundos do processo de soldagem. Rodrigues *et al.* (2014) verificaram que na soldagem de fios martensíticos de NiTi a melhor temperatura de pré-tratamento térmico é a de 650°C, indicando que as juntas soldadas são extremamente susceptíveis ao estado inicial do material a soldar e que o ciclo térmico de soldagem modifica as temperaturas de transformação de fase, esta influência pode ser verificada qualitativamente na Figura 16.

Já Oliveira *et al.* (2016) ao soldar chapas finas de ligas de NiTi observaram uma pequena redução da ductilidade da junta, apenas 2% a menos que o MB sem solda. Além disso, o patamar de transformação induzida por tensão (superelásticidade) para a junta soldada foi apenas 30 MPa inferior ao do material de referência, como pode ser observado na Figura 17. Além disso, a fratura ocorreu na zona de fusão de maneira dúctil, caracterizada pela presença de *dimples* parabólicos na superfície de fratura. Logo, é possível afirmar que é possível obter juntas soldadas com qualidade satisfatória pelos processos GTAW e PAW. Oliveira *et al.* (2016) observaram o mesmo comportamento que Rodrigues *et al.* (2014) com relação as temperaturas de transformação de fase.

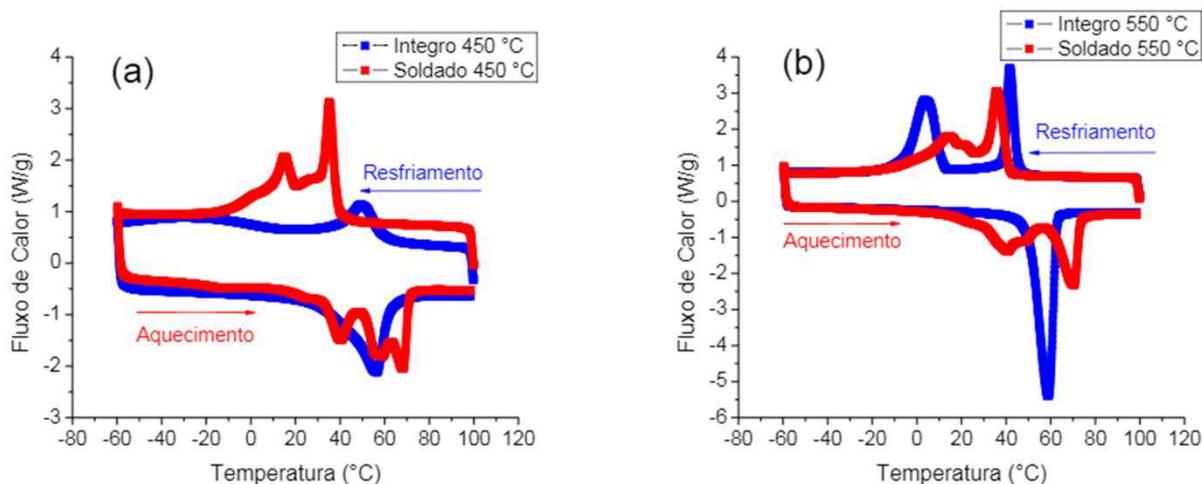


Figura 16 - DSC de fios de NiTi íntegros e soldados tratados termicamente a 450°C e 550°C (Adaptado de Rodrigues et al., 2014).

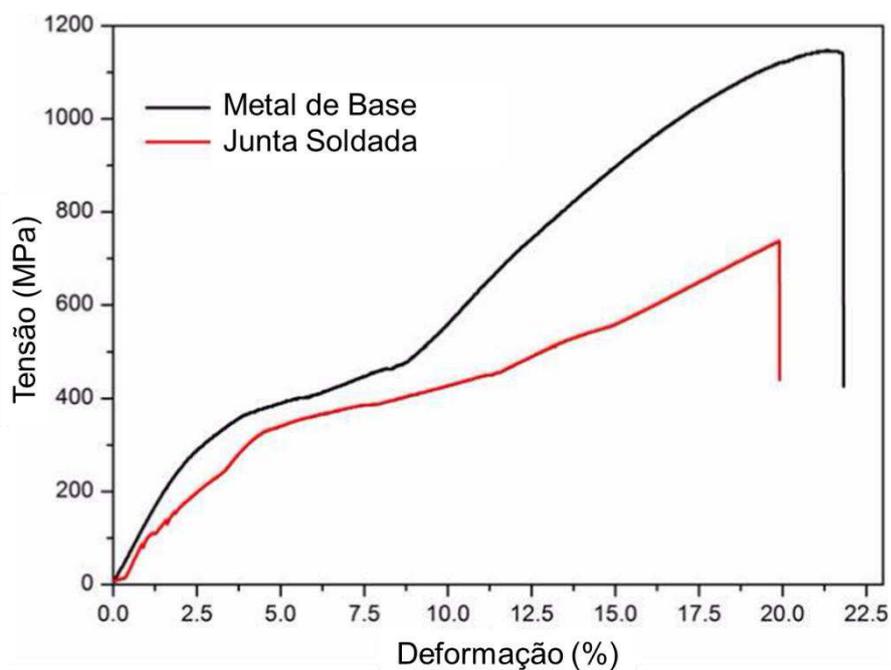


Figura 17 - Curva tensão x deformação para uma junta soldada pelo processo GTAW (Adaptado de Oliveira et al., 2016).

Apesar dos processos GTAW e PAW apresentarem um grande potencial para obtenção de juntas soldadas com qualidade satisfatória de LMF de NiTi o processo de soldagem mais utilizado para unir estas ligas é o LBW, já que Falvo *et al.* (2005) *apud* Ikai *et al.* (1996) afirmam que processos de soldagem a arco elétrico não

produzem juntas soldadas com qualidade suficiente para aplicações de engenharia e isto só pode ser obtido com processos de soldagem de alta densidade de energia, como o LBW ou EBW. Partindo desta premissa Falvo *et al.* (2005) soldaram chapas finas de NiTi no estado martensítico pelo processo LBW e obtiveram juntas soldadas com resistência mecânica satisfatória e que apresentavam o efeito de memória de forma, como se pode observar na Figura 18.

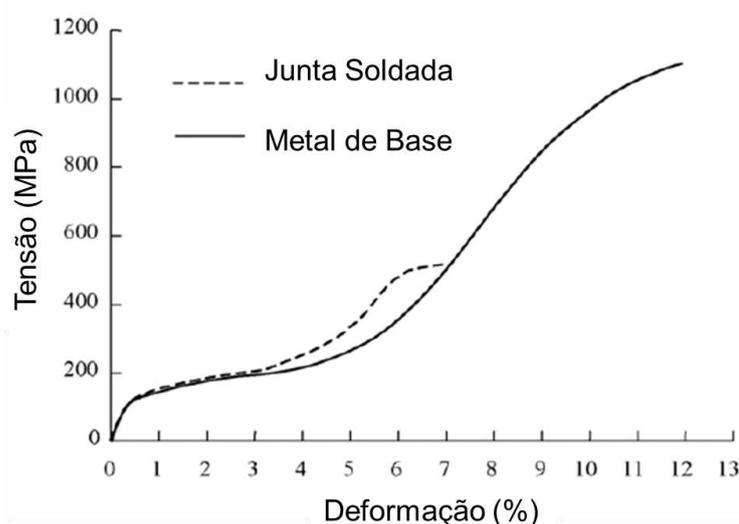


Figura 18 - Curva tensão deformação para uma junta soldada NiTi-NiTi utilizando o processo LBW (Adaptado de Falvo *et al.*, 2005).

Foi possível observar a formação de um patamar de tensão, característico da orientação da martensita maclada e em seguida um encruamento caracterizado pelo aumento de tensão, até atingir o limite de escoamento do material, ocorrendo deformações plásticas até a ruptura a 7%. O perfil de microdureza observado é apresentado na Figura 19, onde é possível denotar que não houve uma variação significativa dos valores aferidos no MS comparados ao MB, pois a dureza média nestas regiões foi de 262 HV e 278 HV, respectivamente. Além disso, as temperaturas de transformação de fase no metal de solda aumentaram após a soldagem, suprimindo a existência da fase R. Segundo Falvo *et al.* (2005) isto ocorre porque a soldagem atua como um tratamento térmico localizado, destruindo o efeito da laminação para obtenção de chapas finas, desbloqueando a transformação de fase.

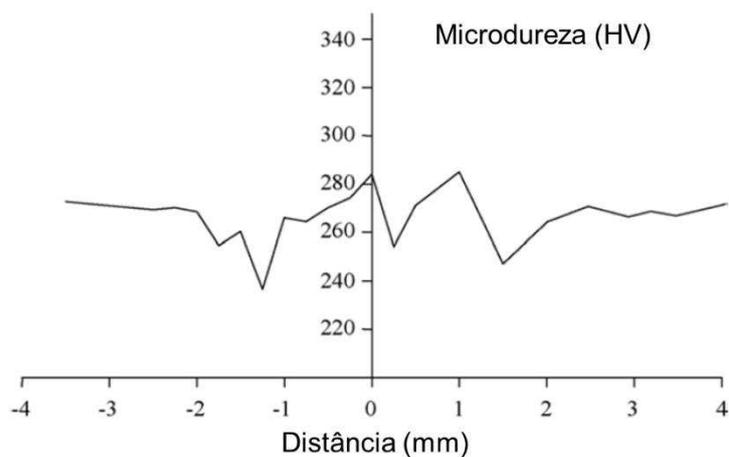


Figura 19 - Perfil de microdureza em uma junta soldada NiTi-NiTi utilizando processo LBW (Adaptado de Falvo et al., 2005).

Tuissi *et al.* (1999) investigaram a influência do processo de soldagem no comportamento funcional de ligas de NiTi no estado martensítico e no estado austenítico, como apresentado na Figura 20. De acordo com os autores, a soldagem preserva o efeito de memória de forma, mas pode degradar o efeito da superelasticidade, uma vez que a junta soldada pode não suportar as tensões necessárias para induzir a martensita por tensão.

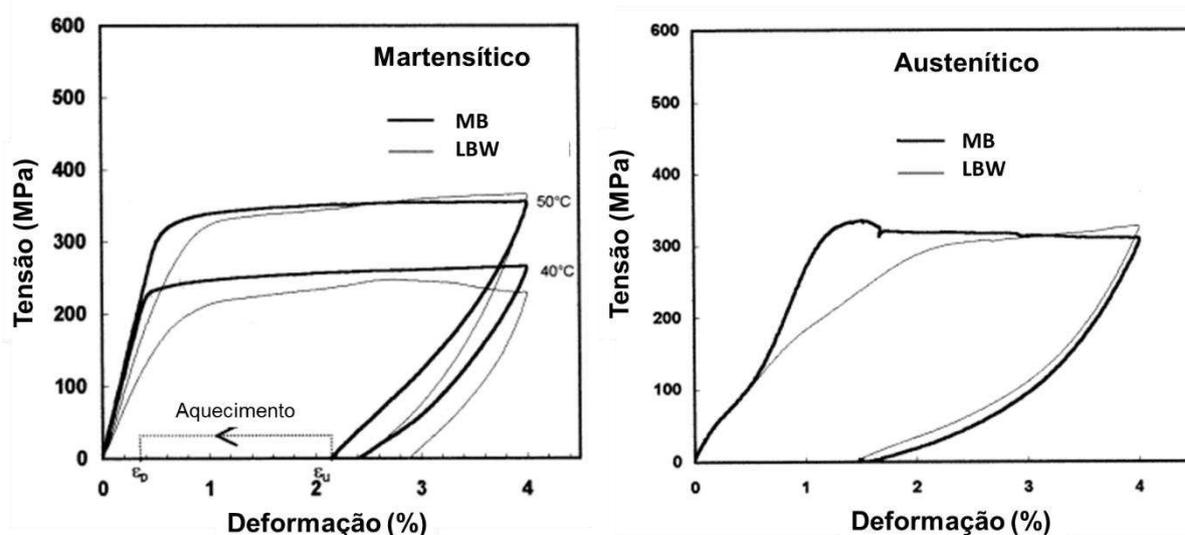


Figura 20 - Comportamento funcional de juntas soldadas NiTi-NiTi nos estados martensítico e austenítico (Adaptado de Tuissi et al., 1999).

Recentemente Zeng *et al.* (2016) soldaram fios de NiTi nas seguintes configurações: Austenítico-Austenítico e Austenítico-Martensítico, utilizando o processo LBW e obtiveram juntas soldadas que foram capazes de suportar grandes deformações e apresentaram o efeito da superelasticidade devidamente preservado, como pode ser verificado na Figura 21.

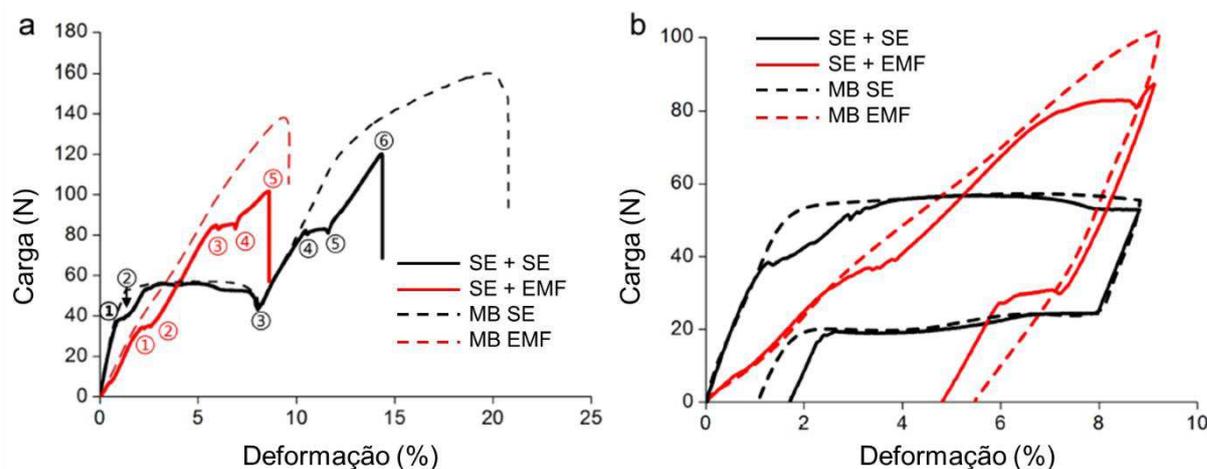


Figura 21 - Comportamento mecânico e funcional de juntas soldadas de NiTi (Adaptado de Zeng *et al.*, 2016).

Por fim Yang *et al.* (2014) avaliaram a influência do tratamento térmico pós-soldagem na resposta mecânica, microdureza e temperaturas de transformação de fase de chapas finas soldadas pelo processo EBW. Eles verificaram que dentre os tratamentos térmicos pós-soldagem o que resultou em melhor resposta mecânica foi a 873 K (600°C) estabilizando a austenita a temperaturas mais próximas da temperatura ambiente, enquanto que tratamentos térmicos a 1133 K (860°C) estabilizam a austenita a temperaturas muito abaixo de 0°C. Logo, o tratamento térmico pós-soldagem influencia diretamente no estado final da junta soldada e, consequentemente, em sua resposta mecânica.

Zhao *et al.* (2008) e Zhao *et al.* (2010) utilizaram metais de adição ricos em Cério (Ce) e Nióbio (Nb). Os autores batizaram o processo de LBW-FM (*Laser Beam Welding with Feed Metal*). O resultado obtido foi um refino da microestrutura do metal de solda, de acordo com a Figura 22b e Figura 22c. Sem adições de Ce ou Nb a estrutura do metal de solda seria de grãos colunares com crescimento epitaxial a partir

do metal de base em direção a linha de centro do metal de solda, como apresentado na Figura 22a.

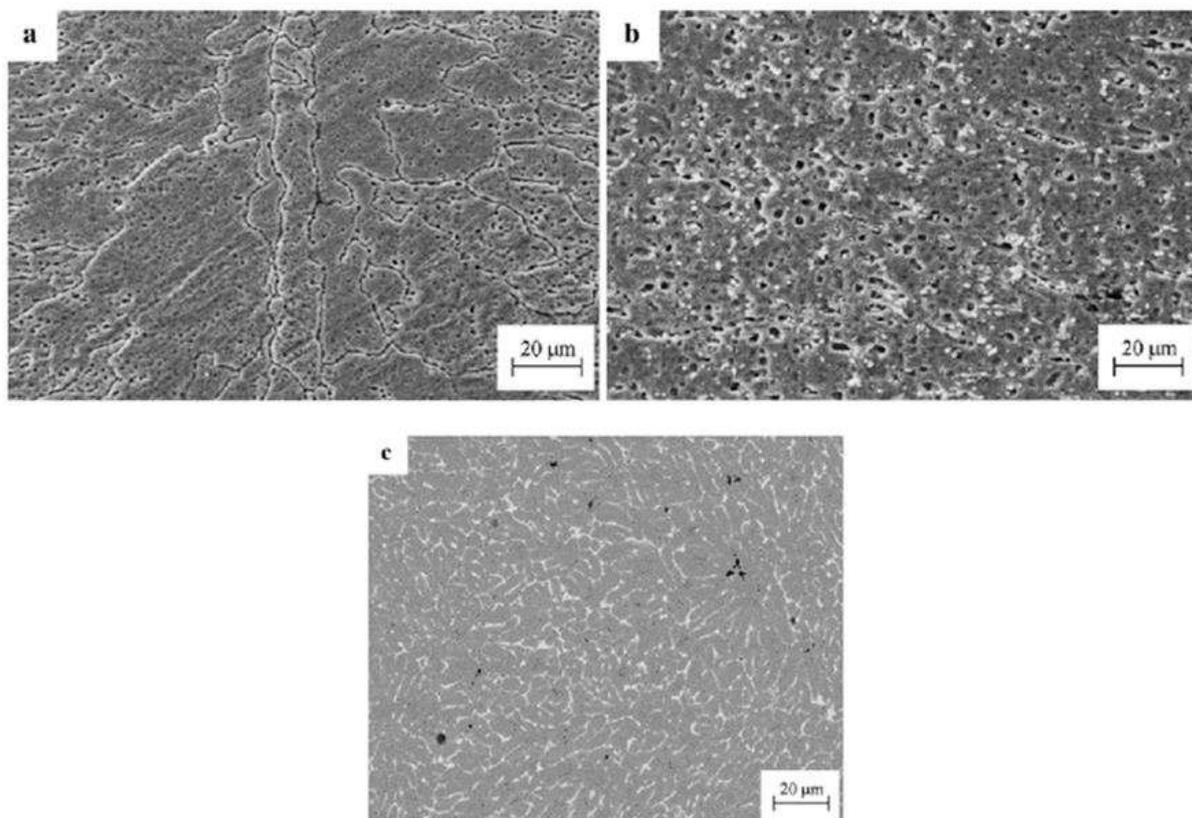


Figura 22 - - Micrografias obtidas por MEV das juntas soldadas sem adição de material (a), com adição de Ce no metal de adição (b) e com adição de Nb no metal de adição (c) (Zhao et al., 2008).

A adição dos elementos de liga acima citados promoveu refino de grão do metal de solda e, conseqüentemente, aumento das propriedades mecânicas da junta, como pode ser observado na Figura 23. O Nb promoveu um aumento significativo das propriedades mecânicas da junta soldada, mas o Ce provou-se ainda mais eficiente, tendo comportamento muito próximo do metal de base.

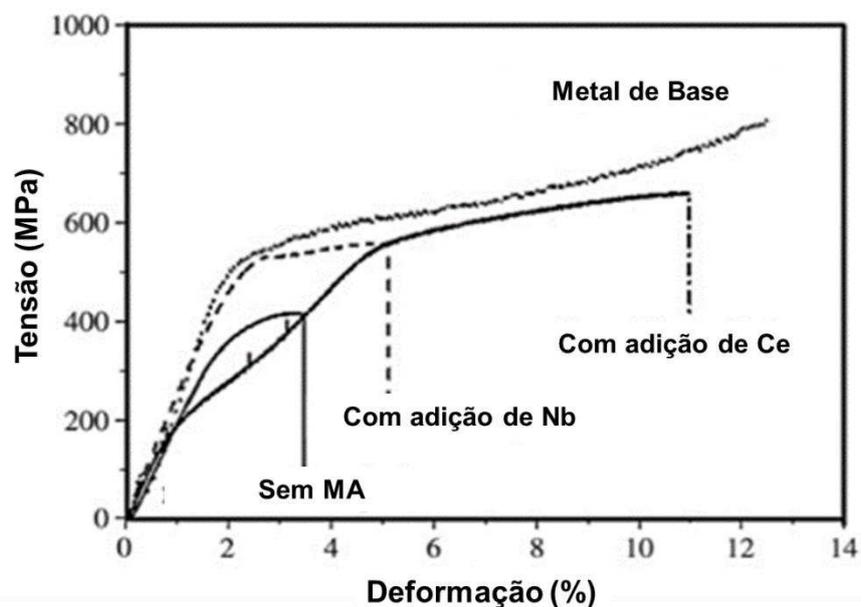


Figura 23 - Curva tensão x deformação para juntas soldadas NiTi-NiTi utilizando diferentes metais de adição e comparada ao MB (Adaptada de Zhao et al., 2010).

Pode-se notar que a otimização de parâmetros de processo, a utilização de diferentes processos de soldagem, aplicação de tratamentos térmicos pós-soldagem e o desenvolvimento de diferentes metais de adição são assuntos que estão na fronteira do conhecimento para o desenvolvimento da metalurgia da soldagem destas ligas. Logo, este tema é bastante atual e com vasto campo para trabalho.

2.4 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL FATORIAL

Quando realizamos um estudo, primeiro consideramos sua importância. Em seguida, traçamos os objetivos que pretendemos alcançar e a finalidade de sua realização. Se houver alguma informação que possa auxiliar como ponto de partida, esta poderá fornecer alguns indicadores ou ensinar novas técnicas que servirão para complementar nossa experiência. Estas informações deverão ser avaliadas e criticadas, pois os dados poderão apresentar falhas ou nada representarão para o estudo do problema ou para a elaboração das hipóteses a serem formuladas. Em suma, diremos que os dados selecionados devem ser os estritamente necessários (Rodrigues & lemma, 2009).

Devido aos bons resultados que se têm obtido no desenvolvimento tecnológico e industrial é cada vez maior a utilização de ferramentas estatísticas para se obter uma otimização de processos de fabricação, e quando se alia essas ferramentas estatísticas ao planejamento experimental, uma vez correlacionadas, tornam-se ferramentas imprescindíveis também no estabelecimento do controle estatístico de um processo.

O planejamento experimental, também denominado delineamento experimental, representa um conjunto de ensaios estabelecido com critérios científicos e estatísticos, com o objetivo de determinar a influência de diversas variáveis nos resultados de um dado sistema ou processo.

O Planejamento de Experimentos (em inglês Design of Experiments, DOE) é uma técnica utilizada para se planejar experimentos, ou seja, para definir quais dados, em que quantidade e em que condições devem ser coletados durante um determinado experimento, buscando, basicamente, satisfazer dois grandes objetivos: a maior precisão estatística possível na resposta e o menor custo. É, portanto, uma técnica de extrema importância para a indústria, pois seu emprego permite resultados mais confiáveis economizando dinheiro e tempo, parâmetros fundamentais em tempos de concorrência acirrada. Visa determinar a influência de diversas variáveis nos resultados de um sistema ou processo. A sua aplicação no desenvolvimento de novos produtos é muito importante, onde uma maior qualidade dos resultados dos testes pode levar a um projeto com desempenho superior seja em termos de suas características funcionais como também sua robustez (Box *et al.*, 1978).

2.4.1 DIRETRIZES PARA O PLANEJAMENTO E DESENVOLVIMENTO DE EXPERIMENTOS

Sabe-se que o planejamento experimental é uma poderosa ferramenta na melhoria de um processo e que seu resultado depende de diversas variáveis e da combinação destas, entretanto um bom planejamento depende de como ele é estruturado no que diz respeito ao entendimento exato de seus objetivos, por isso, é fornecido um roteiro onde constam as etapas de sua elaboração (Gomes, 2007).

Reconhecimento e relato do problema: Torna-se bastante difícil reconhecer e aceitar a existência de um problema, se não ficar claro para todos qual é o problema, se não determinarmos quais são os objetivos a serem alcançados com a solução do mesmo, não teremos resultados esperados com o planejamento.

Escolha dos fatores e dos níveis. Devem ser levados em conta os intervalos sobre os quais esses fatores irão variar e os níveis específicos em que cada rodada será realizada. É importante investigar todos os fatores que possam ser importantes e não deixar ser influenciado por experiências passadas. Quando o objetivo é a varredura dos fatores ou caracterização do processo, é, em geral, melhor manter baixo o número de níveis de fatores.

Seleção da variável resposta. Na seleção da variável resposta, muitas vezes, a média ou o desvio padrão (ou ambos) da característica medida será a variável resposta. Respostas múltiplas não são raras. A capacidade do medidor é, também, um fator importante. Se a capacidade do medidor é baixa, então apenas efeitos grandes serão detectados pelo experimento ou será necessária replicação adicional.

Escolha do planejamento experimental. A escolha do planejamento envolve consideração pelo tamanho da amostra (número de replicações), seleção de uma ordem adequada de rodadas para as tentativas experimentais, ou se a formação de blocos ou outras restrições de aleatorização estão envolvidas.

Realização do experimento. Quando da realização do experimento, é de vital importância monitorar o processo, para garantir que tudo esteja sendo feito de acordo com o planejamento. Erros no procedimento experimental neste estágio, em geral, destruirão a validade do experimento.

Análise dos dados. Métodos estatísticos devem ser usados para analisar os dados, de modo que os resultados e conclusões sejam objetivos. Se o experimento foi planejado corretamente e se foi realizado de acordo com o planejamento, então os tipos de métodos estatísticos exigidos não são complicados.

Conclusões e recomendações. Uma vez analisados os dados, o experimento deve acarretar conclusões práticas sobre os resultados e recomendar um curso de ação. Métodos gráficos são, em geral, usados neste estágio, particularmente na apresentação dos resultados para outras pessoas. Sequências de acompanhamento

e testes de confirmação devem ser também realizados para validar as conclusões do experimento.

2.4.2 TIPOS DE PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Diversas técnicas de experimentos podem ser utilizadas. Dentre as técnicas mais utilizadas para a realização do projeto e análise de experimentos, destacam-se as seguintes: planejamento fatorial completo 2^K , planejamento fatorial fracionado $2^{(k-p)}$, metodologia da superfície de resposta (Colombari, 2004). Neste trabalho foi utilizado o planejamento fatorial completo e a metodologia da superfície de resposta.

Um experimento fatorial com k fatores, cada um deles com dois níveis, é denominado de experimento fatorial 2^k . O processo experimental dessa técnica consiste em realizar testes com cada uma das combinações da matriz experimental. Após esses testes, são determinados e interpretados os efeitos principais e de interação dos fatores investigados e, dessa forma, podem-se identificar as melhores condições experimentais do produto ou processo de fabricação (Colombari, 2004).

Esta técnica pode ser ilustrada considerando um experimento com três fatores (X_1 , X_2 , X_3), cada um desses fatores foi testado com dois níveis (-1, +1). Esse exemplo é apresentado por vários autores que estudam as técnicas de planejamento e análise de experimentos (Rodrigues & Lemma, 2009; Montgomery, 2005). Assim, a matriz de planejamento para o experimento fatorial 2^3 é representada pela Tabela 2, onde a resposta de cada ensaio é descrita pela coluna y_i . É importante ressaltar que a ordem de realização do teste é definida aleatoriamente.

Segundo Rodrigues e Lemma (2009), várias vantagens podem ser citadas a respeito da utilização do planejamento experimental:

- i. Reduzir o número de experiências ou repetições e melhorar a qualidade da informação obtida através dos resultados. Isso significa uma sensível diminuição do trabalho, e conseqüentemente, do tempo e do custo final. Naturalmente, caberá ao pesquisador investir algum tempo no planejamento do processo e no estudo das variáveis envolvidas, coletando informações na literatura, para que a definição

- da estratégia de realização dos ensaios possa agregar melhor qualidade aos resultados;
- ii. Os fatores são analisados simultaneamente. Assim podemos verificar e quantificar efeitos sinérgicos e antagônicos entre os fatores de interesse;
 - iii. É possível mais de uma resposta ao mesmo tempo. Esta é uma das grandes vantagens do planejamento fatorial. Podem-se maximizar variáveis como, rendimento, produtividade e pureza, e/ou minimizar as variáveis, custo e contaminação, entre outras, individual ou simultaneamente;
 - iv. Permite calcular e avaliar o erro experimental. Isto é fundamental para que se possa especificar o nível de confiança estatística com o qual se pode estimar a reprodutibilidade do resultado desejado;
 - v. Depende mais da competência do profissional em sua área de atuação que de seus conhecimentos em estatística. Em outras palavras, para se obter sucesso em um planejamento fatorial é imprescindível que o profissional tenha um prévio conhecimento do fenômeno ou processo que está sendo estudado.

Tabela 2 - Matriz de planejamento de um experimento 2^3 (Adaptado de Colombari, 2004).

Número do Teste	Fatores de Controle			Ordem do Teste	Resposta (y_i)
	X1	X2	X3		
1	-1	-1	-1	6	y1
2	1	-1	-1	8	y2
3	-1	1	-1	1	y3
4	1	1	-1	2	y4
5	-1	-1	1	5	y5
6	1	-1	1	3	y6
7	-1	1	1	4	y7
8	1	1	1	7	y8

2.4.3 ANÁLISE DA VARIÂNCIA DOS EFEITOS DO EXPERIMENTO FATORIAL 2^K

A técnica estatística de análise de variância é descrita a seguir. Essa técnica denominada ANOVA (*analysis of variance*), tem como objetivo analisar a variação média dos resultados dos testes e demonstrar quais são os fatores que realmente produzem efeitos (principais e de interação) significativos nas respostas de um sistema. A análise de variância é utilizada para aceitar ou rejeitar, estatisticamente, as hipóteses investigadas com os experimentos industriais. O resultado da ANOVA são geralmente apresentados conforme expostos no Quadro 3. Tais resultados representam a análise do experimento fatorial com três fatores, cada um deles com dois níveis. As colunas nesta tabela incluem as fontes de variação, a soma dos quadrados (SQ), os graus de liberdade (GL é a propriedade pela qual qualquer das (n-1) observações de uma amostra determina a outra observação), os quadrados médios (QM), ou a variância dos parâmetros e a estatística do teste F_0 (Colombari, 2004).

Tabela 3 - ANOVA de um experimento fatorial com n fatores (Adaptado de Montgomery, 2005).

Fonte de Variação	Soma dos Quadrados	gl	Quadrado Médio	F_0
Regressão	SQ_R	$(p-1)$	$SQ_R/(p-1)$	QM_R/QM_{Res}
Resíduos	SQ_{Res}	$(n-p)$	$SQ_{Res}/(n-p)$	-
Total	SQ_{Total}	$(n-1)$	-	-

R^2 (Coeficiente de Correlação)

$$R^2 = \left(\frac{SQ_{Total} - SQ_{Res}}{SQ_{Total}} \right) \times 100$$

2.4.4 METODOLOGIA DA SUPERFÍCIE DE RESPOSTA

Trata-se de um conjunto de técnicas de planejamento e análise de experimentos usados na modelagem matemática de respostas. Esse método foi desenvolvido por George Box e colaboradores, da Universidade Princeton, e o estudo foi motivado pela necessidade de utilizar um procedimento para determinar condições

ótimas dos fatores de controle que interferem na resposta de um sistema (Rodrigues & lemma, 2009; Montgomery, 2005).

Os métodos de otimização podem ser utilizados para se aproximar da superfície resposta, onde um primeiro passo é identificar uma função matemática que modele a variação das respostas em função dos fatores investigados. Geralmente a primeira função que é utilizada para se aproximar ao conjunto de resultados são os polinômios de primeira ordem representados pela equação 1. Nesse caso, procura-se verificar se a variação da resposta em função dos fatores é bem modelada por uma superfície plana, conforme a Figura 24.

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_k x_k + \varepsilon \quad (1)$$

Sendo que $\beta_0, \beta_1, \beta_2, \dots, \beta_k$, representam os coeficientes do polinômio; x_1, x_2, \dots, x_k , que são os fatores experimentais e ε é o erro experimental.

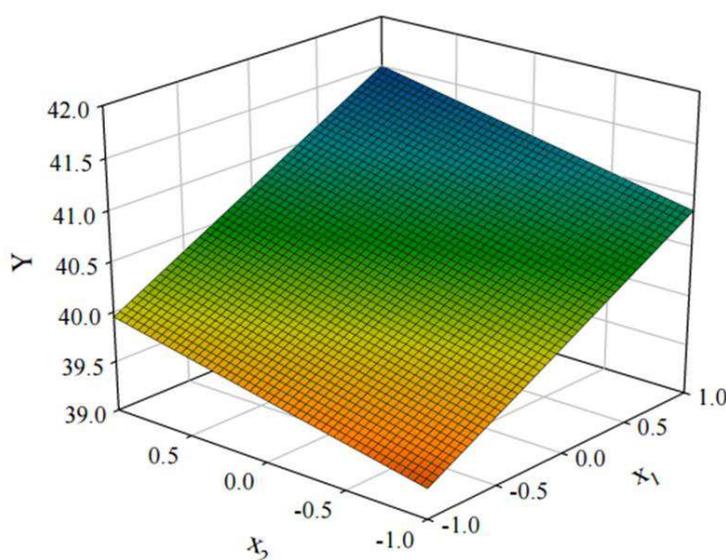


Figura 24 - Superfície tridimensional de resposta do modelo de 1ª ordem (Adaptado de Cecon & Silva, 2011).

Caso a superfície de resposta não seja tão bem modelada por uma superfície plana, devido o teste estatístico apontar que o modelo linear não satisfaz as condições de operação do sistema, porque existe uma curvatura na superfície de resposta,

conforme a Figura 25, então a função a ser aproximada ao conjunto de resultados é um polinômio de mais alta ordem, como um modelo de segunda ordem, dado pela Equação 2.

$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i x_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} x_i^2 + \sum_i \sum_j \beta_{ij} x_i x_j + \varepsilon \quad (2)$$

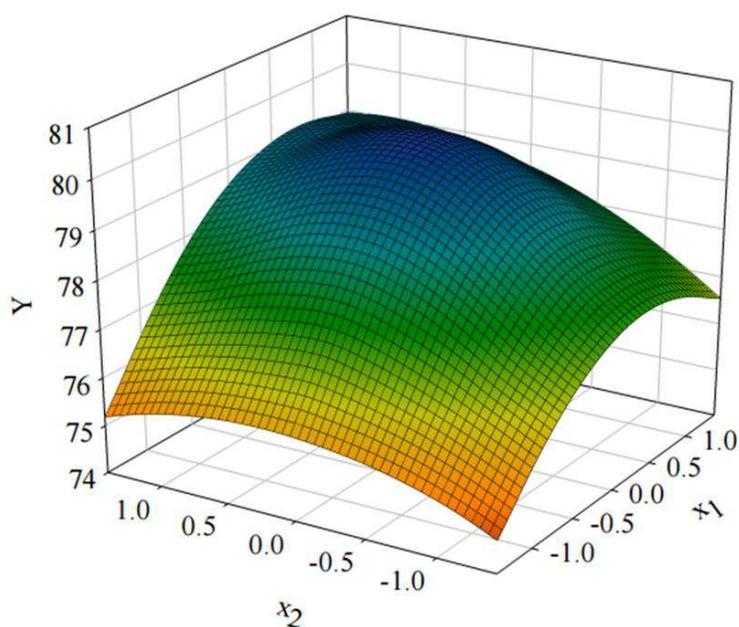


Figura 25 - Superfície tridimensional de resposta do modelo de 2ª ordem (Adaptado de Cecon & Silva, 2011).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados e descritos todos os procedimentos experimentais empregados durante os ensaios, bem como os equipamentos, os acessórios e os materiais de consumo utilizados. O objetivo deste capítulo é reunir as informações necessárias de forma que seja possível a compreensão e reprodução das condições dos ensaios.

3.1 MATERIAIS DE CONSUMO

3.1.1 METAL DE BASE E METAL DE ADIÇÃO

Neste trabalho foram utilizadas chapas finas de LMF de NiTi com duas composições químicas diferentes, a fim de avaliar a soldabilidade destas no estado martensítico e no estado austenítico. Ambas as chapas têm 0,8 mm de espessura. Na Tabela 4 apresenta-se a composição química destes materiais, segundo o fabricante *Sunrise Titanium Technology Co., LTD*. Na Figura 26 e na Figura 27 são apresentadas as curvas de análise térmica em DSC. Já na Figura 28 apresenta-se o resultado dos ensaios de tração. Em ambos os casos, os resultados são para as chapas na condição como recebida (STT) e tratadas termicamente (CTT) a 500°C por uma hora para a chapa A e a 600°C por uma hora para a chapa B, com o intuito de “desbloquear” a transformação de fase das LMF de NiTi.

Tabela 4 - Composição química em peso das chapas de LMF de NiTi.

Material	Ti (%)	Ni (%)
Chapa A - Estado Austenítico	44,09	55,91
Chapa B - Estado Martensítico	44,84	55,16

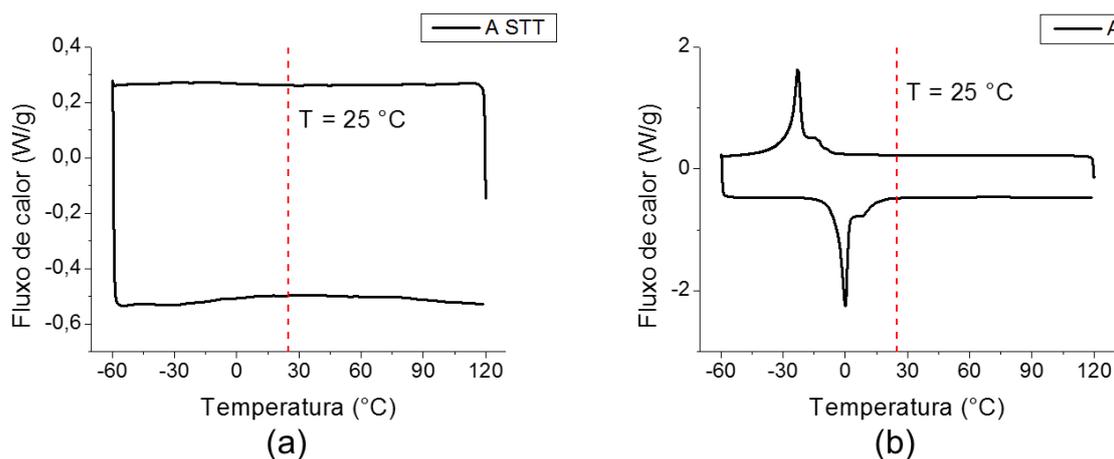


Figura 26 - Curva de ensaio DSC para a chapa A na condição como recebida (a) e na condição tratada termicamente a 500°C por uma hora e resfriada em óleo (b).

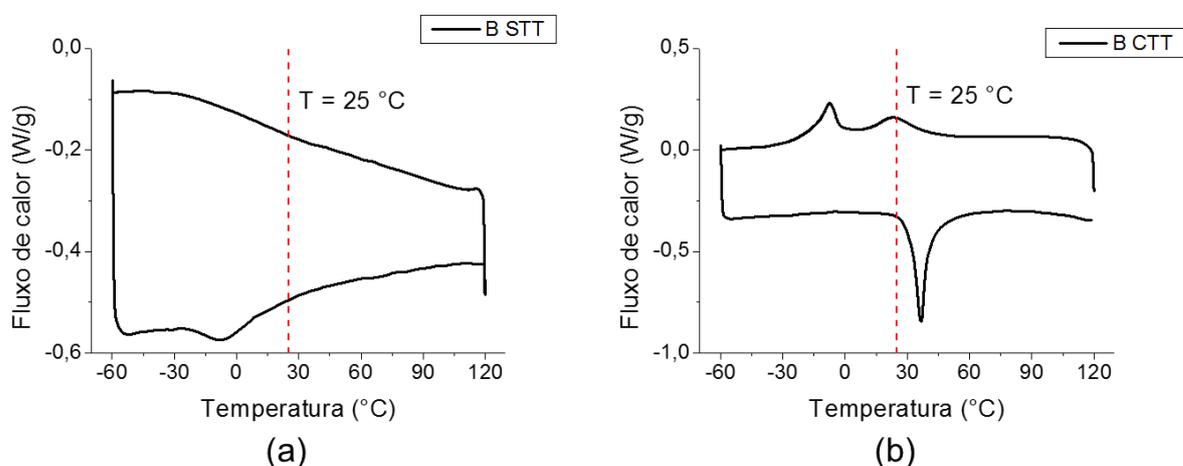


Figura 27 - Curva de ensaio DSC para a chapa B na condição como recebida (a) e na condição tratada termicamente a 600°C por uma hora e resfriada em óleo (b).

É possível verificar na Figura 26a que não existem picos na curva de análise térmica em DSC, indicando que não ocorrem transformações de fase nas temperaturas avaliadas. Já na Figura 27a é possível observar que durante a fase de resfriamento não há pico de energia, indicando que não ocorrem transformações de fase durante esta fase, mas um pequeno pico é observado durante a fase de aquecimento entre -30°C e 10°C, aproximadamente. Em ambos os casos, a fase austenítica está estável a temperatura ambiente na condição das chapas como recebida. Após a realização do tratamento térmico, Figuras 26b e 27b, as curvas de

análise térmica em DSC apresentam picos característicos indicando que as transformações de fase foram desbloqueadas estabilizando a austenita a temperaturas entre 0°C e 10°C para a chapa A e estabilizando a fase R na chapa B a temperatura ambiente. O tratamento térmico é responsável por consumir Ni da matriz do material, como o Ni é o elemento responsável por estabilizar a austenita a temperaturas próximas a ambiente o seu empobrecimento na matriz resulta em aumento das temperaturas de transformação de fase (Otsuka & Wayman, 1998).

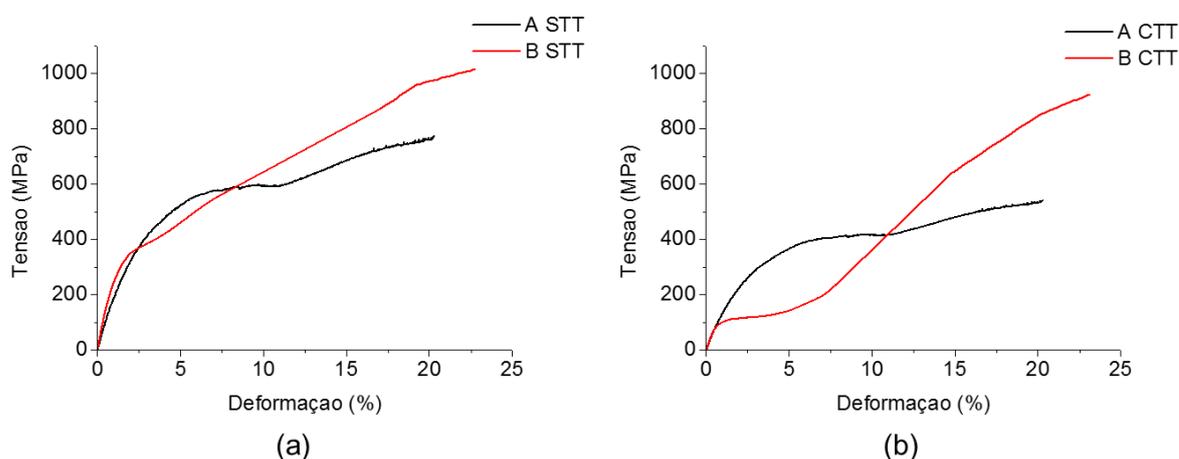


Figura 28 - Curvas tensão x deformação para as chapas (metal de base) A e B nas condições como recebida (a) e tratada termicamente (b).

A chapa A apresentou comportamento característico de LMF de NiTi no estado austenítico, induzindo a martensita por tensão a aproximadamente 600 MPa na condição como recebida e a 400 MPa na condição tratada termicamente. Já a chapa B apresentou comportamento austenítico de chapas de LMF de NiTi encruadas na condição como recebida e após o tratamento térmico, como ocorreu a estabilização da fase pré-martensítica R a temperaturas próximas a ambiente é possível determinar que a tensão de orientação da martensita maclada foi de aproximadamente 100 MPa, seguida de patamar de tensão característico e novo encruamento até atingir o limite elástico da martensita orientada e, então, a ruptura.

A Figura 29 apresenta as regiões de onde foram retiradas as amostras a serem soldadas (detalhe A na figura) e o metal de adição (detalhe B na figura), que foi utilizado nas soldagens pelos processos GTAW e PAW. As amostras e o metal de

adição foram retirados a partir das chapas A e B por meio de usinagem não-convencional, utilizando uma máquina de eletroerosão à fio.

3.1.2 GASES TÉCNICOS DE SOLDAGEM

Neste trabalho foi utilizado como gás técnico de soldagem o argônio, devido ao fato deste ser um gás inerte e não reagir com o metal fundido da poça de fusão. Em função do processo de soldagem utilizado o argônio foi utilizado como gás de proteção nos processos GTAW e PAW. No processo PAW o argônio foi utilizado ainda como gás de plasma. Por fim, no processo de soldagem LBW não foi utilizado gás de proteção, devido ao caráter pirofórico da liga em estudo quando exposto a fonte de calor laser.

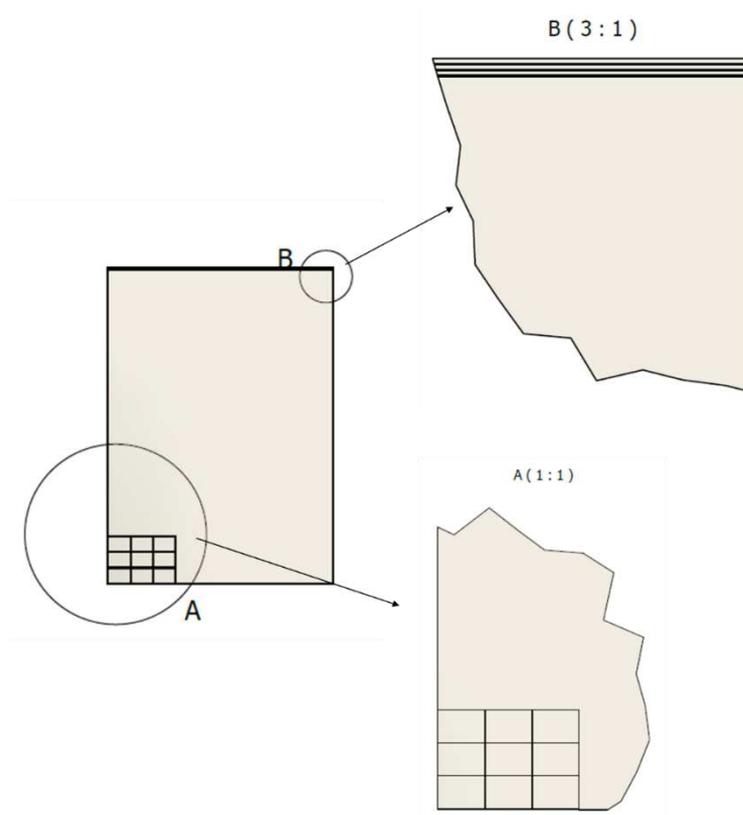


Figura 29 - Representação esquemática da retirada de amostras para soldagem e do metal de adição a partir de uma chapa fina de LMF de NiTi.

3.2 EQUIPAMENTOS E ACESSÓRIOS

A descrição dos equipamentos e acessórios empregados neste trabalho têm como objetivo informar as características de cada dispositivo e sua aplicação.

3.2.1 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NAS SOLDAGENS

Uma fonte de soldagem eletrônica multiprocesso modelo DIGIPLUS A7 da IMC – SOLDAGEM (capaz de realizar microsoldagens nos processos GTAW e PAW, ambos em corrente convencional ou pulsada), com corrente máxima de soldagem de 100 amperes utilizada para realizar a união dos materiais. Esta fonte é equipada com um sistema de aquisição de dados para registrar os sinais de tensão e corrente durante o processo de soldagem.

O laser a fibra utilizado neste trabalho está instalado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv/CTA). Trata-se de um laser de 2 kW de potência média (IPG, modelo YLR-2000) dotado de uma fibra de saída de 50 μm e 5 metros de extensão. Uma unidade de acoplamento de fibras faz a conexão de uma segunda fibra com 100 μm de diâmetro e 10 metros de comprimento que é utilizada nos processos de soldagem. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe. Este laser está inserido numa cabine de processamento em alumínio (3X3X3) m³ equipada com sistemas de gases auxiliares de processo e de exaustão de fumos. Os experimentos de soldagem foram realizados em uma mesa de comando numérico computadorizada (CNC), controlada por computador por meio de software EMC2 e acionada por motores de passo, com velocidade máxima de 160 mm/s e cursos x de 430 mm e Y de 508 mm, ambos com resolução de 5 μm . Um eixo Z com curso de 215 mm e resolução de 1 μm foi incorporado à mesa. Este eixo fixa a óptica de focalização e facilita posicionar corretamente o foco do feixe de laser sobre a amostra.

3.2.2 EQUIPAMENTOS EMPREGADOS NA PREPARAÇÃO METALGRÁFICA

Para realizar a preparação metalográfica com fins de viabilizar a avaliação microestrutural bem como a microdureza resultante foi utilizada uma cortadeira metalográfica, lixadeira e politriz.

3.2.3 EQUIPAMENTO PARA ENSAIO DE MICRODUREZA

Nos ensaios de microdureza foi utilizado um microdurômetro digital da marca Future Tech, modelo FM-700.

3.2.4 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA MICROSCOPIA E CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA

A caracterização da microestrutura foi realizada via microscopia óptica (MO) utilizando um microscópio metalúrgico modelo BX-51 da Olympus, que possibilita a observação em aumentos de até 1000 vezes.

Já a caracterização das superfícies de fratura foi realizada via microscopia eletrônica de varredura (MEV). Utilizou-se um MEV modelo VEGA 3SBH, acoplado a uma sonda para quantificação da composição química via espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

3.2.5 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE

Para determinar as temperaturas de transformação de fase das juntas soldadas de LMF de NiTi foram realizados ensaios de análise da variação da resistência elétrica em função da temperatura (RET). Esses ensaios são realizados usando um banho termostático da marca Huber modelo CC 902, responsável por promover a variação da temperatura, interligado a um sistema de aquisição de dados e uma fonte de corrente elétrica, responsável por promover a diferença de potencial adequada ao ensaio. Essa metodologia de ensaio de RET foi previamente desenvolvida por Reis *et al.* (2006).

3.2.6 EQUIPAMENTO UTILIZADO NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

A caracterização da resistência mecânica foi realizada através do ensaio de tração uniaxial, à temperatura ambiente, utilizando-se uma máquina universal de ensaios servohidráulica, marca MTS, modelo 810.

3.3 METODOLOGIA

3.3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL PARA AS SOLDAGENS PELOS PROCESSOS GTAW, PAW E LBW

Foi utilizada a técnica do planejamento experimental fatorial em dois níveis com uma réplica de todas as condições de soldagem, uma vez que foram utilizadas variáveis qualitativas, impedindo a rotação destas variáveis em torno de um ponto central. A réplica de todas as condições de soldagem é utilizada para mensurar o erro e as incertezas envolvidas. Os valores desses níveis encontram-se nas Tabelas 5, 6 e 7 para os processos GTAW, PAW e LBW, respectivamente. Estes parâmetros foram determinados após longa varredura exploratória de condições de soldagem adequadas. As soldagens realizadas pelos processos GTAW e PAW foram manuais, enquanto que as soldagens realizadas pelo processo LBW foram completamente automáticas.

As técnicas conexas utilizadas nos processos GTAW e PAW foram: soldagem no sentido de avanço, comumente utilizado em soldas de união de chapas finas e modo de corrente em polaridade direta. A vazão do gás de proteção foi de 8 L/min em ambos os processos e a vazão do gás de plasma do processo PAW foi de 3 L/min. Já no processo LBW o foco do feixe laser foi mantido constante, com distância focal de 92 mm (distância lente-peça), sobre a superfície do material, o que representa um diâmetro de feixe de 151 μm . As soldagens realizadas pelo processo LBW não contaram com gás de proteção, devido ao caráter pirofórico do material observado durante os testes preliminares. Estes procedimentos permitiram definir o intervalo de parâmetros ótimos de processo, associando a qualidade da solda à potência do laser e a velocidade de soldagem.

Nas Tabelas 5 e 6 I_m é a corrente média em Amperes, CC significa corrente convencional, CP significa corrente pulsada, STTPS são as condições que não foram realizados tratamentos térmicos pós-soldagem e CTTPS são as condições em que foram realizados tratamentos térmicos pós-soldagem. Já na Tabela 7 P_m indica potência média em Watts e V_s é a velocidade de soldagem em mm/min.

Tabela 5 - Níveis reais e codificados dos fatores para o processo GTAW.

Variáveis de entrada (k)	Níveis	
	-1	+1
I_m (A)	20	26
Tipo de Corrente	CC	CP
Tratamento Térmico Pós-Soldagem	STTPS	CTTPS

Tabela 6 - Níveis reais e codificados dos fatores para o processo PAW.

Variáveis de entrada (k)	Níveis	
	-1	+1
I_m (A)	12	16
Tipo de Corrente	CC	CP
Tratamento Térmico Pós-Soldagem	STTPS	CTTPS

Tabela 7 - Níveis reais e codificados dos fatores para o processo LBW.

Variáveis de entrada (k)	Níveis	
	-1	+1
P_m (W)	450	550
V_s (mm/min)	900	1500
Tratamento Térmico Pós-Soldagem	STTPS	CTTPS

Na Tabela 8 apresenta-se as condições em que foram realizados os tratamentos térmicos pós-soldagem para os três processos de soldagem em estudo. As condições de soldagem que foram submetidas ao tratamento térmico pós-soldagem passaram por um aquecimento até a temperatura de 500 °C, para a chapa A, e 600 °C, para a chapa B, a uma taxa de 20 °C/min. Permaneceram nesta temperatura por duas horas e em seguida foram temperadas em óleo, como apresenta-se na Figura 30.

Tabela 8 - Parâmetros de execução dos tratamentos térmicos pós-soldagem.

Material	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Indicação
Chapa – A	500	2	Indicado pelo fabricante.
Chapa – B	600	2	Yang <i>et al</i> (2014)

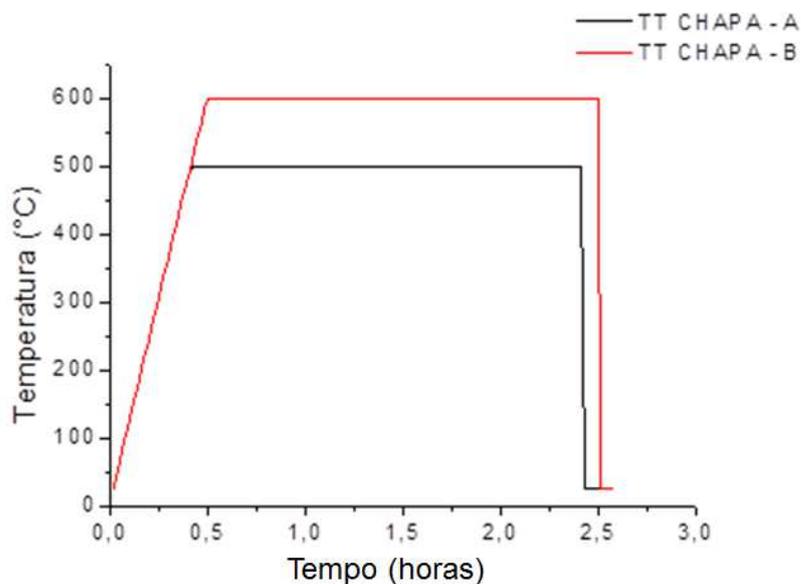


Figura 30 - Ciclo de tratamento térmico pós-soldagem executado nas juntas soldadas.

Tabela 9 - Matriz de experimentos 2^3 mais uma réplica de todas as condições de soldagem para o processo de soldagem GTAW.

	I_m	Tipo de Corrente	Tratamento térmico pós-soldagem
C1/C9	20 (-1)	CC (-1)	STTPS (-1)
C2/C10	26 (+1)	CC (-1)	STTPS (-1)
C3/C11	20 (-1)	CP (+1)	STTPS (-1)
C4/C12	26 (+1)	CP (+1)	STTPS (-1)
C5/C13	20 (-1)	CC (-1)	CTTPS (+1)
C6/C14	26 (+1)	CC (-1)	CTTPS (+1)
C7/C15	20 (-1)	CP (+1)	CTTPS (+1)
C8/C16	26 (+1)	CP (+1)	CTTPS (+1)

Tabela 10 - Matriz de experimentos 2^3 mais uma réplica de todas as condições de soldagem para o processo de soldagem PAW.

	I_m	Tipo de Corrente	Tratamento térmico pós-soldagem
C1/C9	12 (-1)	CC (-1)	STTPS (-1)
C2/C10	16 (+1)	CC (-1)	STTPS (-1)
C3/C11	12 (-1)	CP (+1)	STTPS (-1)
C4/C12	16 (+1)	CP (+1)	STTPS (-1)
C5/C13	12 (-1)	CC (-1)	CTTPS (+1)
C6/C14	16 (+1)	CC (-1)	CTTPS (+1)
C7/C15	12 (-1)	CP (+1)	CTTPS (+1)
C8/C16	16 (+1)	CP (+1)	CTTPS (+1)

Tabela 11 - Matriz de experimentos 2^3 mais uma réplica de todas as condições de soldagem para o processo de soldagem LBW.

	P_m	Velocidade de Soldagem	Tratamento térmico pós-soldagem
C1/C9	450 (-1)	900 (-1)	STTPS (-1)
C2/C10	550 (+1)	900 (-1)	STTPS (-1)
C3/C11	450 (-1)	1500 (+1)	STTPS (-1)
C4/C12	550 (+1)	1500 (+1)	STTPS (-1)
C5/C13	450 (-1)	900 (-1)	CTTPS (+1)
C6/C14	550 (+1)	900 (-1)	CTTPS (+1)
C7/C15	450 (-1)	1500 (+1)	CTTPS (+1)
C8/C16	550 (+1)	1500 (+1)	CTTPS (+1)

A sequência de combinação dos fatores foi definida segundo a ordem padrão descrita nas Tabelas 9, 10 e 11, com uma réplica de cada experimento. Apesar de a ordem apresentada nas tabelas abaixo ser a padrão, todos os experimentos foram realizados em ordem aleatória. A réplica dos experimentos permite o cálculo do erro experimental e significância dos efeitos. A sequência aleatória dos experimentos permite a aplicação de testes estatísticos de significância e a construção de intervalos de confiança.

3.3.2 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA, ENSAIOS DE MICRODUREZA, MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) E ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

As amostras foram submetidas ao processo de lixamento (da granulação 200 a 1200), polidas com alumina de 2,0 a 0,5 μm , e por fim, foram atacadas quimicamente com água régia fluorada modificada, revelando a microestrutura do metal de base, ZTA e metal de solda. As amostras foram levadas ao MO com o intuito de registrar a microestrutura ao longo da seção transversal da junta soldada com ampliações variando de 50 a 200 vezes.

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para averiguar o aspecto da superfície de fratura, após os ensaios de tração, com ampliações de imagem variando de 400 a 4000 vezes.

Os ensaios de microdureza foram executados aplicando-se uma carga de 50 gramasforça (gf), por 15 segundos, com espaçamento entre as impressões de 200 μm . Em cada amostra foram realizadas medidas de microdureza Vickers (HV) ao longo de uma linha horizontal perpendicular ao cordão de solda, como apresenta-se na Figura 31.

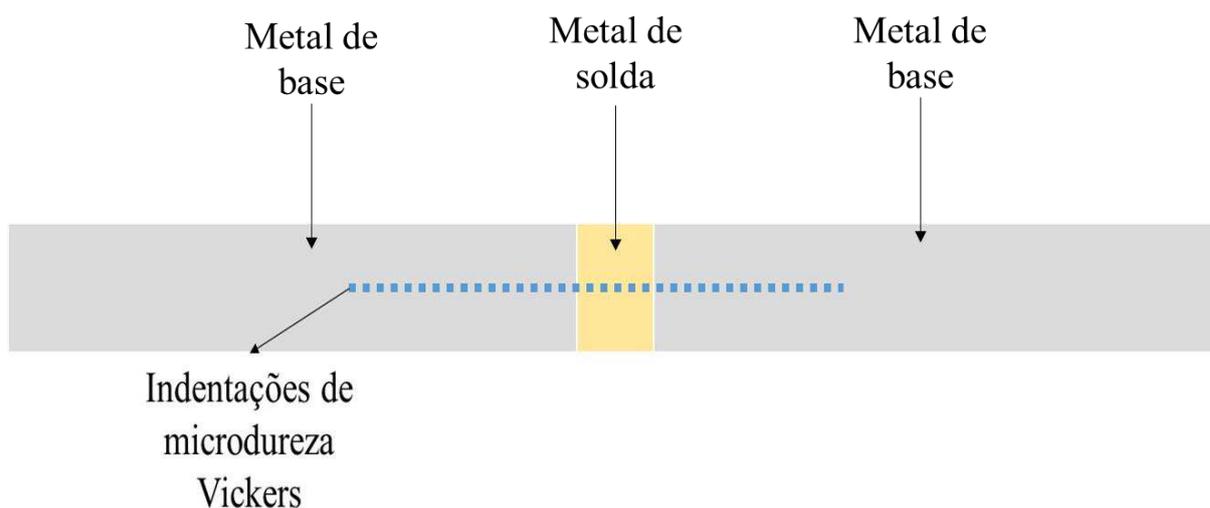


Figura 31 - Corpo de prova para ensaio de microdureza.

3.3.3 ENSAIOS DE VARIAÇÃO DA RESISTÊNCIA ELÉTRICA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA (RET)

Para determinar as temperaturas de transformação de fase realizou-se uma avaliação da variação da resistência elétrica em função da temperatura (RET), a uma taxa média de 4°C/min, para uma faixa de temperaturas variando de -60 °C a 100 °C, conforme apresentado na Figura 32. O ensaio consiste em aquecer o corpo de prova até o estado de referência austenítico (a 100 °C), resfriando-o até -60 °C e em seguida aquecendo-o ao estado de referência novamente. As medidas de variação da resistência elétrica foram realizadas de acordo com a Figura 33. Esta técnica foi escolhida em detrimento dos ensaios de DSC por se tratar de técnica não destrutiva para determinação das temperaturas de transformação de fase, garantindo uma melhor correlação e verossimilhança entre as propriedades mecânicas observadas e as temperaturas de transformação de fase aferidas e, conseqüentemente, o estado em que se encontra o material a temperatura ambiente.

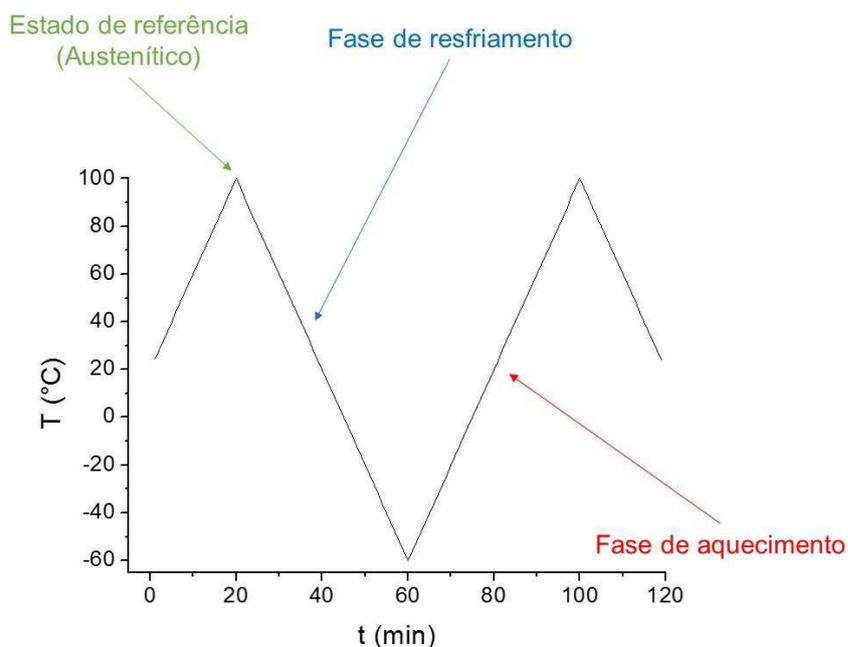


Figura 32 - Ciclo térmico de resfriamento e aquecimento no ensaio de RET.

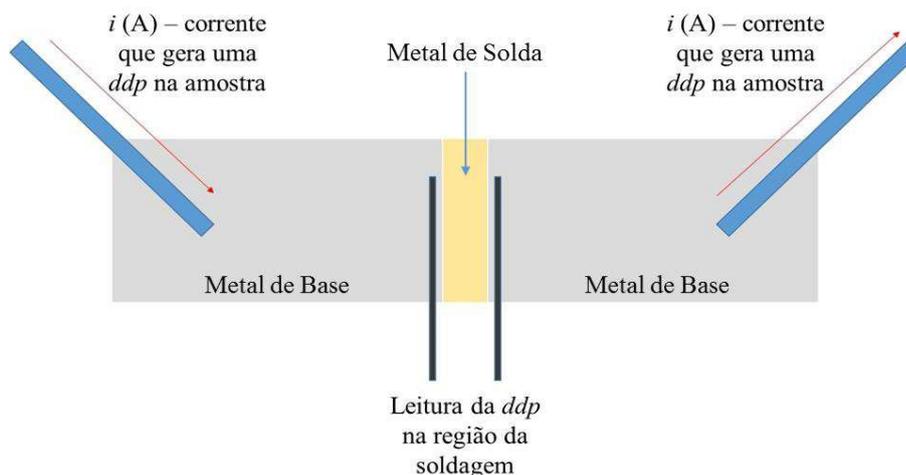


Figura 33 - Esquema de medição da queda de tensão para aferição da variação da resistência elétrica junto ao metal de solda.

As temperaturas de transformação de fase neste ensaio são determinadas a partir do método das tangentes, como é apresentado na Figura 34. Segundo Otsuka e Wayman (1998) a intersecção das retas tangentes a curva denota a temperatura em que ocorre a transformação de fase.

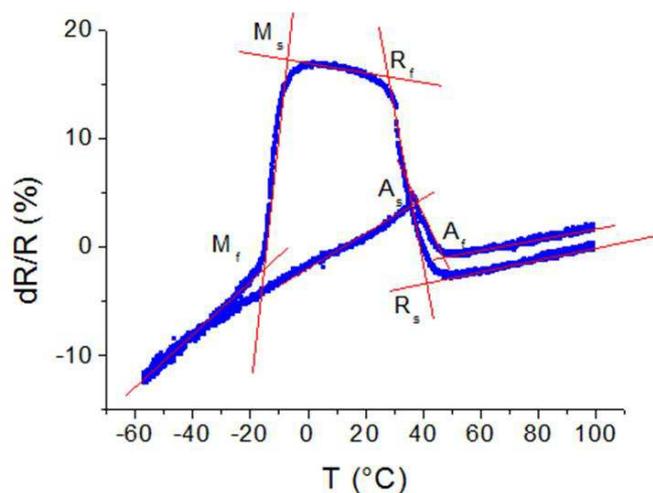


Figura 34 - Método das tangentes para determinação das temperaturas de transformação de fase em LMF a partir de um ensaio RET.

3.3.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

O comportamento funcional das juntas soldadas foi averiguado tracionando todas as condições de soldagem até 6% de deformação a uma taxa de deslocamento

de 0,05 mm/minuto. Ao atingir 6% de deformação o corpo de prova foi descarregado controladamente (em controle de força) até zerar a carga atuante, adotando o procedimento estipulado na ASTM F2516-14. Na Figura 35 é apresentada a geometria dos corpos de prova utilizados.

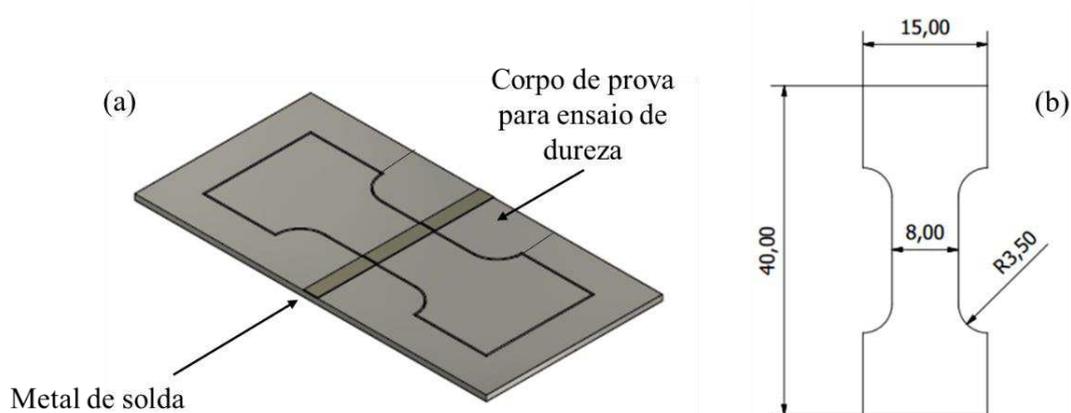


Figura 35 - (a) Esquema da junta soldada indicando o local de onde foi retirado o corpo de prova para ensaio de tração. (b) Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

Após a determinação do comportamento funcional das juntas soldadas, aquecia-se os corpos de prova (até aproximadamente 100°C) com soprador térmico a fim de recuperar quaisquer deformações remanescentes e em seguida o corpo de prova foi tracionado até a ruptura, utilizando a mesma taxa de deslocamento de 0,05 mm/minuto.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo estão compilados os resultados obtidos da união de LMF de NiTi austeníticas e martensíticas pelos processos GTAW, PAW e LBW.

4.1 SOLDAGEM DE LMF DE NITI AUSTENÍTICAS

4.1.1 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE

Nas Figuras 36, 37 e 38 são apresentadas as curvas que indicam as temperaturas das transformações de fase via variação da resistência elétrica (RET), utilizando-se os três processos de soldagem, tomando a temperatura de 100°C como estado de referência para o cálculo da variação da resistência, para as ligas no estado como soldado e após TTPS. As temperaturas de início e fim de transformação são determinadas a partir da intersecção das retas tangentes, como já fora citado na metodologia.

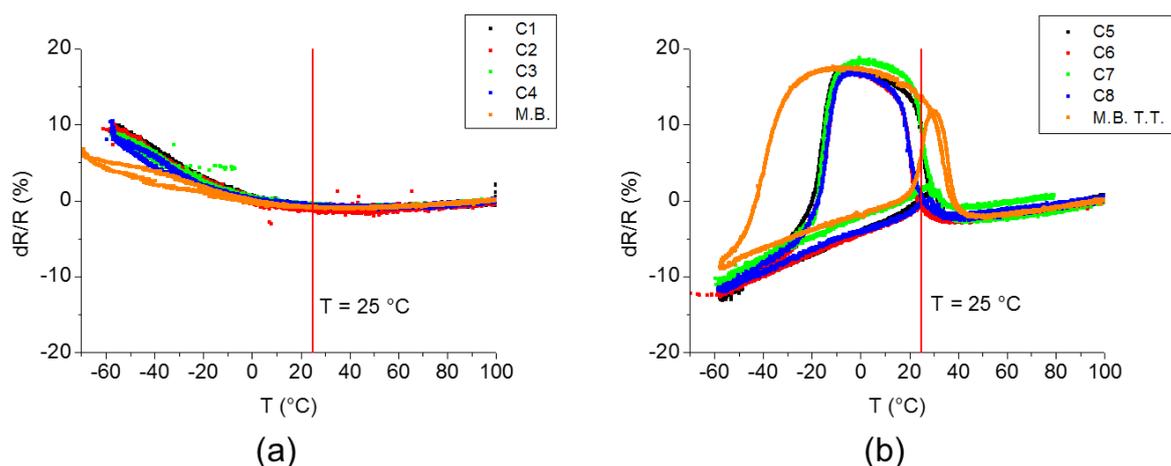


Figura 36 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo GTAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).

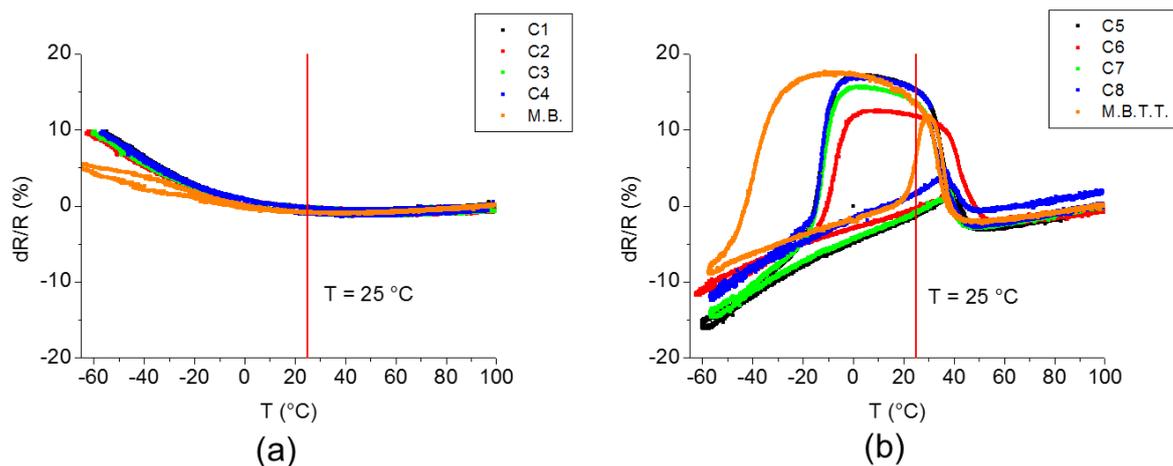


Figura 37 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo PAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).

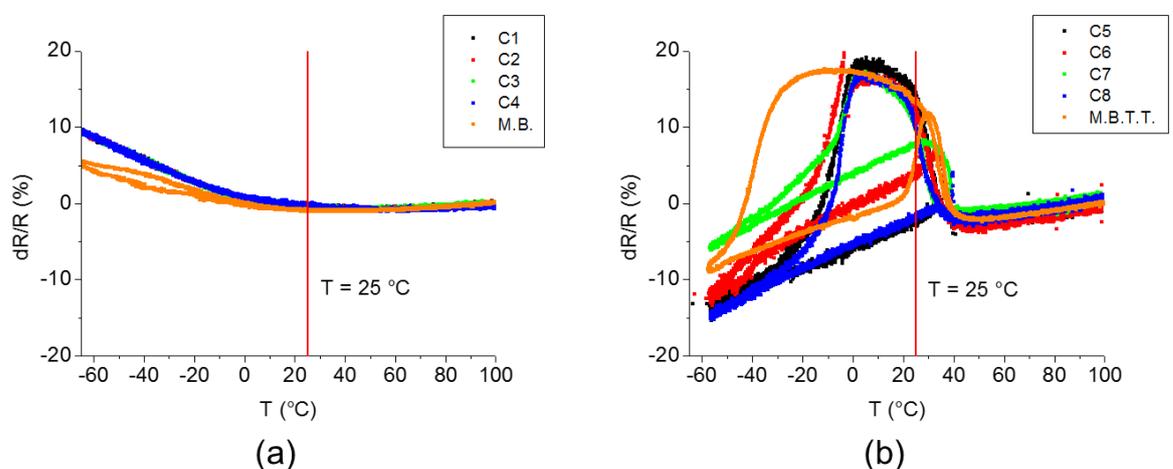


Figura 38 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo LBW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).

O perfil das curvas na condição como soldado, Figuras 36(a), 37(a) e 38(a), indica qualitativamente que independentemente do processo de soldagem utilizado o material se encontrará no estado austenítico, sem transformação de fase à temperatura ambiente e, que em todas estas condições só é possível identificar a temperatura de início de transformação da Fase R (R_s) sendo este perfil similar ao de ligas de NiTi que foram submetidas a laminação e estão com a transformação de fase bloqueada devido ao encruamento característico deste processo de fabricação

(Otsuka & Wayman, 1998; Delobelle *et al.*, 2013). A fase R é um estado de transição entre a fase austenítica e martensítica das LMF de NiTi caracterizada por ter estrutura cristalina trigonal com distorção romboédrica no ângulo α (Lúkas *et al.*, 2002). Já o perfil das curvas das condições soldadas e que foram submetidas ao tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), Figuras 36(b), 37(b) e 38(b), indica qualitativamente que todas as juntas soldadas se encontram em um estado misto entre a fase R e a fase austenítica podendo-se observar as temperaturas de início e fim de transformação da fase R (R_s e R_f), da fase martensítica (M_s e M_f) e da fase austenítica (A_s e A_f). Este comportamento é característico de ligas de NiTi que foram submetidas a tratamentos térmicos, pois este inicialmente alivia as tensões residuais de fabricação dos processos de laminação (para obtenção das chapas) e de soldagem (processamento de interesse deste trabalho) desbloqueando a transformação de fase por relaxamento da rede cristalina (Delobelle *et al.*, 2013). Além disso, este tratamento térmico propicia a formação de precipitados ricos em Ni na matriz do material, empobrecendo-a em Ni, ocasionando uma variação da relação Ti/Ni (Tam *et al.*, 2010), levando assim a um aumento das temperaturas de transformação de fase, uma vez que o Ni é o elemento estabilizador da austenita a temperatura ambiente (Zheng *et al.*, 2008; Jiang *et al.*, 2009). As Tabelas 12, 13 e 14 apresentam as temperaturas de transformação de fase de todas as condições de soldagem para os processos de soldagem GTAW, PAW e LBW, respectivamente. Para fins de comparação, foram inseridas as temperaturas de transformação de fase para o metal de base (MB) sem a realização de TTPS e para o MB com a realização de TTPS.

Pode-se verificar ainda que os perfis das curvas de RET (Figuras 36, 37 e 38) e as temperaturas de transformação de fase (Tabelas 12, 13 e 14) variaram de acordo com o processo de soldagem utilizado, corroborando com Tam *et al.* (2010), que uniu uma LMF de NiTi pelos processos de soldagem à laser e por resistência elétrica e verificou que as temperaturas de transformação diferiam daquelas do MB e entre si.

Tabela 12 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo GTAW.

	Rs (°C)	Rf (°C)	Ms (°C)	Mf (°C)	As (°C)	Af (°C)
MB sem TTPS	-13,7					
C1	6,5	-	-	-	-	-
C2	3,3	-	-	-	-	-
C3	3,1	-	-	-	-	-
C4	2,7	-	-	-	-	-
MB com TTPS	38,4	28,8	-28,1	-46,9	21,4	28,8
C5	28,7	25,2	-10,2	-20,4	29,6	36,9
C6	24,3	16,9	-8,4	-17,8	25,5	31,4
C7	31,2	22,7	-9,4	-18,3	28,8	37,2
C8	26,0	16,2	-8,9	-17	28,5	35,4
MB sem TTPS	-13,7					
C9	6,2	-	-	-	-	-
C10	3,5	-	-	-	-	-
C11	2,9	-	-	-	-	-
C12	2,4	-	-	-	-	-
MB com TTPS	38,4	28,8	-28,1	-46,9	21,4	28,8
C13	29,1	25,5	-10,4	-20,6	29	36,5
C14	24,0	16,5	-8,1	-17,3	25,1	31,2
C15	31,4	22,4	-9,3	-18,9	28,3	37,6
C16	26,1	16,3	-8,2	-17,2	27,8	34,9

Tabela 13 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo PAW.

	Rs (°C)	Rf (°C)	Ms (°C)	Mf (°C)	As (°C)	Af (°C)
MB sem TTPS	-13,7					
C1	5,0	-	-	-	-	-
C2	2,5	-	-	-	-	-
C3	-2,5	-	-	-	-	-
C4	-3,6	-	-	-	-	-
MB com TTPS	38,4	28,8	-28,1	-46,9	21,4	28,8
C5	42,9	30,4	-6,5	-18,0	40,9	45,9
C6	49,3	36,6	-1,0	-13,7	37,6	42,4
C7	39,1	29,8	-6,7	-16,3	40,1	44,1
C8	41,4	28,4	-7,6	-14,5	38,0	47,0
MB sem TTPS	-13,7					
C9	5,2	-	-	-	-	-
C10	2,7	-	-	-	-	-
C11	-2,7	-	-	-	-	-
C12	-3,4	-	-	-	-	-
MB com TTPS	38,4	28,8	-28,1	-46,9	21,4	28,8
C13	43,1	30,9	-6,7	-18,2	41,2	46,0
C14	49,0	36,8	-1,6	-18,0	41,4	46,3
C15	39,2	29,5	-6,8	-15,8	40,1	44,2
C16	41,8	29,0	-7,7	-14,6	38,5	47,2

Tabela 14 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo LBW.

	Rs (°C)	Rf (°C)	Ms (°C)	Mf (°C)	As (°C)	Af (°C)
MB sem TTPS	-13,7					
C1	14,1	-	-	-	-	-
C2	12,5	-	-	-	-	-
C3	14,3	-	-	-	-	-
C4	12,3	-	-	-	-	-
MB com TTPS	38,4	28,8	-28,1	-46,9	21,4	28,8
C5	37,2	24,5	0,4	-12,6	36,2	43,3
C6	38,2	22,6	0,8	-7,5	34,8	41,6
C7	34,9	22,6	1,9	-6,9	35,9	40,8
C8	43,2	27,9	0,2	-10,7	32,9	45,6
MB sem TTPS	-13,7					
C9	14,3	-	-	-	-	-
C10	12,2	-	-	-	-	-
C11	14,6	-	-	-	-	-
C12	12,6	-	-	-	-	-
MB com TTPS	38,4	28,8	-28,1	-46,9	21,4	28,8
C13	37,6	24,5	0,3	-12,8	36,4	43,8
C14	38,1	22,2	0,9	-8,0	34,6	41,1
C15	35,1	23,0	1,8	-7,1	36,1	40,6
C16	43,5	28,6	0,5	-9,8	32,1	44,8

Ao realizar simplesmente a soldagem sem adoção do TTPS, condições C1 a C4, notou-se o aumento das temperaturas de início de transformação da fase R (R_s), se comparado ao MB corroborando com os resultados obtidos por Delobelle *et al.* (2013) e Falvo *et al.* (2005). Comparando ainda os valores de R_s entre os diferentes processos de soldagem utilizados, verifica-se que nos processos GTAW e PAW estas temperaturas são muito próximas, variando entre $-3,6^\circ\text{C}$ e $6,5^\circ\text{C}$. Ainda é possível inferir que nas condições soldadas com corrente pulsada (C3 e C4, dos processos GTAW e PAW) houve ligeira redução de R_s , se comparada aos valores observados nas soldagens com corrente convencional (C1 e C2, dos processos GTAW e PAW).

Pode-se levantar a hipótese de que quando o material é submetido a soldagem volatiliza-se um pouco de Ni da matriz do material (*American Welding Society, 2015b*), empobrecendo-a em Ni, fazendo com que ocorra um pequeno aumento das temperaturas de transformação de fase, além de modificar o tamanho de grão promovendo alterações nas temperaturas de transformação de fase (Tam *et al.*, 2010; London *et al.*, 2005). As soldagens realizadas com corrente pulsada, tanto para o processo GTAW como o PAW, apresentaram menores temperaturas de início de transformação da fase R que aquelas soldadas com corrente convencional, tal comportamento pode estar ligado ao fato de soldagens realizadas com corrente pulsada transferirem menor quantidade de calor da soldagem para a junta (Kou, 2002) fazendo com que a volatilização de Ni no metal de solda seja menor. Soldagens realizadas em corrente convencional concentram mais calor na poça de fusão que em corrente pulsada, promovendo possivelmente uma maior volatilização do Ni no metal de solda, fazendo com que as temperaturas de transformação de fase para as juntas soldadas em corrente convencional sejam maiores que às aquelas soldadas em corrente pulsada. Além disso, Falvo *et al.* (2005) afirmam que a soldagem, por se tratar de um processo térmico, anula os efeitos do trabalho à frio e dos tratamentos térmicos realizados previamente nas etapas de produção das chapas e fios de NiTi. Já para o processo LBW, para as condições C1 a C4, observou-se que o aumento de R_s foi muito mais acentuado, chegando a temperaturas de início de transformação da ordem de 14°C. Além disso, para maiores velocidades de soldagem, no processo LBW, houve uma redução da ordem de 2°C no valor de R_s . O aumento de R_s foi muito mais acentuado no processo LBW que nos processos GTAW e PAW devido à grande concentração de calor na poça de fusão, característica intrínseca deste processo (*American Welding Society, 2015a*), intensificando o processo de volatilização de elementos de liga, além de favorecer a precipitação de compostos de Ni_4Ti_3 , Ni_3Ti_2 e Ni_3Ti durante o processo de solidificação (Yan *et al.*, 2007; Falvo *et al.*, 2005), criando a concorrência entre estes dois fenômenos e o de indução de defeitos metalúrgicos de soldagem (Chan *et al.*, 2011), que são os principais responsáveis por aumentar as temperaturas de transformação de fase.

O aumento da velocidade de soldagem e a pulsação da corrente de soldagem, que proporciona uma redução do calor de soldagem transferido a junta soldada, são utilizados para aumentar a taxa de resfriamento do material durante a fase de

solidificação e resfriamento, podendo induzir heterogeneidades que podem bloquear a transformação de fase (Tam *et al.*, 2010), resultando em uma diminuição das temperaturas de transformação de fase, ou seja, estabilizando a austenita a temperatura ambiente. Estas duas variáveis de soldagem são também responsáveis pela diminuição da energia de soldagem líquida que chega a junta, ou seja, a parcela de calor transferida a junta soldada, diminuindo assim a quantidade de Ni que pode volatilizar, favorecendo ainda mais a estabilização da austenita a temperatura ambiente. Logo, em função do comportamento observado pode-se afirmar que a pulsação da corrente de soldagem é efetiva na redução do aporte térmico de soldagem, mas não tanto quanto a velocidade de soldagem. Daí para unir LMF de NiTi austeníticas, sem a realização de TTPS, exclusivamente com o intuito de estabilizar a austenita a temperatura ambiente, deve-se realizar as soldagens com velocidades mais altas e, quando possível, realizar a pulsação da corrente ou do feixe de energia.

Ao realizar a soldagem e o TTPS, condições de soldagem C5 a C8 dos processos GTAW, PAW e LBW, pode-se observar que houve uma redução da ordem de até 10°C nos valores de R_s , se comparado a condição de soldagem C5 e sua réplica ao MB com TTPS, no processo GTAW. Neste processo os valores de R_s variaram de 24 a 31°C. Já no processo PAW houve um ligeiro aumento de R_s , sendo mais acentuado nas condições que foram soldadas com corrente convencional. Isto é um forte indicativo que o processo de soldagem, por meio do aporte térmico, pode acentuar ou não o empobrecimento de Ni na matriz do material, fazendo com que a austenita só seja estável a temperaturas muito mais elevadas que a ambiente.

No processo LBW, para as condições C5 a C8, as temperaturas início de transformação da fase R permaneceram praticamente idênticas, isto é um indicativo que o TTPS homogeneizou o material. No entanto, se levar em consideração a variação de temperatura entre o início e o fim da transformação da fase R constata-se que os menores valores observados de ΔT_r ocorreram para o processo GTAW, seguido do processo PAW e, por último, o processo LBW, conforme pode ser observado na Tabela 15. Isto indica que maior será a distorção romboédrica que irá ocorrer na fase R, fazendo com que a indução de martensita por tensão seja mais suave, mas ocorra a maiores tensões de acordo com a relação de Clausius-

Clayperon, devido ao acúmulo de tensões (Otsuka e Wayman, 1998; Lúkas *et al.*, 2002; Hsu *et al.*, 2001; Tuissi *et al.*, 1999; Beyer e Hiensch, 1989).

Tabela 15 – Variação da temperatura de início e fim de transformação da fase R.

Processo	ΔT_r (°C)		
	Média	Desvio Padrão	Coefficiente de Variação
GTAW	7,3	2,7	0,37
PAW	11,9	1,7	0,14
LBW	14,0	1,7	0,12

A partir dos dados das Tabelas 12, 13 e 14 pode-se afirmar que as juntas soldadas C5 a C8 dos processos GTAW e LBW encontram-se em um estado misto, composto de austenita e fase R. Já as juntas soldadas C5 a C8 do processo PAW encontra-se completamente na fase R. Para Yan *et al.* (2007), tratamentos térmicos acima de 400°C em ligas ricas em níquel induzem a formação de precipitados como o Ti_3Ni_4 , que tem como consequência a estabilização da fase R à temperatura ambiente. Estes precipitados crescem em um plano paralelo à fase original (B2) e são usualmente de estrutura romboédrica, de acordo com Chan e Man (2013).

Todas as condições que foram submetidas ao TTPS, independentemente do processo de soldagem, apresentam o comportamento de transformação de fase da Figura 39, para 773K e 60 min.

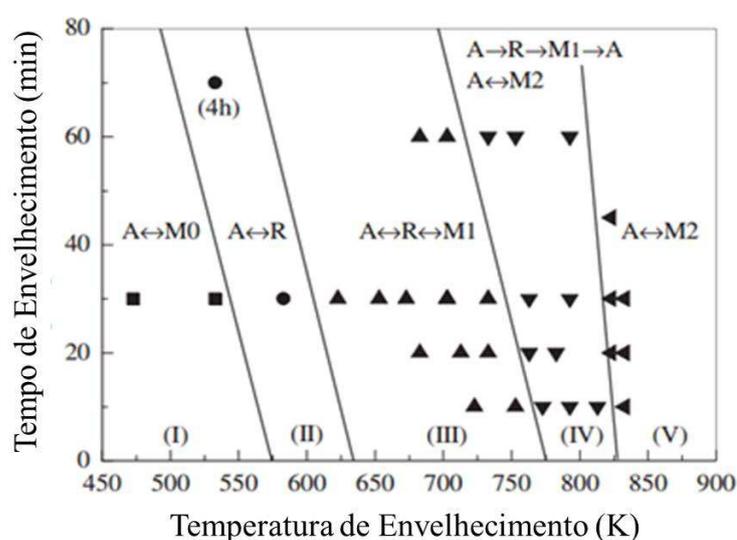


Figura 39 – Efeito do tempo e da temperatura de envelhecimento no comportamento de transformação de fase de ligas austeníticas de NiTi (Zheng *et al.*, 2008).

No entanto, a realização do TTPS não é a única solução tecnológica disponível. Tuissi *et al.* (1999) avaliaram a influência dos tratamentos térmicos de pré-processamento, solubilização e envelhecimento, nas temperaturas de transformação de fase após a soldagem e verificou que ligas de NiTi quando solubilizadas e submetidas a soldagem apresentaram um aumento da temperatura de início de transformação martensítica (M_s), devido a alta densidade de pontos de nucleação disponíveis para a formação da martensita. Além disso, a transformação observada é dita direta da austenita para a martensita, suprimindo a existência da fase R. Já as ligas que foram envelhecidas e submetidas a soldagem não apresentaram fronteiras de distinção claras nas transformações de fase, averiguadas por DSC, indicando a presença da fase R. Portanto, o efeito que a soldagem induz nas temperaturas de transformação de fase depende do estado inicial da liga. Quando não se dispõe de meios de modificação da estrutura inicial da liga, o TTPS apresenta-se como alternativa viável, pois além de aliviar as tensões residuais de soldagem, pode-se adequar o tempo e a temperatura que o tratamento será realizado a fim de se obter a microestrutura e comportamento de interesse, além de desbloquear a transformação de fase devido ao trabalho mecânico de laminação para obtenção das chapas, eliminando assim a necessidade de realizar tratamento térmico antes da soldagem e outro após a execução da união (Zheng *et al.*, 2008).

4.1.2 MICRODUREZA E MICROESTRUTURA

Nas Figuras 40, 41 e 42 estão apresentados os perfis de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda e o *box-plot* das durezas no metal de solda.

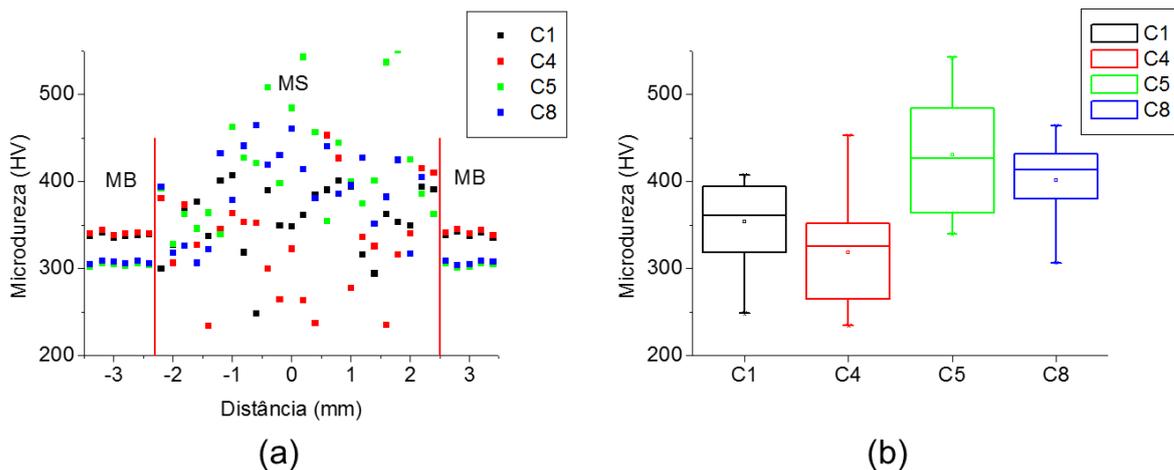


Figura 40 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) utilizando o processo GTAW.

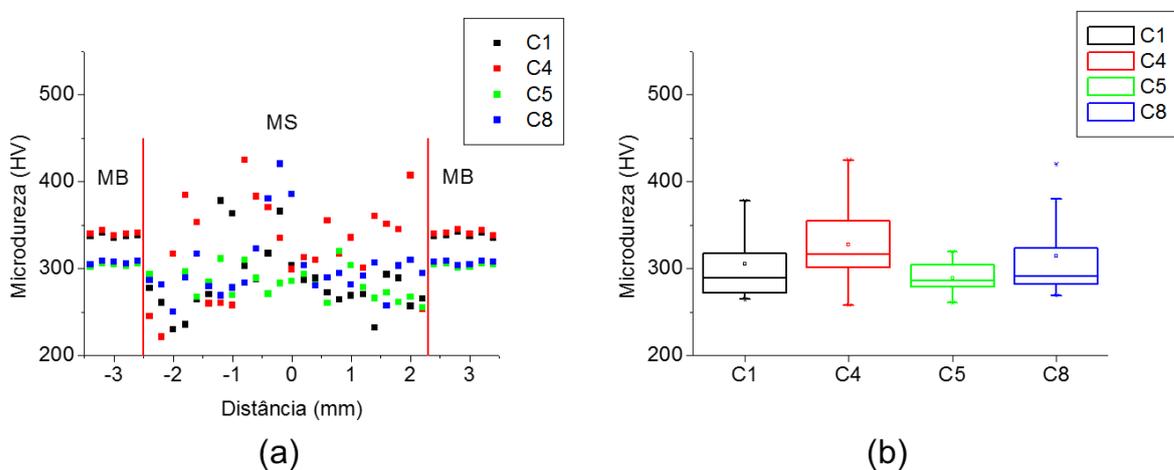


Figura 41 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) utilizando o processo PAW.

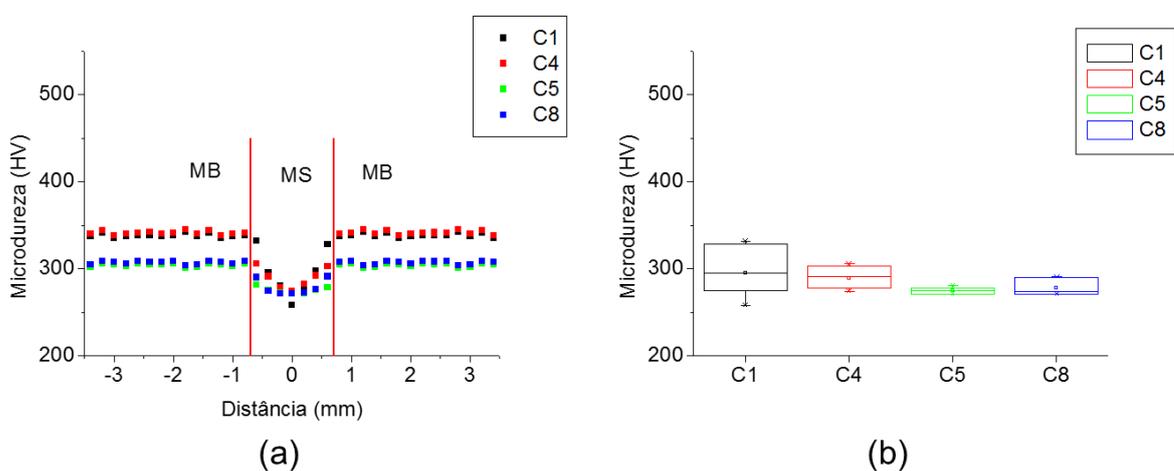


Figura 42 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) utilizando o processo LBW.

A dureza média no metal de solda (MS) foi maior no processo GTAW do que nos processos PAW e LBW, como está apresentado na Tabela 16, este aumento de dureza pode estar possivelmente atrelado a uma maior precipitação de fases como o Ni_3Ti_4 nas juntas soldadas pelo processo GTAW que nos demais processos de soldagem em estudo. Além disso, os processos GTAW e PAW contaram com a utilização de metal de adição durante a soldagem, diferentemente do processo LBW que foi autógeno. Isto influenciou diretamente no perfil qualitativo de microdureza obtido, que pode ser observado nas Figuras 40(a), 41(a) e 42(a), onde pode-se notar que no processo GTAW a dureza da condição C1 experimentou um ligeiro aumento enquanto que a dureza da condição C4 sofreu uma redução modesta em relação do MB, o que já era de se esperar uma vez que a condição de soldagem C1 foi soldada com menor energia de soldagem, propiciando refino de grão e, conseqüentemente, maior dureza e a condição de soldagem C4 foi aplicada com maior energia de soldagem, diminuindo a taxa de resfriamento propiciando aumento do tamanho de grão, resultando em perda de dureza, se comparada a dureza do MB. Já as condições de soldagem C5 e C8 apresentaram aumento de dureza após serem submetidas ao TTPS, os aumentos de dureza observados após o TTPS podem estar atrelados a precipitação de fases como o Ni_3Ti_4 , como reportado por Chan e Man (2013). Pode-se afirmar que o perfil qualitativo de microdureza é idêntico ao reportado por Falvo *et al.* (2005), Tuissi *et al.* (1999) após unir ligas de NiTi solubilizadas, Hsu *et al.*, (2001) e Yang *et al.* (2014).

No processo GTAW as juntas soldadas que foram unidas com menor energia de soldagem (C1 e C5) apresentaram maior dureza média no MS que àquelas unidas com maior energia (C4 e C8), se comparado o comportamento sem TTPS e com TTPS. Isto se deve a maior taxa de resfriamento imposta nestas condições, refinando o grão do MS e conseqüentemente aumentando a dureza. Além disso, as condições que foram soldadas com corrente pulsada (C4 e C8) apresentaram menor dureza e àquelas que foram submetidas ao TTPS apresentaram maior dureza média no MS.

Tabela 16 – Valores médios de dureza no MS para as condições de soldagem C1, C4, C5 e C8 dos processos GTAW, PAW e LBW.

		Sem TTPS		Com TTPS		Média
		C1	C4	C5	C8	
GTAW	μ (HV)	353,5	318,4	430,4	401,7	376,0
	σ (HV)	45,1	63,2	68,0	45,3	49,8
PAW	μ (HV)	305,3	327,7	288,8	313,9	308,9
	σ (HV)	39,5	47,3	17,9	49,2	16,3
LBW	μ (HV)	295,0	289,4	274,7	277,9	284,3
	σ (HV)	27,3	12,2	3,8	8,8	9,6

No processo de soldagem GTAW o TTPS promoveu aumento de dureza no MS provavelmente devido a precipitação de compostos duros, como o Ni_3Ti_4 , enquanto que nos processos de soldagem PAW e LBW observou-se uma redução da dureza no MS, provavelmente associada a deterioração do Ni durante o TTPS, fazendo com que a matriz do material ficasse pobre em Ni, aumentando as temperaturas de transformação de fase, estabilizando a martensita à temperatura ambiente.

No processo PAW o TTPS reduziu timidamente os valores de dureza no MS, indicando que este não possuiu influência significativa nos valores de microdureza. As juntas soldadas executadas com maior corrente de soldagem e, conseqüentemente, maior energia de soldagem apresentaram maior dureza. Apesar de isto parecer um contrassenso, este fenômeno pode ser explicado pelo fato de que as juntas em avaliação também foram soldadas com corrente pulsada, ou seja, a influência da pulsação da corrente foi muito maior que a energia da soldagem, refinando o grão do MS, promovendo aumentos da dureza, o que não foi verificado no processo de soldagem GTAW.

Já no processo LBW o perfil de microdureza observado foi semelhante ao reportado por Amorim (2014), Alberty Vieira *et al.* (2011), Tuissi *et al.* (1999), Mirshekari *et al.* (2013), Schlossmacher *et al.* (1997) e Chan *et al.*, (2011), como apresentado na Figura 43. Esta redução nos valores de microdureza no MS deve-se a presença de grãos colunares e aumento do tamanho de grão na região central do MS, que foi bem mais acentuada no processo LBW que nos processos GTAW e PAW, como poderá ser visto nas micrografias a seguir. As condições de soldagem submetidas ao TTPS também apresentaram uma ligeira redução nos valores médios

de microdureza do MS, de maneira análoga ao processo PAW. Esta redução ocorre, pois, o TTPS ajuda a estabilizar a fase R ou a martensita, que são fases menos duras que a austenita (Otsuka e Wayman, 1998), a temperaturas próximas a ambiente. Este comportamento não foi verificado no processo GTAW possivelmente devido a precipitação de fases como o Ni_3Ti_4 , que são mais duras, como já abordado anteriormente.

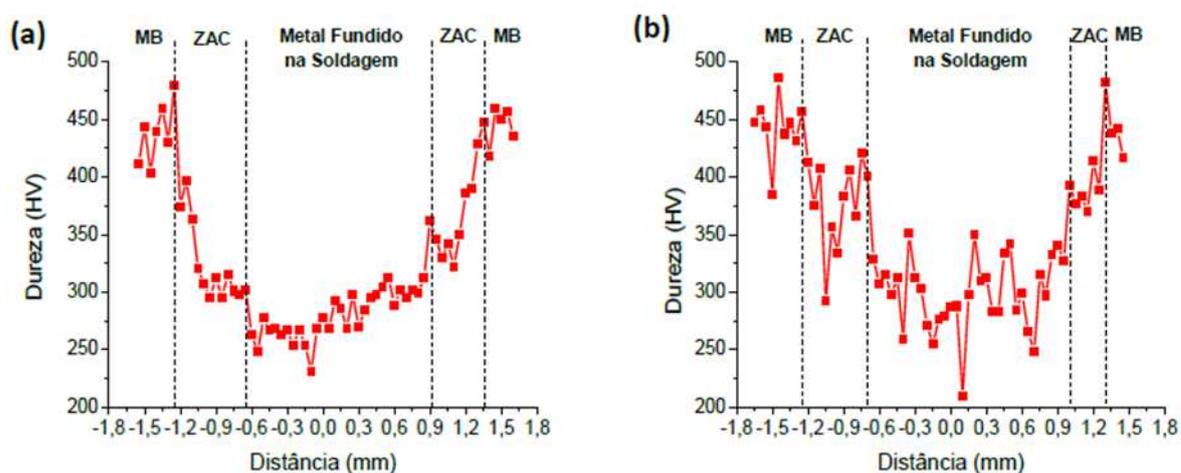


Figura 43 - Perfil de microdureza em uma junta soldada de uma liga austenítica de NiTi (Amorim, 2014).

Nas Figuras 44, 45 e 47 são apresentadas as microestruturas das condições de soldagem C1 e C4 dos processos GTAW, PAW e LBW, respectivamente.

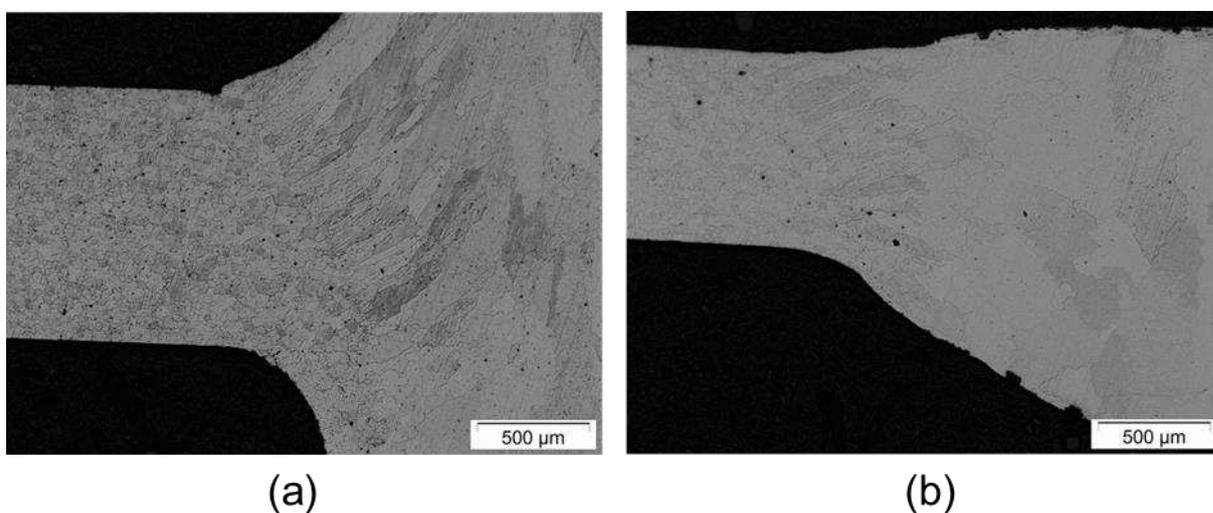


Figura 44 - Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo GTAW.

Observando a Figura 44 (a) e (b) pode-se inferir que a condição de soldagem C1, soldada com menor energia, apresentou menor tamanho de grão que a condição de soldagem C4, que foi soldada com maior energia de soldagem. No entanto, a discrepância observada não é tão grande, pois a condição de soldagem C4 foi soldada com corrente pulsada, que é uma técnica conexas que propicia o refino de grão.

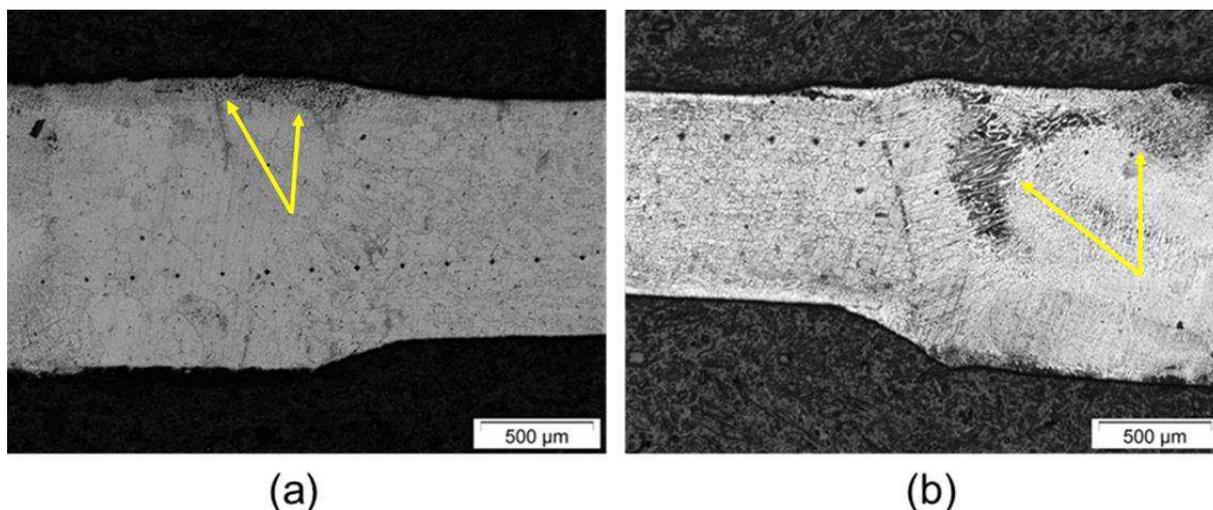


Figura 45 - Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo PAW.

Para o processo PAW pode-se identificar na condição de soldagem C1 a presença de precipitados incoerentes na matriz do material, com a morfologia de pontos negros dispersos sem ordem peculiar na matriz do material, podendo-se supor então que o ciclo térmico de soldagem atuou como um tratamento térmico de envelhecimento, como proposto por Zheng *et al.* (2008). Ainda é possível identificar a presença de uma segunda fase no metal de solda, denotada pela fase escura nas micrografias da Figura 45 (a) e (b). Na Figura 46 é apresentado uma microscopia eletrônica de varredura, indicando pontos onde foram realizadas medidas de composição química via EDS. A Tabela 17 apresenta um resumo das medidas.

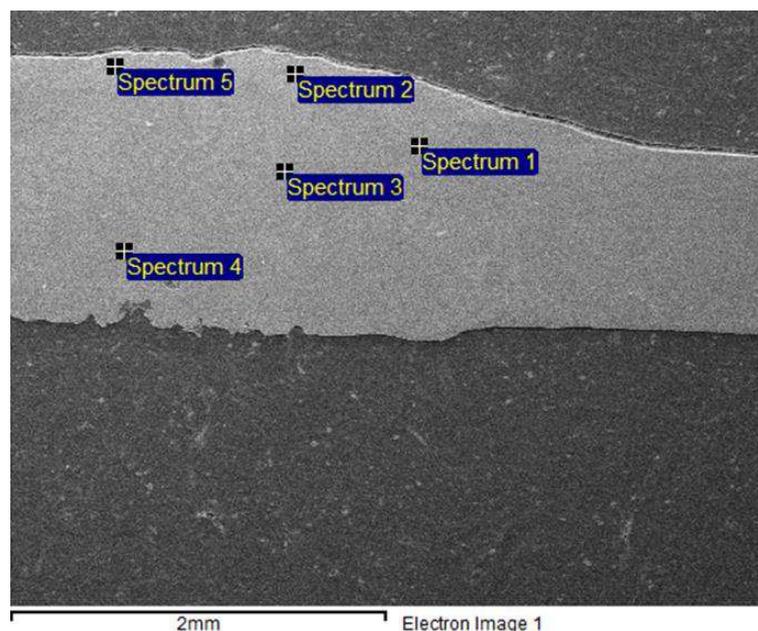


Figura 46 – Ensaio de EDS realizado em várias posições da junta soldada C1 utilizando o processo PAW.

Tabela 17 – Composição química (em peso) de diferentes posições no metal de solda da condição de soldagem C1 do processo PAW.

Posição de medição espectro	Ti (%)	Ni (%)
<i>Spectrum 1</i>	45.46	54.54
<i>Spectrum 2</i>	60.94	39.06
<i>Spectrum 3</i>	45.97	54.03
<i>Spectrum 4</i>	46.54	53.46
<i>Spectrum 5</i>	82.74	17.26

A composição química dos espectros 2 e 5 indicam um grande desvio composicional, com relação aos demais pontos. Portanto, pode-se inferir que a fase negra observada na Figura 45 é de fato uma segunda fase rica em Ti. Ainda é possível inferir a partir da Figura 45(b) que a presença desta segunda fase se acentuou quando a soldagem foi realizada com maior corrente de soldagem, ou seja, maior energia e com pulsação da corrente, que promoveu a volatilização de Ni.

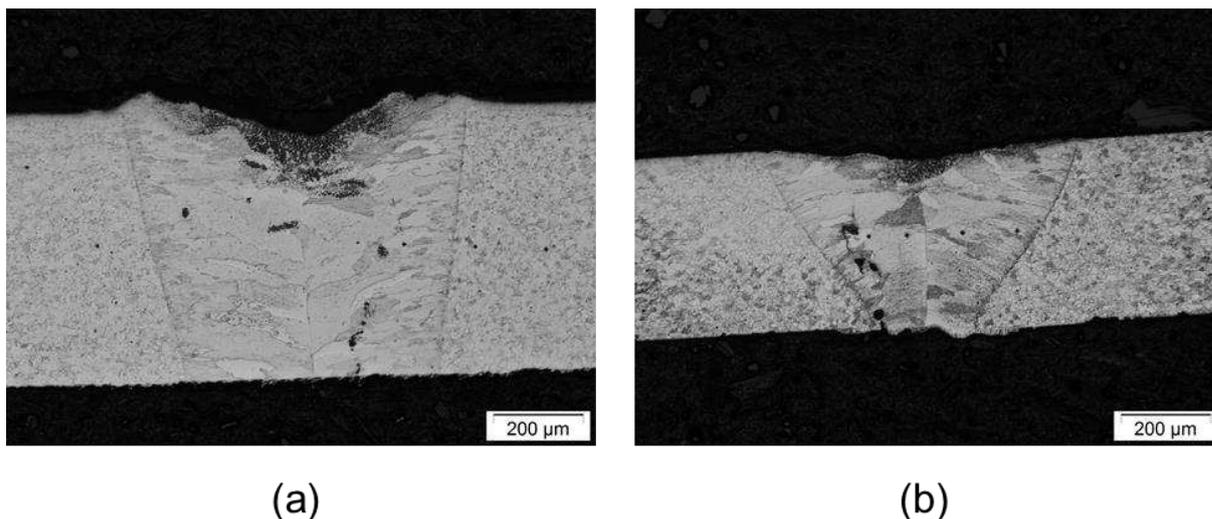


Figura 47 – Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo LBW.

A microestrutura do metal de solda observada no processo LBW, Figura 47, assim como nos demais processos, foi colunar com uma tímida ZTA de grãos equiaxiais. O crescimento do metal de solda se deu por epitaxia a partir do MB, com grãos mais grosseiros no centro da solda e experimentando uma diminuição destes grãos à medida que se aproxima da linha de fusão. Em todas as condições de soldagem do processo LBW é possível notar a presença de uma região enegrecida na parte superior da junta, trata-se de uma reação de oxidação do Ti, uma vez que as juntas neste processo foram confeccionadas sem proteção gasosa.

São apresentadas nas Figuras 48, 49 e 50 as microestruturas das juntas soldadas C5 e C8 utilizando os processos GTAW, PAW e LBW, respectivamente.

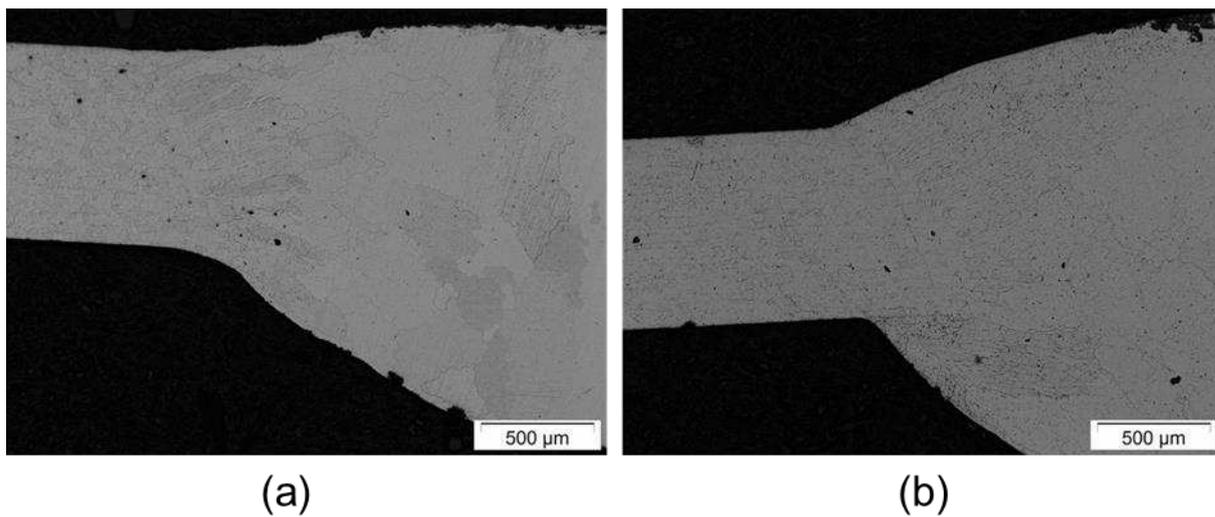


Figura 48 - Microestrutura das juntas soldadas C4 (a) e C8 (b) utilizando o processo GTAW.

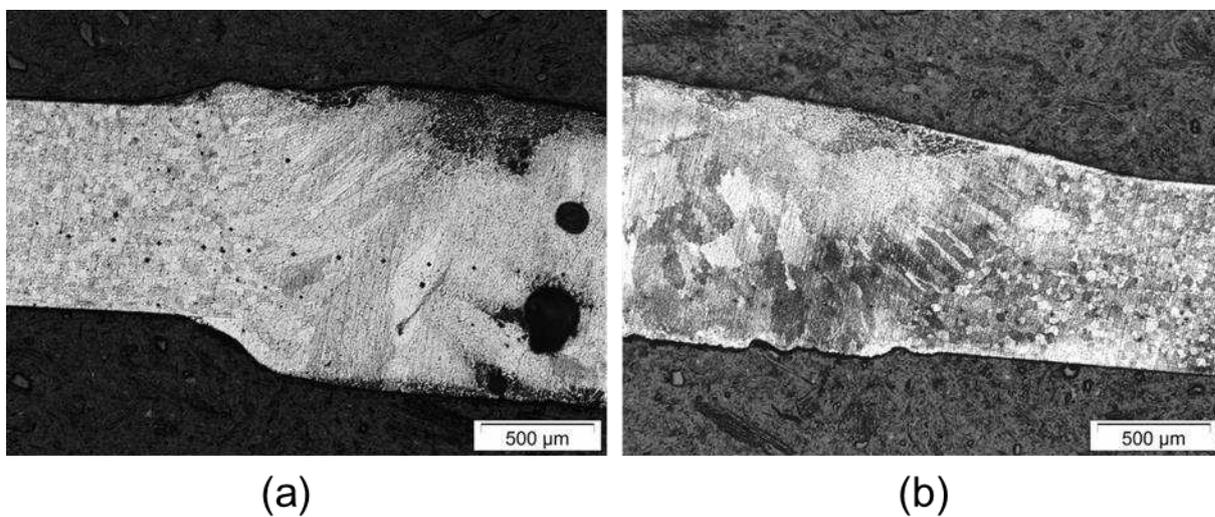


Figura 49 - Microestrutura das juntas soldadas C5 (a) e C8 (b) utilizando o processo PAW.

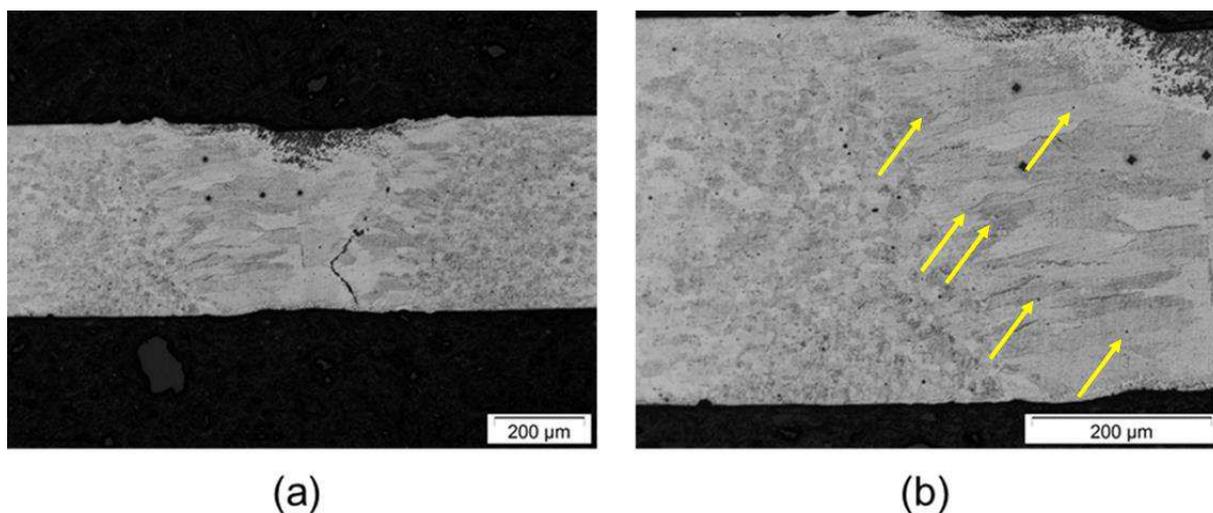


Figura 50 – Microestruturas das juntas soldadas C5 com 50 vezes de aumento (a) e com 100 vezes de aumento (b) utilizando o processo LBW.

Observando-se a Figura 48 (a) e (b) é possível afirmar mais uma vez que após a realização do TTPS há a presença de precipitados incoerentes na matriz do material, denotado pelos pontos negros nas imagens, corroborando com Zheng *et al.* (2008). Já nas Figuras 49 e 50 pode-se observar que a quantidade da fase negra aumentou após a realização do TTPS, indicando que há uma grande quantidade de precipitados incoerentes, ou seja, o tratamento térmico potencializou a formação desta segunda fase e a presença de segregações de Ti no MS, denotado pelo espectro 4 da Figura 51. Nesta figura é possível observar onde foram realizadas as avaliações composicionais, via ensaio de EDS, que foram conduzidas na condição de soldagem C8 e na Tabela 18 há um resumo da composição química, ponto a ponto.

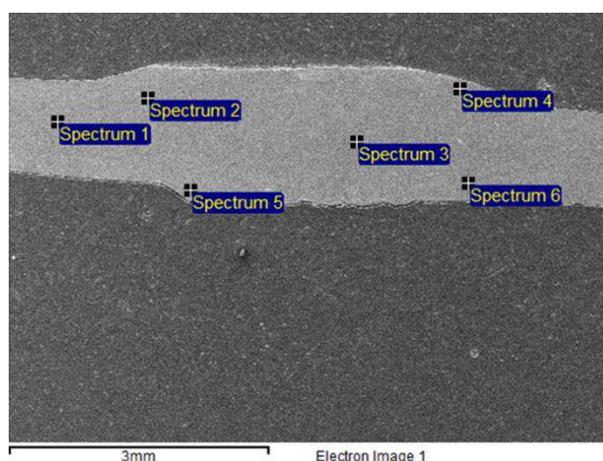


Figura 51 – Ensaio de EDS realizado em várias posições da junta soldada C8 utilizando o processo PAW.

Tabela 18 – Composição química (em peso) de diferentes posições no metal de solda da condição de soldagem C8 do processo PAW.

Posição de medição do espectro	Ti (%)	Ni (%)
<i>Spectrum 1</i>	43.93	56.07
<i>Spectrum 2</i>	44.82	55.18
<i>Spectrum 3</i>	45.64	54.36
<i>Spectrum 4</i>	50.46	49.54
<i>Spectrum 5</i>	44.94	55.07
<i>Spectrum 6</i>	45.11	54.89

Na Figura 52 é apresentado um detalhe da microestrutura do MS da condição de soldagem C5, especificamente no ponto onde observou-se um aumento local do teor de Ti. Devido aos efeitos da volatilização do Ni após a operação de soldagem e a possível reação do MS com o oxigênio do ar, a microestrutura local pode ter se transformado em Ti – α , uma vez que o Ni é elemento estabilizador da fase β e o oxigênio é estabilizador da fase α . Portanto, a microestrutura observada na Figura 52 pode-se tratar de microestrutura bimodal de uma liga de titânio (Ti – α + β), onde a fase negra é o Ti – α globular e fase clara é a fase do Ti – β , corroborando do ponto de vista metalúrgico e morfológico com Azevedo (2003) e a *American Welding Society* (2015b).

Nas Figuras 53 e 54 é possível observar o crescimento competitivo dos grãos resultando em uma microestrutura grosseira de grãos colunares. O tamanho destes grãos colunares depende do tamanho de grão original do MB, da energia de soldagem e da geometria da junta soldada, sendo estes fatores determinantes na morfologia dos grãos do MS e, conseqüentemente, na resistência mecânica da junta soldada. Ainda pode-se afirmar que o TTPS não propicia o refino do grão do MS, podendo até degradar estas propriedades em função das condições em que é realizado (*American Welding Society*, 2015b). Hallum & Baeslack (1990) avaliaram o refino de grão do MS em ligas de Ti por meio da adição de inoculantes, vibração, pulsação eletromagnética e TTPS, detectando que o TTPS não promove refino de grão, mas a formação da fase Ti – α , e que a pulsação do arco elétrico de soldagem é eficiente na promoção do refino de grão de ligas de Ti, respaldando o que foi observado nas Figuras 44 e 45.

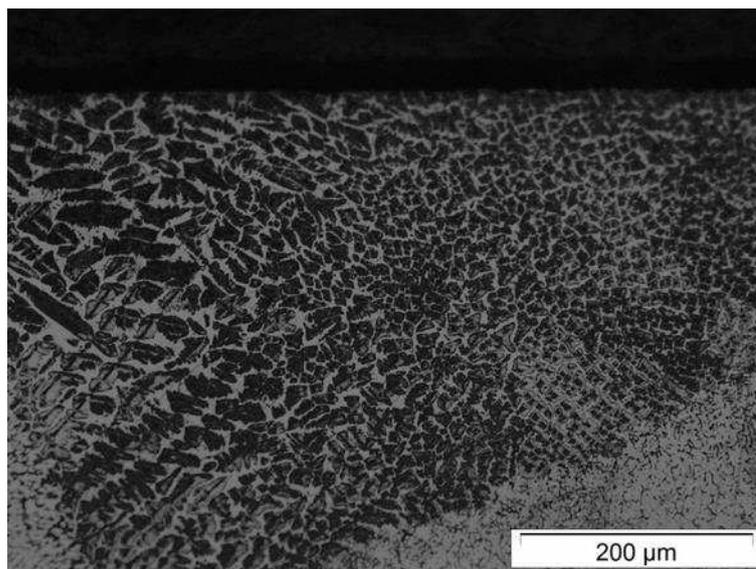


Figura 52 - Detalhe da microestrutura observada na junta soldada C5 utilizando o processo PAW.

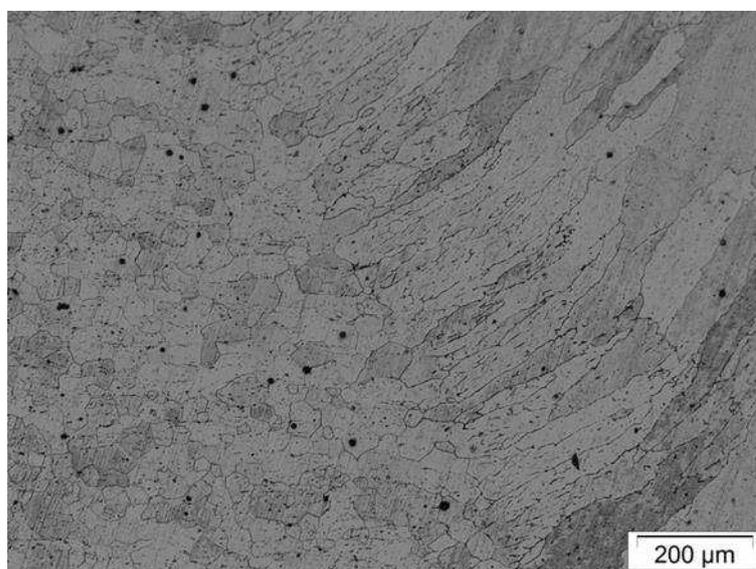


Figura 53 - Interface entre o metal de solda e o metal de base da junta soldada C1 utilizando o processo GTAW.

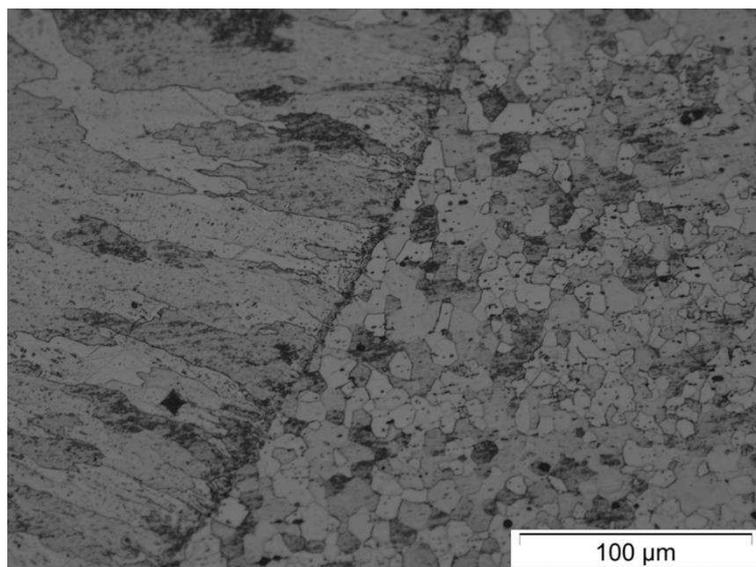


Figura 54 – Detalhe da linha de fusão da junta soldada C4 utilizando o processo LBW.

Foi possível observar a presença de porosidades no MS, Figura 55. Estas porosidades se formam devido à quebra do hidrogênio e oxigênio presentes na atmosfera na forma de umidade, pois a solubilidade destes dois elementos cai drasticamente durante a solidificação da poça de fusão. Após a separação estes átomos difundem-se na matriz do material se combinam em O_2 e H_2 , formando microporos (*American Welding Society, 2015b*). Outras ocorrências de porosidades foram verificadas na superfície de fratura das juntas soldadas e será discutido em tópico posterior.

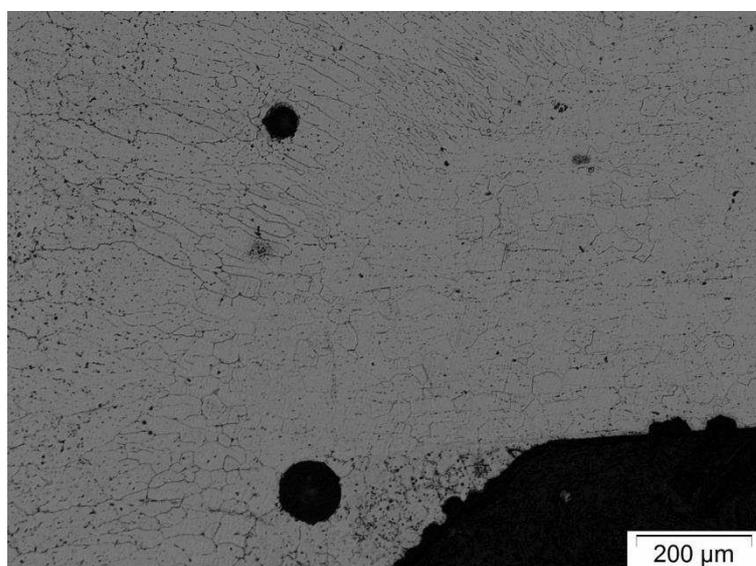


Figura 55 - Presença de vazios no interior do metal de solda da condição da junta soldada C8 utilizando o processo GTAW.

4.1.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS SOLDADAS

As Figuras 56, 57 e 58 apresentam o comportamento funcional das juntas soldadas pelos processos GTAW, PAW e LBW, respectivamente. As juntas soldadas pelo processo GTAW (Figura 56a) que não sofreram TTPS (C1, C2, C3 e C4) apresentaram comportamento superelástico, mas com grande acúmulo de deformação residual (cerca de 2%), com exceção da condição de soldagem C1 (menos de 1%). A presença deste acúmulo de deformação residual possivelmente deve-se a presença de martensita no metal de solda ou devido as tensões residuais de fabricação.

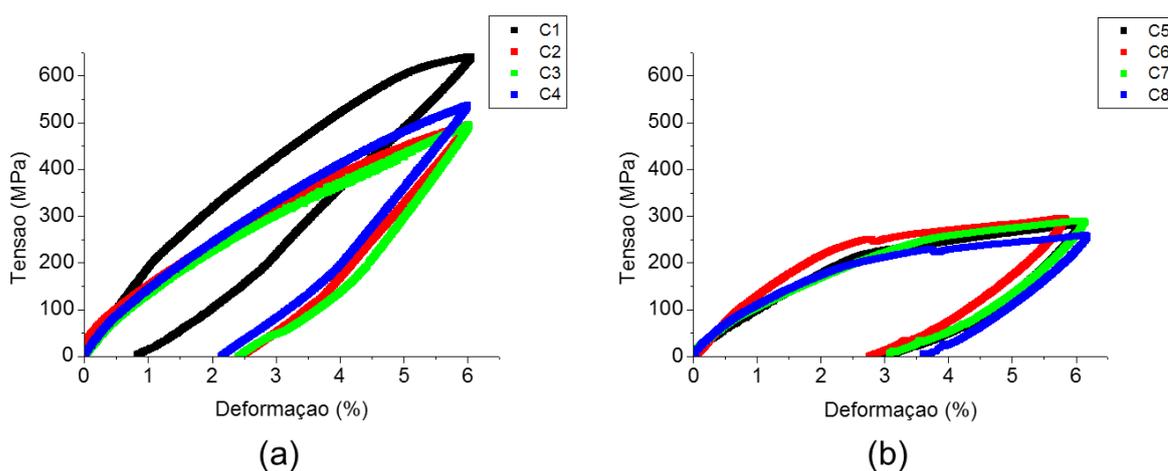


Figura 56 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo GTAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).

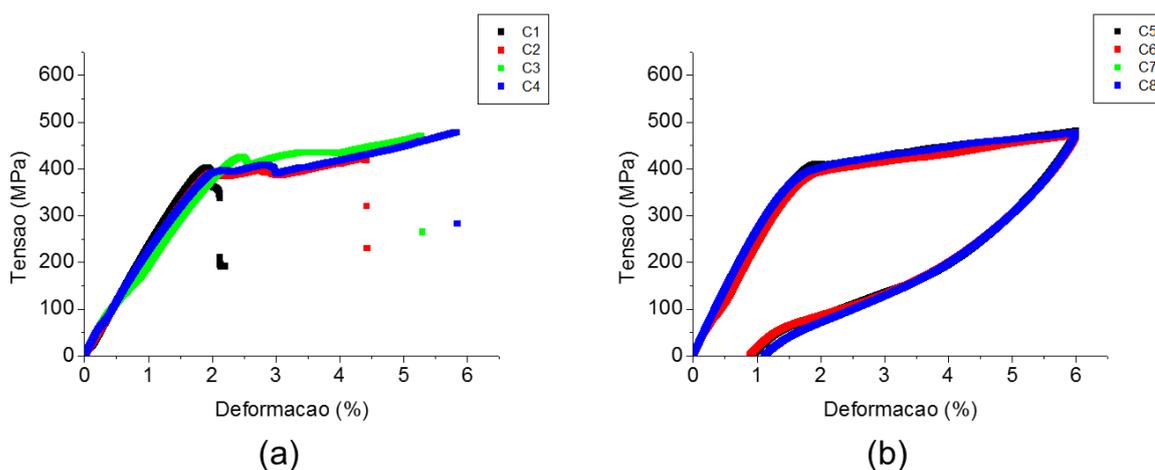


Figura 57 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo PAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).

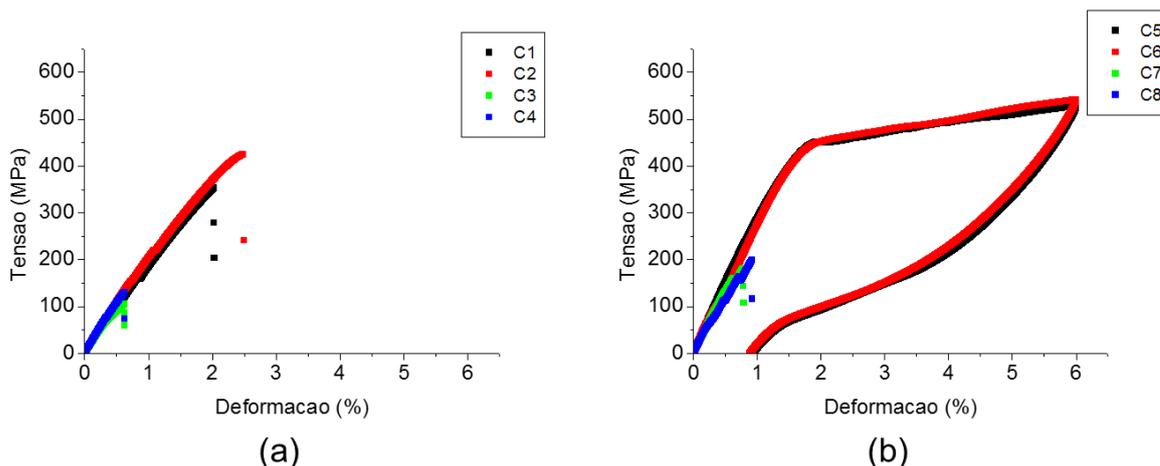


Figura 58 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo LBW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).

As juntas soldadas pelos processos PAW e LBW (Figuras 56a e 57a) que não sofreram TTPS apresentaram comportamento frágil, rompendo com deformações menores do que 6% após a ocorrência de martensita induzida por tensão, no processo PAW, ou rompendo a deformações inferiores a 3% sem conseguir promover a indução de martensita por tensão, no processo LBW. Todas as juntas soldadas pelo processo PAW apresentaram martensita induzida por tensão a uma tensão crítica de transformação de 400 MPa. Este comportamento não foi observado no processo LBW, sendo exclusivo das condições de soldagem C5 e C6, que apresentaram indução de martensita por tensão a uma tensão crítica de transformação de 470 MPa. Em ambos os processos a deformação residual observada foi da ordem de 1%, bem menor que aquelas observadas no processo GTAW.

As juntas soldadas pelo processo GTAW apresentaram uma zona fundida bem pronunciada, maior que aquelas observadas nos processos PAW e LBW, devido principalmente a maior energia líquida de soldagem empregada e, em termos de fonte de calor, à diferença entre as colunas de plasma dos diferentes processos e o feixe de energia concentrada do processo de soldagem à laser, como pode ser observado na Figura 59. Portanto, devido a isto as juntas soldadas pelo processo GTAW que foram submetidas ao TTPS apresentaram comportamento de LMF martensíticas, devido a maior contribuição do MS no comportamento geral da junta soldada, diferentemente dos processos PAW e LBW em que a participação do MS foi menor,

sendo este fator responsável pelo acúmulo de deformação residual devido a presença de martensita.

No processo PAW as condições de soldagem C3 e C4 foram soldadas com corrente pulsada, promovendo refino de grão e propiciando aumento da resistência mecânica, conforme pode ser visto na Figura 57a, o que explica o fato destas condições de soldagem serem mais resistentes que as condições C1 e C2, que foram soldadas com a mesma corrente média, mas em corrente convencional fazendo com que mais calor seja transferido ao metal de solda, promovendo crescimento de grão e, conseqüentemente, perda da resistência.

Já o comportamento frágil das juntas utilizando o processo LBW, Figura 58, pode ser atribuído ao uso de velocidades de soldagem elevadas que não proporcionou a penetração total da junta, requisito primordial para se obter juntas soldadas íntegras e de elevada resistência, não sendo, portanto, recomendado este procedimento, para a união de LMF de NiTi austeníticas, mesmo se estas juntas forem submetidas ao TTPS.

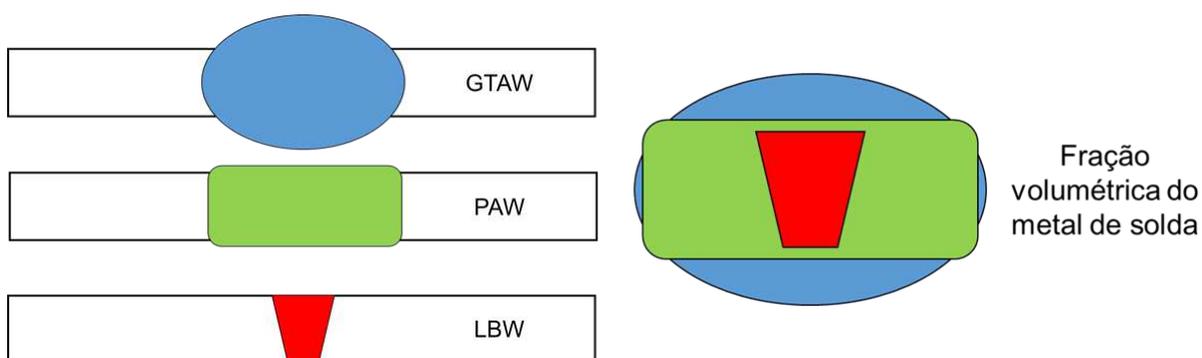


Figura 59 – Representação esquemática da geometria dos cordões de solda de união obtidos pelos processos de soldagem em estudo.

Nas Figuras 60 e 61 é possível observar a curva tensão X deformação das diversas condições de soldagem e dos diferentes processos de união em estudo enquanto que a Tabela 19 apresenta um resumo do limite de resistência (σ_{rup}) e máxima deformação suportada (ϵ_{tot}). A partir destes dados foi possível realizar uma análise de variância dos resultados e identificar quais variáveis eram estatisticamente significativas na união de LMF de NiTi e qual a influência de cada uma delas no

comportamento mecânico da junta soldada. Na Tabela 20 é apresentado o nível de significância “ α ” dos fatores de controle estudados sobre o limite de resistência (σ_{rup}) e máxima deformação suportada (ϵ_{tot}) para os processos GTAW e PAW e a Tabela 21 contém os efeitos dos fatores de controle do processo LBW. Níveis de significância menores que 0,05 indicam efeitos estatisticamente significativos, ou seja, há uma probabilidade de acerto de 95% em se admitir que este fator de controle esteja influenciando nas variáveis de resposta analisadas.

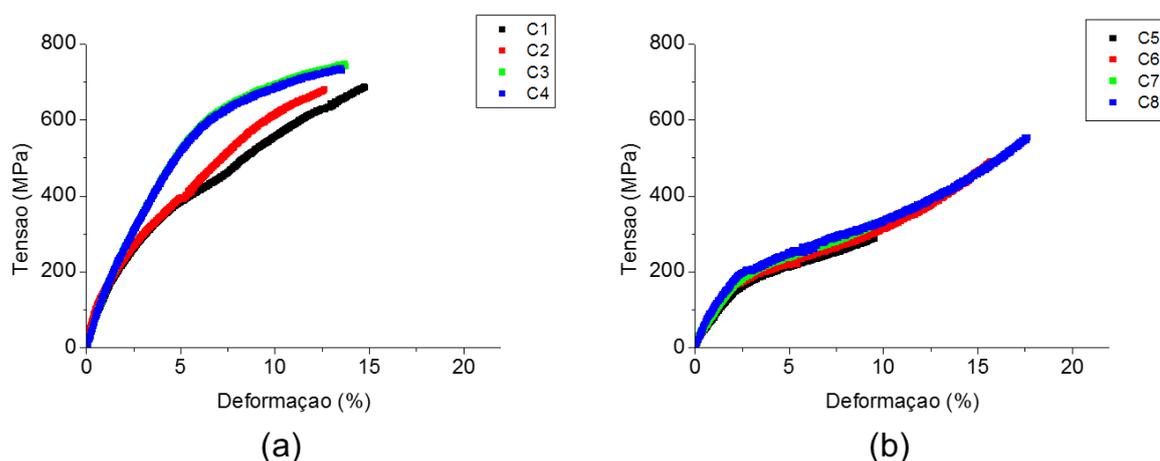


Figura 60 – Curva tensão x deformação para as juntas soldadas pelo processo GTAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).

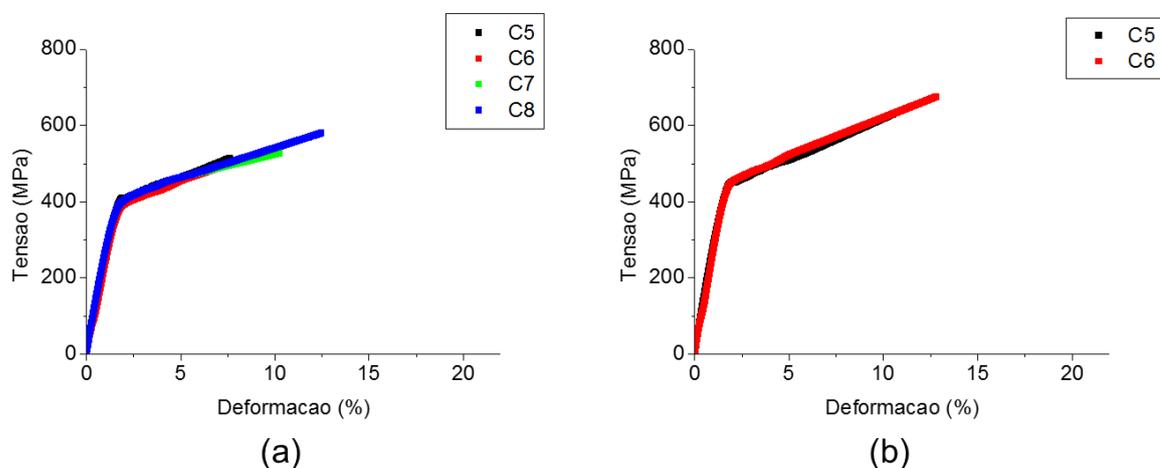


Figura 61 – Curva tensão x deformação para as juntas soldadas pelo processo PAW (a) e LBW (b).

É possível notar que as juntas soldadas pelo processo GTAW que não foram submetidas ao TTPS suportaram maiores tensões (680~750 MPa) que as juntas obtidas pelos processos PAW (400~480) e LBW (100~420 MPa) na mesma situação. No entanto, após a realização do TTPS as juntas soldadas pelos processos PAW e LBW suportaram maiores tensões (180~680 MPa) que àquelas obtidas pelo processo GTAW (280~560 MPa). Os diferentes comportamentos obtidos após o TTPS devem-se ao fato de que esta operação é extremamente sensível a microestrutura inicial da junta soldada, como já fora afirmado anteriormente, cada processo de soldagem resultou em características diferentes de temperatura de transformação de fase, microdureza e microestrutura, corroborando com Tam *et al.* (2010), influenciando assim no produto final do TTPS.

Tabela 19 – Resumo das propriedades mecânicas de todas as condições de soldagem.

GTAW			PAW			LBW		
	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)		σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)		σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)
MB	773	20,1	MB	773	20,1	MB	773	20,1
C1	687	14,8	C1	402	2,2	C1	353	2,0
C2	679	12,7	C2	421	4,4	C2	424	2,5
C3	744	13,8	C3	470	5,3	C3	105	0,6
C4	736	13,6	C4	478	5,8	C4	130	0,6
MBTT	541	20,3	MBTT	541	20,3	MBTT	541	20,3
C5	283	9,6	C5	514	7,6	C5	628	10,5
C6	491	15,8	C6	511	8,3	C6	675	12,8
C7	327	9,5	C7	527	10,2	C7	181	0,8
C8	551	17,3	C8	580	12,5	C8	199	0,9
MB	773	20,1	MB	773	20,1	MB	773	20,1
C1	694	14,9	C1	406	2,3	C1	357	2,0
C2	686	12,8	C2	425	4,6	C2	428	2,5
C3	751	13,9	C3	475	5,6	C3	106	0,6
C4	743	13,7	C4	483	6,1	C4	131	0,6
MBTT	541	20,3	MBTT	541	20,3	MBTT	541	20,3
C5	286	9,7	C5	519	8,0	C5	634	10,4
C6	496	15,9	C6	516	8,7	C6	682	12,7
C7	330	9,6	C7	532	10,7	C7	183	0,8
C8	557	17,4	C8	586	13,1	C8	201	0,9

Tabela 20 – Nível de significância dos fatores de controle dos processos GTAW e PAW sob as variáveis de resposta.

Fatores	GTAW		PAW	
	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)
Média	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
Im (A)	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000004</u>	<u>0,000005</u>
Tipo de Corrente	<u>0,000000</u>	<u>0,000011</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
TTPS	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
Im * Tipo de Corrente	0,088918	<u>0,000000</u>	<u>0,000185</u>	0,855145
Im * TTPS	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,010389</u>	0,587153
Tipo de Corrente * TTPS	0,260856	<u>0,000004</u>	<u>0,000252</u>	<u>0,002490</u>
R ²	99,96%	99,95%	97,41%	97,87%
Adj	99,93%	99,91%	95,69%	96,44%
MS Erro Puro	17,24	0,004554	12,05	0,073886

Tabela 21 – Nível de significância dos fatores de controle do processo LBW sob as variáveis de resposta.

Fatores	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)
Média	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
Pm (W)	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
Vs (mm/min)	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
TTPS	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
Pm (W) * Vs (mm/min)	<u>0,000001</u>	<u>0,000000</u>
Pm (W) * TTPS	<u>0,000533</u>	<u>0,000000</u>
Vs (mm/min) * TTPS	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
R ²	99,98%	99,78%
Adj	99,97%	99,64%
MS Erro Puro	7,84	0,001791

Onde Im * Tipo de Corrente, Im * TTPS, Tipo de Corrente * TTPS, Pm (W) * Vs (mm/min), Pm (W) * TTPS e Vs (mm/min) * TTPS representam interações entre os parâmetros de processo.

Os modelos matemáticos empíricos, codificados, com seus respectivos parâmetros estatísticos, são apresentados nas equações abaixo, onde foram levados em consideração todos os efeitos estatisticamente significativos.

$$\sigma_{rup}(GTAW) = 565,01 + 52,26 * I_m(A) + 27,38 * TC - 149,99 * TTPS + 56,28 * I_m(A) * TTPS$$

$$\varepsilon_{tot}(GTAW) = 13,43 + 1,47 * I_m(A) + 0,16 * TC - 0,33 * TTPS + 2,04 * I_m(A) * TTPS \\ + 0,43 * I_m(A) * TC + 0,19 * TTPS * TC$$

$$\sigma_{rup}(PAW) = 490,31 + 9,67 * I_m(A) + 26,00 * TC + 45,35 * TTPS + 2,88 * I_m(A) \\ * TTPS + 5,65 * I_m(A) * TC - 5,40 * TTPS * TC$$

$$\varepsilon_{tot}(PAW) = 7,21 + 0,73 * I_m(A) + 1,45 * TC + 2,67 * TTPS + 0,29 * TTPS * TC$$

$$\sigma_{rup}(LBW) = 338,56 + 20,22 * P_m(W) - 184,04 * V_s + 84,24 * TTPS - 9,42 * P_m(W) \\ * TTPS - 3,89 * P_m(W) * V_s - 47,86 * TTPS * V_s$$

$$\varepsilon_{tot}(LBW) = 3,81 + 0,36 * P_m(W) - 3,09 * V_s + 2,40 * TTPS + 0,23 * P_m(W) * TTPS \\ - 0,34 * P_m(W) * V_s - 2,27 * TTPS * V_s$$

Nas Tabelas 22 e 23 estão os resultados da análise de variância para todas as respostas. Os modelos além de estatisticamente significativos podem ser utilizados para fins preditivos, pois os valores de F_{calc} superam, e muito, os valores de $F_{tabelado}$ (Rodrigues e lemma, 2009).

Tabela 22 – Análise de variância (ANOVA) para o limite de resistência.

		Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrados Médios	F_{calc}
GTAW	Regressão	466359,0	4	116590,0	4384,6
	Resíduo	292,5	11	26,591	
	Total	466651,0	15	116616,0	
PAW	Regressão	46335,0	6	7722,6	56,5
	Resíduo	1229,9	9	136,65	
	Total	47565	15	7859,2	
LBW	Regressão	700486,0	6	116748,0	7743,0
	Resíduo	135,7	9	15,078	
	Total	700622,0	15	116763,0	

$$F_{4,11} = 3,36; F_{6,9} = 3,37.$$

Tabela 23 – Análise de variância (ANOVA) para a máxima deformação suportada.

		Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrados Médios	F_{calc}
GTAW	Regressão	107,2	6	17,8	2722,3
	Resíduo	0,06	9	0,006	
	Total	107,32	15	17,9	
PAW	Regressão	158,19	4	39,5	125,1
	Resíduo	3,47	11	0,3	
	Total	161,6	15	39,8	
LBW	Regressão	333,3	6	55,5	685,2
	Resíduo	0,73	9	0,08	
	Total	334,04	15	55,65	

$F_{4,11} = 3,36$; $F_{6,9} = 3,37$.

As Figuras 62 a 72 apresentam a influência dos parâmetros de soldagem no limite de resistência e máxima deformação suportada para as condições de soldagem dos processos GTAW e PAW, respectivamente.

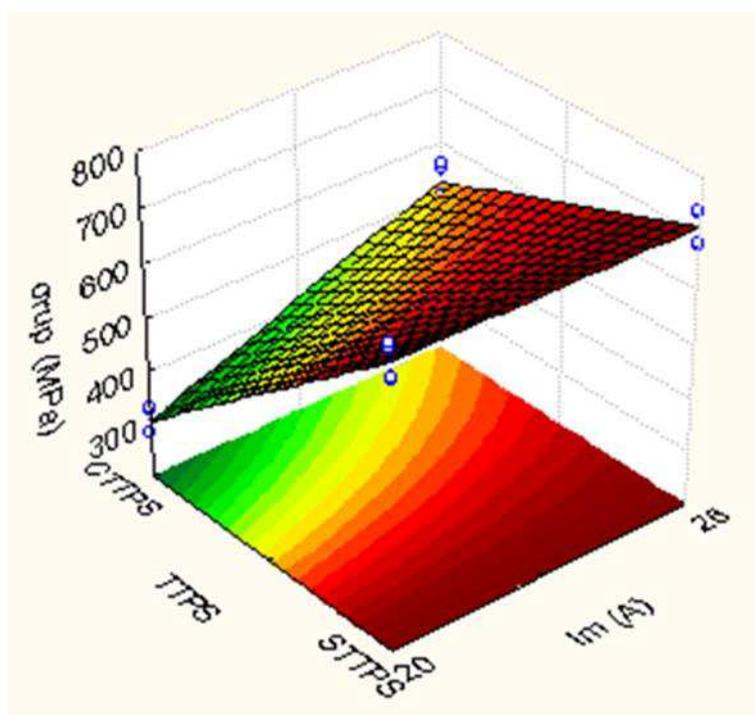


Figura 62 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

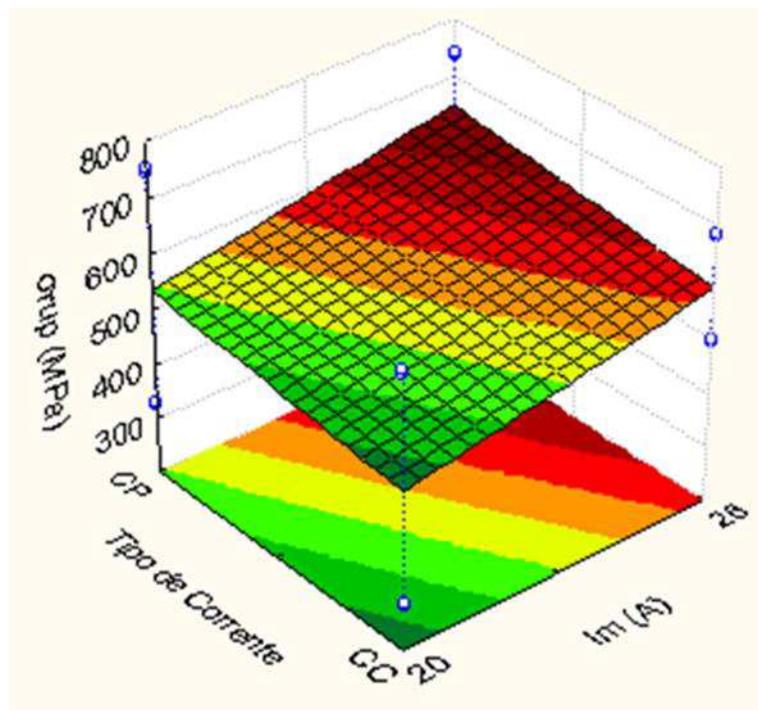


Figura 63 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

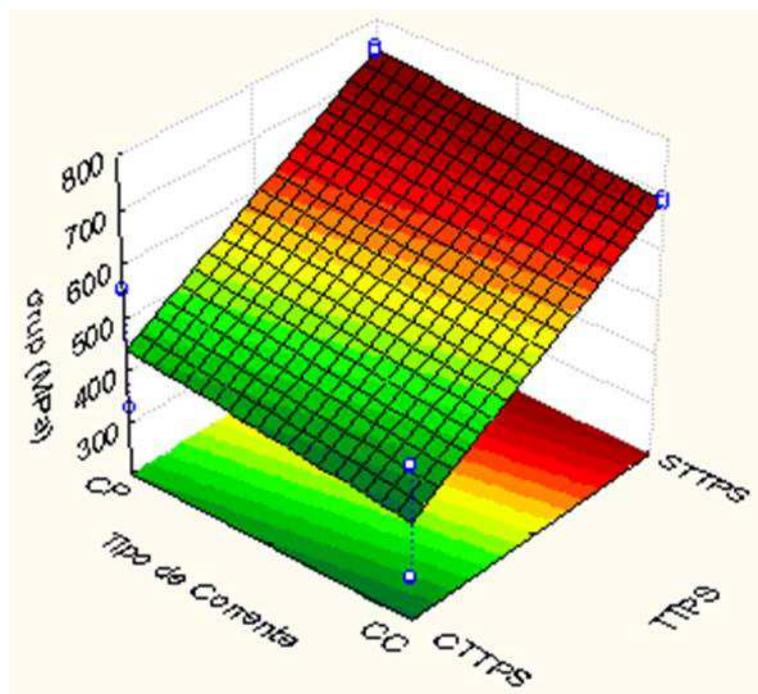


Figura 64 – Influência do TTPS e do tipo da corrente de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

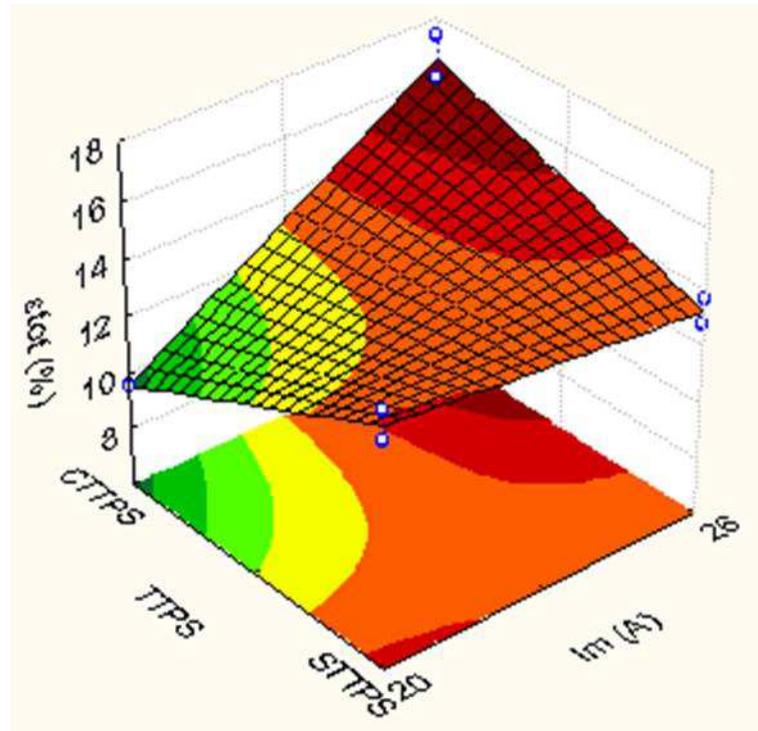


Figura 65 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

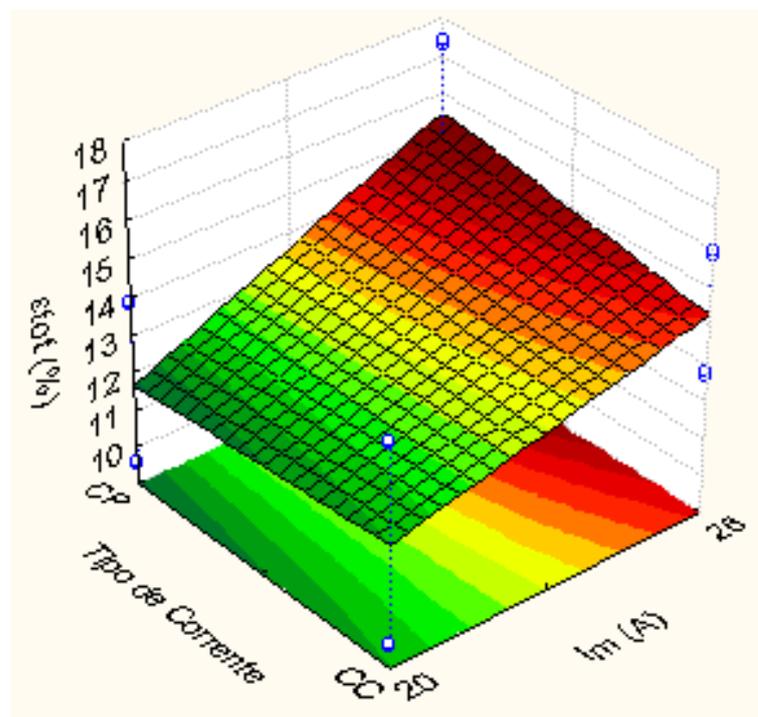


Figura 66 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

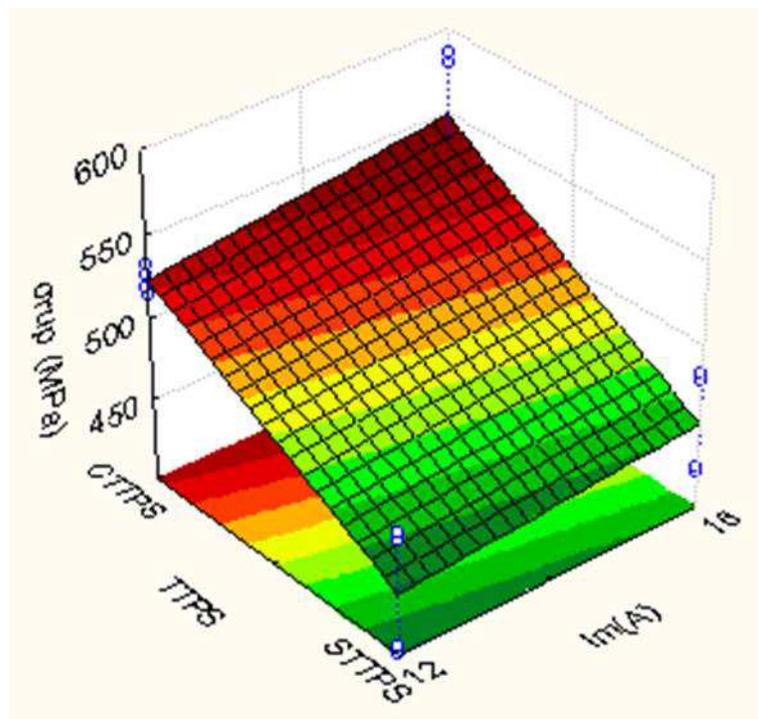


Figura 67 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.

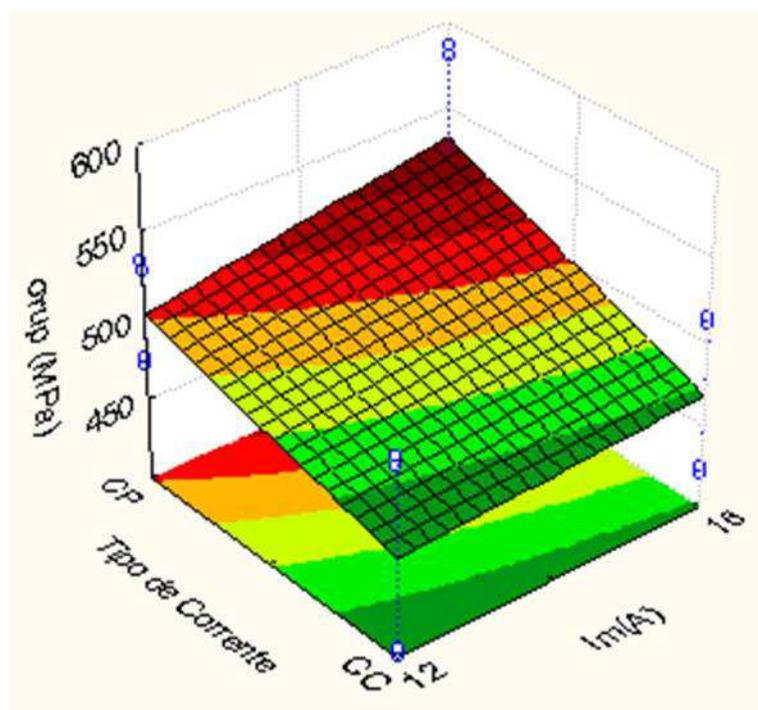


Figura 68 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.

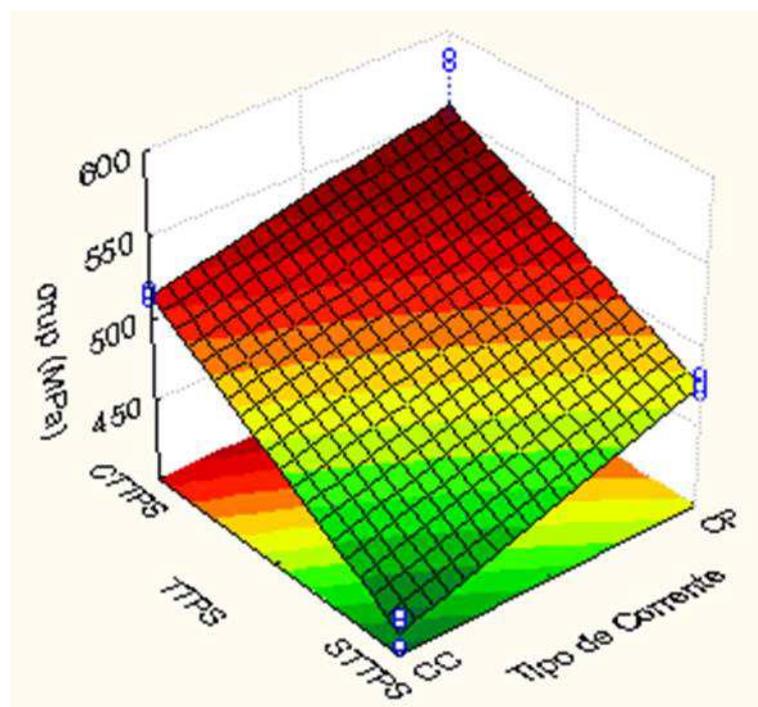


Figura 69 – Influência do TTPS e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.

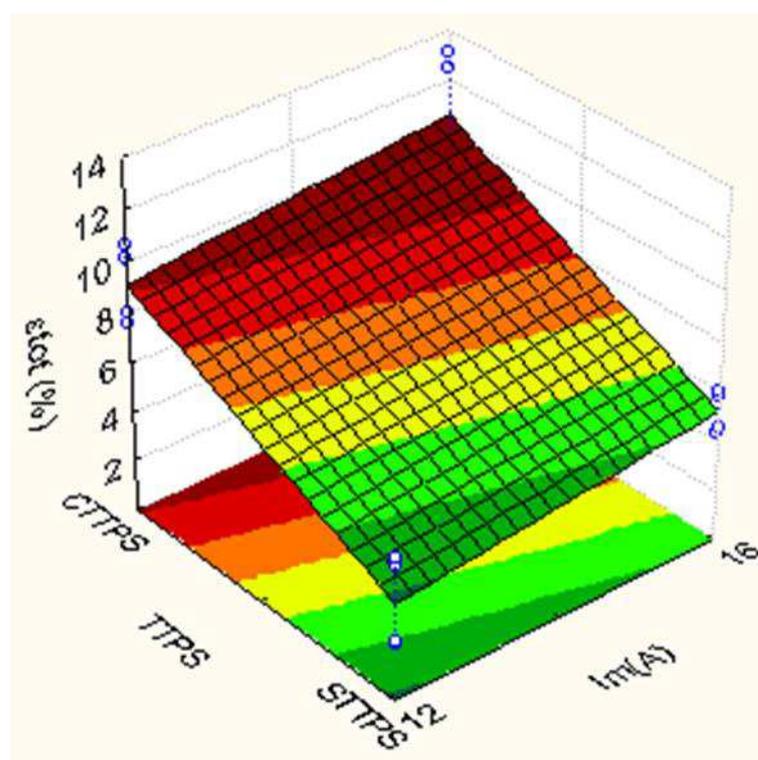


Figura 70 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.

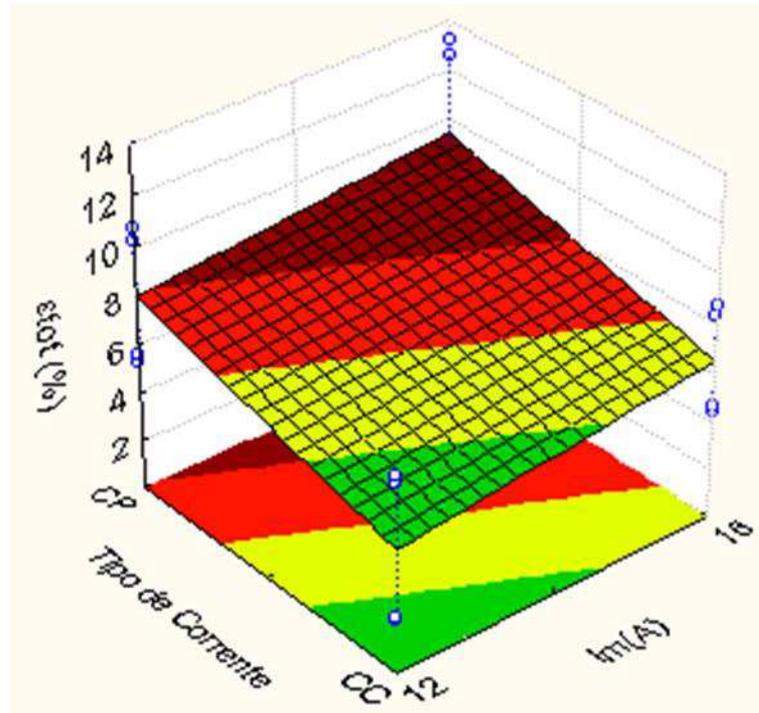


Figura 71 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.

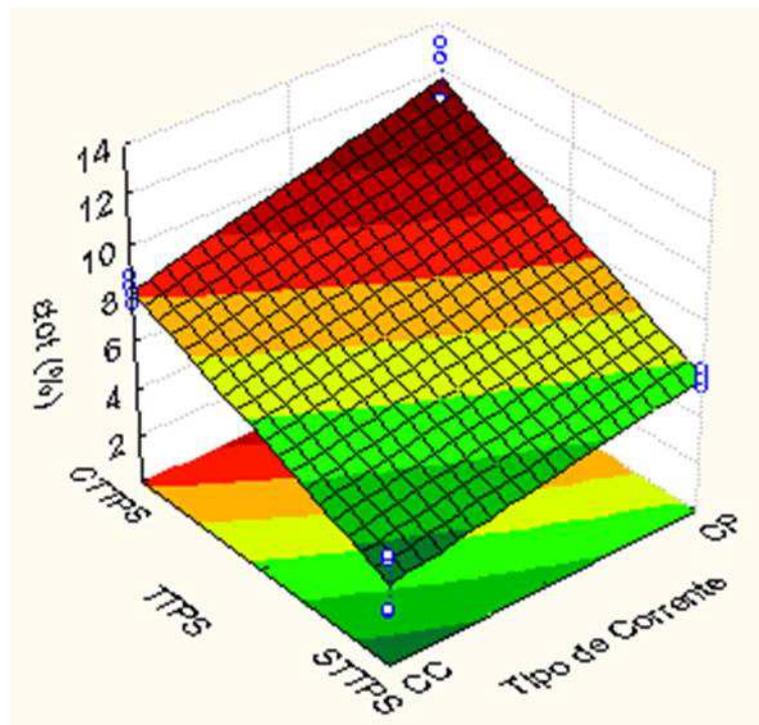


Figura 72 – Influência do TTPS e do tipo de corrente sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.

Ao observar a Figura 62 pode-se inferir que para o processo GTAW a aplicação do TTPS e o aumento da corrente média de soldagem tem pouca influência sobre o aumento de resistência. No entanto, com a realização do TTPS quando se aumenta a corrente média de soldagem promove-se um aumento do limite de resistência. Isto provavelmente se deve ao fato de que as juntas soldadas com maiores correntes de soldagem possuem tamanho de grão maior, resultando em uma diminuição na quantidade de sítios para nucleação de novas fases quando da realização do TTPS, como o NiTi_2 , que é um intermetálico frágil.

Ao observar a Figura 63 e a Figura 66 é possível verificar que a pulsação da corrente de soldagem no processo GTAW é menos efetiva quando a corrente média de soldagem utilizada é baixa. Isto já era de se esperar, pois ao soldar as juntas com baixas correntes a velocidade crítica de resfriamento já foi atingida e o efeito da diminuição do calor de soldagem transmitido a peça pela pulsação do arco é praticamente imperceptível. Entretanto, quando a soldagem é realizada com maiores correntes médias este efeito torna-se um pouco mais intenso, indicando que obter refino de grão efetivo no processo GTAW só é possível quando a corrente média de soldagem no sistema pulsado é alta. Ainda é possível verificar na Figura 66 que as juntas soldadas com menores correntes de soldagem e com corrente pulsada suportam menores deformações, indicando que a pulsação da corrente atrelada a baixas correntes de soldagem funciona como mecanismo de aumento de resistência, porém acarreta perda da ductilidade.

Da Figura 64 é possível afirmar que as juntas soldadas pelo processo GTAW que não são submetidas ao TTPS apresentam maior limite de resistência, o que já era de se esperar, pois o TTPS auxilia na relaxação das tensões residuais de fabricação e além disso, promove o empobrecimento de Ni da matriz da liga de NiTi, modificando as temperaturas de transformação de fase, sendo necessário menores tensões externas para induzir a martensita por tensão e orientá-la, entrando assim mais facilmente no regime de deformações permanentes, falhando mais rapidamente. É possível afirmar ainda que independente da realização de TTPS ou não, a pulsação do arco elétrico promove refino de grão, pois observa-se um aumento da resistência da junta soldada.

Do ponto de vista dos mecanismos de deformação pode-se observar na Figura 65 que quando as soldagens pelo processo GTAW são realizadas com

correntes médias de soldagem da ordem de 20A, ou seja, com menores valores de corrente as juntas soldadas suportam maiores deformações quando não são submetidas ao TTPS. Já as juntas fabricadas com maiores correntes médias de soldagem, da ordem de 26A, o mecanismo é o inverso. Logo, pode-se reafirmar que quando as juntas são fabricadas com menores correntes de soldagem, a energia de soldagem é menor, impondo maiores taxas de resfriamento, resultando em menores tamanhos de grão e maior número de sítios para nucleação de fases deletérias, reduzindo a ductilidade da junta soldada. Quando as juntas soldadas são executadas com maiores correntes de soldagem, a energia de soldagem é maior, a temperatura de pico no centro da linha de solda é maior, provocando crescimento do grão do metal de solda, diminuindo a quantidade de sítios para nucleação de fases deletérias nos contornos de grão, promovendo assim aumento da resistência pela precipitação de uma segunda fase coerente no interior do grão no MS (Zheng *et al.*, 2008).

No processo PAW as juntas soldadas com maiores correntes médias de soldagem foram mais resistentes que àquelas soldadas com menores correntes médias de soldagem, independentemente de serem submetidas ou não ao TTPS, como pode-se verificar na Figura 67. Além disso, as juntas que foram submetidas ao TTPS apresentaram-se mais resistentes que as que não sofreram TTPS, indicando que para este processo de soldagem a realização do TTPS é operação indispensável para se obter juntas soldadas com resistência suficiente para aplicações de engenharia onde o efeito da superelasticidade se faz necessário. Para o processo PAW pode-se levantar a hipótese que em função dos níveis de corrente média empregados as tensões residuais são elevadas, além de promover a precipitação de fases frágeis como o NiTi_2 , resultando na fragilização da junta soldada. Logo, o TTPS além de promover a redistribuição do soluto no MS por difusão, dissolvendo possíveis fases frágeis, atua também como tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), levando as tensões residuais de fabricação a níveis admissíveis.

Ao observar a Figura 68 é possível identificar que a pulsação da corrente promove aumento da resistência mecânica das juntas soldadas, devido ao refino de grão do metal de solda promovido por esta técnica, e que este efeito é ainda mais pronunciado quando as soldagens são realizadas com correntes médias de soldagem maiores. Logo, juntas com maior resistência mecânica podem ser obtidas pelo processo PAW utilizando-se maior corrente de soldagem e pulsando a corrente. Além

disso, juntas soldadas com corrente pulsada e que são submetidas a TTPS são mais resistentes que àquelas soldadas com corrente convencional e que são submetidas ou não ao TTPS, como pode ser observado na Figura 69. Este comportamento possivelmente se deve ao fato de que a pulsação da corrente promove o refino de grão, o que aumenta a resistência mecânica da junta, mas os níveis de tensões residuais de fabricação nesta condição são elevados e o TTPS serve também como tratamento de alívio de tensões, aumentando assim a capacidade de suportar tensão da junta, uma vez que não haverá superposição destas com as tensões externas de carregamento mecânico.

Da Figura 70 e 71 pode-se inferir que as juntas soldadas que foram submetidas ao TTPS foram capazes de suportar maiores deformações até que ocorresse a falha da junta e que maiores correntes médias de soldagem e a utilização da pulsação da corrente foram capazes de promover um discreto aumento da deformação total suportada. Além disso, ao observar a Figura 72, pode-se afirmar que o uso de pulsação da corrente de soldagem e a realização do TTPS promovem o aumento da ductilidade da junta soldada.

Ao comparar a influência dos parâmetros de processo pode-se verificar que:

- i. No processo GTAW as juntas soldadas que não foram submetidas ao TTPS apresentaram maior limite de resistência, enquanto que no processo PAW o fenômeno observado foi o oposto. Como as juntas soldadas no processo GTAW possivelmente apresentaram maior qualidade que aquelas obtidas no processo PAW e, além disso, o processo GTAW pode ter induzido menos tensões residuais de fabricação que o processo PAW, sendo, portanto, estas juntas soldadas mais frágeis que as obtidas utilizando o processo GTAW;
- ii. No processo GTAW as juntas que foram soldadas com maior corrente média apresentaram maior limite de resistência e esta variável promoveu aumentos de resistência significativos, enquanto que no processo PAW os aumentos de resistência com o aumento da corrente média de soldagem observados foram mais singelos;
- iii. A pulsação da corrente no processo GTAW promoveu ligeiros aumentos do limite de resistência das juntas soldadas, enquanto que no processo PAW esta variável foi extremamente significativa e foi

responsável pelo refino de grão do MS, menor calor na ZTA e, conseqüentemente, menor chance de precipitação de estruturas frágeis promovendo o aumento do limite de resistência.

Com relação a máxima deformação suportada foi possível verificar que:

- i. A realização do TTPS aumentou a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas por ambos os processos;
- ii. A corrente média promoveu o aumento da máxima deformação suportada pelas juntas soldadas pelo processo GTAW, enquanto que no processo PAW houve um aumento discreto;
- iii. Já a pulsação da corrente no processo PAW mostrou-se mais uma vez um parâmetro importante para o aumento das propriedades mecânicas das juntas soldadas por este processo, pois juntas soldadas com corrente pulsada foram capazes de suportar maiores deformações, enquanto que no processo GTAW não foi possível verificar a mesma influência.

As Figuras 73 a 78 apresentam a influência dos parâmetros de soldagem no limite de resistência e máxima deformação suportada para as condições de soldagem do processo LBW.

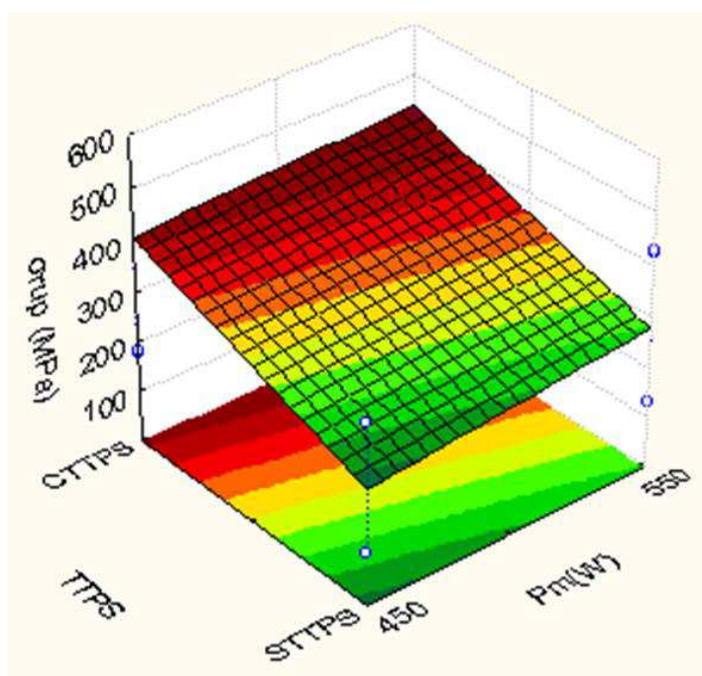


Figura 73 – Influência da potência média e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.

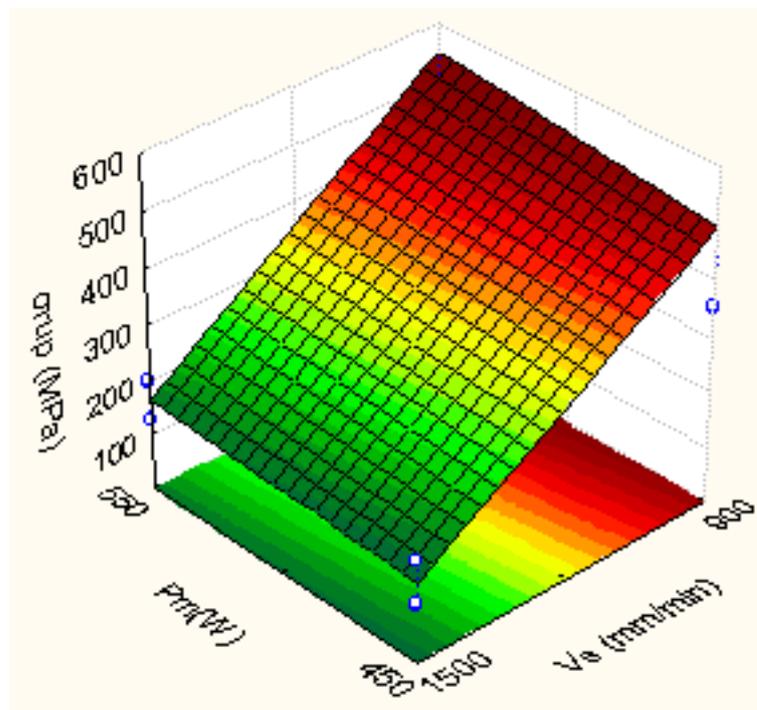


Figura 74 – Influência da potência média e da velocidade de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.

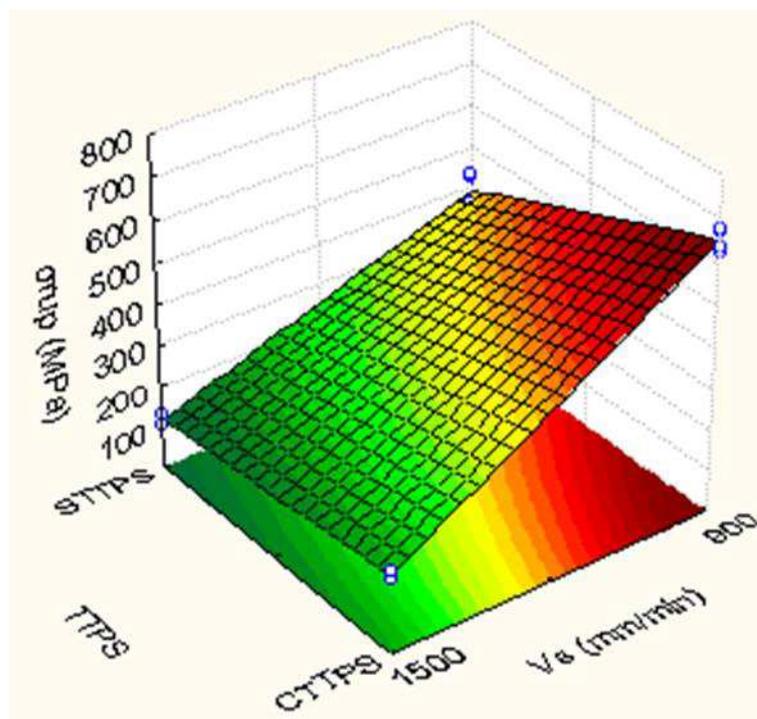


Figura 75 – Influência do TTPS e da velocidade de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.

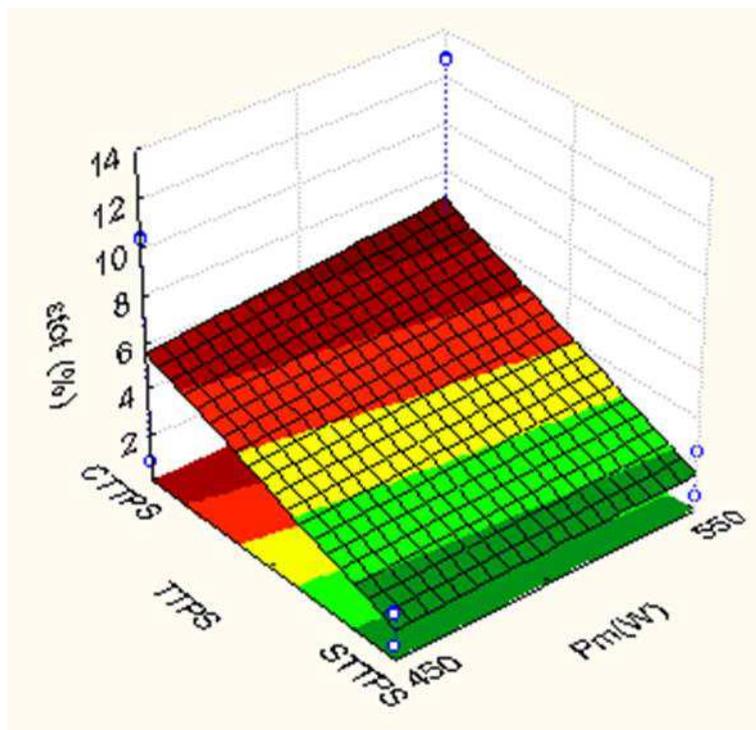


Figura 76 – Influência da potência média e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.

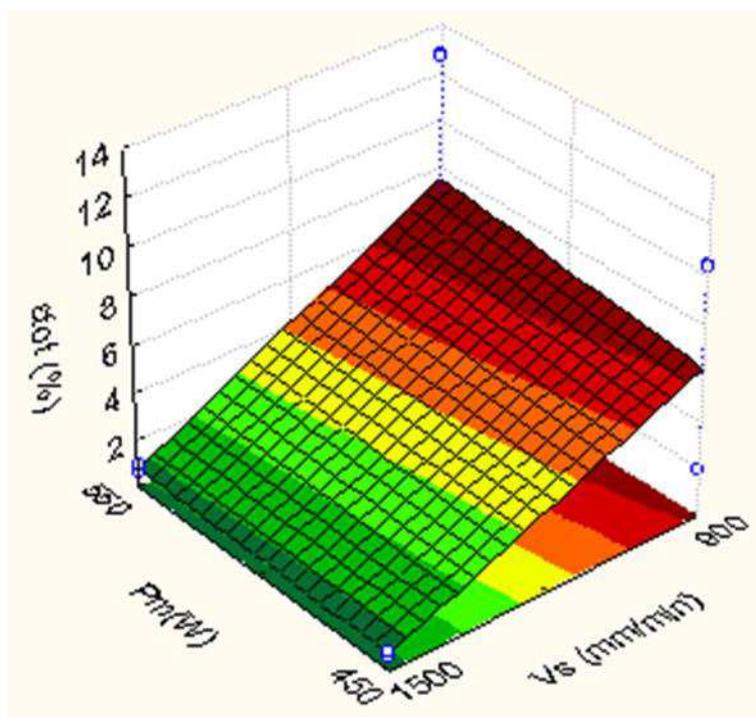


Figura 77 – Influência da potência média e da velocidade de soldagem sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.

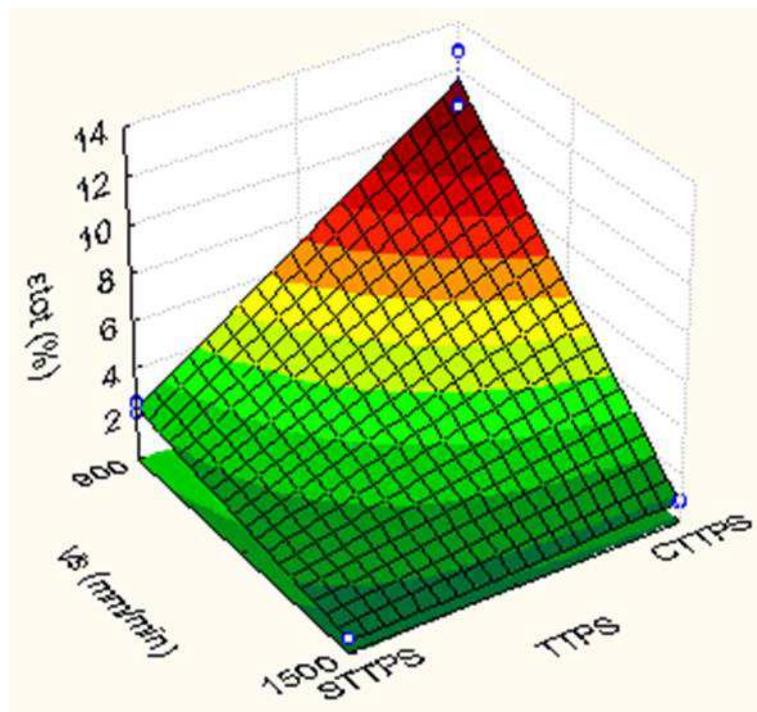


Figura 78 – Influência do TTPS e da velocidade de soldagem sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.

As juntas soldadas pelo processo LBW que foram submetidas ao TTPS apresentaram-se mais resistentes que àquelas que não foram submetidas a esta operação, ou seja, as juntas soldadas de ligas austeníticas de NiTi pelo processo LBW mandatoriamente têm de ser submetidas ao TTPS, sob pena de não apresentar a resistência mecânica mínima para que o fenômeno da superelasticidade seja observado. Além disso, a potência média de soldagem aplicada não promoveu ganhos significativos da resistência da junta soldada, como pode ser observado na Figura 73. Vale salientar ainda que as juntas soldadas com elevada velocidade de soldagem, cerca de 1500 mm/min, não apresentaram resistência mecânica satisfatória, vide Figura 74, pois a energia de soldagem cai vertiginosamente para esta faixa de velocidade de soldagem promovendo a fragilização da junta soldada devido a precipitação de fases frágeis e falta de penetração total da junta soldada. Portanto, as juntas soldadas de ligas austeníticas de NiTi pelo processo LBW devem ser executadas a velocidades de soldagem de cerca de 900 mm/min e sofrerem TTPS, sempre com potência média de 550 W, conforme Figura 75.

As juntas soldadas que foram submetidas ao TTPS suportaram maiores deformações que àquelas que não foram submetidas a tal operação. Ainda é possível observar que a potência média de soldagem empregada também não influencia em promover aumentos significativos da deformação suportada e que as juntas que foram soldadas com menores velocidades de soldagem foram capazes de suportar maiores deformações, como pode ser observado nas Figuras 76, 77 e 78.

A Tabela 24 apresenta um resumo dos melhores resultados observados na literatura técnica nacional e internacional comparados com os resultados obtidos neste trabalho.

Tabela 24 – Comparativo entre as propriedades mecânicas em tração das juntas soldadas neste trabalho e as juntas obtidas por diversos autores.

Processo de Soldagem	Geometria	Condição de Soldagem	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)	Referência
GTAW	Fio	NI	550	8,0	Amorim <i>et al.</i> , 2015.
CDW	Fio	NI	275	7,8	Silva <i>et al.</i> , 2010.
LBW	Fio	$I_M = 119$ A	325	5,0	Song <i>et al.</i> , 2008.
LBW	Chapa	$P_M = 910$ W	498	10,44	Alberty Vieira <i>et al.</i> , 2011.
LBW	Chapa	$P_M = 850$ W	520	7,0	Falvo <i>et al.</i> , 2005.
LBW	Fio	$P_M = 100$ W	620	8,0	Gugel <i>et al.</i> , 2008.
LBW	Fio	$P_M = 2,5$ W	350	12,0	Sevilla <i>et al.</i> , 2008.
LBW	Fio	$P_M = 1000$ W	835	16,0	Mirshekari <i>et al.</i> , 2013.
LBW	Chapa	NI	823	8,4	Schlossmacher <i>et al.</i> , 1997.
LBW	Chapa	$P_M = 77$ W	690	8,8	Chan <i>et al.</i> , 2011.
LBW	Chapa	$P_M = 600$ W	300	8,0	Khan <i>et al.</i> , 2008.
LBW	Chapa	$P_M = 1,3$ kW	600	11,0	Zhao <i>et al.</i> , 2010.
PAW	Chapa	$I_M = 28,5$ A	135	0,6	Eijk <i>et al.</i> , 2003.
LBW	Fio	$I_M = 110$	187	11,0	Zeng <i>et al.</i> , 2016.
PAW	Fio	$I_M = 5$ A	443	3,5	Vondrous <i>et al.</i> , 2012
LBW	Chapa	$P_M = 1,5$ kW	450	5,1	Wang <i>et al.</i> , 2014
GTAW	Chapa	NI	700	19,0	Oliveira <i>et al.</i> , 2016
GTAW	Chapa	$I_M = 26$	551	17,4	Este Trabalho
PAW	Chapa	$I_M = 16$	586	13,1	Este Trabalho
LBW	Chapa	$P_M = 550$ W	682	12,7	Este Trabalho

NI = Não Informado.

Pode-se observar que os resultados obtidos pelos processos PAW e LBW neste trabalho são bastante superiores a todos os outros observados na literatura técnica, suportando grandes deformações a níveis de tensões elevadas, como as juntas soldadas obtidas por Sevilla *et al.* (2008) e Mirshekari *et al.* (2013). Além disso, o processo GTAW provou-se excelente alternativa tecnológica para obtenção de juntas soldadas de ligas austeníticas de NiTi, pois os resultados obtidos neste trabalho superam, e muito, aqueles reportados na literatura técnica especializada, exceto com relação ao trabalho de Oliveira *et al.* (2016), que obteve uma junta soldada mais resistente e que suportou maiores deformações.

4.1.4 AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

As Figuras 79, 80 e 81 apresentam o aspecto da superfície de fratura das juntas soldadas obtidas pelos processos GTAW, PAW e LBW, respectivamente. No processo GTAW as juntas soldadas C1, C2 e C4 (Figuras 79a, 79b e 79d) apresentaram superfície de fratura com a presença de microdimples, enquanto que as juntas soldadas C5, C6 e C8 (Figuras 79e, 79f e 79h) apresentaram um modo de fratura dúctil característico de ligas de Ti, que é o *tearing topography surface* (TTS), como reportado por Thompsom & Chesnutt (1979) e Toribio *et al.* (1992). Já as juntas soldadas C3 e C7 (Figuras 79c e 79d) apresentaram dimples planos e trincas secundárias, caracterizadas pelas regiões enegrecidas no plano perpendicular ao da imagem. Portanto, todas as juntas soldadas pelo processo GTAW apresentaram características de fratura dúctil.

Já no processo PAW as juntas soldadas C1 e C2 (Figuras 80a e 80b) apresentaram uma superfície de fratura com a presença de dimples planos, enquanto que as juntas soldadas C3 e C4 (Figuras 80c e 80d) apresentaram microdimples. Isto já era esperado, pois as juntas C3 e C4 suportaram maiores deformações que as juntas C1 e C2, por motivos já abordados anteriormente. Já as juntas soldadas C5 e C6, que foram submetidas ao TTPS apresentaram microdimples, indicando que houve um aumento da ductilidade da junta após esta operação e as juntas soldadas C7 e C8 apresentaram uma superfície com aspecto misto, sendo possível observar os microdimples e parte da superfície de fratura no modo TTS.

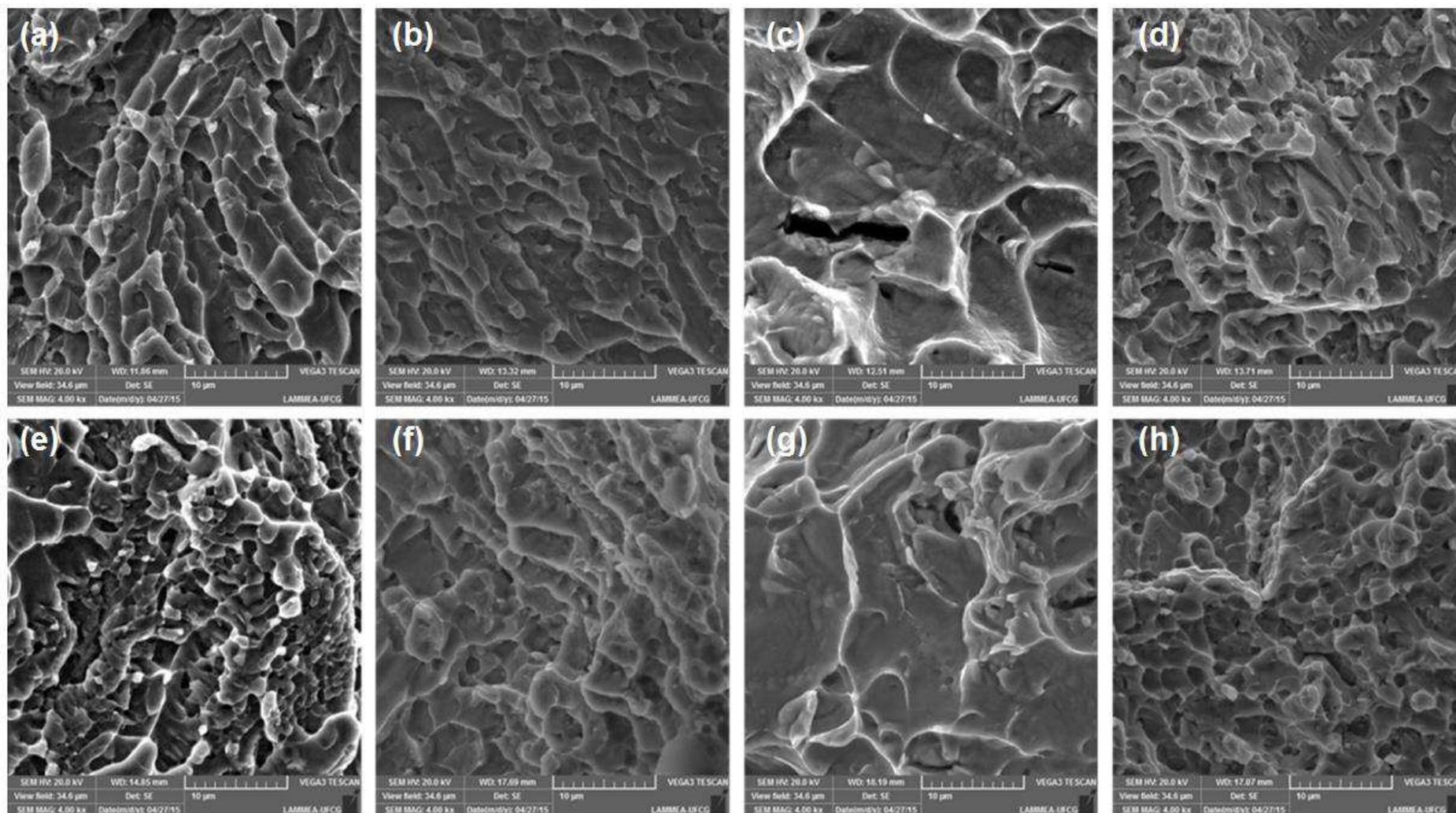


Figura 79 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo GTAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.

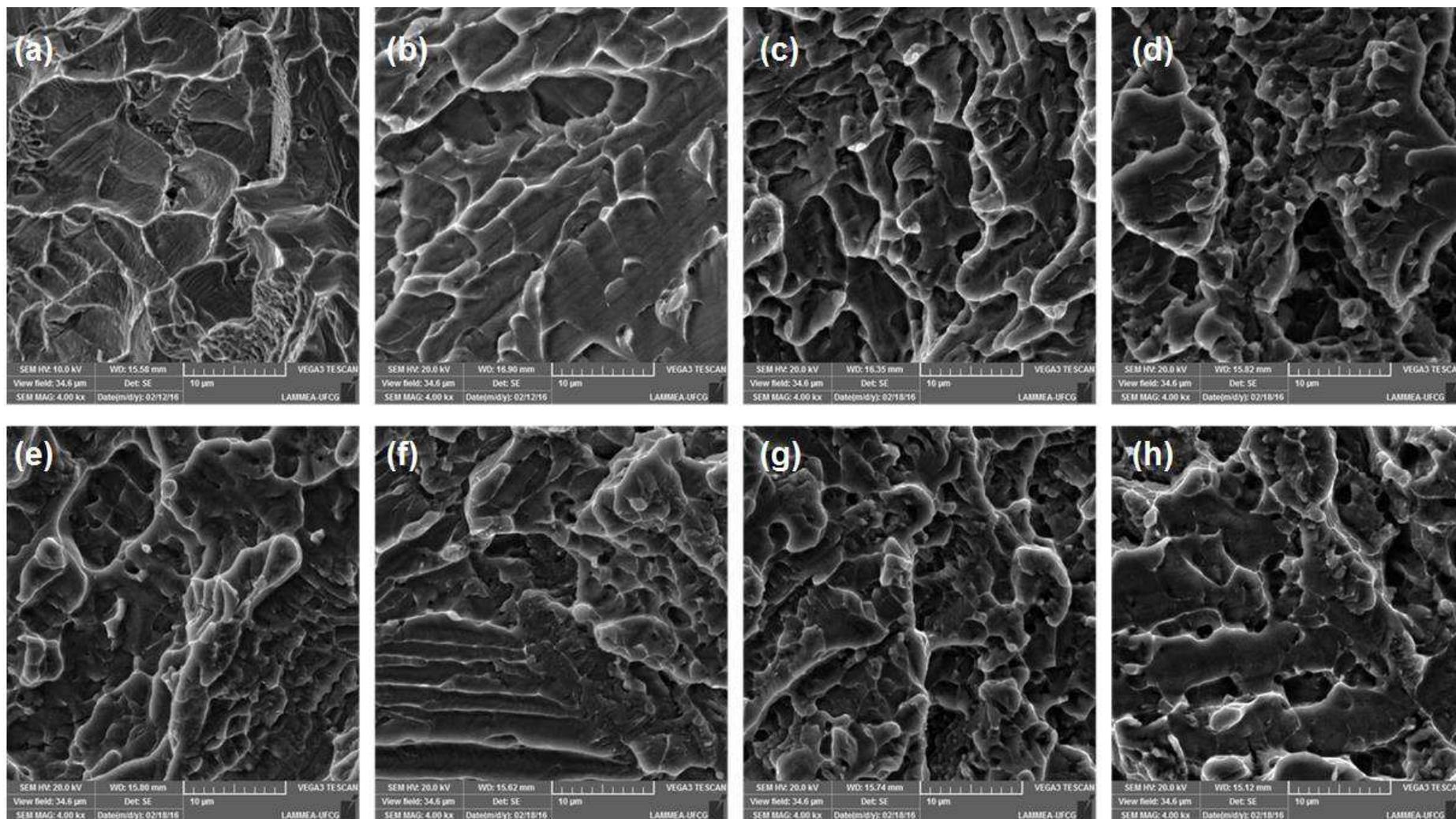


Figura 80 - Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo PAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.

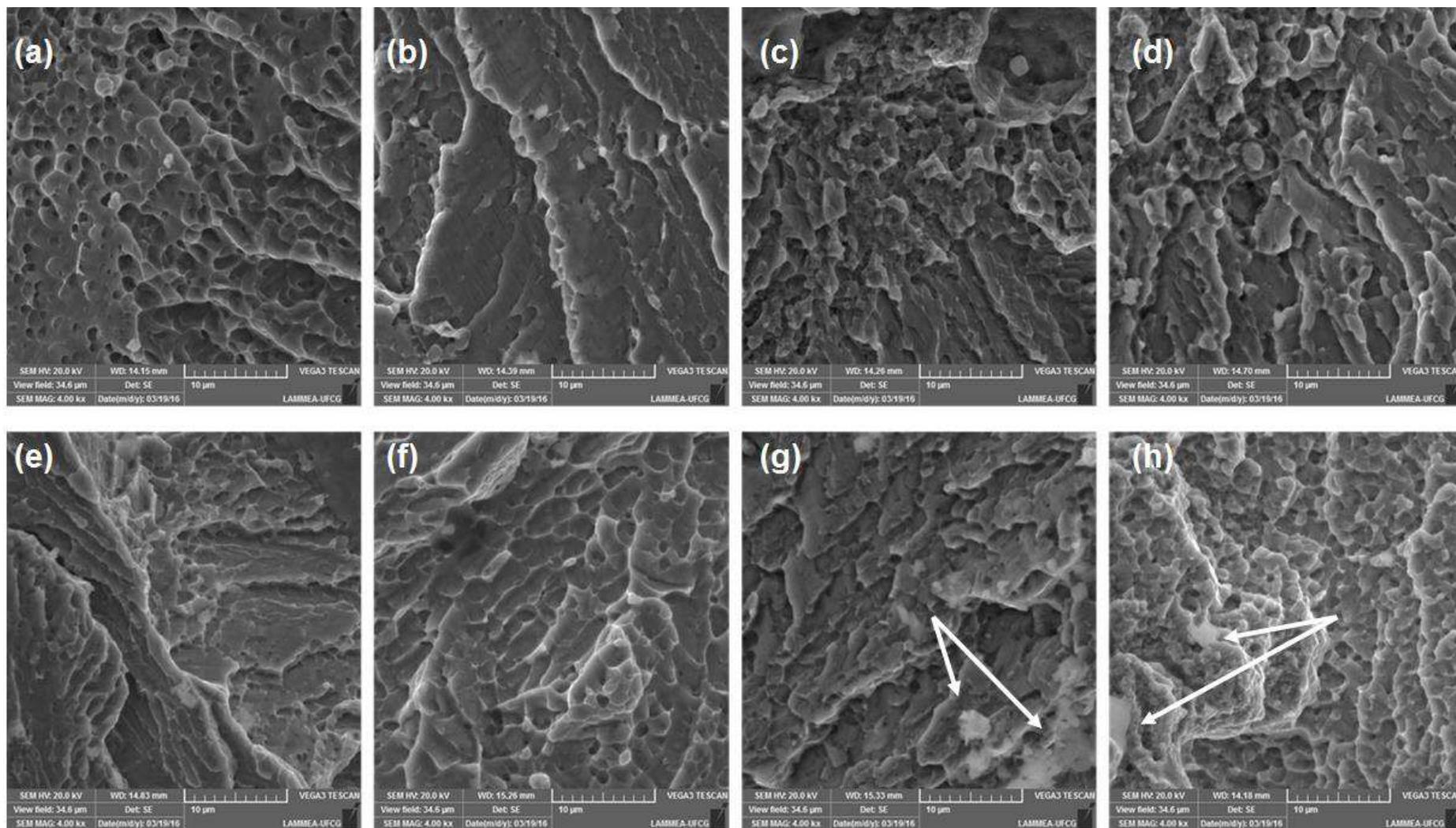


Figura 81 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo LBW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.

No processo LBW as juntas soldadas C1 e C4 (Figura 81a e 81d) apresentaram aspecto pouco dúctil, se comparado as demais superfícies de fratura observadas nos processos GTAW e PAW. Já as condições de soldagem C5 e C6 (Figura 81e e 81f) apresentaram superfície de fratura com a presença de dimples planos e com relevo acentuado, indicando alta ductilidade se comparada as demais, enquanto que as condições de soldagem C7 e C8 (Figura 81g e 81h) apresentam pontos claros que possivelmente são óxidos no MS, devido à ausência de gás de proteção na soldagem destas juntas, devido ao comportamento pirofórico observado destas quando das soldagens prospectivas utilizando argônio como gás de proteção, fragilizando-a.

As Figuras 82 e 83 indicam o local onde foram realizadas as aferições por EDS da composição química no interior de vazios observados na superfície de fratura das condições de soldagem C1 e C7 do processo PAW e das condições de soldagem C1 e C5 do processo LBW. As Tabelas 25 e 26 apresentam a composição química da região obtida por ensaio de EDS.

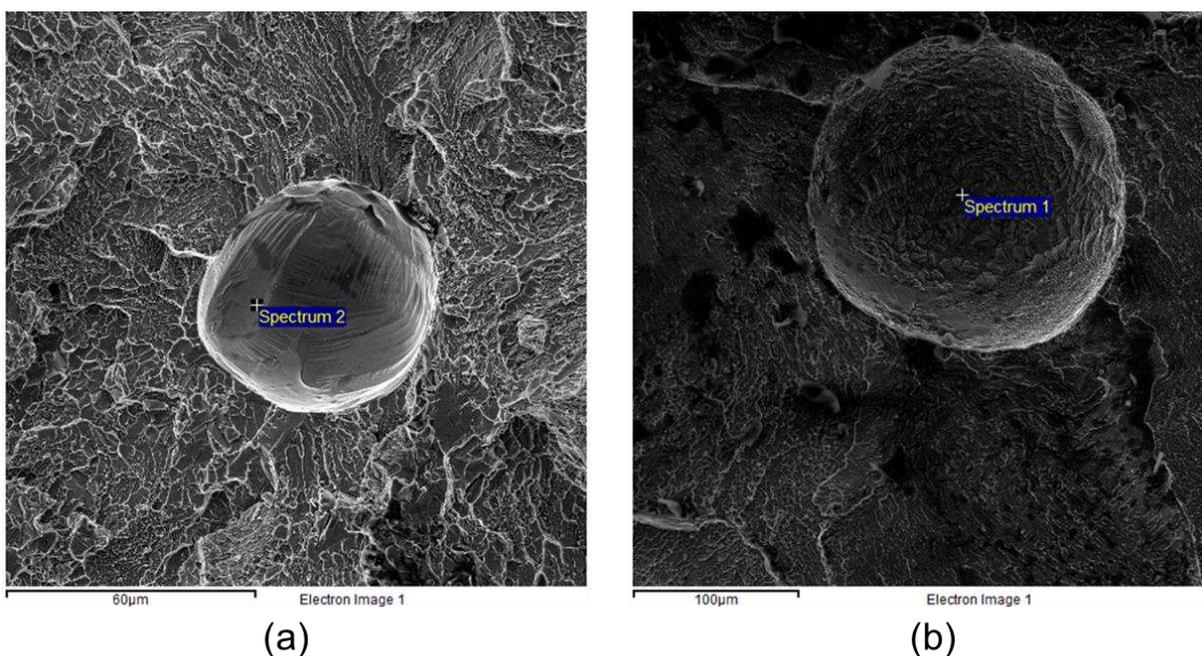


Figura 82 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C1 (a) e C7 (b) do processo PAW.

Tabela 25 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C1 e C7 do processo PAW.

	Elemento	% em peso	% atômica
C1	Ti K	66,61	70,97
	Ni K	33,39	29,03
	Total	100,00	
	Elemento	% em peso	% atômica
C7	Ti K	71,83	75,76
	Ni K	28,17	24,24
	Total	100,00	

Pode-se verificar um grande desvio composicional nesta região, corroborando com a hipótese de Holsberg (1979) e Trevisan *et al.* (1990) de que os vazios formados durante a solidificação das ligas de Ti são gerados em função da queda drástica da solubilidade do H, N e O atômico no MS, fazendo com que estes compostos intersticiais se dissociem e migrem entre as dendritas de β -Ti, e formem H, N e O molecular, provocando então segregação de Ti na região em seu entorno.

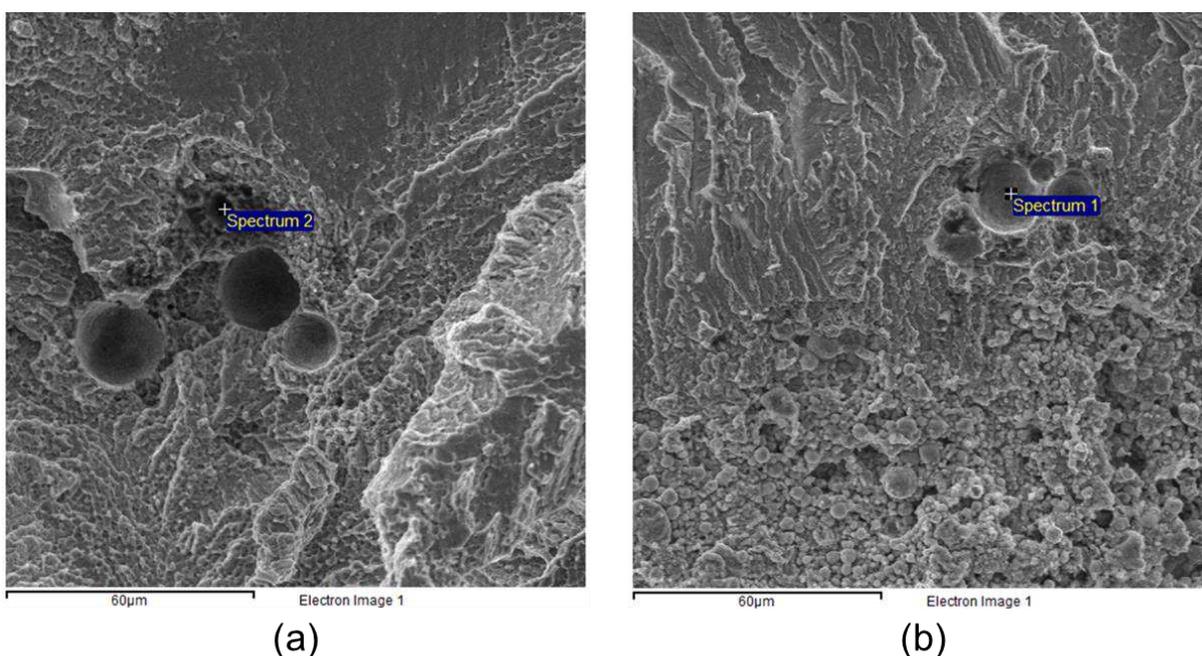


Figura 83 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C1 (a) e C5 (b) do processo LBW.

Tabela 26 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C1 e C5 do processo LBW.

	Elemento	% em peso	% atômica
C1	Ti K	62,46	67,10
	Ni K	37,54	32,90
	Total	100,00	
C5	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	64,68	69,18
	Ni K	35,32	30,82
	Total	100,00	

A partir da Figura 84 e da Tabela 27 é possível afirmar que variação composicional supracitada ocorre na periferia/interface do defeito e que em condições normais de solidificação do MS a composição química volta ao equilíbrio original, com leve volatilização de Ni.

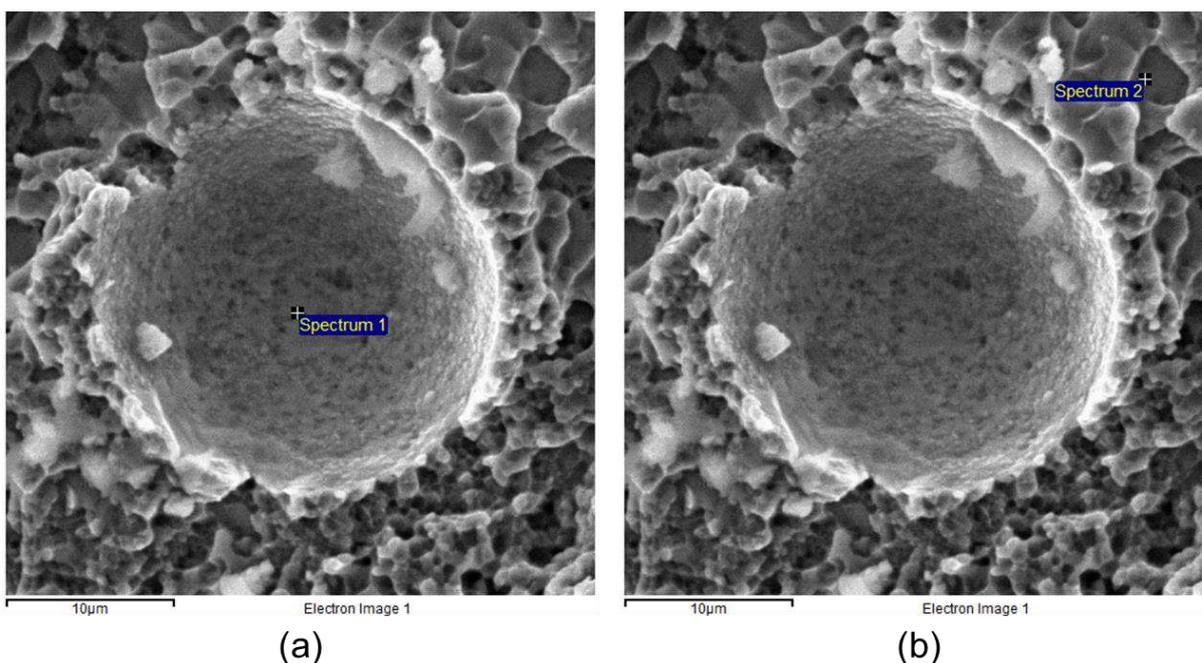


Figura 84 – Ensaio de EDS na superfície de um vazio (a) e na superfície de fratura (b) da condição de soldagem C7 do processo LBW.

Tabela 27 – Composição química na superfície de fratura da condição de soldagem C7 do processo LBW.

Espectro 1	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	58,01	62,87
	Ni K	41,99	37,13
	Total	100	
Espectro 2	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	47,44	52,52
	Ni K	52,56	47,48
	Total	100	

4.2 SOLDAGEM DE LMF DE NITI MARTENSÍTICAS

4.2.1 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE

Nas Figuras 85, 86 e 87 são apresentadas as curvas que indicam as temperaturas das transformações de fase via variação da resistência elétrica (RET), utilizando-se os três processos de soldagem, tomando a temperatura de 100°C como estado de referência para o cálculo da variação da resistência, para as ligas no estado como soldado e após TTPS. As temperaturas de início e fim de transformação são determinadas a partir da intersecção das retas tangentes, como já fora citado na metodologia.

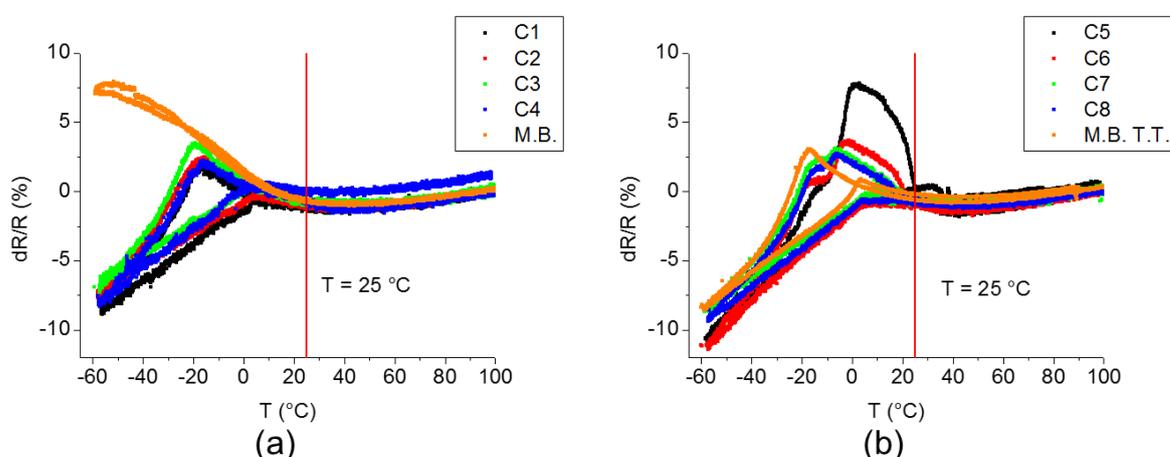


Figura 85 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo GTAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).

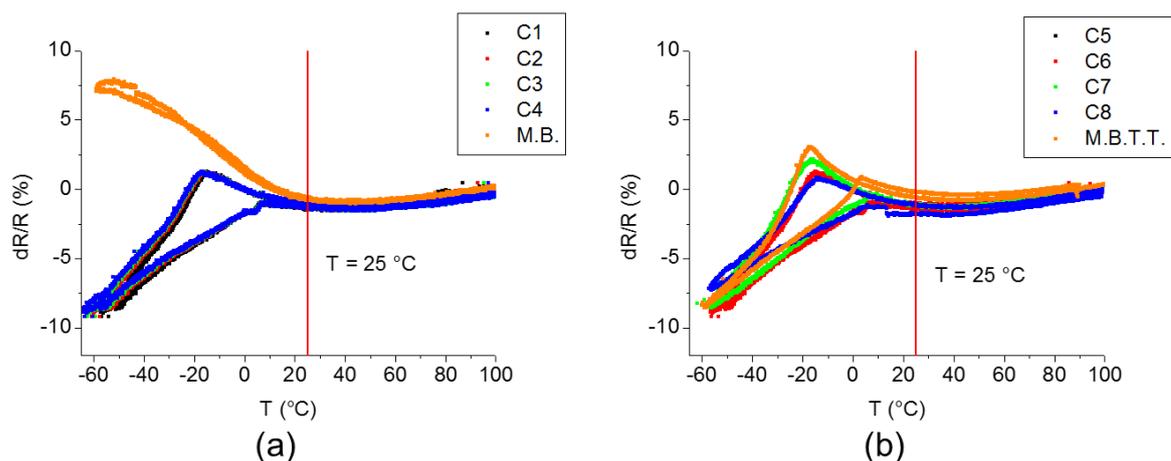


Figura 86 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo PAW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).

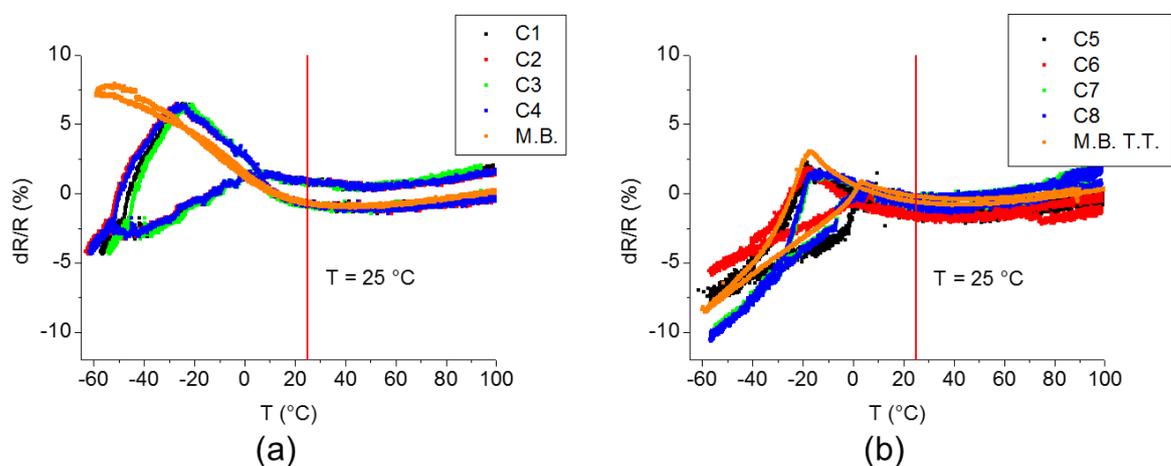


Figura 87 – Determinação das temperaturas de transformação de fase via RET para o planejamento experimental do processo LBW das condições “como soldado” (a) e que sofreram TTPS (b).

De uma maneira geral pode-se observar, que independente do processo de soldagem utilizado, as ligas martensíticas de NiTi após serem soldadas apresentam um aumento das temperaturas de transformação de fase, desbloqueando a transformação. Portanto, para estas ligas a soldagem funciona como um tratamento térmico localizado aliviando as tensões residuais de fabricação que anteriormente bloqueavam a transformação de fase já que o metal de base apresentava basicamente a temperatura de início de transformação da fase R e as demais

transformações de fase só ocorriam a temperaturas inferiores a -60°C , possivelmente, e agora ocorrem a temperaturas mais próximas a ambiente.

As Tabelas 28, 29 e 30 apresentam um resumo das temperaturas de início e fim de transformação de fase para todas as condições de soldagem e processos utilizados.

Tabela 28 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo GTAW.

	Rs ($^{\circ}\text{C}$)	Rf ($^{\circ}\text{C}$)	Ms ($^{\circ}\text{C}$)	Mf ($^{\circ}\text{C}$)	As ($^{\circ}\text{C}$)	Af ($^{\circ}\text{C}$)
MB sem TTPS	25,2	-	-	-	-	-
C1	22,1	-18,0	-18,0	-34,4	5,7	43,9
C2	25,8	-17,6	-17,6	-40,1	4,5	46,8
C3	21,8	-20,0	-20,0	-35,2	2,8	40,0
C4	29,2	-17,2	-17,2	-36,6	3,6	36,5
MB com TTPS	20,6	-17,4	-17,4	-34,9	3,4	30,1
C5	29,1	17,8	-0,1	-27,9	34,9	38,6
C6	25,9	16,7	-4,2	-26,8	27,2	37,2
C7	32,1	-5,9	-9,8	-24,3	5,9	48,8
C8	33,9	-5,8	-8,9	-23,8	3,6	53,2
MB sem TTPS	25,2	-	-	-	-	-
C9	21,9	-17,8	-17,8	-34,1	5,6	43,5
C10	26,1	-17,8	-17,8	-40,5	4,5	47,3
C11	21,7	-19,9	-19,9	-35,0	2,8	39,8
C12	29,1	-17,2	-17,2	-36,5	3,6	36,4
MB com TTPS	20,6	-17,4	-17,4	-34,9	3,4	30,1
C13	28,8	17,6	-0,1	-27,6	34,6	38,2
C14	26,2	16,9	-4,2	-27,1	27,5	37,6
C15	31,9	-5,9	-9,8	-24,2	5,9	48,6
C16	33,8	-5,8	-8,9	-23,8	3,6	53,1

Tabela 29 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo PAW.

	Rs (°C)	Rf (°C)	Ms (°C)	Mf (°C)	As (°C)	Af (°C)
MB sem TTPS	25,2	-	-	-	-	-
C1	26,9	-16,7	-16,7	-25,1	9,1	40,1
C2	27,7	-17,6	-17,6	-30,1	9,9	36,9
C3	28,2	-17,5	-17,5	-30,2	10,2	38,5
C4	29,9	-18,8	-18,8	-31,4	11,5	41,2
MB com TTPS	20,6	-17,4	-17,4	-34,9	3,4	30,1
C5	29,4	-15,9	-15,9	-25,8	10,3	40,9
C6	24,2	-15,5	-15,5	-24,2	12,3	41,6
C7	25,4	-17,9	-17,9	-30,2	7,1	39,3
C8	20,6	-15,5	-15,5	-27,8	6,7	35,3
MB sem TTPS	25,2	-	-	-	-	-
C9	26,8	-16,6	-16,6	-25,0	9,1	39,9
C10	27,8	-17,7	-17,7	-30,3	9,9	37,0
C11	28,5	-17,7	-17,7	-30,5	10,3	38,9
C12	30,5	-19,2	-19,2	-32,0	11,7	42,0
MB com TTPS	20,6	-17,4	-17,4	-34,9	3,4	30,1
C13	29,3	-15,8	-15,8	-25,7	10,2	40,7
C14	24,3	-15,6	-15,6	-24,4	12,4	41,9
C15	25,8	-18,3	-18,3	-30,9	7,3	40,1
C16	21,4	-16,2	-16,2	-28,9	7,0	36,7

Tabela 30 – Temperaturas das transformações de fase das juntas soldadas pelo processo LBW.

	Rs (°C)	Rf (°C)	Ms (°C)	Mf (°C)	As (°C)	Af (°C)
MB sem TTPS	25,2	-	-	-	-	-
C1	22,2	-25,8	-25,8	-	2,7	39,3
C2	25,8	-27,0	-27,0	-	3,1	45,6
C3	26,9	-24,6	-24,6	-	3,9	42,8
C4	23,4	-25,8	-25,8	-	5,1	48,4
MB com TTPS	20,6	-17,4	-17,4	-34,9	3,4	30,1
C5	27,7	-17,9	-17,9	-27,4	2,4	32,6
C6	28,2	-18,7	-18,7	-34,1	5,1	27,4
C7	30,1	-16,3	-16,3	-27,1	3,9	39,3
C8	30,9	-15,5	-15,5	-25,8	7,1	38,1
MB sem TTPS	25,2	-	-	-	-	-
C9	22,1	-25,7	-25,7	-	2,7	39,1
C10	25,7	-27,0	-27,0	-	3,1	45,5
C11	27,0	-24,7	-24,7	-	3,9	42,9
C12	23,5	-25,9	-25,9	-	5,1	48,6
MB com TTPS	20,6	-17,4	-17,4	-34,9	3,4	30,1
C13	27,4	-17,7	-17,7	-27,1	2,7	32,2
C14	28,7	-18,1	-18,1	-33,1	5,0	26,5
C15	30,7	-16,6	-16,6	-27,6	4,0	40,0
C16	31,2	-15,7	-15,7	-26,1	7,2	38,5

As condições de soldagem que foram submetidas ao TTPS, em todos os processos de soldagem utilizados, apresentaram um perfil qualitativo da curva de RET bastante similar ao metal de base submetido ao mesmo tratamento com um leve deslocamento para a direita, isto é, para temperaturas mais elevadas, daí pode-se inferir que o metal de base e o metal de solda encontram-se no mesmo estado após a realização do TTPS.

No processo GTAW as condições de soldagem C1, C2, C3 e C4 mantiveram suas temperaturas de início da formação da fase R em torno da média de 24,8°C com o seguinte comportamento: as juntas soldadas com menores valores de corrente

média (C1 e C3) iniciaram a transformação para a fase R a temperaturas inferiores à média de 24,8°C enquanto que as juntas que foram soldadas com maiores correntes médias (C2 e C4) iniciaram a transformação acima da temperatura média de 24,8°C, indicando que com o aumento da corrente média de soldagem o efeito da relaxação das tensões residuais de fabricação será maior, facilitando o início da transformação de fase além de que quanto maior a corrente média maior será a volatilização de Ni no metal de solda, estabilizando a fase R e, conseqüentemente, a martensita a temperaturas maiores que a ambiente.

No processo PAW a temperatura média de início de transformação da fase R das juntas soldadas C1, C2, C3 e C4 foi de 28,2°C, maior que aquela observada no processo GTAW. Possivelmente este comportamento ocorreu devido a maior concentração de calor obtida neste processo de soldagem, fazendo com que uma maior quantidade de Ni fosse volatilizada do MS, promovendo assim o aumento de R_s .

As juntas C1 a C4 soldadas pelo processo LBW apresentaram R_s médio de 24,6°C, indicando que o processo de soldagem a laser praticamente não modificou a temperatura de início de transformação da fase R, provavelmente devido a pequena extensão da ZTA e do MS, já que se trata de fonte de calor extremamente concentrada, mas com juntas confeccionadas a elevadas velocidades de soldagem. Além disso, não foi possível identificar as temperaturas de fim da transformação martensítica para estas condições de soldagem.

As condições de soldagem que foram submetidas ao TTPS (C5 a C8) no processo GTAW apresentaram uma temperatura média de início de transformação da fase R em torno de 30,2°C, cerca de 5°C a mais que as condições de soldagem que não foram submetidas ao TTPS. Este comportamento já era esperado, uma vez que após a realização do TTPS a matriz da liga fica pobre em Ni promovendo o aumento das temperaturas de início da transformação da fase R. Além disso, é possível notar a drástica redução da temperatura de início da transformação reversa da martensita em austenita quando a junta é soldada com corrente pulsada e depois submetida ao TTPS (condições de soldagem C7 e C8) se comparada com as juntas que foram soldadas com corrente convencional e submetidas ao TTPS (condições de soldagem C5 e C6). Isto se deve ao fato de que quanto menor o tamanho de grão, mais fácil será para realizar a transformação de fase por abaixamento de temperatura, já que

existirão maior número de contornos, conseqüentemente maior número de sítios para nucleação de fases.

As condições de soldagem C5, C6, C7 e C8 utilizando o processo PAW apresentaram um R_s médio de 24,9°C, cerca de 5,0°C maior que o valor de referência do MB, indicando assim que o processo de soldagem promoveu o aumento da temperatura de transformação de fase, pelas razões anteriormente discutidas. Além disso, o TTPS não promoveu variações significativas nas demais temperaturas de início e fim de transformação, indicando que para o processo PAW a pulsação da corrente atrelada ao TTPS não foi capaz de modificar a estrutura do material a ponto de promover modificações das demais temperaturas de transformação de fase, como ocorreu no processo GTAW para a mesma liga.

Já as juntas C5, C6, C7 e C8 soldadas pelo processo LBW apresentaram R_s médio de 29,2°C que é 4,3°C maior que o mesmo parâmetro no processo PAW e cerca de 4,7°C maior que no processo GTAW, indicando que possivelmente ocorreu volatilização de Ni e que esta foi maior no processo PAW que no processo GTAW e este fenômeno foi mais significativo que a reação do Ti do MS com o oxigênio do ar, devido a ausência de proteção gasosa da poça de fusão.

As Tabelas 31 e 32 apresentam a variação entre a temperatura de início e fim da transformação da fase R. É possível observar que os menores valores de ΔT_r ocorreram para o processo GTAW, seguido do processo PAW e, por último, o processo LBW, ou seja, quanto maior a concentração de calor intrínseca do processo de soldagem maior será o valor de ΔT_r , independentemente da realização ou não do TTPS. Este mesmo comportamento também foi observado para LMF austeníticas. Ainda é possível observar que após a realização do TTPS os valores de ΔT_r são ligeiramente menores que as juntas que não foram submetidas ao TTPS, esta redução pode ocorrer devido a difusão de elementos entre o MB e o MS, rearranjando a composição ou até mesmo devido a uma maior perda de Ni no MB que no MS, fazendo com que após o tratamento térmico a composição química da junta seja a mais homogênea possível.

Tabela 31 – Variação da temperatura de início e fim de transformação da fase R das juntas soldadas C1 a C4.

Processo	ΔT_r (°C)		
	Média	Desvio Padrão	Coefficiente de Variação
GTAW	42,9	2,6	0,06
PAW	46,0	2,2	0,05
LBW	50,4	2,0	0,04

Tabela 32 – Variação da temperatura de início e fim de transformação da fase R nas juntas C5 a C8.

Processo	ΔT_r (°C)		
	Média	Desvio Padrão	Coefficiente de Variação
GTAW	25,1	3,2	0,13
PAW	38,9	4,6	0,12
LBW	43,8	4,7	0,11

4.2.2 MICRODUREZA E MICROESTRUTURA

Nas Figuras 52, 53 e 54 estão apresentados os perfis de microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda e o box-plot das durezas no metal de solda.

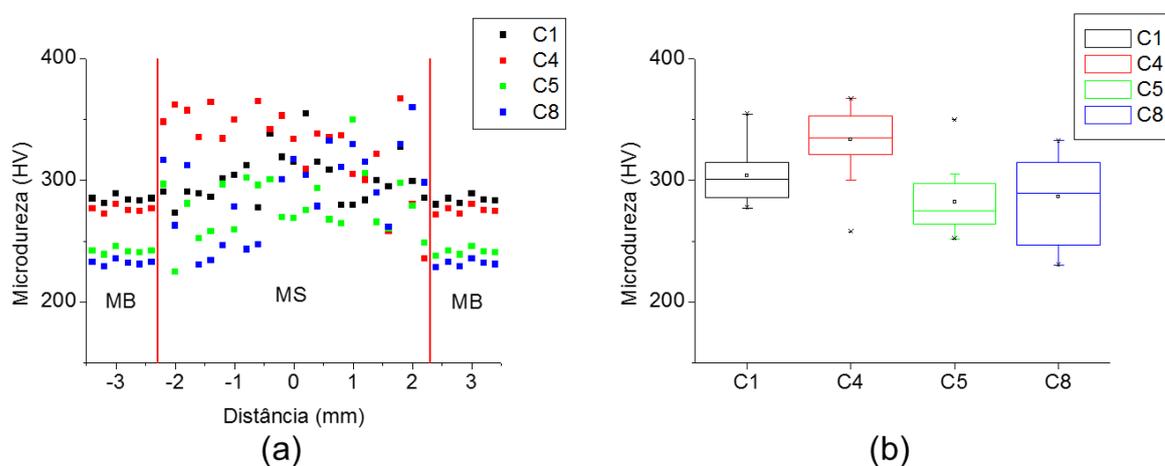


Figura 88 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) pelo processo GTAW.

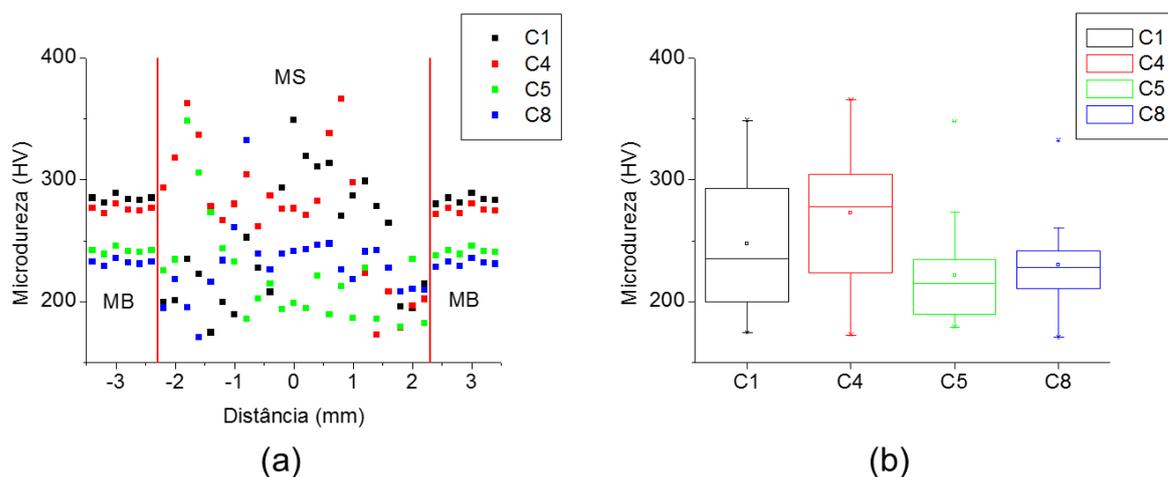


Figura 89 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) pelo processo PAW.

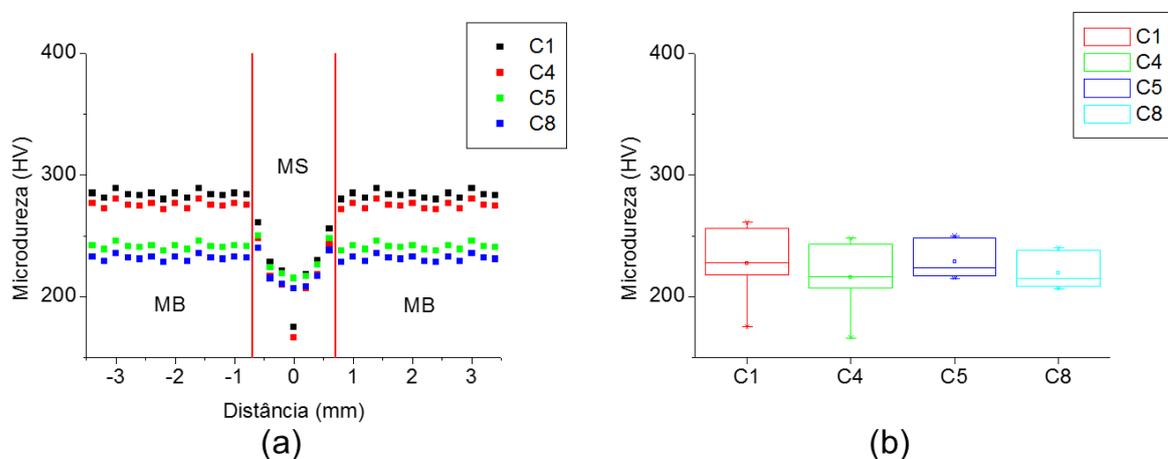


Figura 90 – Perfil de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas (a) e o box-plot da dureza no MS (b) pelo processo LBW.

Nas juntas soldadas no processo GTAW as condições que foram submetidas ao TTPS (C5 e C8) apresentaram menores valores de dureza no MS que àquelas que não foram submetidas a esta operação (C1 e C4). Além disso, foi possível observar que as juntas foram sensíveis a pulsação da corrente, pois a condição de soldagem C4 apresentou maior dureza que a condição de soldagem C1, como pode ser observado na Figura 88 (b). O TTPS fez com que as discrepâncias nos valores de microdureza diminuíssem, uma vez que a mediana da condição de soldagem C8

tendeu a da condição de soldagem C5, mas a dispersão nos valores de microdureza aferidos na condição de soldagem C8 foi maior.

Na Figura 89 é possível observar que a microdureza nas condições de soldagem C1 e C4 foram praticamente idênticas e maiores que àquelas observadas nas condições de soldagem C5 e C8, em função do menor teor de Ni esperado nestas juntas devido ao tratamento térmico. Já a Figura 90 apresenta um perfil clássico de microdureza, com aumento da microdureza da linha do centro da solda em direção ao metal de base, devido principalmente a fenômenos atrelados ao tamanho e estruturas do grão, já que na porção central do MS o tamanho de grão possui tamanho máximo e vai diminuindo a medida que se afasta da linha do centro da solda, auxiliado ainda pela volatilização do Ni no MS, promovendo provavelmente a estabilização de martensita no MS, que é a fase de menor dureza. Além disso, a redução observada nos valores de microdureza entre as condições que não foram submetidas ao TTPS e aquelas que foram deve-se principalmente ao consumo do Ni na matriz do material, fazendo com que o material se torne mais maleável. No processo LBW esta redução não é tão drástica, pois a potência de soldagem é a maior responsável no fenômeno de volatilização do Ni na matriz do MS, sendo o TTPS um fator de menor importância, daí a pequena redução observada nos valores de dureza para juntas soldadas utilizando o processo LBW.

A partir da Tabela 33 é possível observar que o processo de soldagem que apresentou juntas soldadas com maior dureza foi o GTAW, seguido do PAW e LBW. Além disso, é possível inferir que nos processos de soldagem a arco, GTAW e PAW, as juntas soldadas com corrente pulsada apresentaram maiores valores de dureza que àquelas soldadas com corrente convencional. Ainda pode-se afirmar que no processo LBW os valores médios de dureza no MS foram semelhantes.

Tabela 33 – Valores médios de dureza no MS para as condições de soldagem C1, C4, C5 e C8 dos processos GTAW, PAW e LBW.

		C1	C4	C5	C8	Média
GTAW	μ (HV)	301,0	328,6	278,8	290,7	299,8
	σ (HV)	20,6	34,6	25,9	36,2	21,3
PAW	μ (HV)	247,7	273,0	221,7	229,9	243,1
	σ (HV)	50,7	54,5	41,3	30,5	22,7
LBW	μ (HV)	227,0	215,7	228,4	219,3	222,6
	σ (HV)	28,4	26,9	14,6	14,0	6,1

As Figuras 91 e 92 apresentam a microestrutura de diferentes condições de soldagem obtidas pelos processos GTAW e PAW.

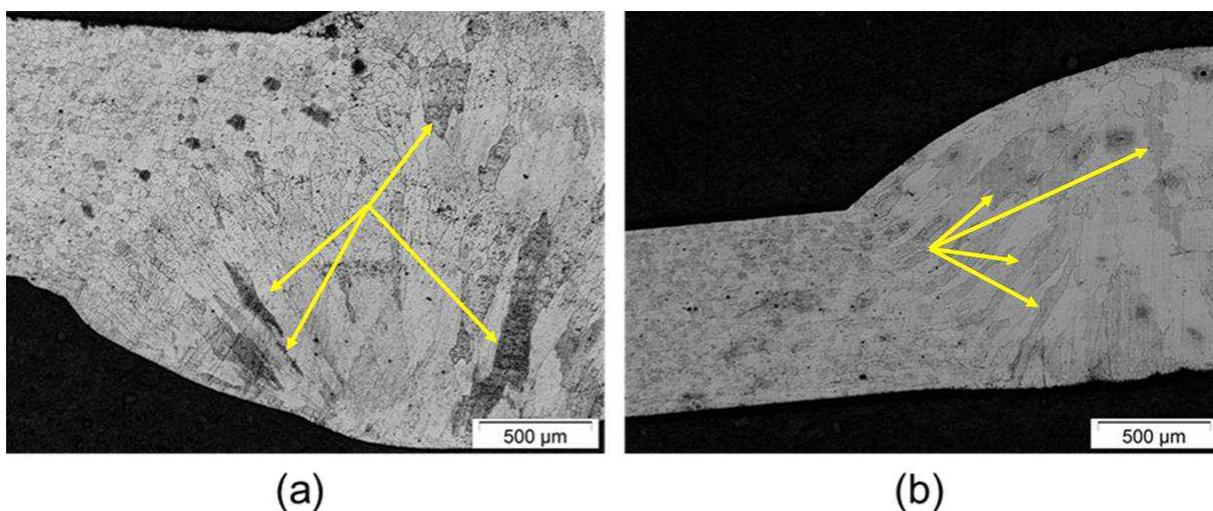


Figura 91 – Microestruturas das juntas soldadas C1 (a) e C4 (b) utilizando o processo GTAW.

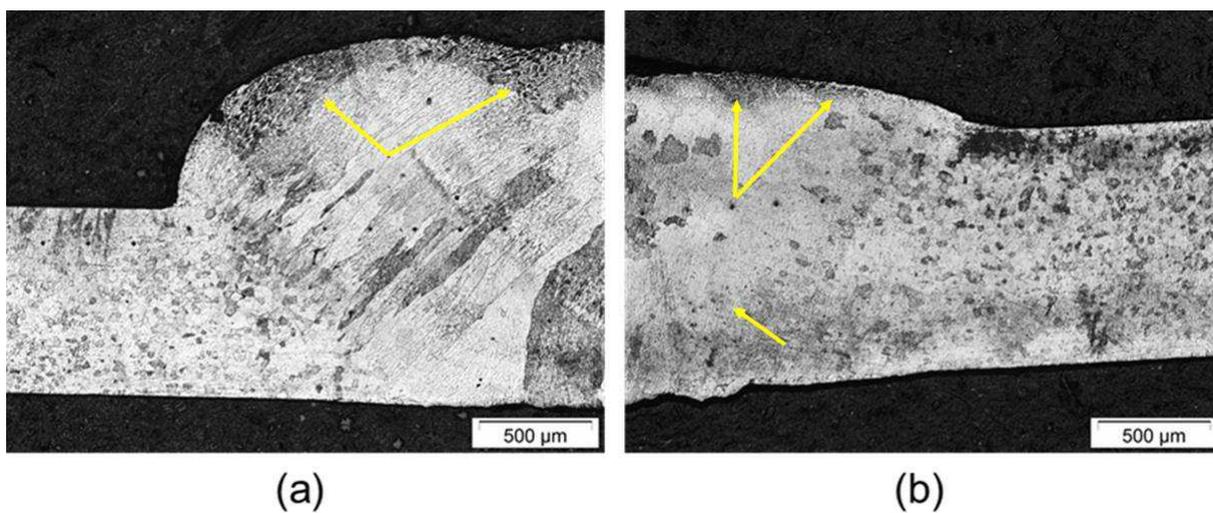


Figura 92 – Microestruturas das juntas soldadas C4 (a) e C5 (b) utilizando o processo PAW.

As Figuras 91 (a) e (b) apresentam a interface entre o MS e o MB das condições de soldagem C1 e C4 do processo GTAW, onde é possível inferir que a condição de soldagem C1 teve tamanho de grão semelhante a condição de soldagem

C4, uma vez que esta foi soldada com maior energia de soldagem que a condição de soldagem C1, mas com corrente pulsada. Já nas Figuras 92 (a) e (b) apresentam as condições de soldagem C4 e C5 do processo PAW, a fim de demonstrar que o TTPS tem influência direta na microestrutura resultante, não sendo capaz de promover refino de grão, mas sendo um possível formador da fase Ti – α (fase negra nas micrografias), como já abordado em seções anteriores e comprovado através das posições de medição “Spectrum 3 e 5” do espectro da composição química apresentado na Tabela 34, com pontos de medição indicados na Figura 93.

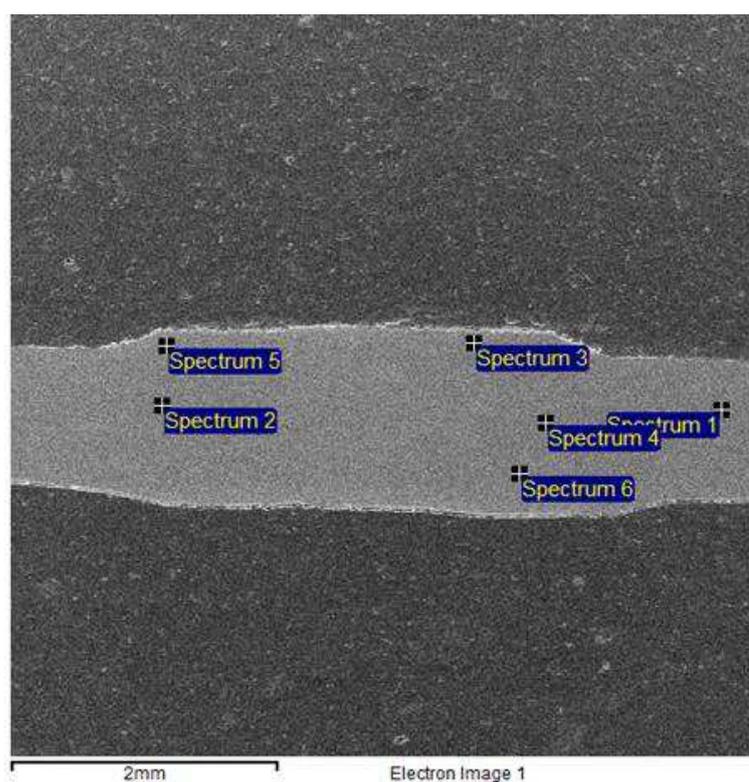


Figura 93 – Composição química da condição de soldagem C5 do processo PAW obtida via EDS.

Tabela 34 – Composição química (em peso) de diferentes posições no metal de solda da condição de soldagem C5 do processo PAW.

Spectrum	Ti	Ni
<i>Spectrum 1</i>	43.96	56.04
<i>Spectrum 2</i>	44.47	55.53
<i>Spectrum 3</i>	54.24	45.76
<i>Spectrum 4</i>	45.02	54.98
<i>Spectrum 5</i>	56.78	43.22
<i>Spectrum 6</i>	45.30	54.70

As Figuras 94 e 95 apresentam a microestrutura das condições de soldagem C1/C4 e C5/C8, respectivamente. Pode-se concluir que as juntas soldadas com 1500 mm/min de velocidade de soldagem (C3, C4, C7 e C8) apresentaram falta de penetração grave, devido ao aporte térmico insuficiente para promover a coalescência localizada do metal de base, o que pode resultar em perda das propriedades mecânicas, enquanto que aquelas soldadas com menor velocidade de soldagem, 900 mm/min (C1, C2, C5 e C6), apresentaram penetração total.

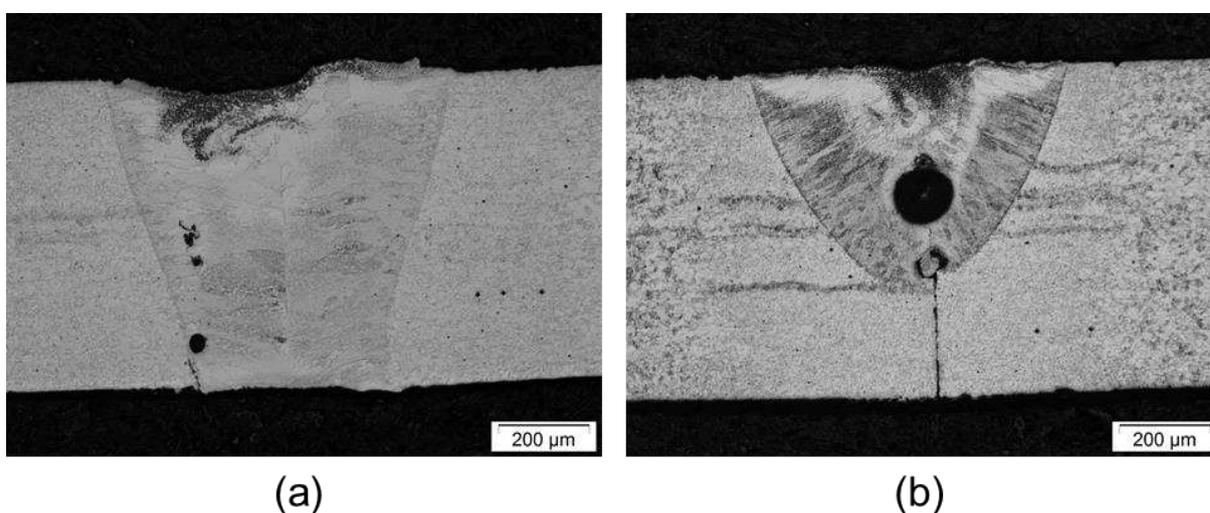


Figura 94 – Microestruturas das juntas soldadas C1 ($V_s = 900$ mm/min) (a) e C4 ($V_s = 1500$ mm/min) (b) utilizando o processo LBW.

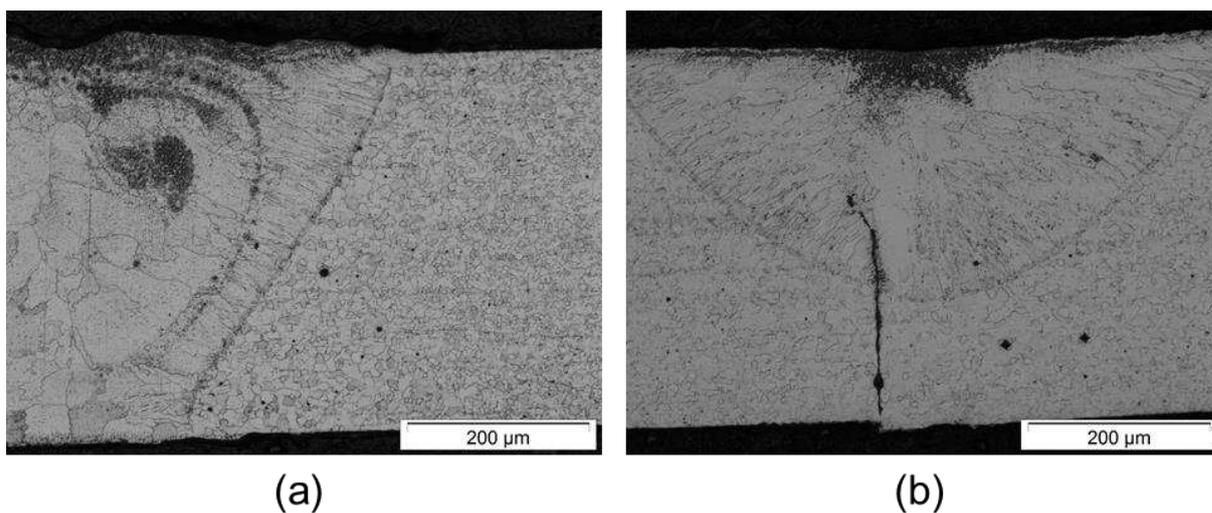


Figura 95 – Microestruturas das juntas soldadas C5 ($V_s = 900$ mm/min) (a) e C8 ($V_s = 1500$ mm/min) (b) utilizando o processo LBW.

Além disso, a Figura 96 é apresentada a posição onde foi realizado o ensaio de EDS para determinação da composição química no MS da junta soldada C1 utilizando o processo LBW em uma região próxima ao defeito de soldagem apresentado na Figura 94(a). É possível notar que nesta região há um acúmulo de Ti (Spectrum 3 da Tabela 35) devido a presença do defeito observado, como relatado anteriormente.

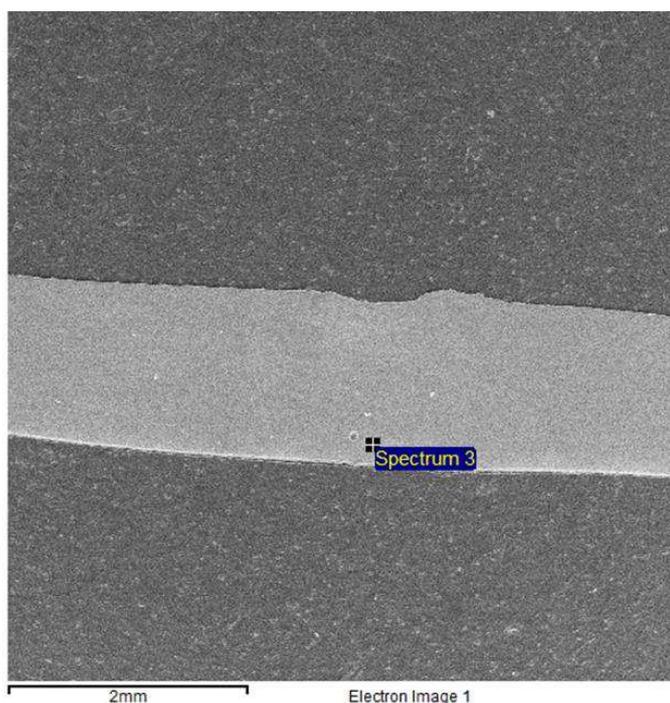


Figura 96 – Composição química da condição de soldagem C1 do processo LBW obtida via EDS.

Tabela 35 – Composição química (em peso) próxima ao defeito no metal de solda da junta soldada C1 utilizando o processo LBW.

Elemento	% em peso	% atômica
Ti K	71,47	75,43
Ni K	28,53	24,57
Total	100,00	

4.2.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS JUNTAS SOLDADAS

As Figuras 97, 98 e 99 apresentam o comportamento funcional das juntas soldadas pelos processos GTAW, PAW e LBW, respectivamente. É possível notar a partir das Figuras 97(a), 98(a) e 99(a) que o comportamento das juntas soldadas que não foram submetidas ao TTPS se assemelha ao das LMF de NiTi austeníticas, pois os níveis de tensão alcançadas são equivalentes àqueles para indução da martensita por tensão. Além disso, a deformação residual observada nas juntas obtidas pelo processo GTAW e PAW deve-se a contribuição do metal de solda destas juntas, como já explicado anteriormente. Ainda foi possível observar que as juntas soldadas pelo processo GTAW foram as únicas capazes de serem submetidas ao ciclo completo de carregamento e descarregamento à 6% de deformação, pois em função do estado misto (fase R + austenita) das demais juntas os níveis de tensão para ativar a superelasticidade eram muito altos, resultando na falha.

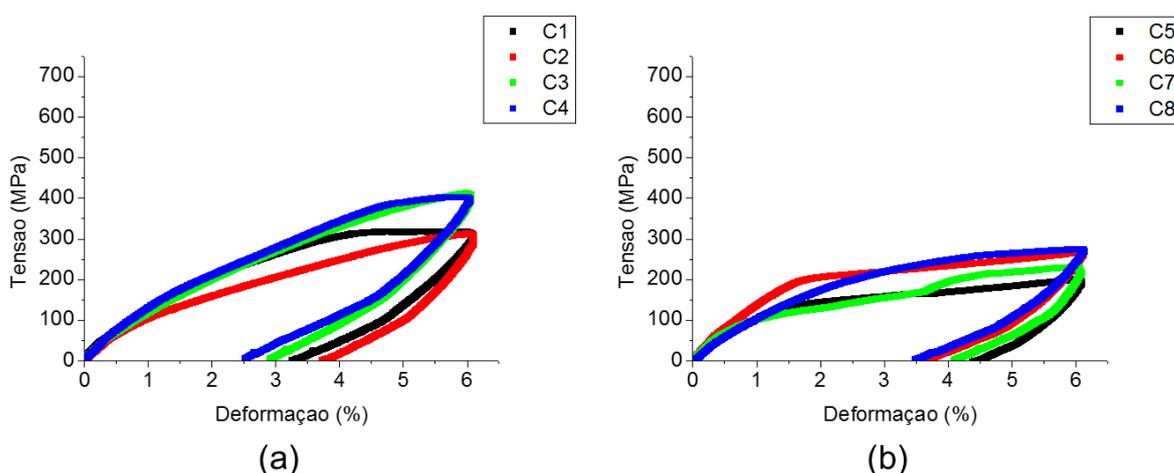


Figura 97 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo GTAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).

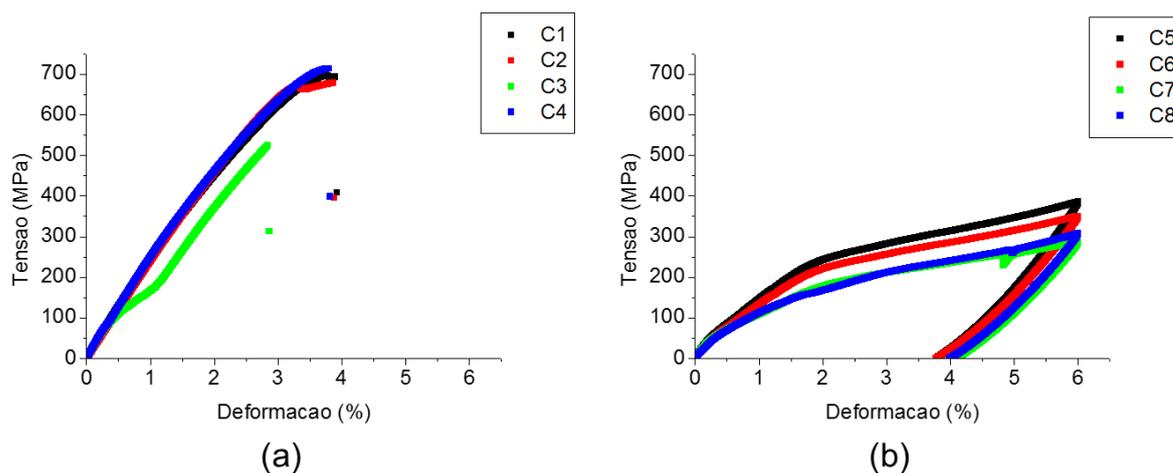


Figura 98 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo PAW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).

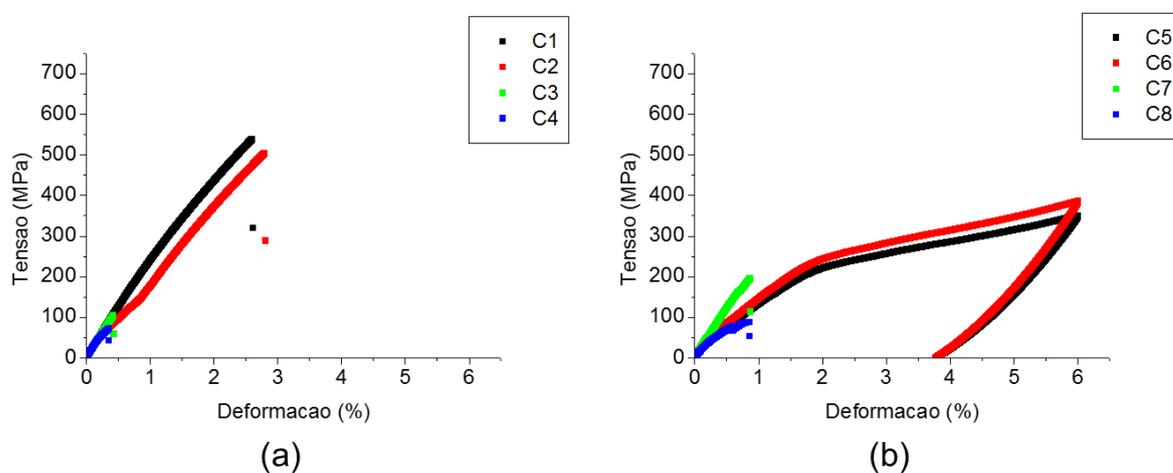


Figura 99 – Comportamento funcional das juntas soldadas pelo processo LBW na condição “como soldado” (a) e após TTPS (b).

As juntas C1, C2 e C4 do processo PAW foram capazes de iniciar a indução da martensita por tensão a 700 MPa, com exceção da condição de soldagem C3, que fraturou precocemente, provavelmente devido ao fato de ter sido soldada com menor corrente média de soldagem, que reduz a energia de soldagem e consequentemente a quantidade de calor cedido a junta para promover a união, além disso essa junta soldada foi confeccionada com corrente pulsada, reduzindo ainda mais o aporte térmico transferido a junta facilitando também a precipitação de fases frágeis.

Já as juntas C3 e C4 do processo LBW apresentaram menor resistência e ductilidade que as juntas C1 e C2, do mesmo processo. Tal redução drástica de propriedades deve-se basicamente a elevada velocidade de soldagem utilizada, 1500 mm/min, que reduziu bastante o aporte térmico transferido a junta soldada resultando em perda de penetração e, conseqüentemente, em redução da resistência mecânica e ductilidade da junta soldada. As condições de soldagem C1 e C2 foram capazes de suportar maiores deformações, pois foram soldadas com menor velocidade de soldagem, 900 mm/min, dando forte indicativo que esta velocidade de soldagem poderia ser aplicada desde que atrelada a utilização de uma técnica conexas, como: pulsação do feixe de laser ou realização de TTPS.

As juntas soldadas utilizando os processos PAW e LBW que não foram submetidas ao TTPS fraturaram de maneira frágil e, portanto, não completaram o ciclo de carregamento/descarregamento.

Todas as juntas soldadas após serem submetidas ao TTPS foram capazes de apresentar o efeito de memória de forma, com deformação residual entre 3,5 e 4,0%, com exceção das condições de soldagem C7 e C8 do processo LBW, por razões idênticas àquelas das condições de soldagem C3 e C4, do mesmo processo. No processo GTAW as juntas soldadas C5 e C7 iniciaram a orientação da martensita a uma tensão de 100 MPa e apresentaram uma deformação residual de 4,0%, enquanto que as juntas C6 e C8 iniciaram a orientação da martensita a uma tensão de 200 MPa e apresentaram uma deformação residual de 3,5%. Como as juntas soldadas C5 e C7 foram confeccionadas com menor corrente, que resulta em menor energia transferida a junta, estas apresentaram menor tamanho de grão facilitando assim a orientação da martensita maclada, enquanto que as condições de soldagem C6 e C8 foram confeccionadas com maior corrente e conseqüentemente resultaram em maior energia de soldagem e maior tamanho de grão, sendo necessário uma maior quantidade de energia para iniciar o processo de orientação da martensita maclada.

Já as juntas C7 e C8 soldadas pelo processo PAW iniciaram a orientação da martensita maclada a tensões da ordem de 150 MPa e apresentaram deformação residual de 4,0%, enquanto que as juntas soldadas C5 e C6 iniciaram a orientação a tensões de 250 MPa e deformação residual da ordem de 3,8%. Provavelmente o motivo por trás de tais diferenças é o refino de grão promovido pela pulsação do arco

elétrico de soldagem, como já abordado. No processo de soldagem LBW, o comportamento funcional das condições de soldagem C5 e C6 foram semelhantes.

Nas Figuras 100 e 101 é possível observar a curva tensão X deformação das diversas condições de soldagem com os diferentes de processos de união em estudo. A Tabela 36 apresenta um resumo do limite de resistência (σ_{rup}) e máxima deformação suportada (ϵ_{tot}) de todas as condições de soldagem em estudo. A partir destes dados foi possível realizar uma análise de variância dos resultados e identificar quais variáveis eram estatisticamente significativas na união de LMF de NiTi e qual a influência de cada uma delas no comportamento mecânico da junta soldada. Na Tabela 37 é apresentado o nível de significância “ α ” dos fatores de controle estudados sobre o limite de resistência (σ_{rup}) e máxima deformação suportada (ϵ_{tot}) para os processos GTAW e PAW e a Tabela 38 contém os efeitos dos fatores de controle do processo LBW. Níveis de significância menores que 0,05 indicam efeitos estatisticamente significativos, ou seja, há uma probabilidade de acerto de 95% em se admitir que este fator de controle esteja influenciando nas variáveis de resposta analisadas.

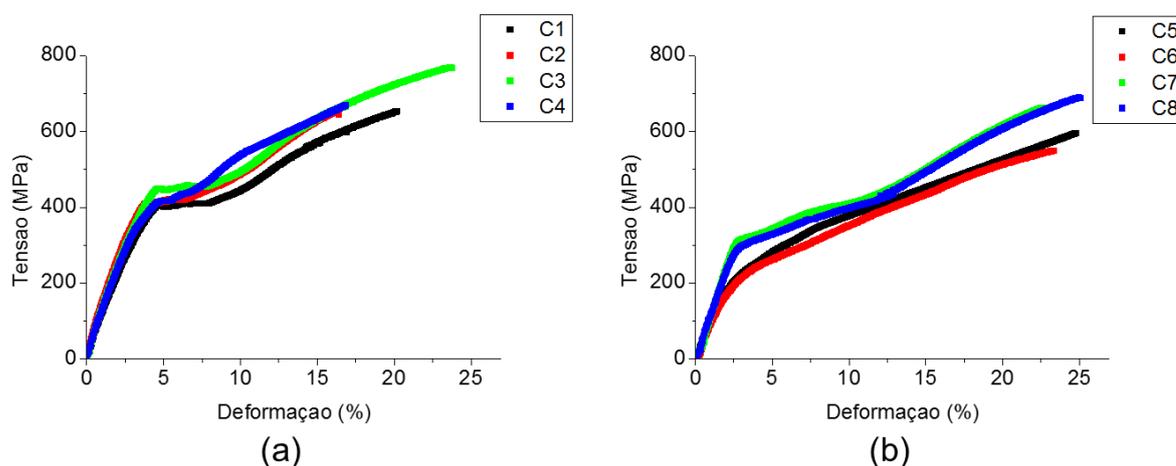


Figura 100 – Curva tensão-deformação para as juntas soldadas pelo processo GTAW.

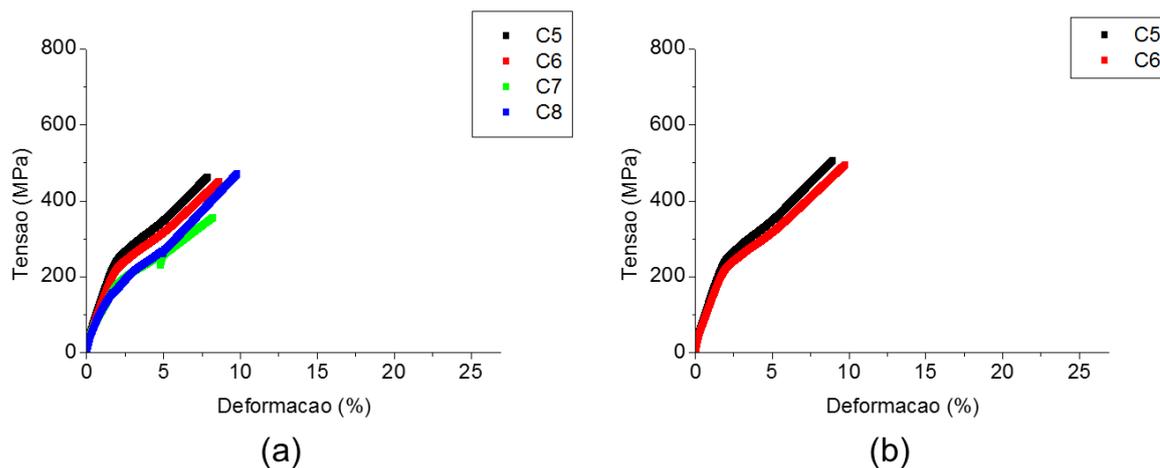


Figura 101 – Curva tensão-deformação para as juntas soldadas pelo processo PAW (a) e LBW (b).

Tabela 36 – Resumo das propriedades mecânicas de todas as condições de soldagem.

GTAW			PAW			LBW		
	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)		σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)		σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)
MB	900	24,10	MB	900	24,10	MB	900	24,10
C1	652	20,23	C1	696	3,92	C1	537	2,61
C2	650	16,43	C2	678	3,88	C2	502	2,8
C3	767	23,79	C3	525	2,86	C3	104	0,43
C4	669	16,90	C4	714	3,81	C4	72	0,35
MBTT	860	26,00	MBTT	860	26,00	MBTT	860	26,00
C5	595	24,82	C5	461	7,88	C5	505	8,96
C6	549	23,24	C6	449	8,61	C6	493	9,75
C7	662	22,77	C7	355	8,24	C7	195	0,87
C8	688	25,10	C8	470	9,81	C8	87	0,86
MB	900	24,10	MB	900	24,10	MB	900	24,10
C1	678	20,84	C1	689	3,96	C1	545	2,69
C2	676	16,92	C2	671	3,92	C2	510	2,88
C3	798	24,50	C3	519	2,89	C3	106	0,44
C4	696	17,41	C4	706	3,85	C4	73	0,36
MBTT	860	26,00	MBTT	860	26,00	MBTT	860	26,00
C5	619	25,07	C5	474	8,27	C5	518	8,78
C6	571	23,47	C6	462	9,04	C6	505	9,56
C7	688	23,00	C7	365	8,65	C7	200	0,90
C8	715	25,35	C8	484	10,30	C8	89	0,89

As juntas soldadas pelo processo GTAW foram capazes de suportar maiores níveis de deformação, entre 16 e 24% para aquelas que não foram submetidas ao TTPS e de 22 a 25% para as juntas que foram submetidas ao TTPS. As juntas C1 a C4 soldadas pelo processo GTAW apresentaram indução da martensita por tensão a 400 MPa com um patamar de deformação estreito. Já as juntas C5 a C8 soldadas pelo mesmo processo apresentaram orientação da martensita maclada a níveis de tensão variando entre 200 a 300 MPa.

Todas as condições de soldagem confeccionadas pelo processo PAW não foram capazes de suportar grandes deformações (7,8~10,3%) e o limite de resistência destas juntas foi menor do que àquele observado nos processos GTAW e LBW, enquanto que apenas as juntas C5 e C6 confeccionadas pelo processo LBW foram capazes de apresentar o mesmo comportamento (8,9~9,7%) e o limite de resistência destas juntas soldadas foi menor que àqueles observados no processo GTAW. Portanto, pode-se afirmar que o processo de soldagem GTAW apresenta juntas soldadas com resistência mecânica e ductilidade adequadas a aplicações em que o efeito de memória de forma é requerido, podendo ser utilizado para fabricação de componentes complexos a baixo custo, quando comparado aos processos PAW e LBW.

Tabela 37 – Nível de significância dos fatores de controle dos processos GTAW e PAW sob as variáveis de resposta.

Fatores	GTAW		PAW	
	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)
Média	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
Im (A)	<u>0,010945</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000068</u>
Tipo de Corrente	<u>0,000014</u>	<u>0,000274</u>	<u>0,000000</u>	0,317681
TTPS	<u>0,000153</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>	<u>0,000000</u>
Im * Tipo de Corrente	0,528444	0,246288	<u>0,000000</u>	<u>0,002730</u>
Im * TTPS	0,059321	<u>0,000000</u>	<u>0,002058</u>	<u>0,010562</u>
Tipo de Corrente * TTPS	0,083460	<u>0,000145</u>	<u>0,011171</u>	<u>0,000235</u>
R ²	83,85%	91,75%	99,20%	99,67%
Adj	73,09%	86,25%	98,66%	99,45%
MS Erro Puro	345,04	0,101	53,618	0,047

Tabela 38 – Nível de significância dos fatores de controle processo LBW sob as variáveis de resposta.

Fatores	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{tot} (%)
Média	0,000000	0,000000
Pm (W)	0,000000	0,000301
Vs (mm/min)	0,000000	0,000000
TTPS	0,000158	0,000000
Pm (W) * Vs (mm/min)	0,000023	0,000083
Pm (W) * TTPS	0,001042	0,001922
Vs (mm/min) * TTPS	0,000001	0,000000
R ²	99,58%	99,95%
Adj	99,30%	99,91%
MS Erro Puro	29,060	0,005

Onde I_m * Tipo de Corrente, I_m * TTPS, Tipo de Corrente * TTPS, Pm (W) * Vs (mm/min), Pm (W) * TTPS e Vs (mm/min) * TTPS representam interações entre os parâmetros de processo.

Os modelos matemáticos empíricos, codificados, com seus respectivos parâmetros estatísticos, são apresentados nas equações a seguir, onde foram levados em consideração todos os efeitos estatisticamente significativos.

$$\sigma_{rup}(GTAW) = 667,08 - 15,30 * I_m(A) + 43,35 * TC - 31,11 * TTPS$$

$$\epsilon_{tot}(GTAW) = 21,86 - 1,26 * I_m(A) + 0,49 * TC + 2,23 * TTPS + 1,45 * I_m(A) * TTPS - 0,54 * TC * TTPS$$

$$\sigma_{rup}(PAW) = 545,12 + 34,34 * I_m(A) - 27,58 * TC - 104,86 * TTPS + 41,86 * I_m(A) * TC - 8,20 * I_m(A) * TTPS + 6,01 * TC * TTPS$$

$$\epsilon_{tot}(PAW) = 6,24 + 0,41 * I_m(A) + 2,60 * TTPS + 0,23 * I_m(A) * TC + 0,18 * I_m(A) * TTPS + 0,34 * TC * TTPS$$

$$\sigma_{rup}(LBW) = 315,01 - 23,62 * P_m(W) - 199,30 * V_s + 8,99 * TTPS - 11,77 * P_m(W) * V_s - 6,75 * P_m(W) * TTPS + 18,06 * V_s * TTPS$$

$$\epsilon_{tot}(LBW) = 3,32 + 0,11 * P_m(W) - 2,68 * V_s + 1,75 * TTPS - 0,13 * P_m(W) * V_s + 0,08 * P_m(W) * TTPS - 1,51 * V_s * TTPS$$

Nas Tabelas 39 e 40 estão os resultados da análise de variância para todas as respostas. Os modelos além de estatisticamente significativos podem ser utilizados para fins preditivos, pois os valores de F_{calc} superam, e muito, os valores de F_{tabelado} (Rodrigues e lemma, 2009).

Tabela 39 – Análise de variância (ANOVA) para a tensão de ruptura.

		Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrados Médios	F_{calc}
GTAW	Regressão	49298,31	3	16432,774	33,29
	Resíduo	5923,19	12	493,601	
	Total	55221,50	15	16926,370	
PAW	Regressão	236659,80	6	39443,305	827,67
	Resíduo	428,90	9	47,664	
	Total	237088,70	15	39490,969	
LBW	Regressão	653936,20	6	108989,363	4218,94
	Resíduo	232,50	9	25,832	
	Total	654168,70	15	109015,205	
	Total	654168,70	15	109015,205	

$$F_{6,9} = 3,37; F_{3,12} = 8,74$$

Tabela 40 – Análise de variância (ANOVA) para a deformação total.

		Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrados Médios	F_{calc}
GTAW	Regressão	147,6303	5	29,520	307,12
	Resíduo	0,9614	10	0,096	
	Total	148,5917	15	29,622	
PAW	Regressão	114,7247	5	22,945	531,38
	Resíduo	0,4318	10	0,043	
	Total	115,1565	15	22,989	
LBW	Regressão	201,1682	6	33,528	7100,05
	Resíduo	0,0425	9	0,005	
	Total	201,2107	15	33,533	

$$F_{6,9} = 3,37; F_{5,10} = 4,74$$

As Figuras 102 a 113 apresentam a influência dos parâmetros de soldagem sobre o limite de resistência e sobre a máxima deformação suportada para as condições de soldagem utilizando os processos GTAW e PAW, respectivamente.

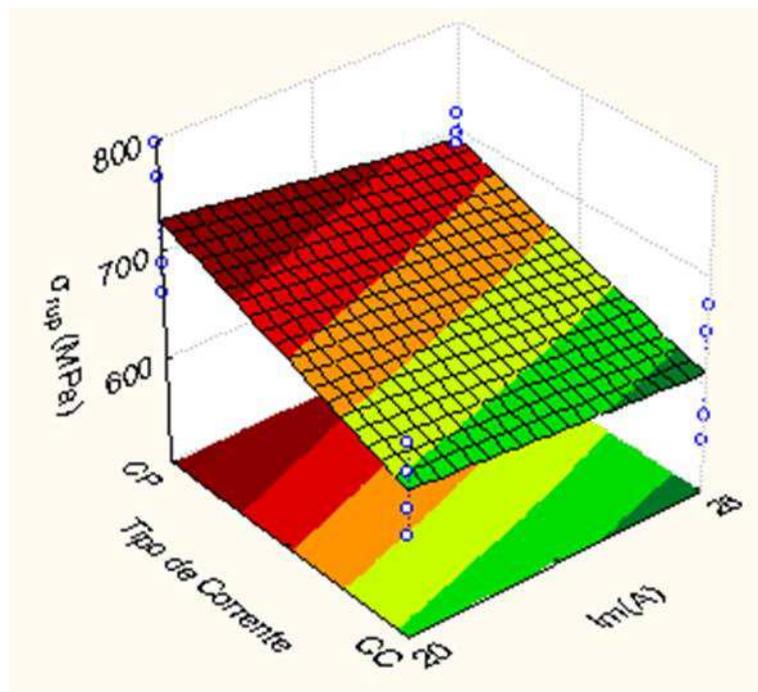


Figura 102 – Influência da corrente média de soldagem e do tipo de corrente sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

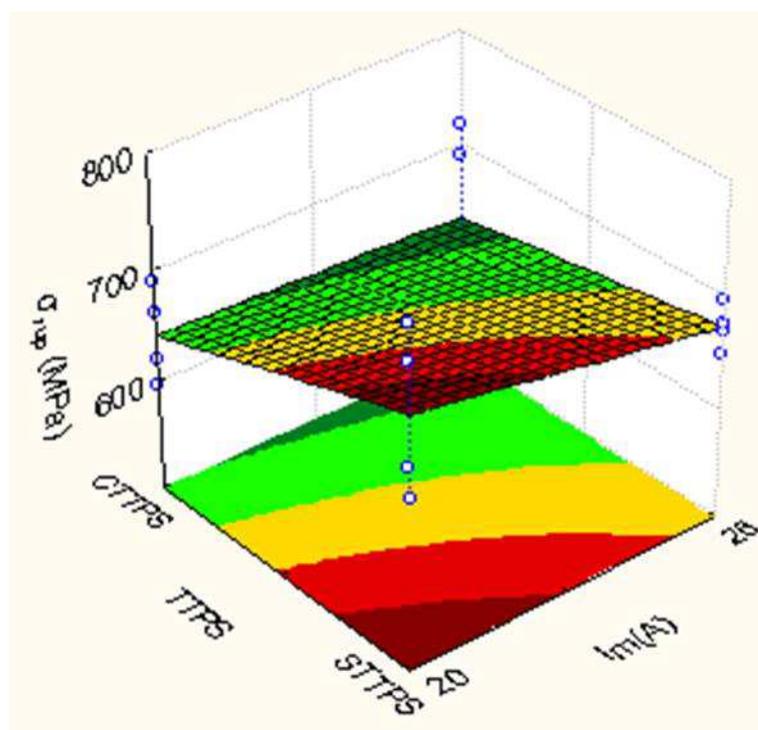


Figura 103 – Influência da corrente média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

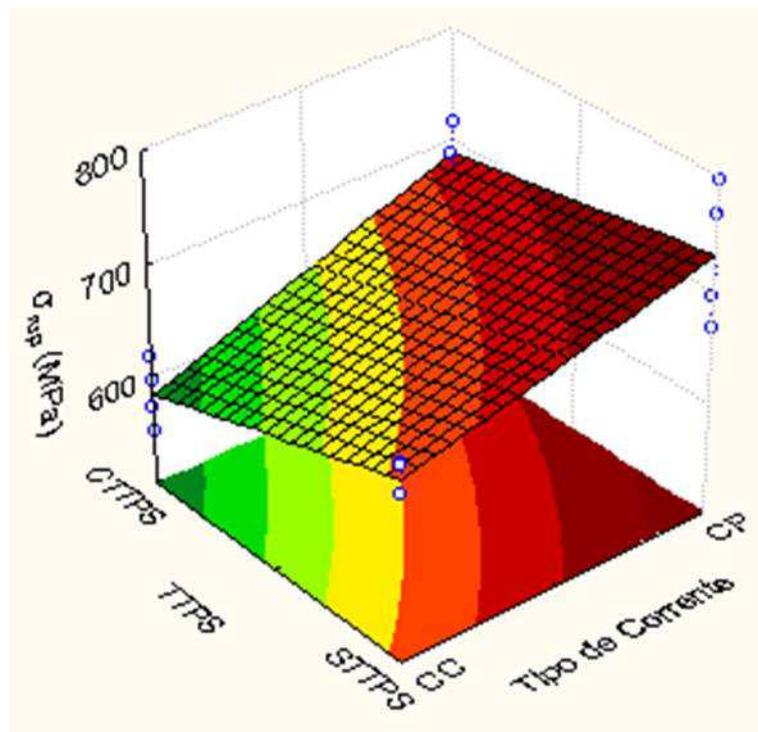


Figura 104 – Influência do tipo de corrente e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

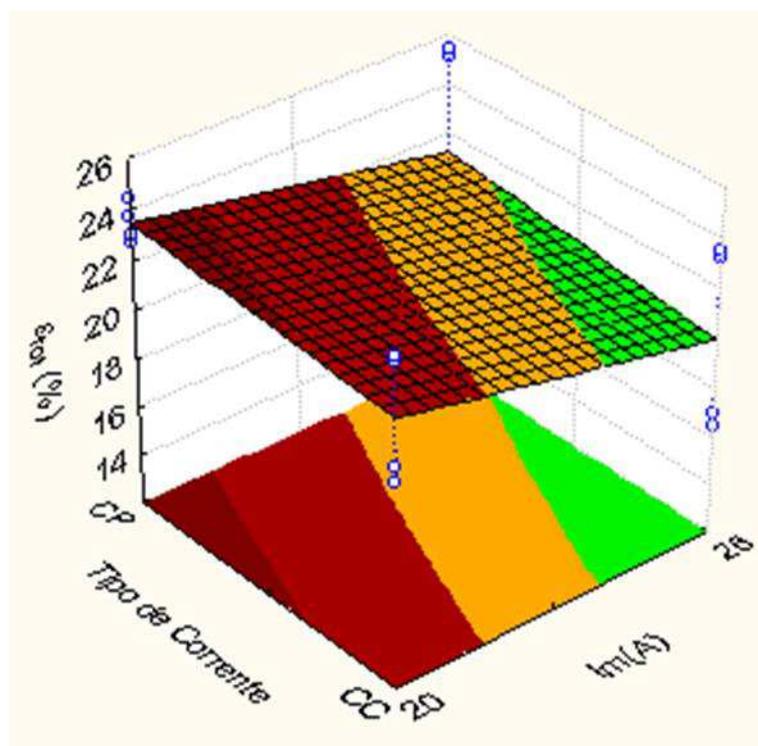


Figura 105 – Influência do tipo de corrente e da corrente média sobre a máxima deformação suportada das juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

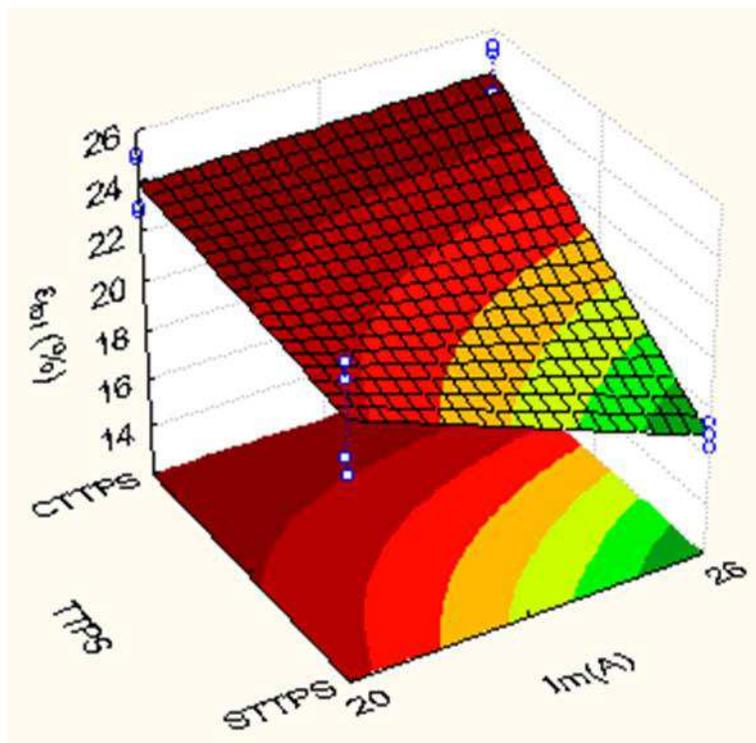


Figura 106 – Influência da corrente média e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

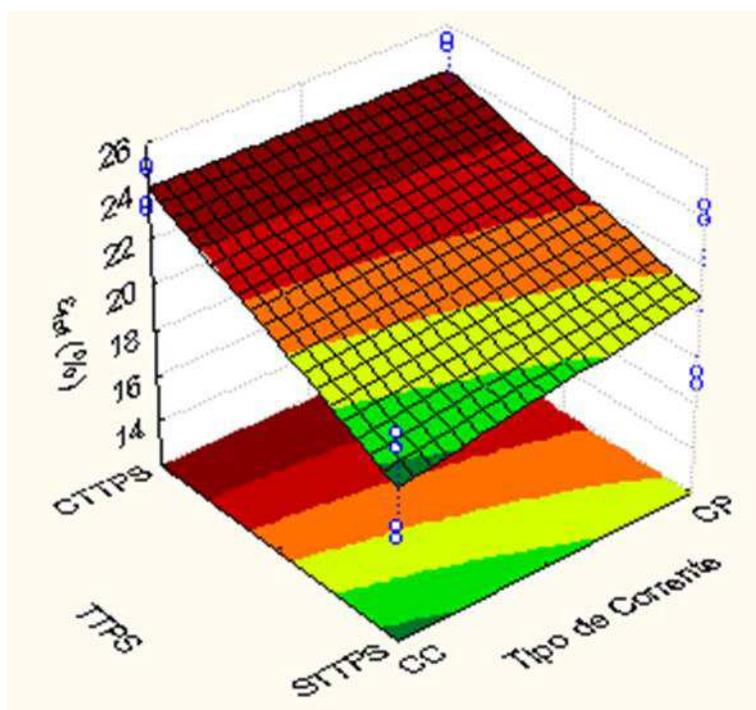


Figura 107 – Influência do tipo de corrente e do TTPS sobre a máxima deformação suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo GTAW.

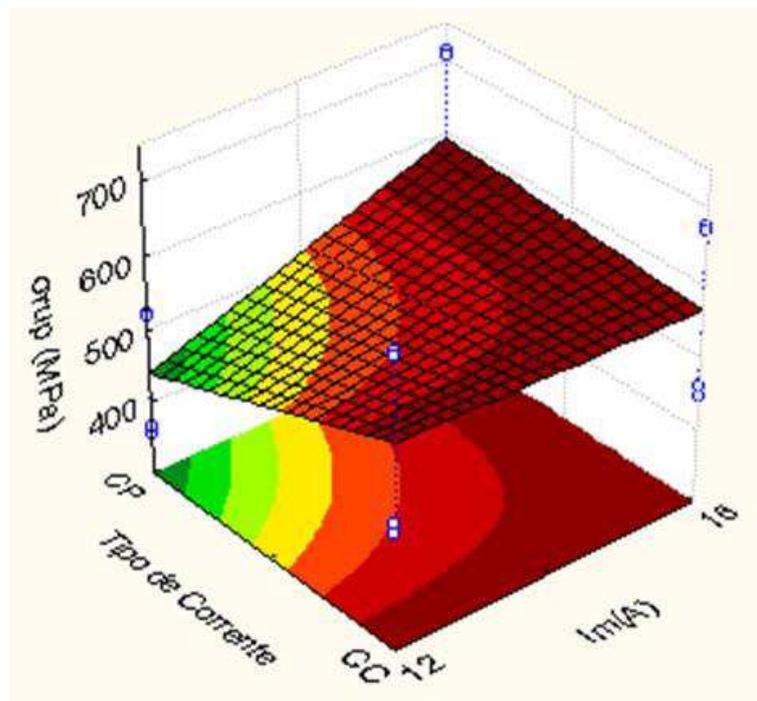


Figura 108 – Influência do tipo de corrente e da corrente média sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.

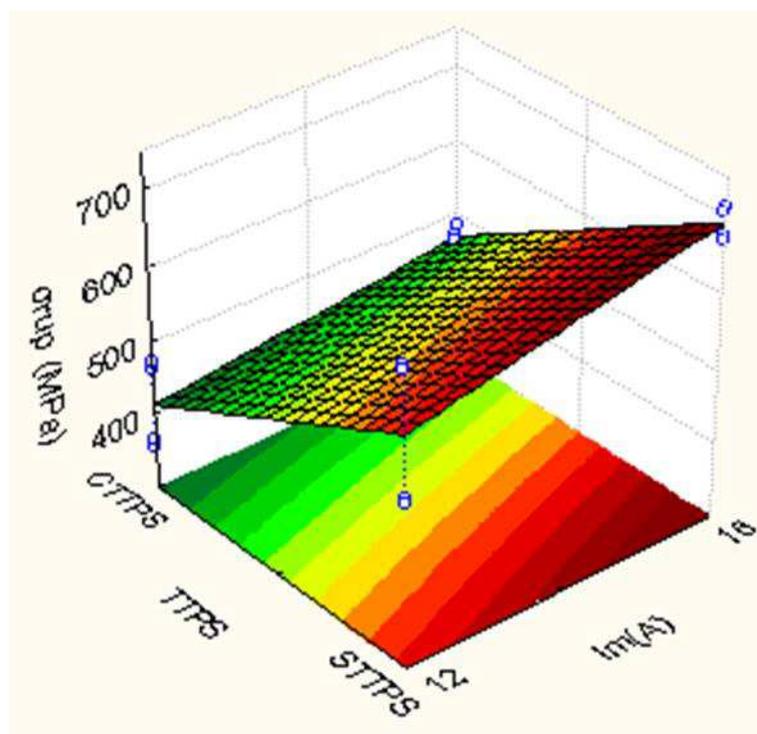


Figura 109 – Influência da corrente média e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.

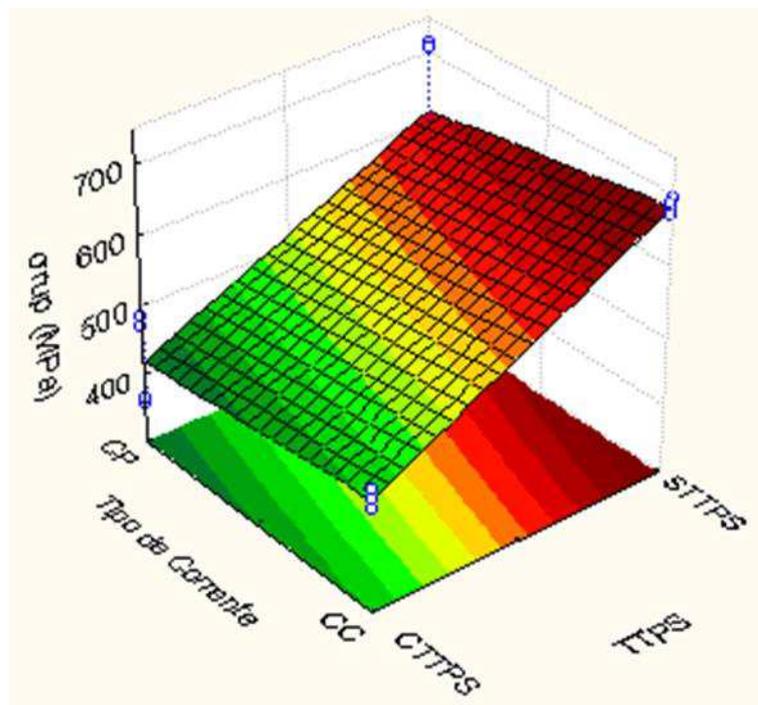


Figura 110 – Influência do tipo de corrente e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo PAW.

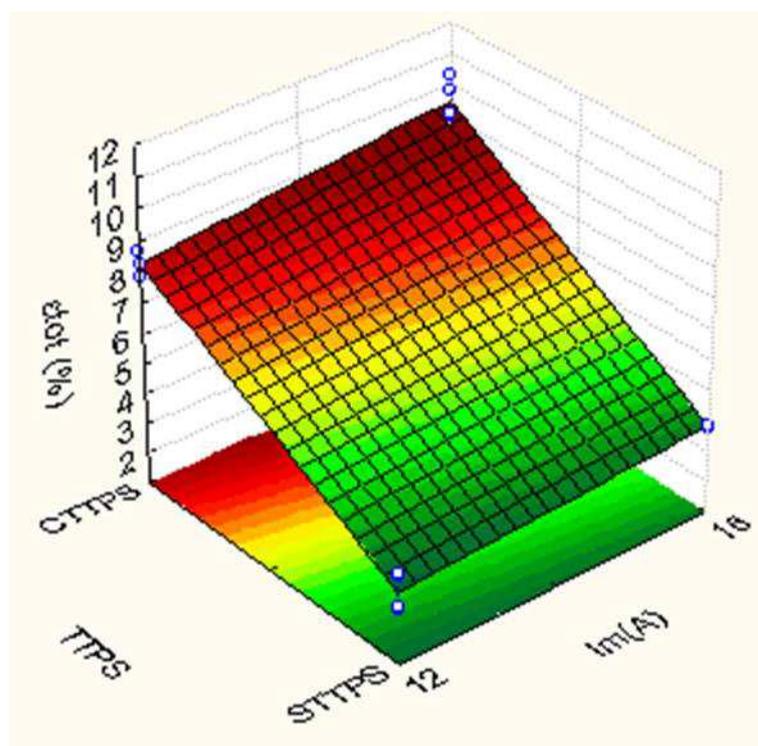


Figura 111 – Influência da corrente média e do TTPS sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.

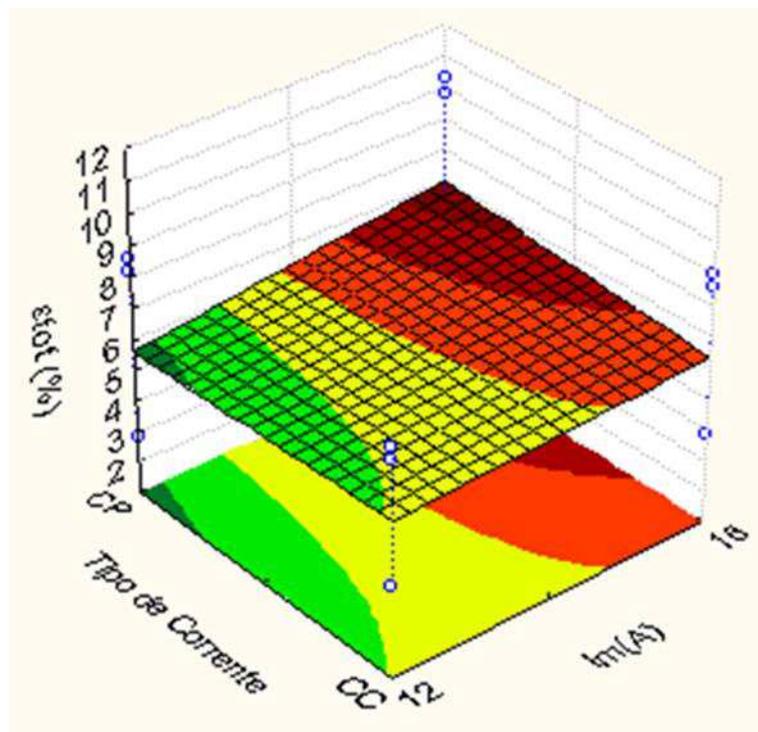


Figura 112 – Influência da corrente média e do tipo de corrente sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.

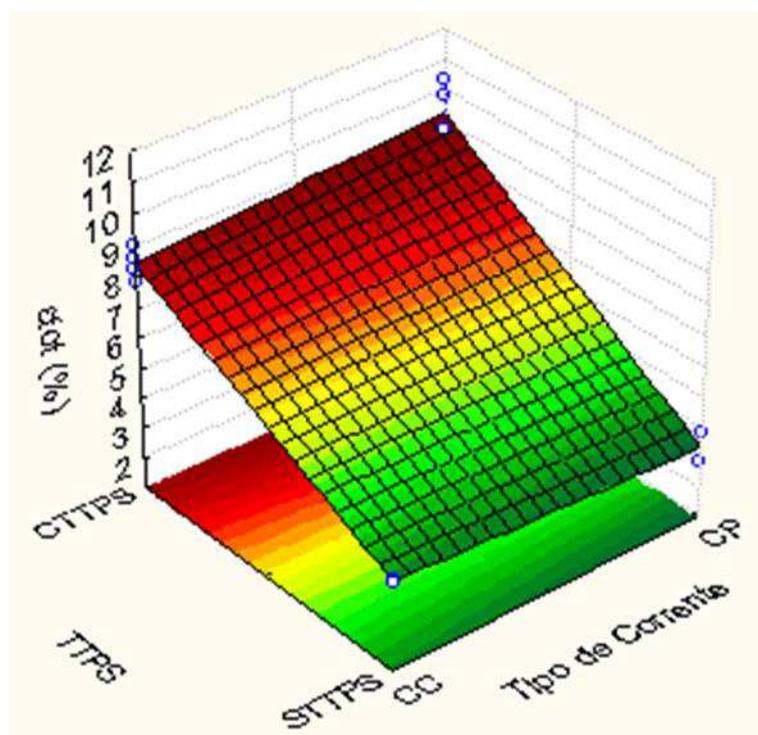


Figura 113 – Influência do TTPS e do tipo de corrente sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo PAW.

A partir da Figura 102 é possível inferir que com a diminuição da corrente média de soldagem é possível obter juntas soldadas com maior limite de resistência e que este efeito se torna mais pronunciado quando a soldagem é realizada com corrente pulsada. Isto ocorre devido ao fato da pulsação da corrente e da soldagem com menores correntes médias promoverem o refino de grão do metal de solda que resulta em aumento de resistência. Além disso, as juntas soldadas pelo processo GTAW que não foram submetidas ao TTPS apresentaram maior limite de resistência, como pode se verificar na Figura 103, o que já era de se esperar uma vez que estas juntas soldadas encontram-se no estado austenítico. Já a partir da Figura 104 é possível verificar que independente da realização ou não do TTPS a pulsação da corrente de soldagem promove aumento de resistência, este comportamento é completamente aceitável uma vez que as LMF de NiTi são extremamente sensíveis a diferentes modos de processamento e além disso a microestrutura original tem influência direta na microestrutura obtida após tratamento térmico.

Ao se observar a Figura 105 pode-se notar que as juntas soldadas com menor corrente média de soldagem pelo processo GTAW são capazes de suportar maiores deformações e que este fenômeno é acentuado quando a soldagem é realizada com corrente pulsada. De acordo com a Figura 106 a realização do TTPS promove aumento da ductilidade das juntas soldadas, já que após a realização do TTPS estas juntas estarão no estado martensítico, suportando maiores deformações; ainda pode-se verificar que para as juntas soldadas com baixa corrente média de soldagem a TTPS não tem influência muito significativa, mas as juntas soldadas com maior corrente média de soldagem são mais sensíveis a realização do TTPS em termos de máxima deformação suportada. As juntas soldadas pelo processo GTAW que foram submetidas ao TTPS não apresentaram variações significativas da máxima deformação suportada em função da pulsação da corrente ou não, mas as juntas que não foram submetidas a esta operação foram extremamente afetadas em termos de máxima deformação suportada quando sofreram a pulsação da corrente, como pode ser observado na Figura 107.

As juntas que foram soldadas pelo processo PAW apresentaram maior limite de resistência quando soldadas com maior corrente de soldagem, cerca de 16 A, e quando foram soldadas com corrente convencional, como pode ser observado na Figura 108, sendo este comportamento totalmente o oposto ao observado nas

soldagens utilizando o processo GTAW. Esta divergência de comportamento pode estar ligada aos níveis de corrente de soldagem utilizados nos dois processos, pois a maior corrente de soldagem empregada no processo PAW foi de 16 A enquanto que a menor corrente de soldagem empregada no processo GTAW foi de 20 A, indicando que uma faixa de corrente entre 16 e 20 A pode ser a ideal para a união de LMF martensíticas. Além disso, de acordo com a Figura 109 e Figura 110 as juntas que não foram submetidas ao TTPS apresentaram maior limite de resistência, mas com severas perdas de ductilidade, como já abordado anteriormente.

Ao se observar a Figura 111 é possível inferir que as juntas que foram submetidas ao TTPS suportaram maiores deformações, já que modificaram o material da fase austenítica para martensítica, fazendo com que este suporte grandes deformações sem acréscimos significativos de tensão. Além disso, a influência da corrente média de soldagem foi pouco significativa e a pulsação da corrente não teve influência significativa na máxima deformação suportada no processo PAW, como pode se verificar na Figura 112, bem como não houve acoplamento da pulsação da corrente com o TTPS a fim de promover o aumento da ductilidade da junta (Figura 113), como ocorreu no processo GTAW.

As Figuras 114 a 119 apresentam a influência dos parâmetros de soldagem sobre o limite de resistência e sobre a máxima deformação suportada para as condições de soldagem utilizando o processo LBW.

A partir da Figura 114 é possível concluir que a redução da potência média de soldagem utilizada promoveu ligeiros aumentos do limite de resistência da junta soldada e que a soldagem com velocidades de soldagem muito altas, da ordem de 1500 mm/min, diminuiu drasticamente a resistência mecânica da junta, como já abordado anteriormente. Complementarmente, a Figura 115 deixa claro que o TTPS também não promoveu aumentos significativos do limite de resistência das juntas soldadas e que tal tratamento também não promoveu mudanças significativas no limite de resistência das juntas, como também pode ser observado na Figura 116.

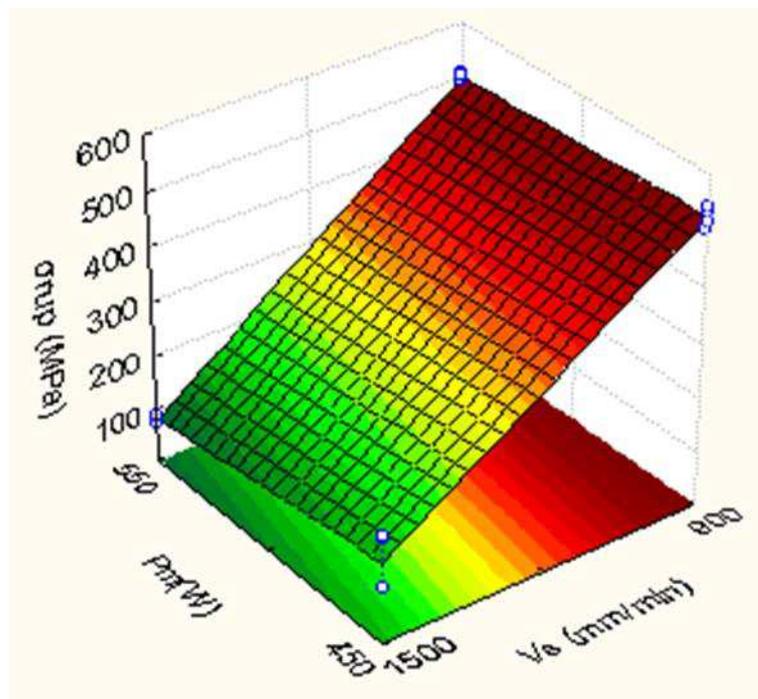


Figura 114 – Influência da potência média de soldagem e da velocidade de soldagem sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.

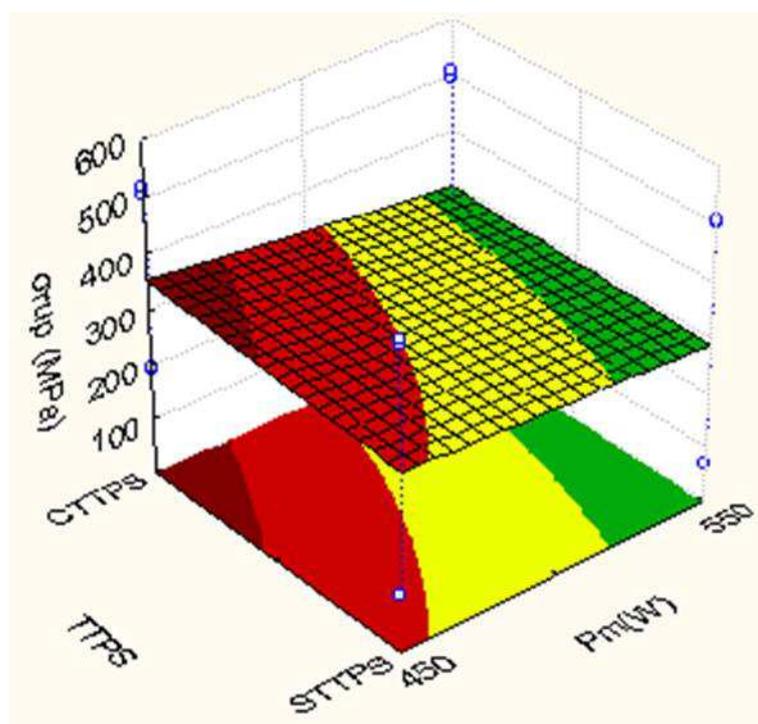


Figura 115 – Influência da potência média de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.

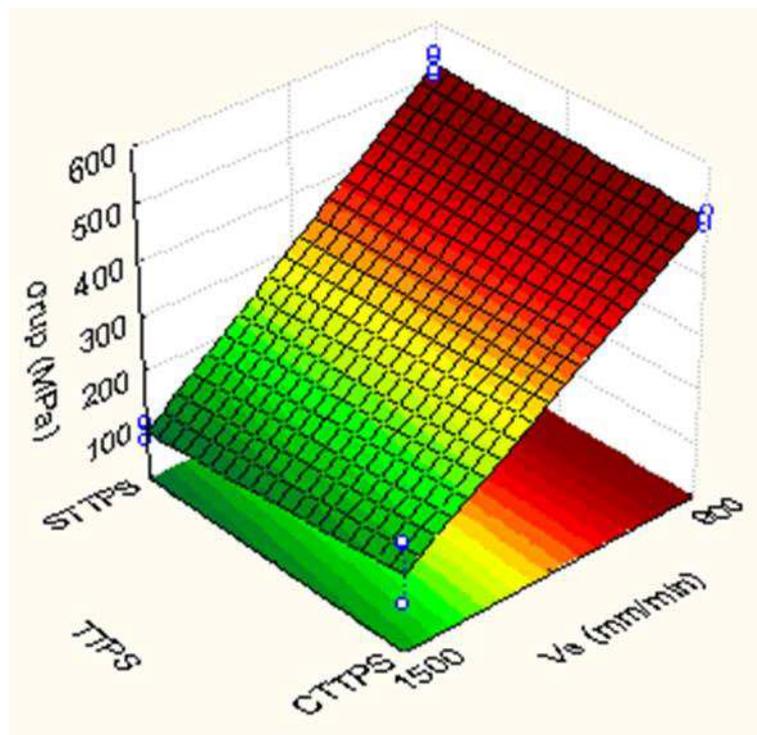


Figura 116 – Influência da velocidade de soldagem e do TTPS sobre o limite de resistência das juntas soldadas utilizando o processo LBW.

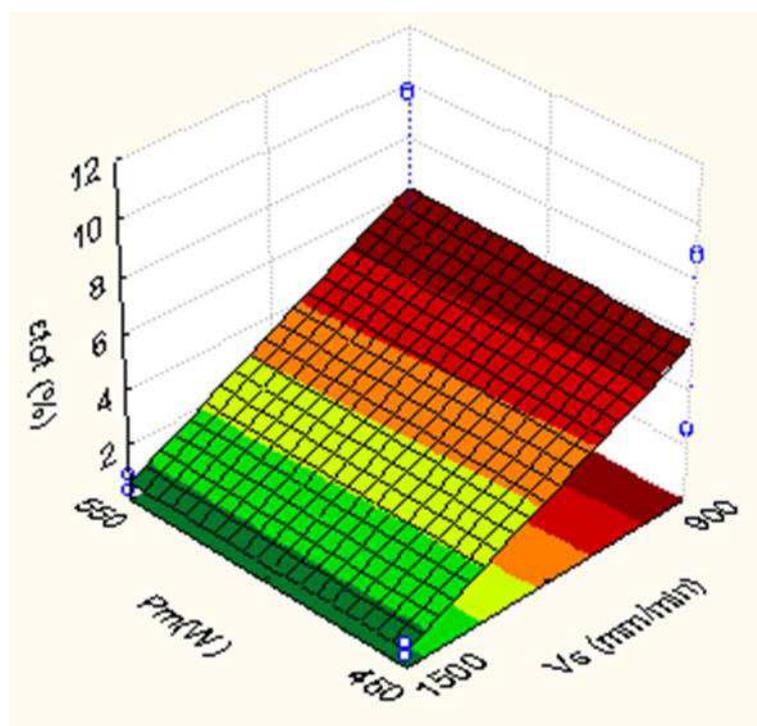


Figura 117 – Influência da velocidade de soldagem e da potência média de soldagem sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.

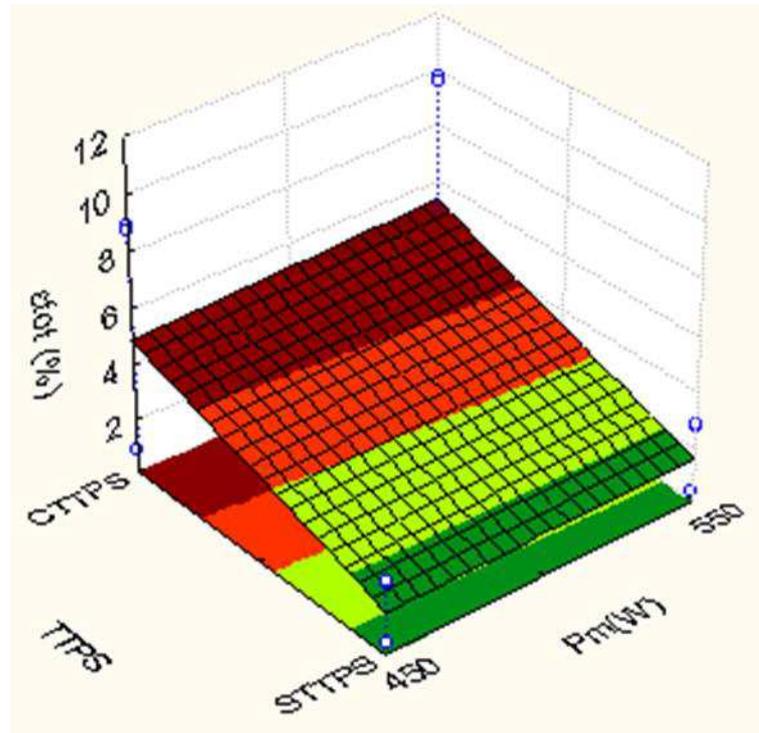


Figura 118 – Influência do TTPS e da potência média de soldagem sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.

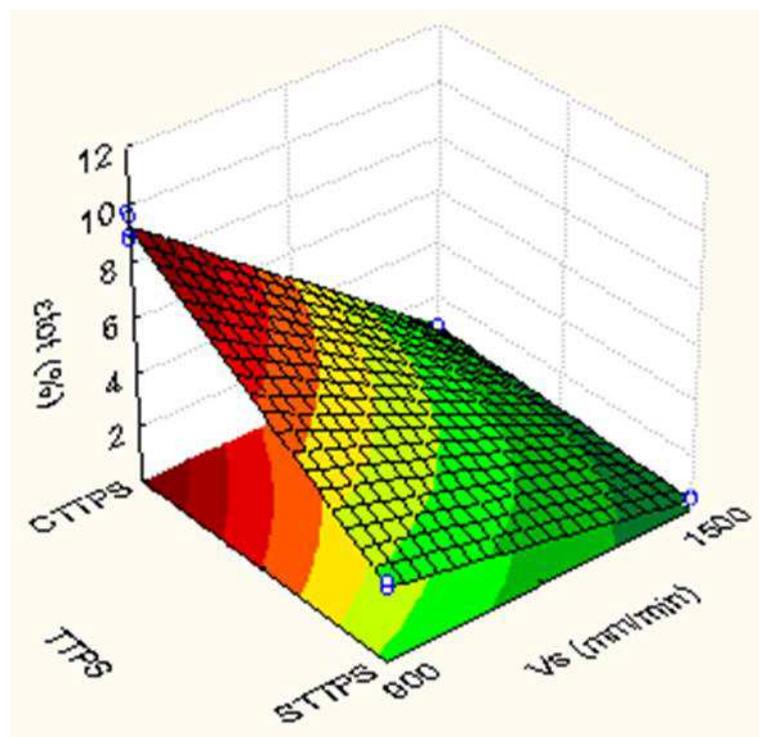


Figura 119 – Influência do TTPS e da velocidade média de soldagem sobre a deformação máxima suportada pelas juntas soldadas utilizando o processo LBW.

A partir da Figura 117 e Figura 119 é possível notar que mais uma vez a soldagem com altas velocidades, da ordem de 1500 mm/min, não é adequada para realizar a união de ligas de NiTi com 0,8 mm de espessura com valores de potência tão baixos (450~550 W). Além disso, o TTPS promoveu o aumento da deformação máxima suportada, por motivos análogos ao das juntas soldadas pelo processo PAW, conforme a Figura 118.

4.2.4 AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

Nas Figuras 120, 121 e 122 são apresentadas as superfícies de fratura das amostras para todas as condições de soldagem utilizando os processos GTAW, PAW e LBW, respectivamente. É possível notar que o mecanismo principal de fratura foi dúctil, com a presença de dimples nos processos GTAW e PAW. Já no processo de soldagem LBW a superfície de fratura foi caracterizada pela presença de fratura dúctil em quase todas as condições de soldagem, com a presença da morfologia *TTS*, com exceção das condições de soldagem C3, C4 e C7, C8 que foram soldadas com velocidades de soldagem da ordem de 1500 mm/min apresentando zonas mais planas e com a presença de terraços ou degraus, indicando uma maior fragilização destas juntas soldadas. Além disso, as juntas soldadas submetidas ao TTPS nos processos GTAW e PAW apresentaram dimples parabólicos, enquanto que as condições que não sofreram TTPS apresentaram dimples de menor tamanho, indicando maior ductilidade e maior resistência mecânica, respectivamente.

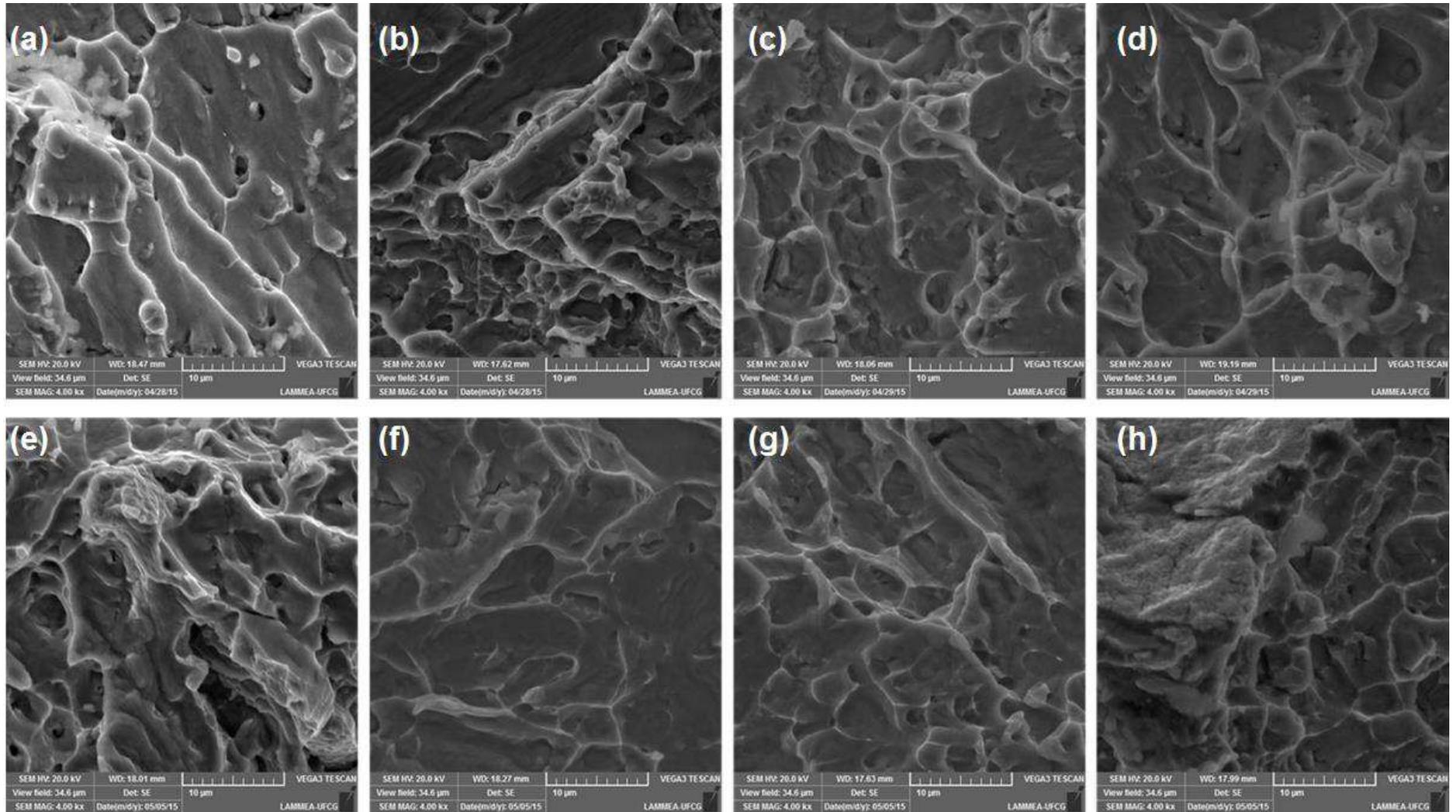


Figura 120 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo GTAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.

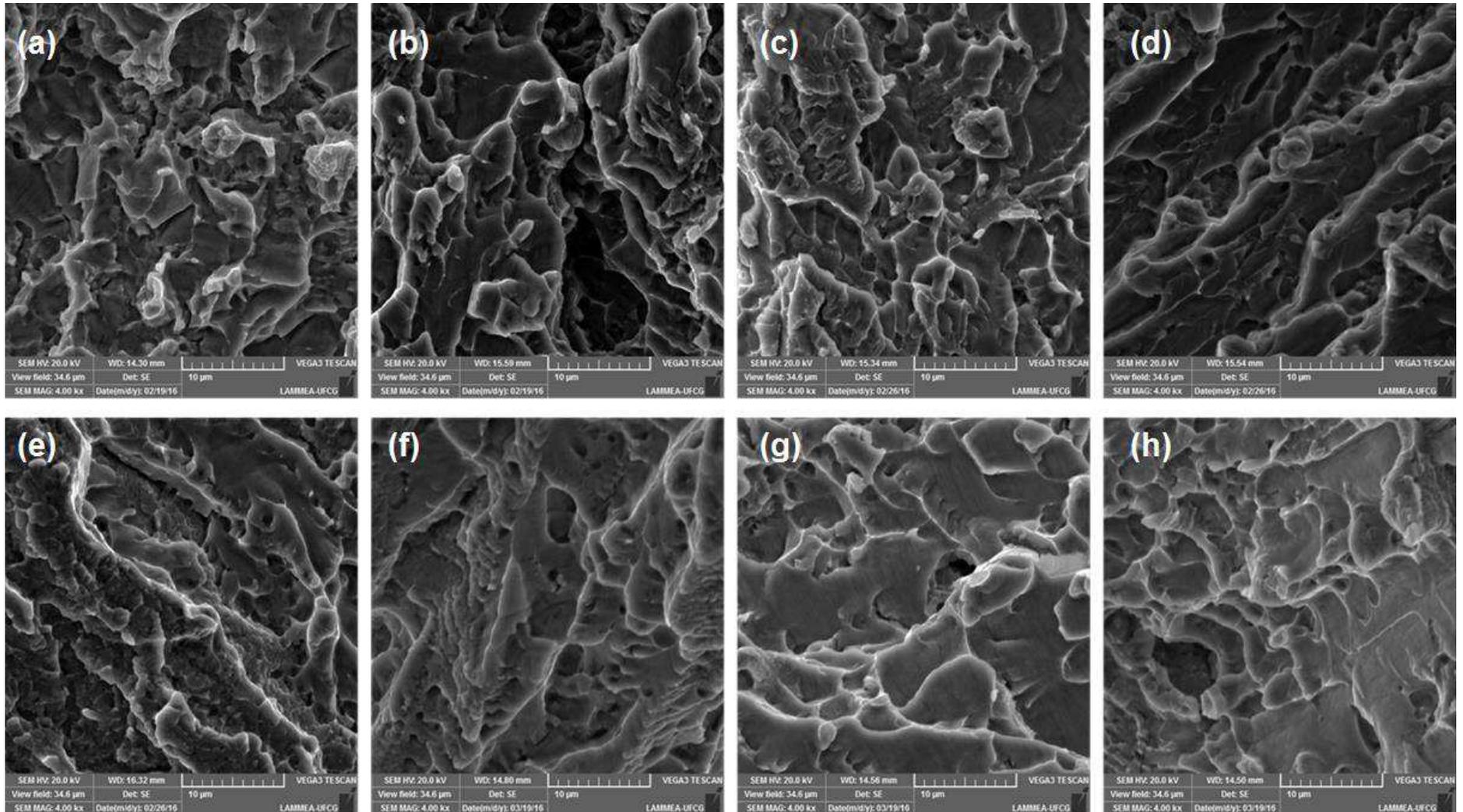


Figura 121 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo PAW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.

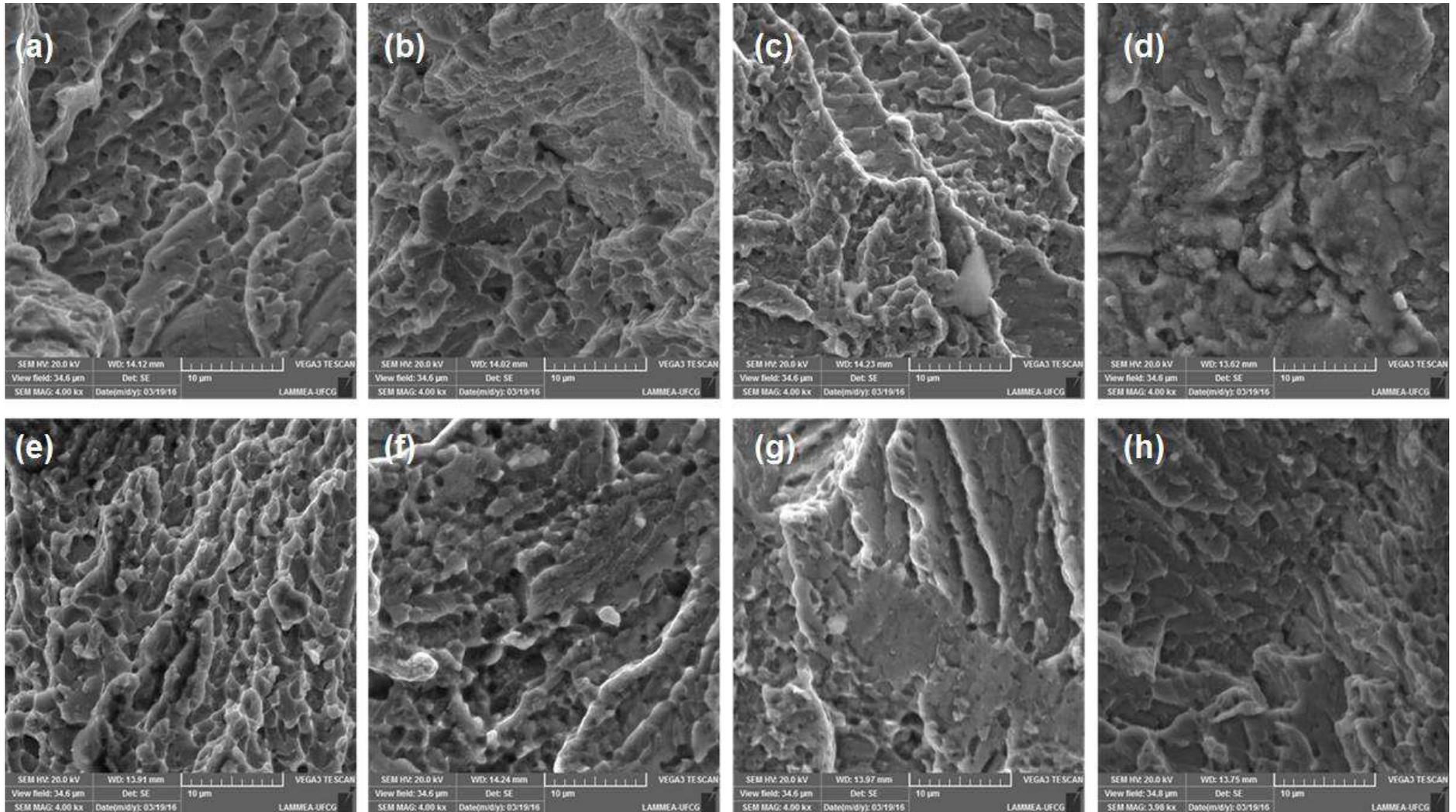


Figura 122 – Aspecto da superfície de fratura de todas as condições de soldagem do processo LBW com 4000 vezes de aumento, da esquerda para a direita partindo de C1 até C8.

A Figura 123 apresenta um detalhe na superfície de fratura da condição de soldagem C2 do processo GTAW. É possível notar a existência de uma cavidade, possivelmente atrelada a uma bolha de gás no metal de solda. O aspecto da superfície de fratura é semelhante ao de uma superfície de metal fundido exposto ao hidrogênio (*American Society for Metals*, 1992), corroborando com o que já foi discutido em seções anteriores a respeito da diminuição da solubilidade do H, O e N no metal de solda durante a solidificação da poça de fusão. A composição da região é rica em Ti, como pode ser confirmado na Tabela 41.

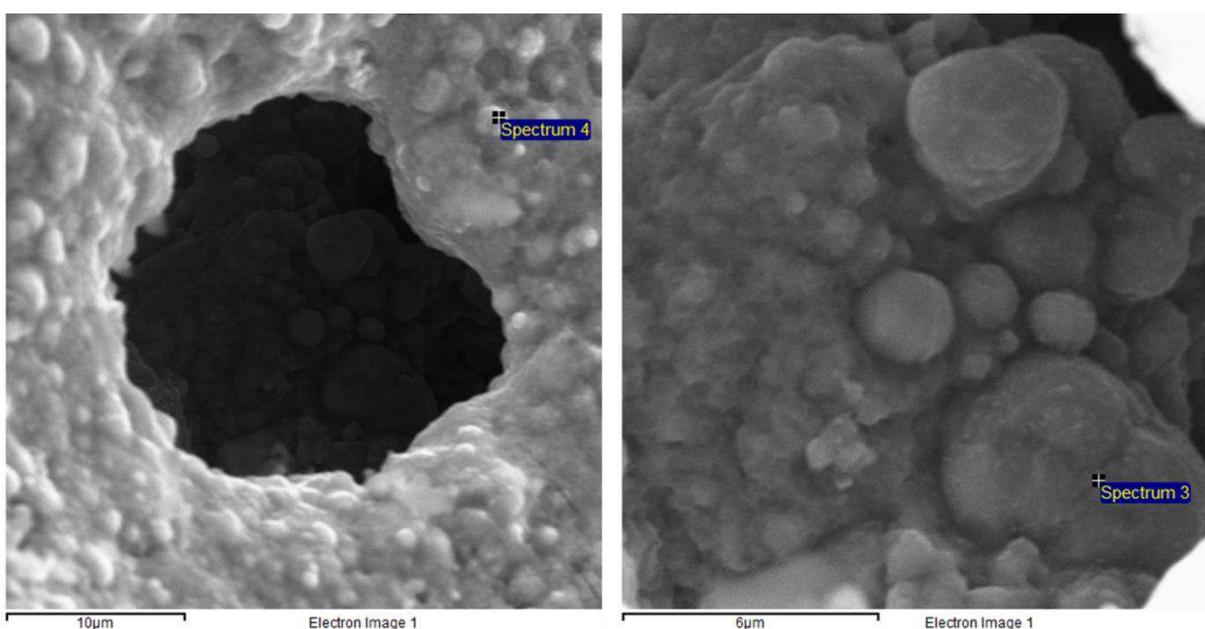


Figura 123 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C2 do processo GTAW.

Tabela 41 – Composição química em um vazio no metal de solda sob a superfície de fratura da condição de soldagem C2 do processo GTAW.

Espectro 4	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	87,16	89,27
	Ni K	12,84	10,73
	Total	100	
Espectro 3	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	70,76	74,79
	Ni K	29,24	25,21
	Total	100	

As Figuras 124 e 125 apresentam a superfície de fratura de diferentes condições de soldagem utilizando os processos PAW e LBW, indicando que independentemente do processo de soldagem empregado, quando ocorre um defeito de soldagem desta natureza há um aumento abrupto do teor de Ti na região (conforme as Tabelas 42 e 43), provocando modificações na razão Ti/Ni, alterando o comportamento de memória de forma da junta soldada.

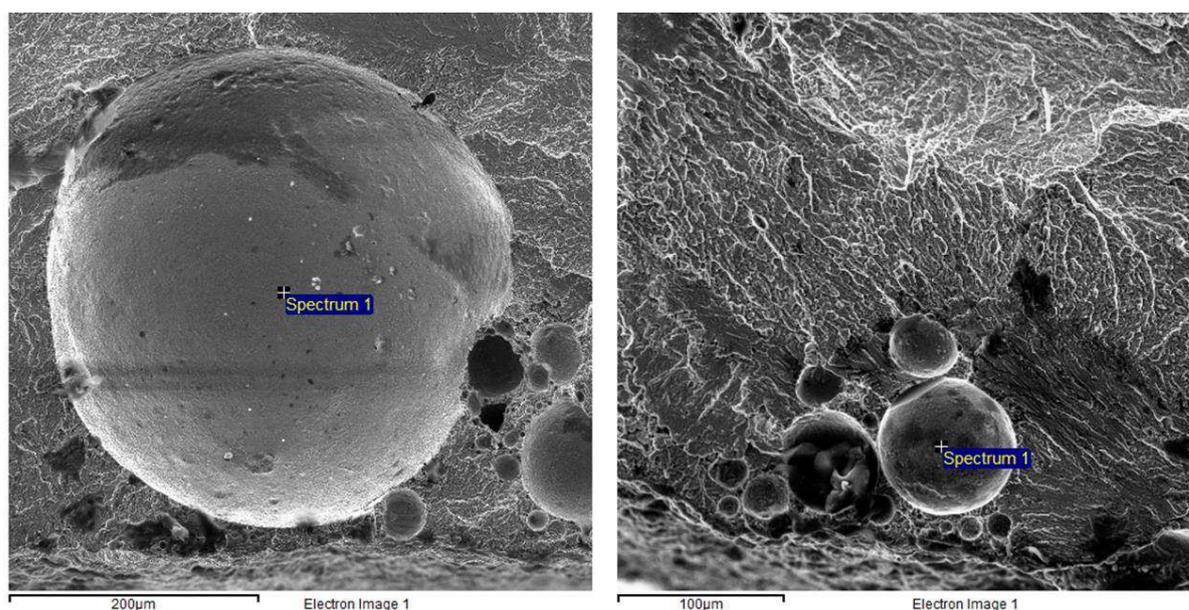


Figura 124 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C2 (a) e C3 (b) do processo PAW.

Tabela 42 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C2 e C3 do processo PAW.

	Elemento	% em peso	% atômica
C2	Ti K	60,03	64,80
	Ni K	39,97	35,20
	Total	100,00	
	Elemento	% em peso	% atômica
C3	Ti K	76,85	80,27
	Ni K	23,15	19,73
	Total	100,00	

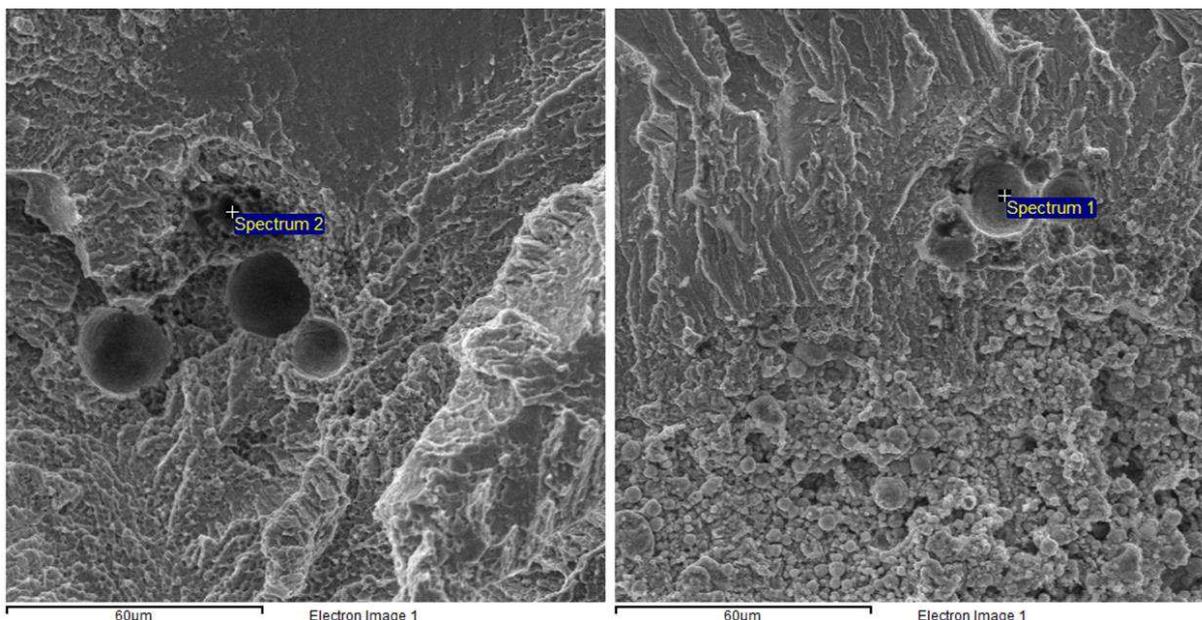


Figura 125 – Ensaio de EDS no interior de um vazio na condição de soldagem C1 (a) e C5 (b) do processo LBW.

Tabela 43 – Composição química na superfície de fratura das condições de soldagem C1 e C5 do processo LBW.

C1	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	62,46	67,10
	Ni K	37,54	32,90
	Total	100,00	
C5	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	64,68	69,18
	Ni K	35,32	30,82
	Total	100,00	

Além destas variações drásticas observadas na Tabela 43, pequenas variações na composição química do metal de solda também podem ocorrer devido à má redistribuição do soluto durante a solidificação do metal de solda promovendo variações na razão Ti/Ni, como pode ser visto na Figura 126, onde duas regiões da superfície de fratura apresentam comportamentos diferentes, um totalmente frágil e outro dúctil. A região da superfície de fratura com comportamento frágil possui mais Ti que a região da superfície com aspecto dúctil, como pode se verificar na Tabela 44, portanto esta liga encontra-se no estado martensítico, enquanto que a região que

possui dimples parabólicos é mais rica Ni e, portanto, encontra-se no estado austenítico. Como já averiguado anteriormente neste trabalho, foi possível notar que as juntas de ligas austeníticas de NiTi soldadas pelo processo GTAW apresentaram maior limite de resistência que as juntas de ligas martensíticas de NiTi soldadas pelo mesmo processo, daí pode-se levantar a hipótese que a região do “*spectrum 2*” atingiu o limite de resistência antes da região do “*spectrum 3*”, fazendo com que aquela porção da junta falhasse de maneira frágil.

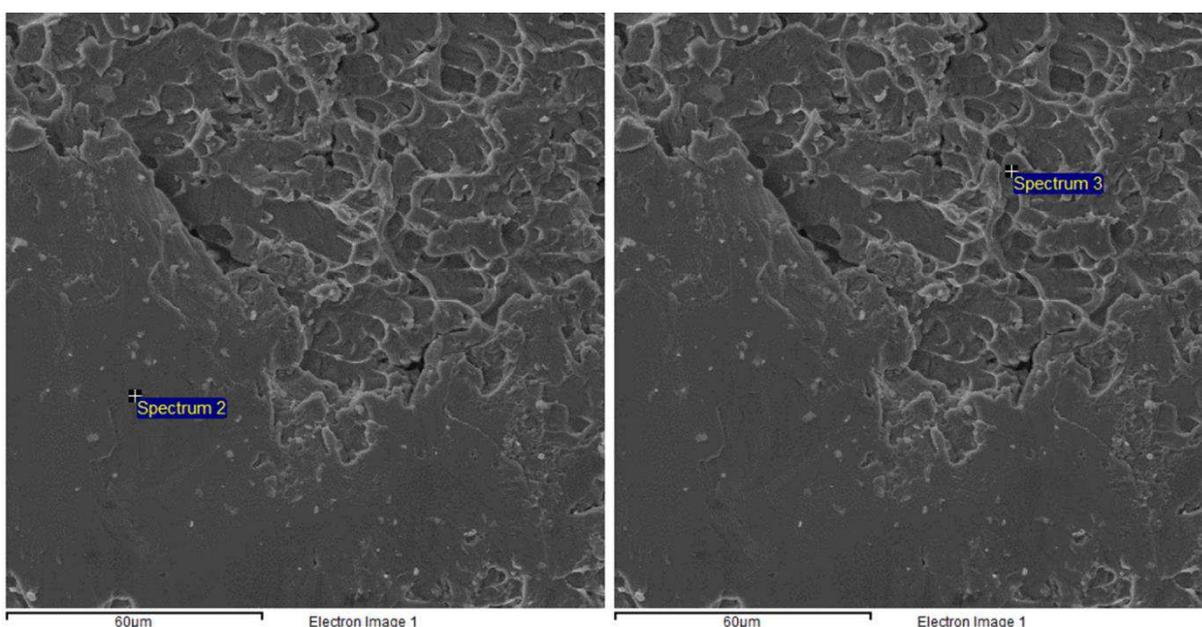


Figura 126 – Ensaio de EDS em diferentes regiões da superfície de fratura da condição de soldagem C4 do processo GTAW.

Tabela 44 – Composição química na superfície de fratura da condição de soldagem C4 do processo GTAW.

Espectro 2	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	45,20	50,27
	Ni K	54,80	49,73
	Total	100	
Espectro 3	Elemento	% em peso	% atômica
	Ti K	44,38	49,44
	Ni K	55,62	50,56
	Total	100	

5. CONCLUSÕES

Esta pesquisa correspondeu a um estudo experimental extenso a respeito da soldabilidade de chapas finas de LMF de NiTi nos estados austenítico (fenômeno da pseudoelasticidade) e martensítico (efeito de memória de forma) pelos processos GTAW, PAW e LBW. Foi avaliada a influência dos parâmetros de soldagem e técnicas conexas nas propriedades funcionais (transformação de fase) e mecânicas das juntas soldadas.

Por meio das técnicas do planejamento experimental fatorial e da superfície de resposta foi possível compreender a influência dos parâmetros de soldagem na resistência mecânica das juntas soldadas e, assim, determinar os melhores parâmetros de soldagem para a união das chapas de LMF NiTi (austeníticas e martensíticas) pelos processos GTAW (soldada com 26 A em corrente pulsada e submetida a TTPS), PAW (soldada com 16 A em corrente pulsada e submetida a TTPS) e LBW (soldada com potência média de 550W e velocidade de soldagem de 900 mm/min, submetida a TTPS).

O ensaio não destrutivo de RET aplicado pela primeira vez em uma junta soldada de LMF nesta pesquisa foi capaz de indicar que para as juntas soldadas de ligas austeníticas de NiTi a soldagem aumentou as temperaturas de início de transformação da fase R, principalmente nos processos PAW e LBW que concentram grande quantidade de energia na fonte de calor se comparados ao processo GTAW, mas não foi capaz de “desbloquear completamente” a transformação da fase. Ou seja, na condição "como soldado" as juntas permaneceram no estado austenítico a temperatura ambiente, de aproximadamente 25°C. Para esta chapa, que é mais rica em Ni, o TTPS foi responsável por fazer aparecer a transformação de fase na faixa de temperatura estudada, aumentando todas as temperaturas de transformação devido a depreciação característica do Ni durante tratamentos térmicos. Após o TTPS as juntas soldadas das chapas austeníticas de NiTi encontravam-se em um estado misto composto de austenita e fase R. Já para as ligas martensíticas de NiTi o ensaio RET indicou que a soldagem atuou como um tratamento térmico localizado, aumentando as temperaturas de transformação de fase e o TTPS promoveu ligeiros aumentos das temperaturas de transformação de fase. Portanto, é possível afirmar que o TTPS é de fundamental importância na soldagem de LMF de NiTi austeníticas, pois é responsável por fazer aparecer a transformação de fase na faixa de temperatura

estudada e garantir que o comportamento funcional da pseudoelasticidade seja observado.

Ao observar o perfil de microdureza das juntas soldadas foi possível inferir que a zona fundida das juntas fabricadas pelo processo GTAW (Liga austenítica: 376,0 HV; Liga Martensítica: 299,8 HV) apresentavam maior dureza que àquelas fabricadas pelos processos PAW (Liga austenítica: 308,9 HV; Liga Martensítica: 243,1 HV) e LBW (Liga austenítica: 284,3 HV; Liga Martensítica: 222,6 HV), respectivamente. Este aumento de dureza das juntas soldadas utilizando o processo GTAW em detrimento dos demais processos pode ter ocorrido em função da menor quantidade de Ni que volatilizou no MS em função da menor concentração de calor no arco elétrico deste processo, estabilizando a austenita conferindo a impressão de uma “falsa dureza” em função da recuperação elástica da austenita.

Os ensaios de tração conduzidos a temperatura ambiente revelaram que as juntas soldadas das chapas de LMF de NiTi austeníticas foram capazes de suportar deformações da ordem de 85,2% (GTAW), 64,5% (PAW) e 63,0% (LBW) com relação a deformação máxima suportada pelo MB sem solda. Já as ligas martensíticas foram capazes de suportar deformações da ordem de 96,5% (GTAW), 37,7% (PAW) e 36,8% (LBW) com relação a deformação máxima suportada pelo MB sem solda. Logo, o processo de soldagem GTAW foi capaz de produzir juntas soldadas de elevada qualidade para ambas as chapas de LMF de NiTi. No entanto, é notório que o processo de soldagem é responsável por diminuir a resistência mecânica das juntas soldadas em função da precipitação de fases frágeis no MS e na ZTA, principalmente nos processos de soldagem PAW e LBW. Além disso, todas as juntas soldadas foram capazes de apresentar comportamento funcional, referente a transformação de fase inerentes as ligas com propriedades de memória de forma.

Quanto ao aspecto da superfície de fratura as juntas soldadas de chapas austeníticas de NiTi na condição “como soldado” apresentaram modo de fratura dúctil com a presença de *microdimples*, enquanto que as juntas soldadas que foram submetidas ao TTPS apresentaram o modo de fratura dúctil conhecido como *TTS*. Já as juntas soldadas de chapas de NiTi martensíticas apresentaram o modo de fratura *TTS* nas condições “como soldado” e a presença de *dimples* parabólicos nas juntas que foram submetidas ao TTPS.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- i. Realizar estudos a respeito da soldagem dissimilar entre chapas finas de ligas de NiTi no estado austenítico e no estado martensítico;
- ii. Investigar a influência das diferentes condições de tratamento térmico pós-soldagem no comportamento funcional e mecânico de juntas soldadas, principalmente pelo processo GTAW, a fim de adequar a resposta de efeito de memória de forma e de superelasticidade;
- iii. Avaliar a influência da vazão do gás de proteção e gás de plasma na ocorrência de defeitos de soldagem, sobretudo no processo PAW;
- iv. Avaliar a soldabilidade de ligas de NiTi através de processos de soldagem no estado sólido, como o *Friction Stir Welding*;
- v. Realizar estudo a respeito da resistência à fadiga de juntas soldadas utilizando os processos GTAW, PAW e LBW;
- vi. Realizar estudo a respeito da resistência à corrosão e biocompatibilidade de juntas soldadas utilizando os processos GTAW, PAW e LBW;
- vii. Realizar estudos a respeito do processo de soldagem LBW em diferentes faixas de velocidade de soldagem e potências em chapas finas de ligas de NiTi com EMF e SE;
- viii. Desenvolver um protocolo (equipamento e procedimento) de ensaio para verificação visual do EFM e SE das juntas soldadas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKSELSEN, O. M. Joining of Shape Memory Alloys In: Corneliu Cismasiu (Ed.). **Shape Memory Alloys**. Rijeka: Sciyo, 2010. p.183-210.

ALBERTY VIEIRA, L.; FERNANDES, F. M.; MIRANDA, R. M.; SILVA, R. J. C.; QUINTINO, L.; CUESTA, A.; OCAÑA, J. L. Mechanical behaviour of Nd:YAG laser welded superelastic NiTi. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p.5560-5565, 2011.

AMORIM, F. A.; RODRIGUES, L. F. A.; ARAÚJO, C. J.; MACIEL, T. M. Avaliação das propriedades termomecânicas de fios de liga com memória de forma NiTi soldados por pulsos TIG. **Soldagem & Inspeção**, v.20, p.423-433, 2015.

AMORIM, F. A. **Comportamento termomecânico de fios superelásticos de NiTi soldados pelo processo TIG**. 2014. 112f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande – UFCG, Campina Grande – PB.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Fundamentals of Welding In: OLSON, T. A. (Ed.). **ASM Handbook Volume 6: Welding Brazing and Soldering**. Materials Park: ASM International, 1993. p.3-97.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Titanium Alloys: Atlas of Fractographs & Nickel Alloys: Atlas of Fractographs. **ASM Handbook Volume 12: Fractography**. Materials Park: ASM International, 1990. p.3-97.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook Volume 5: Materials and Applications – Part 2**. AWS, 2015a. ISBN 978-0-87171-856-3.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook Volume 2: Welding Processes – Part 1**. AWS, 2015b. ISBN 978-0-87171-729-8.

ANSON, T. Shape memory alloys – Medical applications. **Materials Word**, v. 7, p745-747, 1999.

AZEVEDO, C. R. F. Microestrutura do titânio e suas ligas para implantes cirúrgicos. **Metalurgia e Materiais**. p.445-447, 2003.

BASTIN, G.; RIECK G. Diffusion in the Titanium–nickel System: I. Occurrence and Growth of the Various Intermetallic Compounds. **Metallurgical Transactions**, v. 5, p.1817-1826, 1974.

BEYER, J.; HIENSCH, E. J. M. Resistance Welding of TiNi – shape memory alloys. In: 1st European Symposium on Martensitic Transformations (I ESOMAT). Bochum (Germany), 1989.

BOX, G. E. P.; HUNTER, W. G.; HUNTER, J. S. **Statistics for experimenters: An Introduction to Designs, Data Analysis and Model Building**. Willey, 1978.

BUEHLER, W. GILFRICH, J.; WILEY, R. Effect of Low-temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys Near Composition TiNi. **Journal of Applied Physics**, v. 34, p.1475-1477, 1963.

CECON, P. R.; SILVA, A. R. **Introdução à Metodologia de Superfícies de Resposta**. Editora da Universidade de Viçosa, 2011.

CHAN, C. W. MAN, H. C. YUE, T. M. Effects of Process Parameters Upon The Shape Memory and Pseudo-Elastic Behaviors of Laser-Welded NiTi Thin Foil. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 24, p. 2264-2270, 2011.

CHAN, C. W. MAN, H. C. YUE, T. M. Effect of post-weld heat-treatment on the oxide film and corrosion behaviour of laser-welded shape memory NiTi wires. **Corrosion Science**, v. 56, p.158-167, 2012a.

CHAN, C. W. MAN, H. C. YUE, T. M. Susceptibility to stress corrosion cracking of NiTi laser weldments in Hank's solution. **Corrosion Science**, v. 57, p.260-269, 2012b.

CHAN, C. W. MAN, H. C. YUE, T. M. Susceptibility to environmentally induced cracking of laser-welded NiTi wires in Hank's solution at open-circuit potential. **Materials Science and Engineering A**, v. 544, p.38-47, 2012c.

CHAN, C. W.; MAN, H. C. Reduction of environmentally induced cracking of laser-welded shape memory NiTi wires via post-weld heat-treatment. **Materials Science and Engineering A**, v. 588, p.388-394, 2013.

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

CHANG, L.; READ, T. Plastic Deformation And Diffusionless Phase Changes In Metals - the Gold-Cadmium Beta-phase. **Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers**, v. 191, p. 47-52, 1951.

COLOMBARI, R. R. **Aplicação de delineamento de experimentos para o processo de solda à projeção**. 2004. 119f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção). Programa de Pós-graduação em Engenharia de Produção, Universidade Federal de Itajubá – UFI, Itajubá – Minas Gerais.

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

DUERIG, T.; PELTON, A.; STÖCKEL, D. An Overview of Nitinol Medical Applications. **Materials Science and Engineering A**, v. 273, p.149-160, 1999.

EIJK, C. V. D.; FOSTERVOLL, H.; SALLOM, Z. K.; AKSELSEN, O. M. Plasma Welding of NiTi to Nitinol, stainless steel and hastelloy C276. In: ASM Materials Solutions 2003 Conference, Pittsburgh (USA), 2003.

FALVO, A. FURGIUELE, F. M. MALETTA, C. Laser Welding of a NiTi Alloy: Mechanical and Shape Memory Behaviour. **Materials Science and Engineering A**, v. 412, p. 235-240, 2005.

FALVO, A. FURGIUELE, F. M. MALETTA, C. Functional behaviour of a NiTi-welded joint: Two-way shape memory effect. **Materials Science and Engineering A**, v. 481, p.67-650, 2008.

GOMES, U. R. **Otimização do processo de laminação a frio através de planejamentos de experimentos**. 2007. 76f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Industrial). Programa de Pós-graduação em Engenharia Industrial, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro – PUC-Rio, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

GONG, W. H.; CHEN, Y. H.; KE LI, L. M. Microstructure and properties of micro welded joint of TiNi shape memory alloy. **Transactions of nonferrous Metals Society of China**, v. 21, p.2044-2048, 2011.

GUGEL, H. SCHUERMANN, A. THEISEN, W. Laser Welding of NiTi Wires. **Materials Science and Engineering A**, v. 481, p. 668-671, 2008.

HABERLAND, C.; KADKHODAEI, M.; ELAHINIA, M. H. Introduction In: ELAHINIA, M. H. **Shape Memory Alloys Actuators: Design, Fabrication and Experimental Evaluation**. London: John Wiley & Sons, 2016. p.1-43.

HALLUM, D. L.; BAESLACK, W. A. Nature of Grain Refinement in Titanium Alloy Welds by Microcooler Inoculation. **Welding Journal**, v.69, p.326-336.

HOLSBERG, P. W. **Cracking and Porosity in Titanium and Titanium Alloy Weldments**, DTNSRRDC Report, United States Navy. 1979.

HSU, Y. T.; WANG, Y. R.; WU, S. K.; CHEN, C. Effect of CO₂ laser welding on the shape-memory and corrosion characteristics of TiNi alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, p.569-576, 2011.

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

JIANG, F.; LIU, Y.; YANG, H.; LI, L.; ZHENG, Y. Effect of ageing treatment on the deformation behaviour of Ti-50.9 at.% Ni. **Acta Materialia**, v. 57, p.4773-4781, 2009.

KHAN, M. I.; PANDA, S. K.; ZHOU, Y. Effects of welding parameters on the mechanical performance of laser welded nitinol. **Materials Transactions**, v. 49, p.2702-2708, 2008.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Wiley-Interscience, 2003. ISBN 0-471-43491-4.

LAGOUDAS, D. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**. Springer, 2008. ISBN 978-0-387-47685-8.

LONDON, B.; FINO, J.; PELTON, A. R.; MAHONEY, M. Friction stir processing of Nitinol. In: *Friction Stir Welding and Processing III*. Warrendale (USA), 2005.

LUKÁS, P.; SITNER, P.; LUGOVOY, D.; NEOV, D.; CERETTI, M. In situ neutron diffraction studies of the R-phase transformation in the NiTi shape memory alloy. **Applied Physics A: Materials Science and Processing**, v. 74, p.S1121-S1123, 2002.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre: Editado pelo autor, 1996.

MAN, H. C.; ZHAO, N. Q. Enhancing the adhesive bonding strength of NiTi shape memory alloys by laser gas nitriding and selective etching. **Applied Surface Science**, v. 253, p.1595-2000, 2006.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **SOLDAGEM: Fundamentos e Tecnologia**. Editora da UFMG, 2005. ISBN 9788570417480.

MASSALSKI, T.; OKAMOTO, H.; SUBRAMANIAN, P. KACPRZAK, L. Binary Alloy Phase Diagrams. ASM International, 1996.

MIRSHEKARI, G. R.; SAATCHI, A.; KERMANPUR, A.; SADRNEZHAAD, S. K. Laser welding of NiTi shape memory alloy: comparison of the similar and dissimilar joints to AISI 304 stainless steel. **Optics and Laser Technology**, v. 54, p.151-158, 2013.

MODENESI, P. J. **Introdução aos processos de soldagem**. Belo Horizonte – Minas Gerais, 2000. 52p.

MONTGOMERY, D. C. **Design and analysis of experiments**. John Wiley & Sons, 2005. ISBN 978-1118146927.

NEVITT, M. Stabilization of Certain Ti₂Ni-type Phases by Oxygen. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 218, p. 327-331, 1960.

NISHIDA, M.; WAYMAN, C.; HONMA, T. Phase Transformations in a Ti₅₀Ni_{47.5}Fe_{2.5} Shape Memory Alloy. **Metallography**, v. 19, p.99-113, 1986.

ÖLANDER, A. The crystal structure of AuCd. **Zeitschrift Fur Kristallographie**, v. 83, p.145-148, 1932.

OLIER, P.; BARCELO, F.; BECHADE, J.; BRACHET, J.; LEFEVRE, E.; GUENIN, G. Effects of Impurities Content (oxygen, carbon, nitrogen) on Microstructure and Phase Transformation Temperatures of Near Equiatomic TiNi Shape Memory Alloys. **Le Journal de Physique IV**, v. 7, p.143-148, 1997.

OLIVEIRA, J. P.; BARBOSA, D.; BRAZ FERNANDES, F. M.; MIRANDA, R. M. Tungsten Inert Gas (TIG) welding of Ni-rich NiTi plates: functional behavior. **Smart Materials and Structures**, v. 25, p.1-7, 2016.

OTSUKA, K.; REN, X. Recent developments in the research of shape memory alloys. **Intermetallics**, v. 7, p.511-528, 1999

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**. Cambridge University Press, 1998. ISBN 0-521-44487-X.

PHILLIPS, D. H. **Welding Engineering: An Introduction**. John Wiley & Sons, 2016. ISBN 9781118766446.

POPESCU, M.; MARTA, C.; MITELEA, I.; MAGDA, A.; DOROHOI, C. **General problems when joining shape memory alloys**. Disponível em: http://imtuoradea.ro/auo.fmte/files-2009/TCM_files/POPESCU%20Mihaela2.pdf. Acessado em: 10/11/2013.

POUQUET, J.; MIRANDA, R. M.; QUINTINO, L. Dissimilar laser welding of NiTi to Stainless Steel. **International Journal of Advanced Manuf. Technology**, v. 61, p.205-212, 2012.

QIU, X.; SUN, CD.; LI, M.; LIU, W. Microstructures and properties of welded joint of TiNi shape memory alloy and stainless steel. **Transactions of Nonferrous Metallurgy Society of China**, v. 12, p.475-479, 2004.

QUINTINO, L.; MIRANDA, R. M. Welding Shape Memory Alloys with Nd: YAG Lasers. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, p.210-217, 2012.

REIS, R. P. B.; DE ARAÚJO, C. J.; SILVA, L. A. R.; QUEIROGA, S. L. M. Desenvolvimento de um sistema de medição da variação de resistência elétrica em função da temperatura: aplicação a caracterização de ligas com memória de forma. In: IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (IV CONEM), Recife (Brasil), 2006.

REIS, R. P.; SCOTTI, A. **Fundamentos e prática da soldagem a plasma**. Artiliber, 2007.

RICE, C. Shape Memory Alloys, Applications. In: **Encyclopedia of Smart Materials**. Freemont: John Wiley & Sons, 2002.

RODRIGUES, L. F. A.; AMORIM, F. A.; MARQUES, J. V. Q.; ARAÚJO, C. J. Comportamento mecânico de fios de liga com memória de forma Ni-Ti soldados por pulsos de TIG: Influência do tratamento térmico de pré-soldagem. In: 21^o CBECIMAT. Cuiabá (Brasil), 2014.

RODRIGUES, L. F. A. **Microsoldagem por pulsos de GTAW em fios de ligas com memória de forma Ni-Ti**. 2016. 146f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande-UFCG, Campina Grande – Paraíba.

RODRIGUES, M. I.; IEMMA, A. F. **Planejamento de Experimentos & Otimização de Processos**. Cárita Editora, 2009. ISBN 85-98389-03-X.

SABURI, T.; TATSUMI, T.; NENNO, S. Effects of Heat Treatment on Mechanical Behavior of Ti–Ni Alloys. **Le Journal de Physique Colloques**, v. C4, p.261-266, 1982.

SABURI, T. Ti–Ni Shape Memory Alloys. In: OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. (Ed.). **Shape Memory Materials**. Cambridge: Cambridge University Press; 1999, p.49–96.

SATO, A., Shape memory and physical properties to Fe-Mn-Si alloys, In: Proceeding of the MRS International Meeting on Advanced Materials – Shape Memory Materials, Tokyo (Japan), 1988.

SCHLOSSMACHER, P.; HASS, T.; SCHUSSLER, A. Laser-Welding of a Ni-Rich TiNi Shape Memory Alloy: Mechanical Behavior. **Journal de Physique IV**, v. 4, p.251-256, 1997.

SEVILLA, P.; MARTORELL, F.; LIBENSON, C.; PLANELL, J. A.; GIL, F. J. .Laser Welding of NiTi Orthodontic Archwires for Selective Force Application. **Journal of Materials Science: Materials Medical**, v. 19, p 525-529, 2008.

SILVA, J. G. V.; ARAUJO, C. J.; GRASSI, E. N. D. Comportamento Termomecânico de Fios NiTiNOL Microsoldados por Descarga capacitiva: Um Estudo Experimental. In: VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (VI CONEM). Campina Grande (Brasil), 2010.

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

TAM, B. **Micro-Welding of Nitinol Shape Memory Alloy**. 2010. 96f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, University of Waterloo, Waterloo – Ontario, Canadá.

THOMPSON, A. W.; CHESNUTT, J. C. Identification of a fracture mode: the tearing topography surface, **Metallurgy Transactions**, v. 10A, p.1193-1196, 1979.

TORIBIO, J.; LANCHA, A. M.; ELICES, M. The tearing topography surface as the zone associated with hydrogen embrittlement processes in pearlitic steel, **Metallurgy Transactions**, v. 23, p.1573-1584, 1992.

TREVISAN, R. E.; SCHWEMMER, D. D.; OLSON, D. L. The Fundamentals of Weld Pore Formation In: OLSON, D. L (Ed.). **Welding: Theory and Practice**, New York: Elsevier, 1990. p79-115.

TUISSI, A.; BESSEGHINI, S.; RANUCCI, T.; SQUATRITO, F.; POZZI, M. Effect of Nd:YAG laser welding on the functional properties of the Ni-49.6 at.%Ti. **Materials Science and Engineering A**, v. 273, p. 813-817, 1999.

VAN HUMBEECK, J. Shape Memory Alloys: A Material and a Technology. **Advanced Engineering Materials**, v. 3, p.837-850, 2001.

VONDROUS, P.; KOLARIK, L.; KOLARIKOVA, M. Plasma arc welding of NiTi and 304 Steel. In: 23rd International DAAAM Symposium. Vienna (Austria), 2012.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H.; Soldagem: Processos e Metalurgia, Edgard Blücher, 2000. ISBN 8521202385.

WANG, F.; BUEHLER, W.; PICKART, S. Crystal Structure and a Unique Martensitic Transition of TiNi. **Journal of Applied Physics**, v. 36, p.3232-3239, 1965.

WANG, W.; YANG, X.; LI, H.; CONG, F.; LIU, Y. Effect of laser welding parameters on formation of NiTi shape memory alloys welds. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2014, p.1-8, 2014.

YAN, X. J.; YANG, D. Z.; QI, M. Rotating-bending fatigue of a laser-welded superelastic NiTi alloy wire. **Materials Characterization**, v. 57, p.68-63, 2006a.

YAN, X. J.; YANG, D. Z.; LIU, X. P. Electrochemical behavior of YAG laser-welded NiTi shape memory alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 16, p.572-576, 2006b.

YAN, Z.; CUI, L.; ZHENG, Y. Microstructure and martensitic transformation behaviors of explosively welded NiTi/NiTi Laminates. **Chinese Journal of Aeronautics**, v. 20, p.168-171, 2007a.

YAN, X. J.; YANG, D. Z.; LIU, X. P. Influence of heat treatment on the fatigue life of a laser welded NiTi alloy wire. **Materials Characterization**, v. 58, p.262-266, 2007b.

YAN, X. J.; YANG, D. Z.; LIU, X. P. Corrosion behavior of a laser-welded NiTi shape memory alloy. **Materials Characterization**, v. 58, p.623-628, 2007c.

YANG, D.; JIANG, H. C.; ZHAO, M. J.; RONG, L. J. Effect of post-weld annealing on microstructure and properties of NiTi welding joints. **Materials Research Innovations**, v. 18, p.588-591, 2014.

ZENG, Z.; YANG, M.; OLIVEIRA, J. P.; SONG, D.; PENG, B. Laser welding of NiTi shape memory alloy wires and tubes for multi-functional design applications. **Smart Materials and Structures**, v. 25, p.1-11, 2016.

ZHAO, X. K.; WANG, W.; CHEN, L.; LIU, F.; CHEN, G.; HUANG, J.; ZHANG, H. Microstructures of cerium added laser weld of a NiTi alloy. **Materials Letters**, v. 62, p.1551-1553, 2008a.

ZHAO, X. K.; WANG, W.; CHEN, L.; LIU, F.; CHEN, G.; HUANG, J.; ZHANG, H. Two-stage superelasticity of a Ce-added laser-welded TiNi alloy. **Materials Letters**, v. 62, p.3539-3541, 2008b.

ZHAO, X. K.; LAN, L.; SUN, H.; HAUNG, J. H.; ZHANG, H.; WANG, Y. Mechanical properties of additive laser welded NiTi alloy. **Materials Letters**, v. 64, p.628-631, 2010.

ZHENG, Y.; JIANG, F.; LI, L.; YANG, H.; LIU, Y. Effect of ageing treatment on the transformation behaviour of Ti-50.9 at.% Ni alloy. **Acta Materialia**, v. 56, p. 736-745, 2008.

APÊNDICE

Na tabela abaixo são apresentadas a energia média de soldagem líquida em cada uma das condições de soldagem e suas réplicas por processo utilizado.

Condição de Soldagem	Processo de Soldagem		
	GTAW	PAW	LBW
	H (J/mm)	H (J/mm)	H (J/mm)
C1	102,7	76,8	18,0
C2	151,7	91,2	22,0
C3	105,2	70,4	10,8
C4	155,7	81,1	13,2
C5	112,9	73,6	18,0
C6	154,7	85,1	22,0
C7	106,9	78,1	10,8
C8	173,5	93,2	13,2

A tabela abaixo apresenta os valores do teste de ANOVA para a falta de ajuste dos modelos, caso os valores de $F_{\text{calculado}}$ sejam menores que os valores de F_{tabelado} os modelos são ditos ajustados. Portanto, todos os modelos desenvolvidos nesta tese são ajustados e estatisticamente significativos e podem ser utilizados para fins preditivos.

	Processo de Soldagem	LMF de NiTi	$F_{\text{calculado}}$	F_{tabelado}	Modelo
Modelo do Limite de Resistência (σ_{rup})	GTAW	Austenítica	0,65	3,36	AJUSTADO
		Martensítica	0,69	8,74	AJUSTADO
	PAW	Austenítica	0,09	3,37	AJUSTADO
		Martensítica	1,12	3,37	AJUSTADO
	LBW	Austenítica	0,52	3,37	AJUSTADO
		Martensítica	1,12	3,37	AJUSTADO
Modelo da Máxima Deformação (ϵ_{tot})	GTAW	Austenítica	0,75	3,37	AJUSTADO
		Martensítica	1,05	4,74	AJUSTADO
	PAW	Austenítica	0,25	3,37	AJUSTADO
		Martensítica	1,09	4,74	AJUSTADO
	LBW	Austenítica	0,02	3,36	AJUSTADO
		Martensítica	1,00	3,37	AJUSTADO